

Запорізький національний технічний університет

НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

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

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

2'2008

НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ

ВИХОДИТЬ ДВІЧІ НА РІК

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
2008

Журнал «Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні» видається з 1997 року. Він входить до переліку наукових фахових видань України, в яких можуть публікуватися результати дисертаційних робіт на здобуття наукових ступенів доктора і кандидата технічних наук.

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

- теорія будови та структурних змін у металах, сплавах та композитах. Вплив термічної, хіміко-термічної та термомеханічної обробки на характер структури і фізико-механічні властивості матеріалів;
- конструкційні та функціональні матеріали. Механічні властивості сталей, сплавів та композитів. Технологічне забезпечення надійності та довговічності деталей енергетичних установок. Методи механічного оброблення. Технології зміцнювальних обробок. Характеристики поверхневих шарів та захисних покриттів деталей машин і виробів;
- металургійне виробництво. Теплофізика та теплоенергетика. Ресурсозберігальні технології. Порошкова металургія. Промтранспорт. Раціональне використання металів;
- механізація, автоматизація та роботизація. Вдосконалення методів дослідження та контролю якості металів. Моделювання процесів у металургії та машинобудуванні.

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Головний редактор:

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

Заступники гол. редактора:

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

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

Члени редколегії:

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

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

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

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

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

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

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

д-р техн. наук С. Жаткош (Польща)

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

д-р техн. наук В. В. Аверін (ІММ) Росія

д-р техн. наук Б. Б. Винокур (США)

д-р техн. наук А. Л. Геллер (Німеччина)

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

д-р техн. наук О. С. Комаров (Білорусь)

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

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

д-р фіз.-мат. наук Ж. Бюлябуа (Німеччина)

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

д-р техн. наук Я. Кундрак (Угорщина)

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

д-р техн. наук Я. Гловня (Польща)

д-р техн. наук А. Федоришин (Польща)

д-р техн. наук М. І. Гасик (НМетАУ), Україна

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

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

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

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

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

Редакційно-видавнича рада:

С. Б. Беліков, В. Ю. Ольшанецький, Ю. М. Внуков, К. С. Бондарчук, Н. М. Кобзар, В. К. Єршова, Н. О. Савчук, А. Ю. Петруша, 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 приймає рішення щодо можливості їх опублікування. Рукописи не повертаються.

Рекомендовано до видання вченою радою Запорізького національного технічного університету, протокол № 3 від 10 листопада 2008 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

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

E-mail: rsv@zntu.edu.ua

Журнал «Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении» издается с 1997 года. Он входит в список научных профессиональных изданий Украины, в которых могут публиковаться результаты диссертационных работ на получение научных степеней доктора и кандидата технических наук.

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 В. С. Попов (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук Б. П. Середа (ЗГИА), Украина
д-р техн. наук В. Ф. Терентьев (МГТУ), Россия
д-р техн. наук С. Т. Милейко (ИФТТ), Россия
д-р техн. наук С. Жаткош (Польша)
д-р техн. наук В. А. Богуслаев («Мотор Сич»), Украина
д-р техн. наук В. В. Аверин (ИММ), Россия
д-р техн. наук Б. Б. Винокур (США)
д-р техн. наук А. Л. Геллер (Германия)
д-р техн. наук В. И. Мазур (НМетА), Украина
д-р техн. наук О. С. Комаров (Беларусь)

д-р техн. наук А. Я. Качан (ЗНТУ), Украина
д-р физ.-мат. наук С. В. Лоскутов (ЗНТУ), Украина
д-р физ.-мат. наук Ж. Бюлябуа (Германия)
д-р техн. наук Л. Р. Вишняков (ИПМ НАН), Украина
д-р техн. наук Я. Кундрак (Венгрия)
д-р физ.-мат. наук В. И. Пожуев (ЗГИА), Украина
д-р техн. наук Я. Гловня (Польша)
д-р техн. наук А. Федоришин (Польша)
д-р техн. наук М. И. Гасик (НМетАУ), Украина
д-р техн. наук Э. И. Цивирко (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук А.Ш. Асатурян (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук Ю. Ф. Терновой (УкрНИИ Спецсталь), Украина
д-р техн. наук Л. И. Ивченко (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук В. А. 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, А. Ю. Петруша, Н. Л. Мясников, Н. И. Высоцкая

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

Рекомендовано к изданию ученым советом Запорожского национального технического университета, протокол № 3 от 10 ноября 2008 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

Адрес редакции: 69063, Запорожье, ул. Жуковского, 64, тел.: (061) 769-82-96 – редакционно-издательский отдел
E-mail: rvv@zntu.edu.ua

До відома авторів

Журнал «Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні» занесено до переліку наукових видань України, в яких можуть публікуватися результати дисертаційних робіт на здобуття вчених ступенів доктора і кандидата технічних наук. **Передплатний індекс журналу за каталогом 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 – 20мм.

Структура статті

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

Розмір статті – до 0,5 авторського аркуша.

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

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

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

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

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

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

Анотація

Обсяг анотації не повинен перевищувати 40 слів.

Ілюстрації

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

ВИКОНАННЯ ІЛЮСТРАЦІЙ РЕДАКТОРОМ MICROSOFT

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

Таблиці

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

Формули

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

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

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

Перелік посилань

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

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

До редакції журналу слід подати:

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

СТАТТІ, ЯКІ НЕ ВІДПОВІДАЮТЬ ВКАЗАНИМ ВИМОГАМ, НЕ РОЗГЛЯДАЮТЬСЯ.

Адреса редакції: 69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64, ЗНТУ, редакція журналу.
Тел.: (061) 769-82-96 – редакційно-видавничий відділ.

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

ЗМІСТ

I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

<i>Педаш О.О., Цивірко Е.І.</i> КОМБІНОВАНЕ МОДИФІКУВАННЯ РАФІНОВАНОГО ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ ЗМІЗУ-ВІ	8
<i>Носенко М.І., Павлов В.О., Ляшенко О.П.</i> ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ПОРОШКОВИХ КОНСТРУКЦІЙНИХ ТИТАНОВИХ МАТЕРІАЛІВ ПРИ ГАРЯЧОМУ ШТАМПУВАННІ	14
<i>Вишняков Л.Р., Мазная А.В.</i> ВЛИЯНИЕ МЕХАНО-ХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ VN-SiAlON	16
<i>Середа Б.П., Кругляк И.В., Белоконь Ю.А.</i> ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ВЫСОКОУГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛАХ, ПОЛУЧЕННЫХ В УСЛОВИЯХ СВС	21
<i>Шаломеев В.А.</i> ВЛИЯНИЕ ЦЗМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Мп-5	24
<i>Шаломеев В.А., Пархоменко А.В., Цивірко Е.І.</i> ОПТИМІЗАЦІЯ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ МАГНІЄВОГО СПЛАВУ Мп-5 ДЛЯ ВІДПОВІДАЛЬНОГО ЛИТТЯ	28
<i>Ольшанецкий В.Е.</i> ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ПАРЦИАЛЬНЫХ ХИМИЧЕСКИХ ПОТЕНЦИАЛОВ КОМПОНЕНТОВ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СИСТЕМ ПРИ ОПИСАНИИ ФАЗОВЫХ РАВНОВЕСИЙ	34

II КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

<i>Мастиневский Ю.В., Засовенко А.В.</i> НЕСТАЦИОНАРНОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ ОДНОПРОЛЕТНОЙ БАЛКИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПОДВИЖНОЙ НАГРУЗКИ	40
<i>Шульга А.И., Червоный И.Ф., Егоров С.Г.</i> ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ОХЛАЖДЕНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ АЛЮМИНИЕВОЙ КАТАНКИ	44
<i>Дубина В.І., Широкобоков В.В.</i> ТЕПЛОВИЙ ЕФЕКТ ПРИ ЗВОРОТНОМУ ВИТИСКАННІ ПОРОЖНИСТИХ ВИРОБІВ	47

III ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

<i>Григорьев С.М., Остапенко В.В.</i> СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МЕТОДА ОПРЕДЕЛЕНИЯ СТЕПЕНИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ МОЛИБДЕНОВОГО КОНЦЕНТРАТА	51
<i>Наумик В.В.</i> ПОЛУЧЕНИЕ КАЧЕСТВЕННЫХ ОТЛИВОК И СЛИТКОВ ИЗ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ КРАТНОМ ИСПОЛЬЗОВАНИИ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ УПРАВЛЯЕМОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ	55

<i>Григорьев С.М., Петрищев А.С.</i> ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПОЛУЧЕНИЯ И ИСПОЛЬЗОВАНИЯ СПЛАВОВ ДЛЯ ЛЕГИРОВАНИЯ И РАСКИСЛЕНИЯ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ	61
<i>Чигарев В.В., Пирч И.И., Чейлях Я.А.</i> СОЗДАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СОСТОЯНИЙ И ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ХРОМИСТЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ПЛАЗМЕННОЙ И ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКАМИ	67
<i>Шейченко Г.В., Чейлях А.П.</i> ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В КОНСТРУКЦИЯХ ИЗ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ	71
<i>Косинский В.В.</i> АНАЛИЗ ПОВЕДЕНИЯ ПОРИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОСНОВ ПРИ ИЗОСТАТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ЖИДКОСТЯМИ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ	76

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІІ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

<i>Агафонов С.А., Костюшко И.А.</i> ОБ АСИМПТОТИЧЕСКОЙ УСТОЙЧИВОСТИ ГИРОСКОПИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ С ДВУМЯ СТЕПЕ- НЯМИ СВОБОДЫ ПРИ ДЕЙСТВИИ НЕЛИНЕЙНЫХ СКОРОСТНЫХ И ПОЗИЦИОННЫХ СИЛ	85
<i>Сидоренко О.Г., Федорова И.П., Сухой А.П.</i> УТОЧНЕНИЕ МЕТОДИКИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ НАИМЕНЬШЕЙ ВЕЛИЧИНЫ РЕАЛЬНОГО ЗАРОДЫША НОВОЙ ФАЗЫ	88
<i>Шаповалова О.М., Бабенко Е.П.</i> ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА НА ПРОЦЕСС НАСЫЩЕНИЯ ГАЗАМИ ТИТАНОВЫХ ПОРОШКОВ	93
<i>Данильченко Д.В., Мاستиновский Ю.В., Пажуева И.С.</i> НЕЛИНЕЙНОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ СОСТАВНОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ОБОЛОЧКИ	98
<i>Чигиринський В.В., Шевченко В.Г.</i> ПРО ДЕЯКІ ОСОБЛИВОСТІ ГАРМОНІЙНИХ ФУНКЦІЙ В ТЕОРІЇ ПРУЖНОСТІ	102
<i>Яковлева А.Г., Камель Г.И.</i> ВЫБОР НЕТРАДИЦИОННОГО ПРОМЫШЛЕННОГО ТРАНСПОРТА ДЛЯ НЕПРЕРЫВНОЙ ВАРКИ ЦЕЛЛЮЛОЗЫ И ПОЛУЦЕЛЛЮЛОЗЫ	106
<i>Шамровський О.Д., Безверхий А.И., Кривуляк В.В.</i> МЕТОД ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНЫХ ПРИБЛИЖЕНИЙ ДЛЯ РАСЧЕТА СТЕРЖНЕВЫХ СИСТЕМ	110
<i>Кубич В.И., Ивченко Л.И., Цоцорин С.Ю.</i> МИКРОМЕТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОВЕРХНОСТИ КАК ФАКТОР ВЛИЯНИЯ НА РЕАЛИЗАЦИЮ ИЗБИРАТЕЛЬНОГО ПЕРЕНОСА В ТРИБОСОПРЯЖЕНИИ «ШЕЙКА-ПОКРЫТИЕ- ВКЛАДЫШ»	119
<i>Мастиновский Ю.В., Паршуков А.В.</i> УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИЕ ВОЛНЫ В СТЕРЖНЕ, СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА КОТОРОГО ЗАВИСЯТ ОТ СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ	126
<i>Чумаченко Я.В., Левицкая Т.И.</i> К РАСЧЕТУ КОЭФФИЦИЕНТОВ ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЙ В ЗАДАЧАХ КРУЧЕНИЯ ПОЛИГОНАЛЬНЫХ СТЕРЖНЕЙ, ОСЛАБЛЕННЫХ ПРОДОЛЬНЫМИ РАЗРЕЗАМИ	130

Максимов А.Б.
ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ СТАЛЬНЫХ СТЕРЖНЕЙ 133

V МЕХАНІЗАЦІЯ, АВТОМАТИЗАЦІЯ ТА РОБОТИЗАЦІЯ

Мартовицький Л.М., Сочава А.І., Кугай Д.В.
ЛІНІЇ ВПЛИВУ ДЛЯ СИСТЕМ ІЗ ЗМІННОЮ СТАТИЧНОЮ ВИЗНАЧЕНІСТЮ 137

Бабушкін Г.Ф., Омельченко О.Д., Артемчук С.О.
ПОПИТ НА ПЕРЕВЕЗЕННЯ В УМОВАХ ЛОГІСТИЧНИХ СИСТЕМ З ПРЯМИМИ ЗВ'ЯЗКАМИ 140

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

Веренев В.В., Коренной В.В., Даличук А.П., Мацко С.В., Симененко О.В., Яценко В.А.
СТАТИСТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ НАГРУЗОК В КЛЕТЯХ ШПС 1680 145

Жучков С.М., Кузьмичев В.М., Перков О.Н.
К ВОПРОСУ О ЗАМЕНЕ ЛИТЫХ ЦЕНТРОВ ЛОКОМОТИВНЫХ КОЛЕС НА КАТАНЫЕ 148

Плескач В.М., Ольшанецкий В.Ю.
СКЛАДНІ ВИПАДКИ ВИКОРИСТАННЯ УКРАЇНСЬКИХ НАУКОВО-ТЕХНІЧНИХ ТЕРМІНІВ 150

Мазин В.А.
НОВЫЙ ПОДХОД К ОЦЕНКЕ КАЧЕСТВА ТЕПЛООВОГО ДВИГАТЕЛЯ 153

Коляда А.Ф., Климов С.И., Овсяник Г.К.
ПУТИ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ МОТОР-РЕДУКТОРОВ, РАБОТАЮЩИХ В УДАРНОМ РЕЖИМЕ 156

Винокур Б.Б.
РАЗВИТИЕ ОБЩЕСТВА И МЕТАЛЛЫ. ЕВРОПА В СРЕДНИЕ ВЕКА 158

Самойлов В.Є., Бялік Г.А.
МОДИФІКУВАННЯ ЛИТОЇ КОНСТРУКЦІЙНОЇ СТАЛІ 160

I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 669.014.018.44

О. О. Педаш¹, д-р техн. наук Е. І. Цивірко²

¹ ВАТ «Мотор-Січ», ² Національний технічний університет м. Запоріжжя

КОМБІНОВАНЕ МОДИФІКУВАННЯ РАФІНОВАНОГО ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ ЗМІЗУ-ВІ

Досліджували вплив різних способів покращення структури та властивостей жароміцного нікелевого сплаву ЗМІЗУ-ВІ. Оцінювали вплив високотемпературної обробки розплаву (ВТОР), поверхневого модифікування алюмінатом кобальту та об'ємного модифікування цирконієм (~0,15 %, мас.) на структуру та властивості як окремо, так і в комплексі. Встановлено, що найкращий вплив на структурний стан та механічні властивості сплаву ЗМІЗУ-ВІ чинить об'ємне та комбіноване (з поверхневим алюмінатом кобальту) модифікування цирконієм розплаву після ВТОР.

Серед методів покращення структурної однорідності жароміцних сплавів певного розповсюдження набула високотемпературна обробка розплаву (ВТОР). Відомо, що розплав після ВТОР характеризується більшим переохолодженням перед кристалізацією (40-50 °С порівняно з 7-10 °С при звичайній технології) [1]. Це явище може бути пояснено двома причинами: більшою однорідністю розплаву перед кристалізацією й високим його очищенням від неметалевих включень. У зв'язку з відсутністю в науковій літературі даних з модифікування рафінованих нікелевих сплавів були проведені спеціальні дослідження.

У цій роботі вивчали вплив модифікування попередньо рафінованого розплаву на структуру й властивості виливків зі сплаву ЗМІЗУ-ВІ.

Розглядали 4 варіанти модифікування двох типів шихти – звичайної й після ВТОР: 1 – без модифікування, 2 – об'ємне модифікування цирконієм, 3 – поверхнєве модифікування алюмінатом кобальту, 4 – комбіноване модифікування (одночасно цирконієм і алюмінатом кобальту).

Сплав ЗМІЗУ-ВІ (елементи ливникової системи та первинний брак виливків) після попереднього очищення проходив ВТОР на установці ВИП-10 за наступною технологією: після нагрівання розплаву до температури 1600±20 °С й при залишковому тиску 0,66-1,33 Па в робочий простір печі вводили аргон марки А до тиску 1·10⁴ Па, нагрівали розплав до температури 1800±20 °С й витримували при цій температурі 10 хв. Надалі понижували температуру металу до 1600±20 °С й заливали у металеву форму для отримання заготовки Ø 60 мм й вагою ~10 кг, від верхньої частини якої, відрізали метал з усадковою раковиною вагою 2-2,2 кг.

На установці УППФ-3М шихту й заготовку вагою ~8 кг розплавляли в основному тиглі, розплав нагрівали до температури 1580±10 °С й за 1,5-2 хв. до зливання присаджували крізь завантажувальний пристрій, загорнутий у алюмінієву фольгу чистий металевий цирконій (0,10-0,15 %) на дзеркало металу. При залишковому тиску в печі 0,665 Па й температурі розплаву 1550 °С заливали електрокорундові керамічні форми, отримані за витоплюваними моделями й нагріті до 950±10 °С. Характерною особливістю цих форм була наявність у першому шарі алюмінату кобальту.

Від дослідного металу були підготовлені зразки для проведення хімічного й газового аналізів, вивчення макро- й мікроструктури, визначення механічних властивостей при кімнатній температурі і тривалій міцності.

Хімічний склад визначали методами спектрального й хімічного аналізів. Вміст кисню й азоту визначали на газоаналізаторі «ON-900» фірми «ELTRA» методом вакуумплавлення.

Макроструктуру виявляли методом хімічного травлення в реактиві, що складався з 80 %HCl й 20 %H₂O₂.

Мікроструктуру сплаву вивчали після термічної обробки (нагрівання до температури 1180±10 °С, витримка 4 години, зниження температури до 1050±10 °С, витримка 2 години, охолодження - на повітрі + Старіння 850±10 °С, витримка 16 годин) методами якісної й кількісної (метод Л та П ГОСТ 1778-70) металографії на нетравлених та протравлених електролітично в реактиві Р18 (10 г лимонної кислоти, 10 г сірчанокисло-го амонію й 1200 мл. води) шліфах.

Мікроструктуру сплаву вивчали також за допомогою растрового електронного мікроскопа JSMT-300 при збільшенні ×10000.

Механічні властивості сплаву ЗМІЗУ-ВІ при 20 °С визначали на розривній машині ZDM -30 відповідно до ГОСТ 1497-85. Тривалу міцність випробовували на машині АИМ А-5-2 за ГОСТ 10145-81 при 850 °С й напруженні 350 МПа, а також при 800 °С й напруженні 420 МПа.

Хімічний склад сплаву ЗМІЗУ-ВІ дослідних варіантів повністю відповідає нормам НТД за кобальтом, вольфрамом, алюмінієм, титаном (табл. 1). Спостерігалось відхилення від норми за вуглецем (переважно

нижче від норм), хромом (нижче норм після ВТОР), молібденом (переважно вище від норм). У досліджуваних варіантах отримали за розрахунком ~0,14-0,18% цирконію. Модифікування цирконієм сприяло помітному очищенню сплаву від азоту (його вміст знизився майже у 5 разів) (рис. 1). Попередня ВТОР знизила його вміст у 2-2,5 рази. Встановлено, що досліджувані технології не вплинули на вміст кисню, який знаходився на рівні 22-42 ppm.

Таблиця 1 – Хімічний склад сплаву ЗМІЗУ-ВІ дослідних варіантів модифікування

Шихта	Варіант модифікування	Масова частка елементів, %									
		С Ч 10 ⁻²	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Nb	В Ч 10 ⁻³	Zr Ч 10 ⁻³
Звичайна	Без модифікування	4,4	12,8	5,08	1,29	7,28	3,93	4,16	0,88	17	8,1
	Об'ємне Zr	8,0	13,0	5,68	1,12	7,26	4,07	4,20	0,43	21	144
	Поверхнєве CoO·Al ₂ O ₃	4,5	13,1	5,04	1,26	7,27	3,88	4,09	0,88	17	7,0
	Комбіноване Zr + CoO·Al ₂ O ₃	8,2	13,4	5,65	1,10	7,21	3,70	4,06	0,43	21	142
Після ВТОР	Без модифікування	5,8	11,7	4,84	1,29	7,68	3,75	4,05	1,34	20	6,8
	Об'ємне Zr	1,8	12,3	4,15	1,34	7,38	3,38	4,12	1,31	21	177
	Поверхнєве CoO·Al ₂ O ₃	5,9	11,3	4,79	1,26	7,47	4,17	4,14	1,34	20	6,5
	Комбіноване Zr + CoO·Al ₂ O ₃	2,0	11,9	4,09	1,32	7,20	3,73	4,19	1,31	21	175
Норми		7,0	12,5	4,0	0,5	6,5	2,8	4,0			
НТД		–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
		15,0	14,0	6,0	1,25	8,0	4,0	5,5			

Вміст домішок, %: Si = 0,11-0,15; Mn = 0,02-0,03; Bi, Sn, S, P, <0,0005

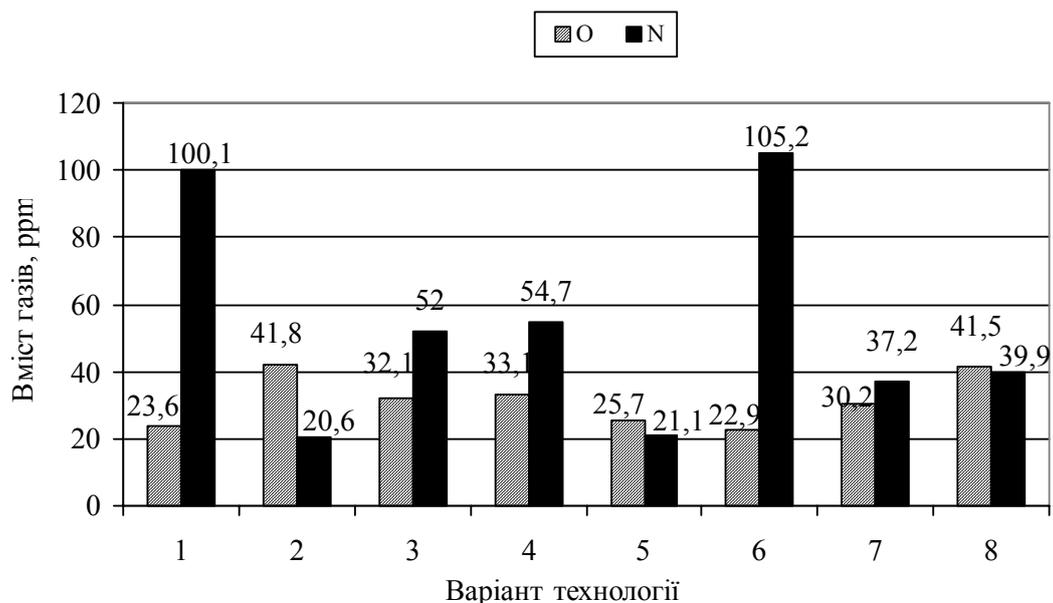


Рис. 1. Вміст азоту й кисню в сплаві ЗМІЗУ-ВІ дослідних варіантів модифікування:

1 – без модифікування; 2 – поверхнєве; 3 – ВТОР; 4 – ВТОР + поверхнєве; 5 – об'ємне; 6 – комбіноване; 7 – ВТОР + об'ємне; 8 – ВТОР + комбіноване

Дослідженням макроструктури установили, що поверхневе і комбіноване модифікування сприяло значному зниженню середнього розміру макрозерна у всіх досліджуваних варіантах (табл. 2). При цьому зерна мали рівноважну форму (рис. 2). Після ВТОР на периферії вилівка спостерігали деяку кількість стовбчастих зерен. Зі збільшенням товщини вилівка ця дія була меншою. Після поверхневого модифікування спостерігали спрямовані до центру вилівка стовбчасті зерна. Більш сильне подрібнення спостерігали після комбінованого модифікування обох видів шихти. Серед варіантів без поверхневого модифікування більш сильне подрібнення спостерігали після об'ємного модифікування цирконієм звичайної шихти та після окремої ВТОР. При цьому в структурі виявляли різнозернистість, коли всередині вилівка фіксували крупні зерна, а ближче до краю – дрібні.

Така дія пояснюється здатністю цирконію покращувати стан меж зерен (через свій більший атомний радіус, ніж у нікеля), а частинки алюмінату кобальту з поверхні керамічної форми слугують додатковими центрами кристалізації. Такий комплекс модифікування сприяє збільшенню швидкості утворення центрів кристалізації. Про це також свідчать дані про відстані між осями дендритів другого порядку. Так, у нерафінованому сплаві спостерігали їх зменшення з 47,5 до 30,0 мкм після комбінованого модифікування (табл. 2). У рафінованому розплаві цей параметр не зазнав суттєвих змін.

Мікроструктурний аналіз показав, що в структурі сплаву ЗМІЗУ-ВІ основними фазами були: γ -твердий розчин на основі нікелю (матриця сплаву), інтерметалідна γ' -фаза типу $Ni_3(Al, Ti)$, карбіди типу MeC , карбонітриди $Me(C, N)$, а також надлишкова евтектична ($\gamma-\gamma'$)-фаза.

Металографічними дослідженнями встановили, що у варіанті без модифікування карбіди являли собою дрібні частинки із середнім розміром 4,13 мкм (табл. 2), сферичної і шрифтової морфології. Розподіленням карбідів за розмірними групами встановили понижену кількість карбідів після ВТОР і модифікування цирконієм (табл. 3). У цьому випадку після комбінованого модифікування фіксували $\sim 60\%$ карбідів із розмірами меншими 1 мкм, що в свою чергу викликало зменшення їх середнього розміру, що можливо пов'язано із пониженим вмістом вуглецю внаслідок його вигорання при ВТОР) (табл. 1). В інших варіантах карбіди являли собою переважно сферичні вклучення і рівномірно розподілялися за розмірними групами. Спостерігали збільшення приблизно у 1,5 рази середнього розміру і індексу після модифікування цирконієм нерафінованого розплаву (табл. 2).

Евтектична ($\gamma-\gamma'$)-фаза після термічної обробки і ВТОР була виявлена на межах зерен переважно витягнутої морфології у вигляді окремих конгломератів. У нерафінованому сплаві вона являла собою округлі вклучення. Об'ємне модифікування цирконієм спричинило значне зменшення її кількості та середнього

Таблиця 2 – Розміри структурних складових у сплаві ЗМІЗУ-ВІ дослідних варіантів модифікування

	Варіант модифікування	Величина макрозерна, мм		Відстань між осями дендритів другого порядку, мкм	Карбіди		$(\gamma-\gamma')$ -фаза		γ' -фаза	
		$\square 10$, мм	$\varnothing 25$, мм		Індекс, $\times 10^{-6}$	Середній розмір, мкм	Індекс, $\times 10^{-6}$	Середній розмір, мкм	Індекс, $\times 10^{-6}$	Середній розмір, мкм
Звичайна	Без модифікування	1,04	1,71	$\frac{35-60}{47,5}$	407,2	4,13	608,3	37,39	504,0	0,281
	Об'ємне Zr	0,63	1,52	$\frac{30-45}{37,5}$	556,8	6,11	164,0	29,63	596,0	0,253
	Поверхневе $CoO \cdot Al_2O_3$	0,45	1,21	$\frac{30-45}{37,5}$	316,8	3,77	681,6	31,36	565,0	0,243
	Комбіноване $Zr + CoO \cdot Al_2O_3$	0,41	1,20	$\frac{22-45}{30,0}$	568,8	6,41	569,0	32,20	520,0	0,269
Після ВТОР	Без модифікування	0,78	1,22	$\frac{20-40}{30}$	379,8	6,80	1310,0	32,17	566,0	0,256
	Об'ємне Zr	0,90	1,59	$\frac{30-45}{30,0}$	99,4	3,42	1359,3	42,65	527,0	0,363
	Поверхневе $CoO \cdot Al_2O_3$	0,46	1,16	$\frac{25-50}{37,5}$	417,8	4,70	970,6	30,50	522,0	0,269
	Комбіноване $Zr + CoO \cdot Al_2O_3$	0,45	0,95	$\frac{22-45}{33,5}$	69,0	2,2	928,3	35,16	345,0	0,359

Примітка. Чисельник – мінімальне й максимальне значення; знаменник – середнє значення

розміру (табл. 2). Після ВТОР спостерігали суттєве зростання її індексу (в 1,5-2 рази). Середній розмір (γ - γ')-фази помітно зменшувався після об'ємного модифікування цирконієм і поверхневого модифікування рафінованого розплаву.

У структурі сплаву виявили скупчення нітридних і карбонітридних включень, що не покращувало структурну однорідність сплаву. Помітному зменшенню їх вмісту сприяла окрема ВТОР і модифікування цирконієм нерафінованого розплаву (табл. 3). У цих випадках фіксували 100 % карбонітридів з розмірами 1-5 мкм. Установили, що після поверхневого модифікування рафінованого розплаву більше 20 % карбонітридів було з розмірами меншими 1 мкм, внаслідок чого зменшувався їх середній розмір з 2,0 мкм до 1,6 мкм.

Електронно-мікроскопічними дослідженнями вивчали інтерметалідну γ' -фазу. У нерафінованому сплаві вона являла собою прямокутні блоки переважно з чотирьох частинок. При цьому спостерігали зменшення їх середнього розміру (табл. 2). Рафінуванням отримали частки переважно округлої морфології в металі всіх варіантів. Середній розмір суттєво зростав після модифікування цирконієм, а індекс – зменшувався.

Дослідженням механічних властивостей установили, що зразки після ВТОР характеризувалися підвищеними границею міцності та текучості (табл. 4). Краще сполучення характеристик пластичності та ударної в'язкості спостерігали після поверхневого модифікування.

Порівняльний аналіз результатів випробування на тривалу міцність при стандартних умовах ($\sigma = 350$ МПа, $T = 850$ °С) показав, що ВТОР та наступне модифікування сприяє підвищенню часу до руйнування (табл. 4). Більший час до руйнування отримали модифікуванням цирконієм (315 годин – після об'ємного, 275 – після комбінованого).

У ході дослідження проводили випробування при нестандартних умовах ($\sigma = 420$ МПа, $T = 800$ °С). Більший час до руйнування отримали після модифікування цирконієм нерафінованого розплаву. Комбіноване модифікування з цирконієм сприяло підвищенню τ_{420}^{800} рафінованого розплаву.

Таким чином, проведені дослідження дозволили сформулювати основні висновки:

1. Внаслідок ВТОР нікелевого сплаву ЗМІЗУ-ВІ знизилася концентрація азоту в ньому. Подальшому очищенню сплаву від азоту сприяли поверхневе модифікування та об'ємне модифікування цирконієм;
2. Поверхневе модифікування алюмінатом кобальту помітно зменшило розміри макрозерна, яке було найбільш дрібним при комбінованому модифікуванні.
3. Модифікування цирконієм сприяло зменшенню розмірів дендритних комірок. При цьому у нерафінованому сплаві спостерігається зменшення вмісту карбонітридів, а також збільшення розмірів карбідів та інтерметалідної γ' -фази (особливо у рафінованому сплаві). Розмір евтектичної (γ - γ')-фази помітно зменшився після поверхневого модифікування.

Таблиця 3 – Вміст та розподілення за розмірними групами карбідів та карбонітридів у сплаві ЗМІЗУ-ВІ дослідних варіантів модифікування

Шихта	Варіант модифікування	Карбіди						Карбонітриди						Вміст включень, об'ємний %, 10^{-5}
		Кількість включень на 100 мм ² площі шліфа						Кількість включень на 100 мм ² площі шліфа						
		Усього	У тому числі за розмірними групами, мкм					Усього	У тому числі за розмірними групами, мкм				Середній розмір включень, мкм	
< 1,0	1,0-2,5		2,6-5,0	5,1-10,0	10,1-20,0	< 1,0	1,0-2,5		2,6-5,0	5,1-10,0				
Звичайна	Без модифікування	<u>984</u> 100,0	<u>156</u> 16,0	<u>286</u> 29,0	<u>264</u> 27,0	<u>224</u> 23,0	<u>54</u> 5,0	<u>13255</u> 100,0	<u>669</u> 5,0	<u>8664</u> 65,4	<u>3922</u> 29,6	–	2,0	5574
	Об'ємне Zr	<u>910</u> 100,0	<u>56</u> 6,0	<u>198</u> 22,0	<u>202</u> 22,0	<u>318</u> 35,0	<u>136</u> 15,0	<u>6992</u> 100,0	–	<u>5411</u> 77,4	<u>1581</u> 22,6	–	2,0	2764
	Поверхневе CoO·Al ₂ O ₃	<u>840</u> 100,0	<u>174</u> 21,0	<u>244</u> 29,0	<u>212</u> 25,0	<u>174</u> 21,0	<u>36</u> 4,0	<u>17784</u> 100,0	<u>4803</u> 27,0	<u>8330</u> 46,8	<u>4651</u> 26,2	–	1,8	6227
	Комбіноване Zr + CoO·Al ₂ O ₃	<u>886</u> 100,0	<u>36</u> 4,0	<u>182</u> 21,0	<u>232</u> 26,0	<u>276</u> 31,0	<u>160</u> 18,0	<u>5137</u> 100,0	–	<u>4347</u> 84,6	<u>760</u> 14,8	<u>30</u> 0,6	1,8	1836
Після ВТОР	Без модифікування	<u>558</u> 100,0	<u>30</u> 5,0	<u>64</u> 12,0	<u>156</u> 28,0	<u>206</u> 37,0	<u>102</u> 18,0	<u>5412</u> 100,0	–	<u>3770</u> 69,7	<u>1642</u> 30,3	–	2,1	2372
	Об'ємне Zr	<u>290</u> 100,0	<u>64</u> 22,0	<u>46</u> 16,0	<u>126</u> 43,0	<u>54</u> 19,0	–	<u>7124</u> 100,0	–	<u>2584</u> 36,3	<u>3800</u> 53,3	<u>740</u> 10,4	2,7	6860
	Поверхневе CoO·Al ₂ O ₃	<u>888</u> 100,0	<u>90</u> 10,0	<u>218</u> 25,0	<u>266</u> 30,0	<u>264</u> 30,0	<u>50</u> 5,0	<u>12525</u> 100,0	<u>2614</u> 21,0	<u>8269</u> 66,0	<u>1642</u> 13,0	–	1,6	3468
	Комбіноване Zr + CoO·Al ₂ O ₃	<u>312</u> 100,0	<u>184</u> 59,0	<u>30</u> 9,0	<u>52</u> 17,0	<u>46</u> 15,0	–	<u>3313</u> 100,0	–	<u>1277</u> 38,6	<u>1246</u> 37,6	<u>790</u> 23,8	2,9	3845

Примітка. Чисельник – кількість включень; знаменник – відносний процент

4. Показники міцності при кімнатній температурі (σ_e , $\sigma_{0.2}$) серед досліджуваних технологій збільшувалися після ВТОР. Краще сполучення показників міцності та пластичності, а також ударної в'язкості забезпечувалось поверхневим модифікуванням рафінованого сплаву. Високу тривалу міцність мав сплав, модифікований цирконієм. Ця тенденція простежується як при стандартних, так і нестандартних умовах випробування.

5. Використання однорідного рафінованого металу покращувало структурний стан сплаву, підвищувало механічні властивості й ефективність наступного модифікування. Об'ємне та комбіноване модифікування цирконієм рафінованого сплаву треба визнати оптимальним варіантом технології, яка забезпечує більший рівень властивостей виливків із жароміцного сплаву ЗМІЗУ-ВІ.

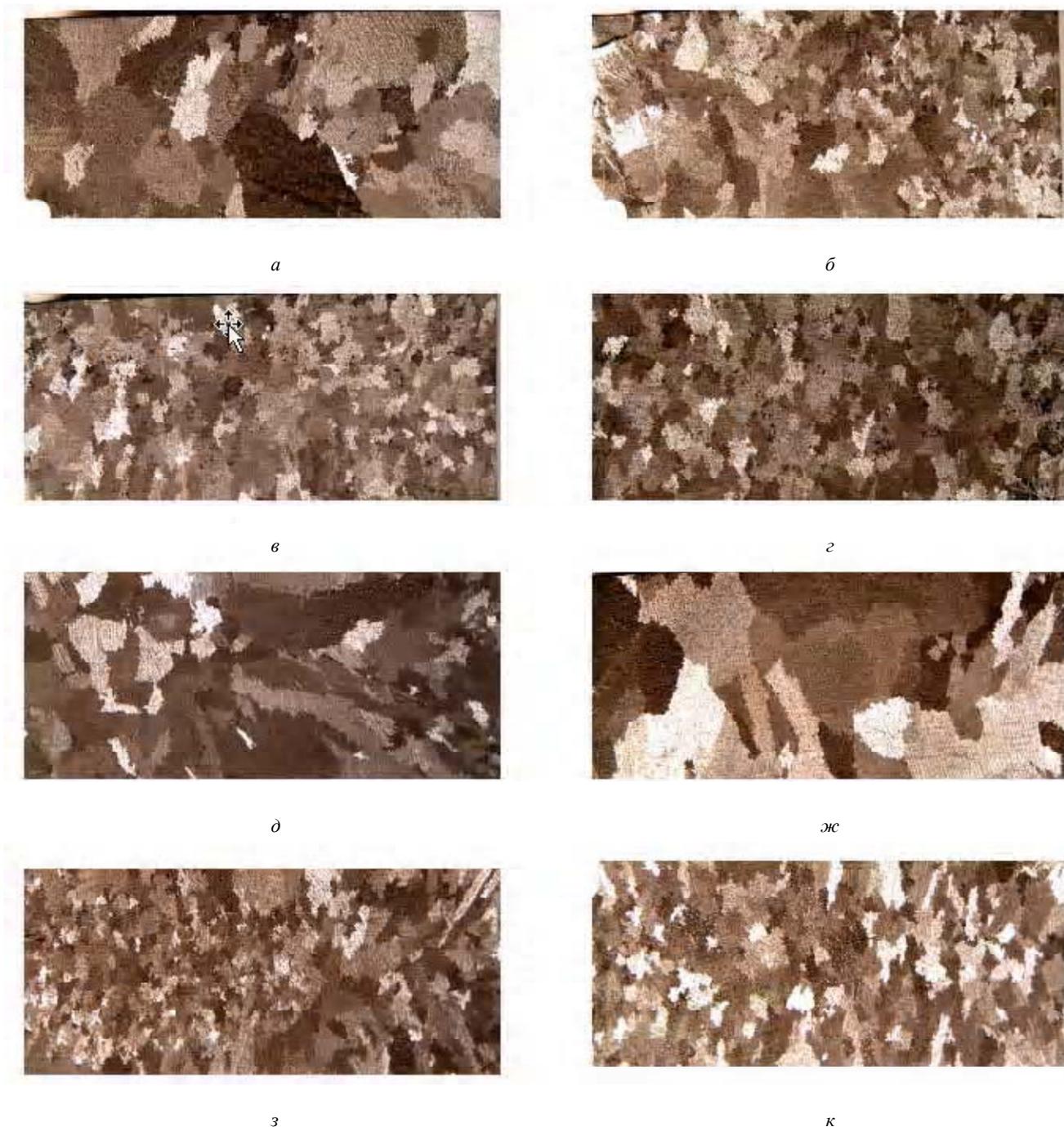


Рис. 2. Макроструктура ударних зразків зі сплаву ЗМІЗУ-ВІ після модифікування, $\times 4$: звичайна шихта: *а* – без модифікування, *б* – об'ємне, *в* – поверхнєве, *г* – комбіноване; шихта після ВТОР: *д* – без модифікування, *ж* – об'ємне, *з* – поверхнєве, *к* – комбіноване

Таблиця 4 – Механічні властивості та тривала міцність сплаву ЗМІЗУ-ВІ дослідних варіантів модифікування

Шихта	Варіант модифікування	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²	τ_{420}^{800} , Г (середнє)	τ_{350}^{850} , Г
Звичайна	Без модифікування	$\frac{1037-1085}{1061}$	$\frac{927-1014}{970,5}$	$\frac{8,0-9,2}{8,6}$	$\frac{8,2-12,0}{10,1}$	$\frac{15,0-16,3}{15,6}$	637,5	$\frac{254-260}{257}$
	Об'ємне Zr	$\frac{990-1081}{1035,5}$	$\frac{909-931}{920}$	$\frac{6,4-8,0}{7,2}$	$\frac{7,0-10,5}{8,7}$	$\frac{13,8-15,0}{14,4}$	739	$\frac{144-199}{171,5}$
	Поверхнєве CoO·Al ₂ O ₃	$\frac{1071-1080}{1075,5}$	$\frac{960-963}{961,5}$	$\frac{7,2-8,8}{8,0}$	$\frac{8,2-12,3}{10,2}$	$\frac{13,8-15,0}{14,4}$	634	$\frac{212-218}{215}$
	Комбіноване Zr + CoO·Al ₂ O ₃	$\frac{944-1005}{974,5}$	$\frac{860-909}{884,5}$	$\frac{3,2-6,0}{4,6}$	$\frac{6,6-6,6}{6,6}$	$\frac{10,0-13,8}{11,9}$	739,5	$\frac{180-262}{221}$
Після ВТОР	Без модифікування	$\frac{1060-1110}{1085}$	$\frac{1014-1018}{1016}$	$\frac{8,0-8,0}{8,0}$	$\frac{8,2-11,8}{10,0}$	$\frac{17,5-20,0}{18,7}$	454,5	$\frac{160-251}{205,5}$
	Об'ємне Zr	$\frac{1049-1067}{1058}$	$\frac{942-952}{947}$	$\frac{8,0-9,2}{8,6}$	$\frac{9,3-11,6}{10,4}$	$\frac{16,3-16,3}{16,3}$	662	$\frac{304-326}{315}$
	Поверхнєве CoO·Al ₂ O ₃	$\frac{1090-1136}{1113}$	$\frac{940-942}{941}$	$\frac{8,4-9,6}{9,0}$	$\frac{9,7-11,7}{10,7}$	$\frac{18,8-21,3}{20,0}$	529,5	$\frac{248-268}{258}$
	Комбіноване Zr + CoO·Al ₂ O ₃	$\frac{1014-1074}{1044}$	$\frac{913-916}{914,5}$	$\frac{7,2-7,6}{7,4}$	$\frac{9,7-12,0}{10,8}$	$\frac{17,5-18,8}{18,1}$	689	$\frac{265-286}{275,5}$
Норми НТД		≥ 834	≥ 756	≥ 3	–	–	–	? 100

Примітка. Чисельник – мінімальне й максимальне значення; знаменник – середнє значення

Перелік посилань

1. Богуслаєв В.А., Муравченко Ф.М. и др. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик де-

талей ГТД. Лопатки турбины. – Часть 2. – Монография. – Изд. 2-е, переработанное и дополненное, г. Запорожье, изд. ОАО «Мотор-Сич», 2007. – 496 с.

Одержано 12.04.2008

Исследовали влияние различных способов улучшения структуры и свойств жаропрочного никелевого сплава ЗМІЗУ-ВІ. Оценивали влияние высокотемпературной обработки расплава (ВТОР), поверхностного модифицирования алюминатом кобальта и объемного модифицирования цирконием (~ 0,15 %, масс.) на структуру и свойства как отдельно, так и в комплексе. Установлено, что наилучшее влияние на структурное состояние и механические свойства сплава ЗМІЗУ-ВІ оказывает объемное и комбинированное (с поверхностным алюминатом кобальта) модифицирование цирконием расплава после ВТОР.

The influence of different ways of structure and properties improvement of nickel-base superalloy ЗМІЗУ-ВІ were studied. The influence of high-temperature melt processing (HTMP), surface modification by cobalt-aluminate and volumetric modification by zirconium (~ 0,15%, mas.) on structure and properties, separately and in complex, were estimated. It is found that the best influence on structured condition and mechanical properties of the alloy ЗМІЗУ-ВІ was achieved by volumetric and combined (with surface cobalt-aluminate) modification of melt with zirconium after HTMP.

ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ПОРОШКОВИХ КОНСТРУКЦІЙНИХ ТИТАНОВИХ МАТЕРІАЛІВ ПРИ ГАРЯЧОМУ ШТАМПУВАННІ

Наведено результати досліджень формування структури порошкових конструкційних титанових матеріалів при гарячому штампуванні.

Формування структури матеріалу визначається застосовуваними методами технологічного переділу заготовок при отриманні виробів. Тому дослідження та встановлення закономірностей формування структури порошкових конструкційних титанових матеріалів, яка визначає рівень механічних властивостей виробів при гарячому штампуванні, є важливою науковою та практичною проблемою.

Метою роботи є встановлення впливу напружено-здеформованого стану на формування структури порошкового титану ПТЕС-1, ПТЕК-1 при різних схемах гарячого штампування.

Дослідження заготовок після штампування в закритому штампі та з елементами витікання показали, що щільність, яка досягається, не є єдиним фактором, який визначає формування структури порошкового металу. Мікрофрактографічними дослідженнями зламу зразків після деформації (проводили на мікроаналізаторі MAP-1) вивчали вплив напружено-здеформованого стану на формування структури.

Установлено, що залежності від схеми напружено-здеформованого стану, при інших рівних умовах деформації, порошковий метал однакової кінцевої щільності має різний характер викривлення координатної сітки (рис. 1) та структуру. Координатна сітка наносилась на меридіональний переріз заготовок. Збільшення викривлення пігулки координатної сітки обумовлене зміною деформації зсуву, що суттєво впливає на формування структури. Кінцева щільність θ в об'ємі деформованого металу залежить від інтенсивності деформації зсуву Γ_i [1]. Досягнення визначеного рівня Γ_i і відповідної щільності порошкових титанових матеріалів відбувається як без (або з малими значеннями) компоненти тензора деформацій T_ε – деформації зсуву γ_{rz} (при всебічному рівномірному стискуванні – штампування в закритому штампі), так і з її зростанням (при всебічному нерівномірному стискуванні – штампування з елементами витікання), що обумовлено зміною граничних умов штампування.

Дослідження дозволили провести якісну оцінку впливу схеми деформації на формування структури (рис. 2). Всебічне рівномірне стискування призводить до виникнення скупчення оксидних плівок на границях зерен. Кількість ділянок крихкого міжзеренного зламу в зразках зменшується при переході від рівномірного до нерівномірного стискування, який протікає з інтенсивними деформаціями зсуву, сприяє рівномірному розподілу оксидних плівок по об'єму металу з ростом кількості зон їх розриву та підсиленню дифузії в процесі деформації. Кількісну оцінку впливу деформації на формування структури порошкового титану проводили за результатами досліджень механічних властивостей зразків однакового хімічного складу.

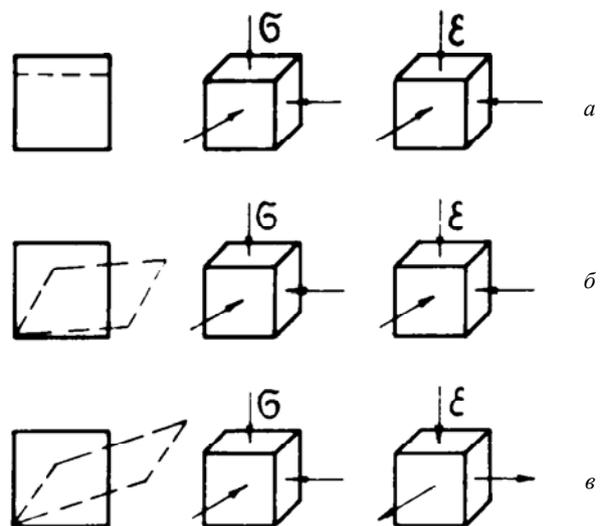


Рис. 1. Характер викривлення координатної сітки та механічна схема деформації при різних процесах гарячого штампування:

a – штампування в закритому штампі з мінімальною деформацією на першій стадії [2]; *б* – штампування в закритому штампі з максимальною деформацією на першій стадії; *в* – штампування з елементами витікання; *a, б* – всебічне рівномірне стискування; *в* – всебічне нерівномірне стискування

Установлено, що залежно від схеми напружено-деформованого стану рівень пластичних властивостей δ, ψ та ударної в'язкості KCU змінюється у широкому діапазоні (наприклад, для порошкового титану ПТЕС-1, ПТЕК-1: $\delta = 18-35\%$; $\psi = 27-47\%$; $KCU = 380-1330$ кДж/м²). Всебічне нерівномірне стискання (штампування з елементами витікання – $\delta = 32-35\%$; $\varphi = 42-47\%$; $KCU = 1200-1330$ кДж/м²), або сполучення всебічного рівномірного з наступним нерівномірним стисканням (штампування в закритому штампі з максимальною допустимою деформацією на рівні технологічної пластичності [2] та штампування з елементами витікання – $\delta = 30-35\%$; $\psi = 42-46\%$; $KCU = 950-1100$ кДж/м²), порівняно з рівномірним (штампування в закритому штампі неспеченої та спеченої заготовки з максимальною допустимою деформацією на рівні технологічної пластичності, відповідно – $\delta = 22-27, 28-32\%$; $\psi = 33-39, 40-45\%$; $KCU = 530-690, 750-850$ кДж/м²), забезпечує отримання більш високих пластичних властивостей порошкового титану, особливо ударної в'язкості, при рівні міцності $\sigma_B = 300-440$ МПа.

Враховуючи, що в процесі експерименту, при інших рівних умовах деформації, незалежно від схеми або ряду схем штампування при однакових $\Gamma_i (\gamma_{rz})$ отримані ідентичні щільність, структура та властивості матеріалу виробів, то за оптимальну деформацію, яка визначає вибір параметрів побудови технологічної схеми процесів отримання матеріалу виробів потрібних структури та властивостей, можна приймати $\Gamma_i (\gamma_{rz})$,

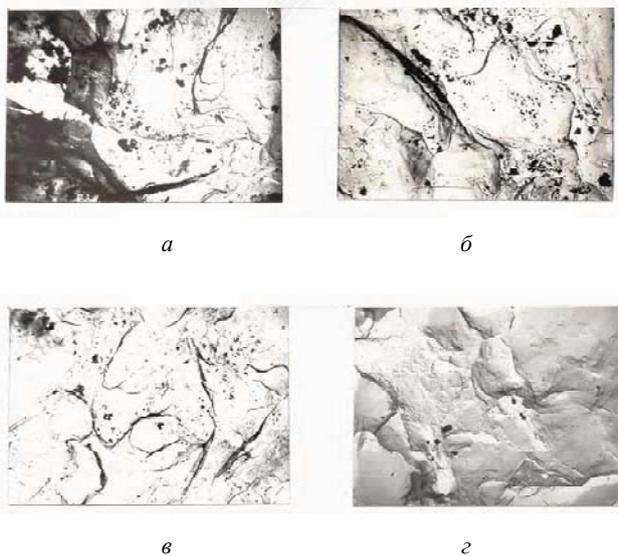


Рис. 2. Мікрофрактограми зламу деформованих зразків порошкового титану ПТЕС-1, ПТЕК-1:

a, б – штампування в закритому штампі з мінімальною і максимальною деформацією відповідно; *в* – штампування з елементами витікання; *г* – штампування з елементами витікання і відпал при $T_B = 800$ °С, $\tau_B = 2$ год ($\times 4000$)

встановити типові структури (рис. 3) та відповідні їм механічні властивості (рис. 4).

Значення величини деформації $\Gamma_i \geq \Gamma_i(\theta_0) \cdot (\gamma_{rz} \geq 1,1)$ забезпечує, незалежно від схеми або ряду схем штампування, отримання структури безпористого порошкового матеріалу з найкращим комплексом міцності та пластичності на рівні і вище, ніж у литого деформованого металу. Значення $\Gamma_i(\theta_0)$ в залежності від вихідної щільності заготовок наведено в таблиці 1.

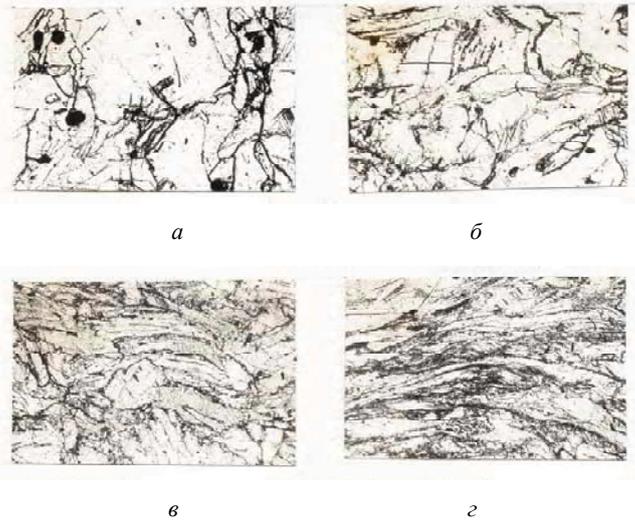


Рис. 3. Типові мікроструктури деформованого порошкового титану ПТЕС-1, ПТЕК-1:

(*a-g*) – $\gamma_{rz} = 0; 0,4; 0,7; \geq 1,1$ відповідно ($\times 100$)

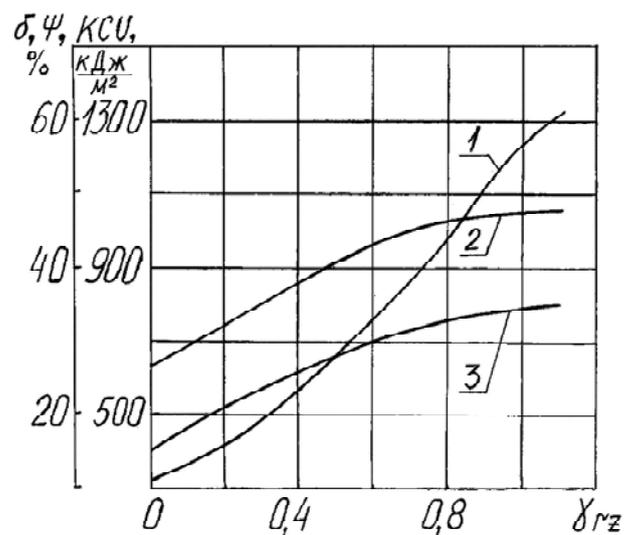


Рис. 4. Вплив деформації зсуву на ударну в'язкість та пластичні властивості матеріалу зразків ПТЕС-1, ПТЕК-1: 1, 2, 3 – KCU, ψ, δ відповідно

Таблиця 1 – Значення величини інтенсивності деформації зсуву, яка забезпечує отримання структури безпористого порошкового титану

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

Отже, в результаті проведених досліджень встановлено вплив напружено-здеформованого стану на закономірності формування безпористої структури порошкового титану ПТЕС-1, ПТЕК-1, визначено оптималь-

ну деформацію $G_i \geq G_i(\theta_0) \cdot (\gamma_{rzs} \geq 1,1)$, яка забезпечує керування формуванням заданої структури матеріалу виробів з найкращим комплексом механічних властивостей при різних схемах гарячого штампування.

Перелік посилань

1. Павлов В.А., Носенко М.И.. Исследование горячей деформации и уплотнения порошковых металлов // Порошковая металлургия. – 1988. – № 1. – С. 1-6.
2. Изменение деформационных характеристик пористых заготовок из порошков титана, меди и алюминия / В.А. Павлов, М.И. Носенко, Б.В. Попов, С.Н. Якунин // Порошковая металлургия. – 1987. – № 9. – С. 20-24.

Одержано 10.06.2008

Приведены результаты исследований формирования структуры порошковых конструкционных титановых материалов при горячей штамповке.

The results of investigations of powder engineering titanium materials structure forming under hot forging are presented.

УДК 621.762

Д-р техн. наук Л. Р. Вишняков, А. В. Мазная

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, г. Киев

ВЛИЯНИЕ МЕХАНО-ХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ BN-SiAlON

Исследовано влияние механо-химической активации на процессы уплотнения при горячем прессовании композитов системы BN-Al₂O₃-SiO₂-Si₃N₄. Показано, что главным фактором, который влияет на активацию шихты композита, является длительность механо-химической обработки. По полученным данным плотности композитов установлено, что оптимальная длительность обработки в аттриторе не превышает 20-40 минут.

Введение

Нитрид бора и композиционные материалы на его основе являются перспективными керамическими материалами для широкого использования в металлургическом и химическом производстве, других высокотемпературных процессах. Он имеет высокую тугоплавкость, термостойкость, теплоизоляционные свойства, хорошую обрабатываемость [1]. С целью повышения коррозионной стойкости и прочности разрабатывают композиты на основе нитрида бора, для чего используют компоненты и добавки, участвующие в управляемом фазо- и структурообразовании «in situ». Проведенные нами ранее исследования [2, 3] показали, что использование оксидов SiO₂, Al₂O₃ и нитрида

Si₃N₄ в качестве компонентов шихты композита создает условия протекания реакций синтеза муллита и силалона, которые образуются в процессе горячего прессования и приводят к значительному снижению температуры и давления процесса. При этом жидкая фаза, возникающая при взаимодействии компонентов шихты, интенсифицирует процесс уплотнения материала и дает возможность повысить прочность, модуль упругости, термостойкость и др. свойства композитов на основе графитоподобного нитрида бора.

Целью данной работы была попытка интенсификации процессов активации путем механо-химической обработки порошковых смесей при последующем уплотнении композиционных материалов горячим прессованием.

Влияние механо-химической активации на процессы синтеза муллита из природного сырья известно из литературы [4, 5] Наиболее эффективными для этого являются такие аппараты для измельчения, как атритор, вибрационная и планетарная мельницы [6]. Так, например, с использованием вибропомола добивались активирования спекания композиционных материалов на основе нитрида бора [7].

Материалы и методы исследования

Объектами исследований были получаемые методом порошковой металлургии композиционные материалы системы $\text{BN-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-Si}_3\text{N}_4$ с содержанием BN 60 %, Al_2O_3 12 %, SiO_2 18 %, Si_3N_4 10 % [8].

В качестве исходных материалов использовали порошки нитрида бора графитоподобного марки «ГМ» производства Запорожского комбината абразивных материалов (примесь V_2O_5 составляет 0,3 %), оксида алюминия марки «ХЧ» ТУ 6-09-973-71, оксида кремния марки «Ч» ГОСТ 9428-73 и нитрида кремния ТУ 6-09-03-312-77.

Шихту обрабатывали методом высокоинтенсивного механо-химического смешивания в атриторе объемом 1 литр со скоростью вращения 565 об/мин. Время обработки составило 10-50 минут.

Через 10, 20, 30, 40 и 50 мин от начала смешивания отбирали пробы шихты для анализа. Удельную поверхность порошков шихты после обработки в атриторе измеряли методом десорбции. Размеры частиц шихты композита (исходной и при различной длительности обработки в атриторе) определяли, используя прибор Zetasizer 1000.

Образцы композиционных материалов получали горячим прессованием в графитовых пресс-формах при температуре 1700 °С и давлении 20 МПа и время изотермической выдержки 40 мин. Процесс вели при повышении давления и температуры одновременно по мере прохождения усадки.

В процессе горячего прессования непрерывно регистрировали усадку по величине хода пуансона. Значение величины усадки использовали для определения текущей относительной плотности. Текущую относительную плотность при температуре T в момент времени t определяли как отношение

$$\rho_{\text{отн}}(T, t) = [\rho(T, t) / \rho_{\text{теор}}],$$

где $\rho(T, t)$ – кажущаяся плотность при данной температуре;

$\rho_{\text{теор}}$ – истинная (теоретическая) плотность, в качестве которой использовали пикнометрическую плотность.

Пикнометрическую плотность порошка композита, измельченного до прохождения через сито с размерами ячеек 0,2 мм, определяли по стандартной методике. Пикнометрическая плотность композита BN-SiAlON данного состава составила 2,4 г/см³.

Плотность образцов горячепрессованных композиционных материалов определяли методом гидростатического взвешивания.

Микроструктуру частиц шихты изучали с помощью растрового электронного микроскопа САМЕВАХ – SX-50.

Результаты экспериментов и их обсуждение

Установлено, что в процессе обработки в атриторе исходной шихты композита проходят два характерных процесса: диспергирование с образованием дефектной структуры частиц и агрегирование частиц.

Оценка изменения удельной поверхности и размеров частиц шихты от времени обработки в атриторе, показанная на рис. 1 и 2, свидетельствует об интенсивном агрегировании частиц шихты в результате механо-химической обработки. Установлено, что минимальный размер и наибольшую удельную поверхность

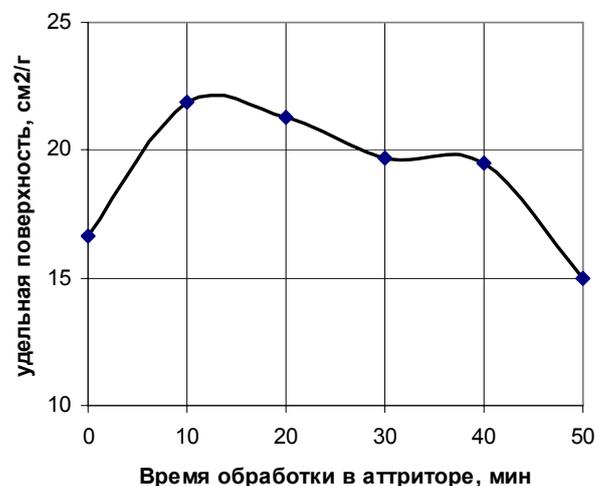


Рис. 1. Зависимость удельной поверхности порошков шихты от времени обработки в атриторе

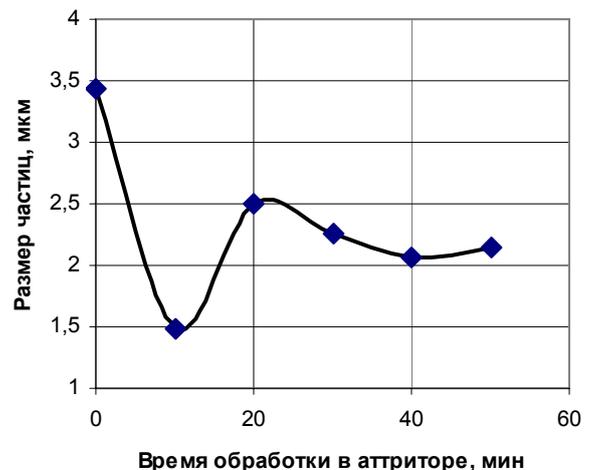
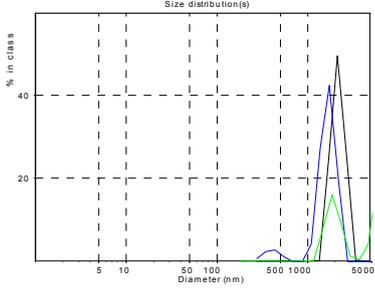
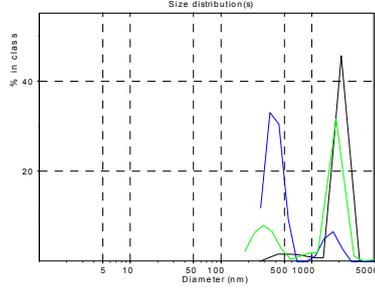
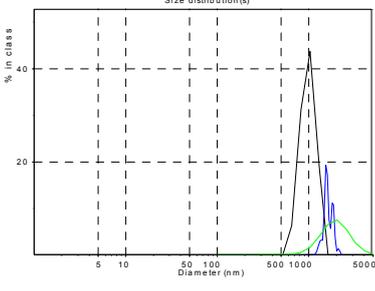
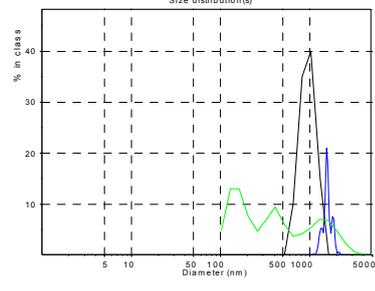
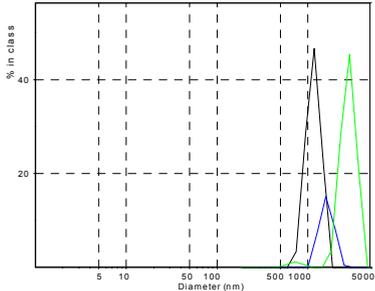
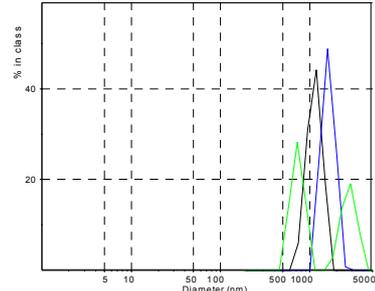
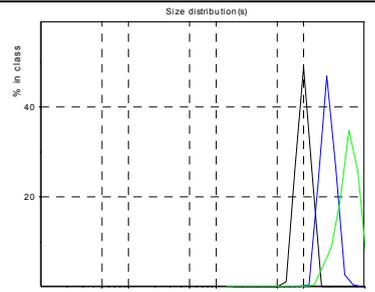
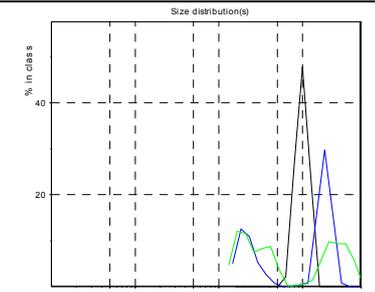
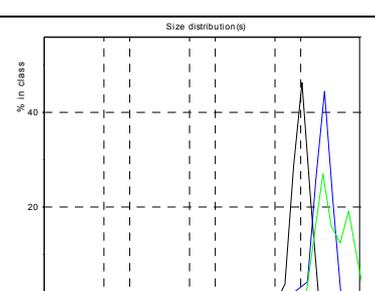
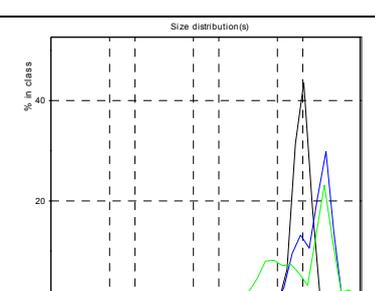


Рис. 2. Зависимость размеров частиц шихты от времени обработки в атриторе

Таблица 1 – Зависимость размеров частиц шихты композиционного материала $\text{BN-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-Si}_3\text{N}_4$ от длительности обработки в атриторе

Время обработки в атриторе, мин	Средний размер частиц, мкм	Объемное распределение частиц шихты по размерам	Количественное распределение частиц шихты по размерам
исходный	3,4283		
10 мин	1,4780		
20 мин	2,6817		
40 мин	2,0577		
50 мин	2,1504		

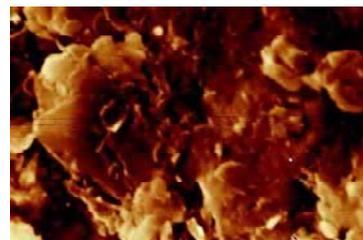
имеют частицы шихты после кратковременной механической активации (10 мин). Интересной особенностью представленной зависимости размера частиц от времени механо-химической обработки является наличие пика при 20 мин, что можно объяснить образованием пористых («рыхлых») агрегатов на начальных стадиях активации. В таблице 1 дано количественное распределение частиц шихты по размерам. Следует отметить, что подобный эффект наблюдался при механической активации оксида алюминия в планетарных мельницах [9]. Образование агрегатов частиц (эффект, аналогичный грануляции) способствует получению большей площади соприкосновения между частицами компонентов шихты с образованием множественных контактов, когда каждая частица многокомпонентной смеси находится в контакте с разными частицами, что приводит в конечном итоге к ускорению синтеза и повышению однородности получаемого композита. Исходный же порошок при прессовании образует в основном арочные структуры с ограниченным числом точечных контактов между частицами [9, 10].

С увеличением времени механической активации происходит значительное уплотнение агрегатов [11], которые уже не разрушаются при прессовании и выступают в дальнейшем как единое целое, что уменьшает эффект активации и может снижать плотность получаемого материала.

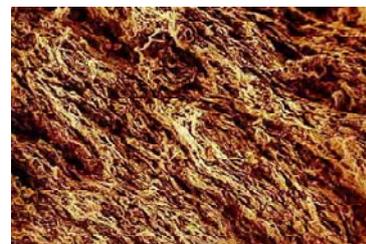
Ранее нами было показано [12], что в результате обработки в атриторе в течение 40 мин образуются композитные частицы шихты, в которых частицы VN являются основой. Они деформируются с сохранением характерной пластинчатой морфологии, а на их поверхности располагаются частицы оксидов и нитридов (рис. 3). Микроструктура полученных композитов на основе нитрида, независимо от их фазового состава, характеризуется выраженной текстурированностью. В процессе горячего прессования композитные частицы располагаются параллельно друг другу развитыми поверхностями, что приводит к формированию морфологической текстуры композитов (рис. 4).



Рис. 3. Микроструктура частицы шихты композита после 40 мин механо-химической обработки



a



б

Рис. 4. Микроструктура композиционного материала:

a – перпендикулярно направлению прессования;

б – параллельно направлению прессования

На рисунке 5 показаны усадочные кривые при горячем прессовании композитов из шихты, подвергнутой обработке в атриторе в течение 10, 20, 40 мин. Наиболее интенсивное уплотнение материала для всех образцов композитов происходит в начальный период горячего прессования до 30 мин, что соответствует повышению температуры горячего прессования до 1700 °С и давлению до 20 МПа. Это объясняется тем, что уплотнение при горячем прессовании композиционного материала на основе нитрида бора интенсифицируется за счет реакций синтеза алюмосиликатов, которые происходят с участием жидкой фазы [3]. При этом достаточно однородная структура шихты после 20 мин механо-химической обработки позволяет достичь относительной плотности 90 %. Дальнейшая изотермическая выдержка при 1700 °С в течении 40 мин дает незначительное увеличение относительной плотности (на 4 %), что может служить основанием для уменьшения длительности выдержки – вплоть до 20 минут. В то же время относительная плотность композита из шихты после 10 минут механо-химической обработки в течение изотермической выдержки при 1700 °С продолжает увеличиваться (с 80 до 93 %). Это может указывать на недостаточную активацию шихты. Значения плотности горячепрессованных композитов из шихты после 40 мин обработки в атриторе близки к значениям после 20 мин такой обработки.

Из таблицы 2 видно, что для достижения высоких значений плотности композиционных материалов достаточно кратковременной (20 мин) механо-химической обработки исходной шихты. В таблице 2 для сравнения приведены данные по изготовлению композитов при более низкой температуре горячего

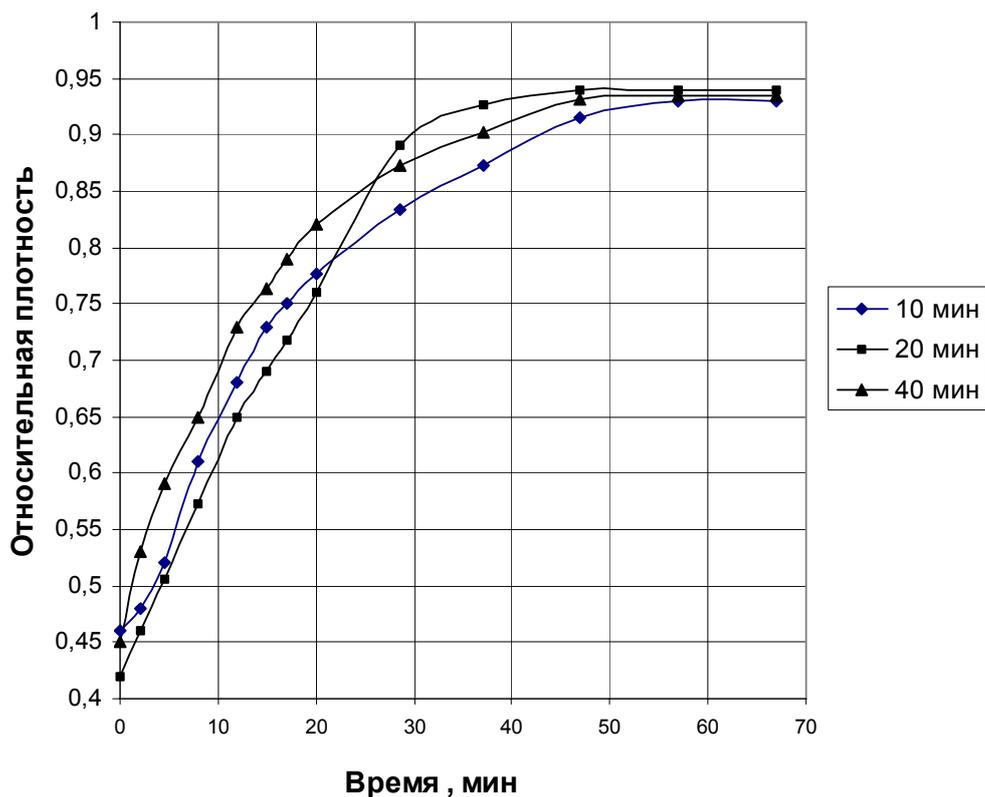


Рис. 5. Зависимость относительной плотности образцов композита от времени горячего прессования из шихты, обработанной в атриторе в течение:

a – 10 мин; *б* – 20 мин; *в* – 30 мин

прессования – 1100 °С. Следует отметить, что и при этой температуре тенденция повышения плотности сохраняется.

Таким образом, установлено, что путем обработки в атриторе шихты композита на основе нитрида бора и алюмосиликатов возможно снизить энергетические затраты и достичь высокой плотности, что способствует повышению прочности композиционного материала.

Выводы

Результаты представленной работы подтверждают целесообразность приготовления шихты композитов на основе нитрида бора с использованием атриторов.

Таблица 2 – Влияние времени обработки в атриторе на плотность и прочность композитов полученных горячим прессованием при 1700 °С

Время атритирования, мин	Плотность после спекания при 1100 °С, г/см ²	Плотность после спекания при 1700 °С, г/см ²
0 (исходный)	1,54	–
10	1,55	2,24
20	1,57	2,25
40	1,57	2,19-2,25

Установлено, что механизм структурообразования шихты композита при механо-химической обработке является многостадийным: измельчение – образование пористого агрегата – образование композиционной частицы. Оптимальной длительностью обработки в атриторе для композиционного материала системы BN-SiAlON является 20-40 минут. При более длительном размоле происходит нежелательное агрегирование частиц компонентов шихты, что снижает степень активации процесса уплотнения при горячем прессовании и не приводит к получению большей плотности материала.

Перечень ссылок

1. Lipp A., Schwetz K.A., Hunold K. Hexagonal Boron Nitrid: Fabrication, Properties and Applications// J. of the European Ceramic Society. – 1989. – №5. – P. 3-9.
2. Вишняков Л.Р., Мазна О.В., Переселенцева Л.М., Сінайський Б.М. Перспективні технології виготовлення композиційних матеріалів на основі тугоплавких сполук шляхом фазоутворення «in situ» // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2005. – № 2. – С. 132-135.
3. Вишняков Л.Р., Мазная А.В., Переселенцева Л.Н., Сінайський Б.Н. Исследование структуры и высокотемпературной прочности композиционных материалов на основе нитрида бора // Порошковая металлургия. – 2006. – № 5-6. – С. 33-39.

4. Кулебакин В.Г., Шагора А.С. Механическая активация глин как средство изменения их физико-химических и технологических свойств // Огнеупоры и техническая керамика. – 1993. – № 9. – С. 24-35.
5. Вакалова Т.В., Погребенков В.М. Механохимическая активация как способ регулирования свойств глинистого сырья // Огнеупоры и техническая керамика. – 2003. – № 12. – С. 35-39.
6. Болдырев В.В. Механическая активация при реакциях твердых тел в сб. научных трудов «Свойства и применение дисперсных порошков» под ред. Скорохода В.В. – К: Наукова думка, 1986.
7. Ковальченко М.С., Дубовик Т.В., Рогозинская А.А. и др. Влияние вибропомолы исходных порошков на свойства композиционных материалов системы AlN-BN // Огнеупоры и техническая керамика. – 2006. – № 2. – С. 30-32.
8. Патент на винахід України №78558 МПК C04B35/58 Шихта композиційного керамічного матеріалу / Переселенцева Л.Р., Мазна О.В., Барщевська Г.К. та інші. – Опубл. 10.04.2007. – Бюл. № 4.
9. Карагедов Г.Р., Ляхов Н.З. Влияние механической активации на спекание оксида алюминия // Неорганические материалы. – 1997. – т. 33. – № 7. – С. 817-821.
10. Аввакумов Е.Г. Механические методы активации химических процессов. – Новосибирск: Наука, 1986. – 305 с.
11. Зырянов В.В. Механическая керамическая технология // Механический синтез в неорганической химии. – Новосибирск: Наука, 1991. – 225 с.
12. Vishnyakov L.R., Mazna A.V., Sinaiskiy V.M., Vereshaka V.M. Features of the structure and fracture mechanisms of hexagonal boron nitride based composite materials // Functional materials. – 2007. – №1. – P. 94-97.

Одержано 10.06.2008

Досліджено вплив механо-хімічної активації на процеси ущільнення під час гарячого пресування композитів системи $BN-Al_2O_3-SiO_2-Si_3N_4$. Показано, що головним фактором, який впливає на активацію шихти композиту є тривалість механо-хімічної обробки. За отриманими даними щільності композитів встановлено, що оптимальна тривалість обробки в атриторі не перевищує 20-40 хвилин.

The influence of mechanical-chemical activation on the processes of densification with the hot pressing of composites in the system $BN-Al_2O_3-SiO_2-Si_3N_4$ has been studied. It is shown that the major factor which influences the activation of the composite mixture is the duration of mechanical-chemical processing. According to the data of composites density it is established that the optimal duration of processing in the attritor does not exceed 20-40 minutes.

УДК 620.198 / 536.7

Д-р техн. наук Б. П. Середа, канд. техн. наук И. В. Кругляк, Ю. А. Белоконь

Государственная инженерная академия, г. Запорожье

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ВЫСОКОУГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛАХ, ПОЛУЧЕННЫХ В УСЛОВИЯХ СВС

Показаны результаты исследований структуры и свойств комплексных покрытий высокоуглеродных материалов, полученных в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза.

Введение

Для разработки конкретных способов получения защитных покрытий на высокоуглеродных материалах в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза требуется выяснения термодинамических особенностей процесса.

Среди различных факторов, оказывающих влияние на механизм формирования диффузионного слоя в условиях СВС, являются начальные условия, предшествующие процессу диффузии элементов в материал, которые прямо или косвенно зависят от физико-химических факторов насыщения (термодинамическая ха-

рактеристика фаз в системе взаимодействующих элементов; термодинамическая характеристика насыщающей среды) [1-3].

Цель данной работы – определить оптимальные условия формирования легированных боридных слоев на высокоуглеродных материалах, выполнив термодинамический анализ газовой фазы.

Методика проведения исследования

Равновесный состав порошковых СВС-смесей в режиме теплового самовоспламенения рассчитывали для системы В-АI-Г. Для расчета равновесного состава

ва продуктов системы был использован прикладной пакет программ «АСТРА». При расчете использовали базу данных термодинамических свойств индивидуальных веществ, содержащую наиболее надежную информацию о значениях энтропии, энтальпии, удельной теплоемкости, свободной энергии Гиббса, а также о величине теплоты образования более 1500 веществ. Отсутствующую в базе данных «АСТРА» термодинамическую информацию брали в работах [4, 5]. Условие обязательного присутствия газовой фазы выполняли введением в исходный расчетный состав 1 % (масс.) аргона. Давление во всех случаях принимали равным атмосферному (0,098 МПа), а температуру варьировали от 500 до 1500 К с шагом 100 К.

Результаты исследований и их обсуждение

Термодинамические расчеты показали, что в СВС-системах в интервале рассматриваемых температур основными реакциями переноса бора к упрочняемой поверхности являются реакции диспропорционирования его субгалогенидов (в порядке уменьшения парциальных равновесных давлений) B_2F_4 , BF_3 и BF_2 . Галогенид состава BF_3 при взаимодействии с бором или его соединениями обеспечивает поставку этих субгалогенидов в газовую фазу. Кроме того, в рассмотренной системе в газовой фазе присутствует алюминий. Алюминий, согласно расчетам, находится преимущественно в виде галогенидов AlF_3 , AlF_2 , AlF . Транспортировка алюминия осуществляется при участии его низших галогенидов.

Количественная оценка парциального давления основного галогенида – транспортера над насыщаемой поверхностью позволила для рассматриваемой системы выбрать фторидный активатор, обеспечивающий наиболее благоприятные условия переноса бора и легирующих элементов (рис. 1).

На практике, борирование всегда проводится в смесях, включающих в состав кислород либо специально вводимый в виде оксидов, либо адсорбированный на поверхности порошков. Наличие кислорода в таких системах обеспечивает присутствие в газовой фазе субоксидов бора B_2O_2 и BO , что предполагает возможность кислородной активации процесса борирования [6]. Однако ее роль существенно ниже, поскольку содержание субоксидов бора ниже фторидов (см. рис. 1).

Исследование структуры и фазовых составов покрытий (рис. 2) показало, что в зависимости от температурно-временных параметров насыщения слоя получаются либо однофазными, либо двухфазными. Особенности строения и разный химический состав боридных слоев оказывают заметное влияние на характер распределения микротвердости по толщине боридных покрытий (рис. 3). Снижение максимальной твердости получаемых покрытий по сравнению с использованием традиционных составов на основе карбида бора является весьма положительным фактором для определенных условий эксплуатации.

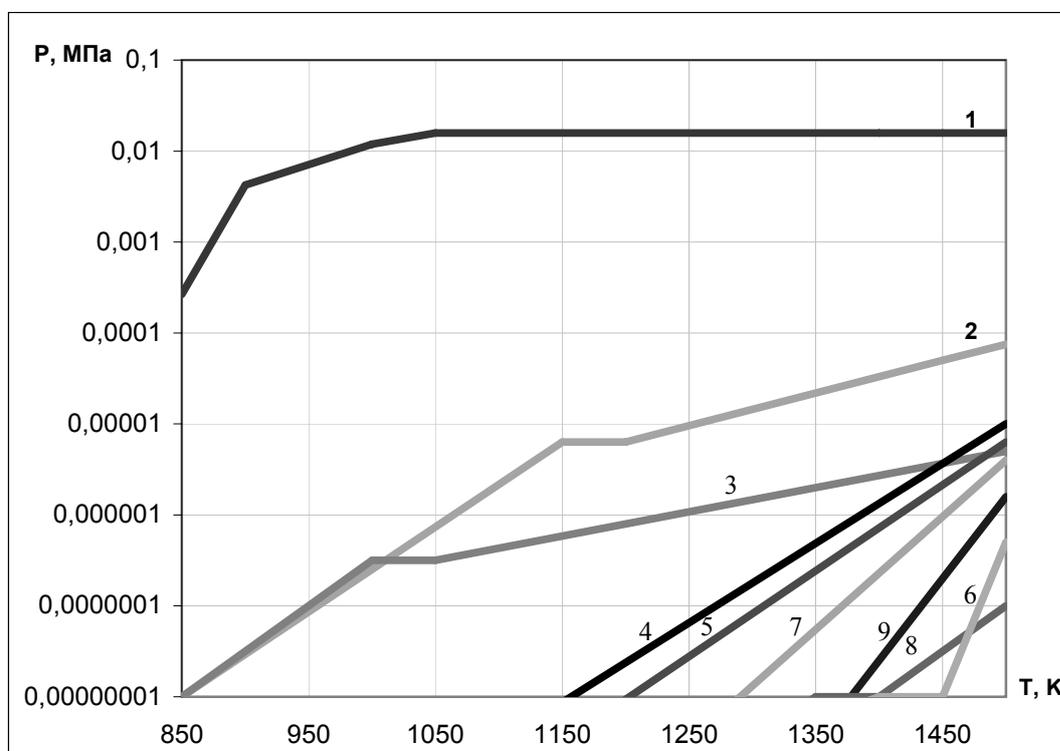


Рис. 1. Температурная зависимость парциальных давлений транспортеров бора и легирующих элементов в системе B-Al-F-O:

1 – BF_3 , 2 – AlF_3 , 3 – B_2F_4 , 4 – B_2O_2 , 5 – BF , 6 – AlF_2 , 7 – AlF , 8 – BF_2 , 9 – B_2O_3

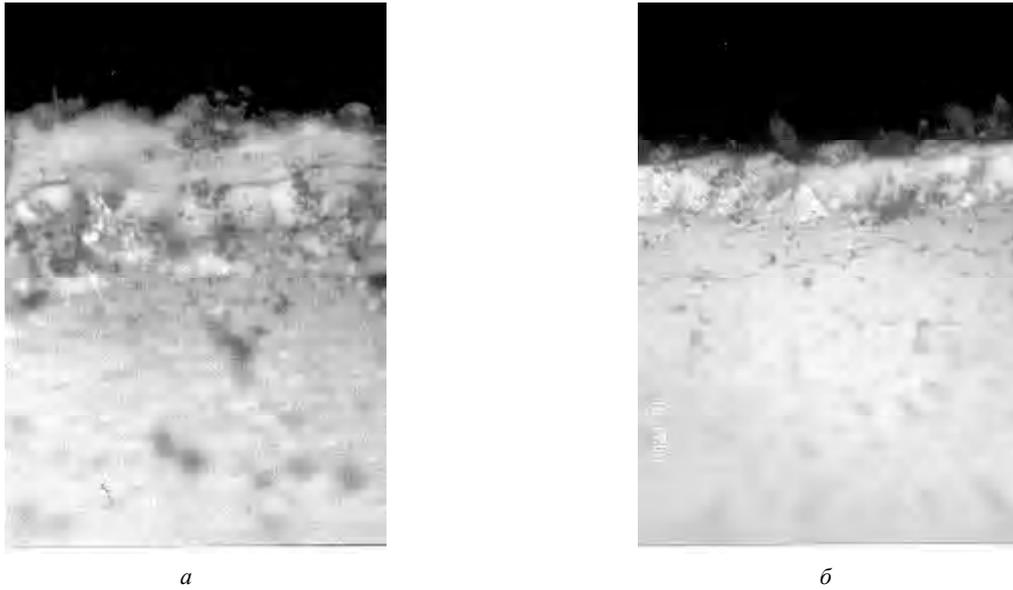


Рис. 2. Микроструктура боридних покриттів ($\times 200$):

$a - B$; $b - B+Al$

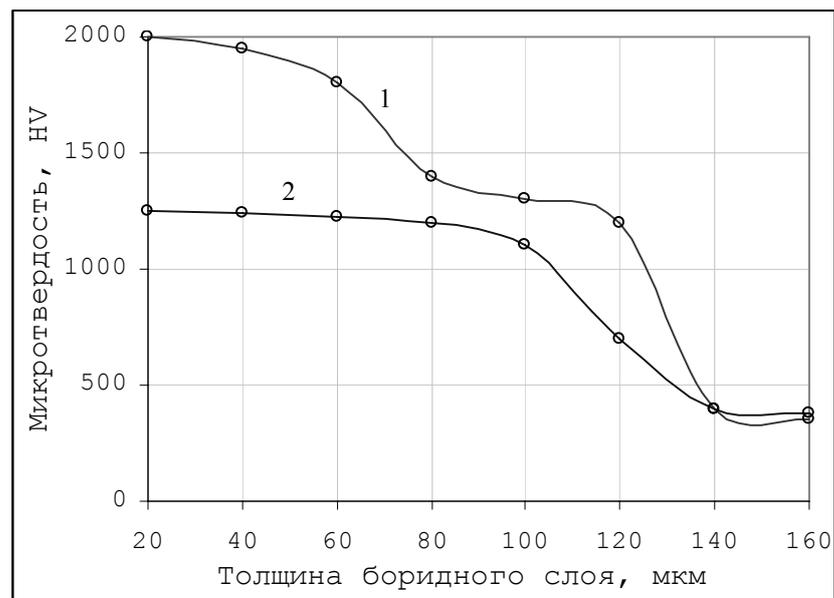


Рис. 3. Распределение микротвердости по толщине покрытий:

1 – B, 2 – B+Al

Так, сравнительные испытания боридных покрытий в газообразном потоке показали, что их легирование алюминием позволяет уменьшить интенсивность изнашивания в 8 раз. Кроме того, такие покрытия имеют значительные преимущества при работе в контакте с жидким алюминием и его сплавами и могут быть использованы для защиты углеродистых элементов электролизеров, которые используются при производстве алюминия (графитовые подовые блоки для футеровки алюминиевых электролизеров).

Выводы

1. Разработана технология получения боридных покрытий на высокоуглеродных материалах в условиях СВС.
2. Выполнен термодинамический анализ газовой фазы для СВС-системы B-Al-G. Исследованы структура, фазовый состав и некоторые свойства полученных покрытий.
3. Показано, что дополнительное легирование металлом-восстановителем повышает стойкость борид-

ных покрытий в условиях газоабразивного изнашивания и контакта с алюминиевыми сплавами.

Перечень ссылок

1. Мержанов А.Г. Процессы горения и синтеза материалов. Черноголовка: ИСМАН, 1998. – 512 с.
2. Коган Я.Д., Серeda Б.П., Штессель Э.А. Высокоинтенсивный способ получения покрытий в условиях СВС // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1991. – № 6. – С. 39-40.
3. Серeda Б.П., Палехова И.В. Получение многокомпонентных защитных покрытий методом газотранспортной

СВС-технологии // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2006. – № 2. – С. 66-69.

4. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: Справ. / Под. ред. Т. Я. Косолаповой – М.: Металлургия, 1986. – 928 с.
5. Термические константы веществ: Справ. / Под. ред. В.П. Глушко. – М.: Наука, 1978. – 274 с.
6. Яхнина В.Д., Козлов А.М., Лукьяненко А.И. Физико-химические особенности порошкового борирования // Порошковая металлургия. – 1973. – № 12. – С. 41-44.

Одержано 17.12.2007

Показано результати досліджень структури і властивостей комплексних покриттів високовуглецевих матеріалів, отриманих в умовах саморозповсюджувального високотемпературного синтезу.

The results of structure and properties investigation of complex coatings of high-carbon materials received by selfspreading hightemperature synthesis (SHS) were shown.

УДК 669.721.5

Канд. техн. наук В. А. Шаломеев

Национальный технический университет, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ ЦЗМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Мл-5

Исследовано влияние кальция и бария на структурообразование, механические свойства и жаропрочность магниевго сплава Мл-5. Установлено, что модифицирование магниевго сплава Мл-5 ЦЗМ способствует повышению жаропрочности и пластичности.

Магниеые сплавы представляют большой интерес в авиа- и автомобилестроении как легкие конструкционные материалы, применение которых позволяет снизить вес конструкций, что обеспечивает снижение расхода топлива и улучшение их динамических характеристик [1]. К отливкам, изготовленным из магниевых сплавов, предъявляется ряд требований, одним из которых является низкая стоимость сплавов, что исключает использование в качестве легирующих добавок дорогих и дефицитных редкоземельных металлов (Nd, La, Y), хорошо показавших себя для упрочнения магниевых сплавов при обычных и повышенных темпе-

ратурах [2]. Проведенный анализ диаграмм состояния двойных систем кальция и бария с магнием и алюминием, составляющих основу сплава Мл-5, показал, что при взаимодействии указанных компонентов могут образовываться новые фазы, находящиеся в равновесии с твердым раствором [3]. Основные характеристики и свойства этих фаз приведены в таблице 1. Эти фазы имеют температуры плавления выше, чем температура плавления фазы $Mg_{17}Al_{12}$ (460°C), находящейся в равновесии с твердым раствором в двойной системе Mg-Al, и могут способствовать повышению жаропрочности сплава.

Таблица 1 – Основные характеристики фаз с участием кальция и бария в системе Mg-Al

Фаза	Прототип	Параметры решетки, нм		$T_{пл.}, ^\circ C$
		<i>a</i>	<i>c</i>	
$Mg_{17}Ba_2$	$Zn_{17}Th_2$	1,0664	1,5593	707
$Mg_{23}Ba_6$	$Mn_{23}Th_7$	1,5263	–	598
Mg_2Ba	$MgZn_2$	0,6663	1,0557	607
$BaAl_4$	$BaAl_4$	0,4566	1,1278	1104
Al_2Ca	$MgCu_2$	0,8038	–	1079
Mg_2Ca	$MgZn_2$	0,6230	1,0120	715

Кальцій известен как элемент, повышающий механические свойства магниевых сплавов [4], хотя сведения о его влиянии на магниевые сплавы ограничены. Данные о влиянии бария на механические свойства магниевых сплавов практически отсутствуют. Магниевые сплавы, содержащие ЦЗМ, в свое время, не нашли практического применения, так как они уступают по механическим свойствам более дорогим сплавам, содержащим редкоземельные металлы [5]. Поэтому в настоящее время разработка магниевых сплавов без дорогостоящих легирующих компонентов и с повышенными механическими свойствами является актуальной задачей.

В настоящей работе изучали влияние кальция и бария на структуру и свойства отливок из магниевого сплава Мл-5.

Магниевый сплав Мл-5 выплавляли в индукционной тигельной печи типа ИПМ-500 по серийной технологии. Расплав рафинировали флюсом ВИ-2 в раздаточной печи и из нее порционно отбирали ковшем расплав. В последний вводили возрастающие присадки лигатуры Mg – 14 % Ca, Mg – 10 % Ba и заливали им песчано-глинистые формы для получения стандартных образцов с рабочим диаметром 12 мм. Параллельно исследовали сплав Мл-5 без добавок ЦЗМ. Образцы для механических испытаний проходили термическую обработку в печах типа Бельвю и ПАП-4М по режиму: закалка от 415^{±5} °С, выдержка 15 ч, охлаждение на воздухе и старение при 200^{±5} °С, выдержка 8 ч, охлаждение на воздухе.

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

Длительную прочность при повышенной температуре определяли на разрывной машине АИМА 5-2 на образцах с рабочим диаметром 5 мм по ГОСТ 10145-81.

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

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

Химический состав сплава различных вариантов модифицирования удовлетворял требованиям ГОСТ 2856-79 и по содержанию основных элементов находился примерно на одном уровне (8,8 % Al, 0,35 % Mn, 0,32 % Zn, 0,01 % Fe, 0,007 % Cu, 0,02 % Si).

Макрофрактографическое исследование изломов образцов показало, что присадки 0,05 % кальция и бария каждого в сплав Мл-5 приводили к измельчению структуры изломов литого металла (рис. 1, б; д). Металлографическими измерениями установили, что расстояние между осями второго порядка, а следовательно, и размер дендритной ячейки уменьшились в 1,5...2,0 раза (табл. 2). Дальнейшее увеличение присадок этих элементов влияло на структуру сплава незначительно. Увеличение присадок кальция незначительно огрубляло макроструктуру (рис. 1, в; з), но размеры дендритной ячейки практически не менялись. Дополнительные присадки бария до 1 % измельчали макроизлом (рис. 1, е; ж) и уменьшали размер дендритной ячейки сплава.

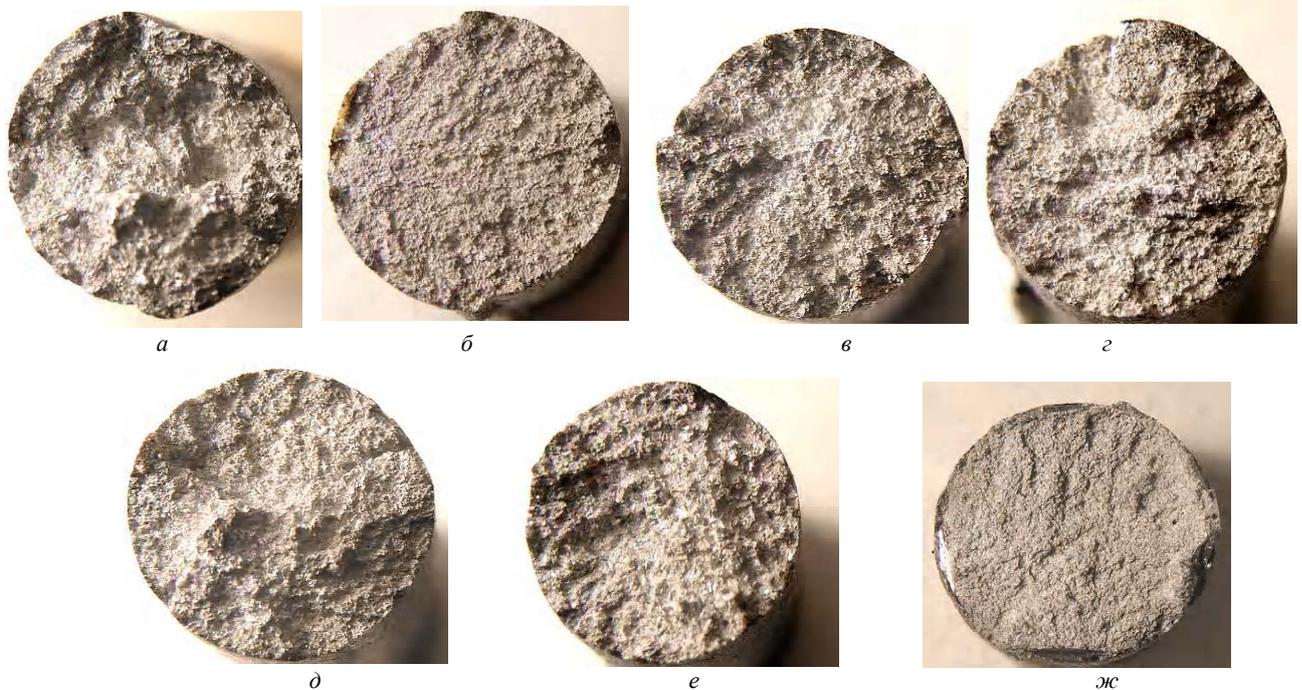


Рис. 1. Изломы образцов из сплава Мл-5, $\times 2,5$:

а – исходный сплав; б – 0,05 % Ca; в – 0,1 % Ca; з – 1,0 % Ca; д – 0,05 % Ba; е – 0,1 % Ba; ж – 1,0 % Ba

Микроструктура немодифицированного сплава Мл-5 представляла собой д-твердый раствор с наличием эвтектики типа $\delta+\gamma(\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$, интерметаллида $\gamma(\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$ и марганцовистой фазы, выделяющейся в виде мелкодисперсных частиц (рис. 2, а). Влияние кальция и бария на микроструктуру подобно их влиянию на дендритную ячейку: присадки 0,05 % кальция и бария каждого в расплав измельчали микроструктуру, рост величины присадки бария способствовал дополнительному измельчению зерна, а кальция – практически не влиял (рис. 2, б-ж).

При термической обработке происходило выделение эвтектоида $\delta+\gamma(\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$, имеющего вид чередующихся пластин. Наряду с этим в исследуемых сплавах выявлялись пограничные структуры $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ в форме вырожденной эвтектики белого цвета, количество которой увеличивалось с повышением содержания кальция и бария.

Присадки бария способствовали увеличению размеров и некоторого количества интерметаллидных частиц. Следует отметить, что присадка 1,0 % Ва приводила к образованию плен и неравномерному распределению интерметаллидной фазы в структуре. При введении в исследуемый сплав кальция планообразования в металле не обнаружено.

Анализ значений микротвердости осей дендритов исследуемых сплавов до и после термообработки (табл. 2) показал, что термическая обработка по стандартному режиму способствовала некоторому снижению микротвердости матрицы и разбросу между минимальными и максимальными значениями за счет повышения однородности металла. При модифицировании кальцием микротвердость повышалась, а с увеличением концентрации бария прослеживалась тенденция к снижению значений микротвердости. Микротвердость эвтектоида [$\delta+\gamma(\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$] и частиц вырожденной эв-

тектики была в 1,4 и 2,6 раза соответственно выше значений твердости матричного δ -твердого раствора.

Модифицирование сплава Мл-5 кальцием и барием способствовало повышению пластичности примерно в 2 раза при сохранении прочности на достаточно высоком уровне (табл. 3).

При этом получены линейные зависимости механических свойств сплава Мл-5 от характеристик его структурных составляющих (рис. 3). Получены уравнения 1-го порядка, описывающие влияние величины микроструктуры (d) и расстояния между осями дендритов 2-го порядка (K) на предел прочности и относительное удлинение в сплаве Мл-5 с добавками кальция (1, 2) и бария (3, 4):

$$\sigma_g = 238,5 + 0,03*[d], \text{ МПа} \quad r = 0,02; \quad (1)$$

$$\delta = 5,86 - 0,05*[K], \% \quad r = -0,65; \quad (2)$$

$$\sigma_g = 218,4 + 0,096*[d], \text{ МПа} \quad r = 0,99; \quad (3)$$

$$\delta = 4,75 - 0,04*[K], \% \quad r = -0,53. \quad (4)$$

Полученные зависимости для кальция и бария почти идентичны: прочность исследуемых сплавов растет, а пластичность падает с увеличением размера структурных составляющих.

Жаропрочные свойства сплавов, модифицированных кальцием и барием, превышали свойства немодифицированного металла (табл. 3). Максимальные значения жаропрочности получены на образцах с присадкой 0,1 % кальция и бария. Дальнейшее повышение количества присадок приводило к снижению значений длительной прочности сплава.

Таким образом, добавки кальция и бария положительно влияли на пластичность и жаропрочность магниевого сплава Мл-5.

Таблица 2 – Размеры структурных составляющих и микротвердость в образцах из сплава Мл-5 *)

Модификатор	Присадка, % расч.	Величина микро-зерна (после термо-обработки), мкм	Расстояние между осями дендритов 2 ^{го} порядка, мкм	Микротвердость матрицы, НВ, МПа	
				до термообработки	после термообработки
–	–	200...380 (280)	30...40 (35)	706,4...1167,8 (937,1)	824,0...894,1 (859,1)
Са	0,05	200...300 (250)	18...20 (19)	656,9...1008,3 (855,5)	858,0...894,1 (876,1)
	0,1	190...290 (240)	20...22 (21)	656,9...1008,3 (855,5)	858,0...894,1 (876,1)
	1,0	200...300 (250)	18...20 (19)	743,9...1115,9 (976,2)	973,5...1064,0 (1018,8)
Ва	0,05	210...310 (260)	22...30 (26)	973,5...1287,8 (1130,7)	894,1...973,5 (933,8)
	0,1	150...250 (200)	20...22 (21)	824,0...1064,0 (963,8)	824,0...858,0 (841,0)
	1,0	120...240 (180)	18...20 (19)	761,8...973,5 (867,7)	733,4...761,8 (747,6)

Примечание. *) – в скобках представлены средние значения.

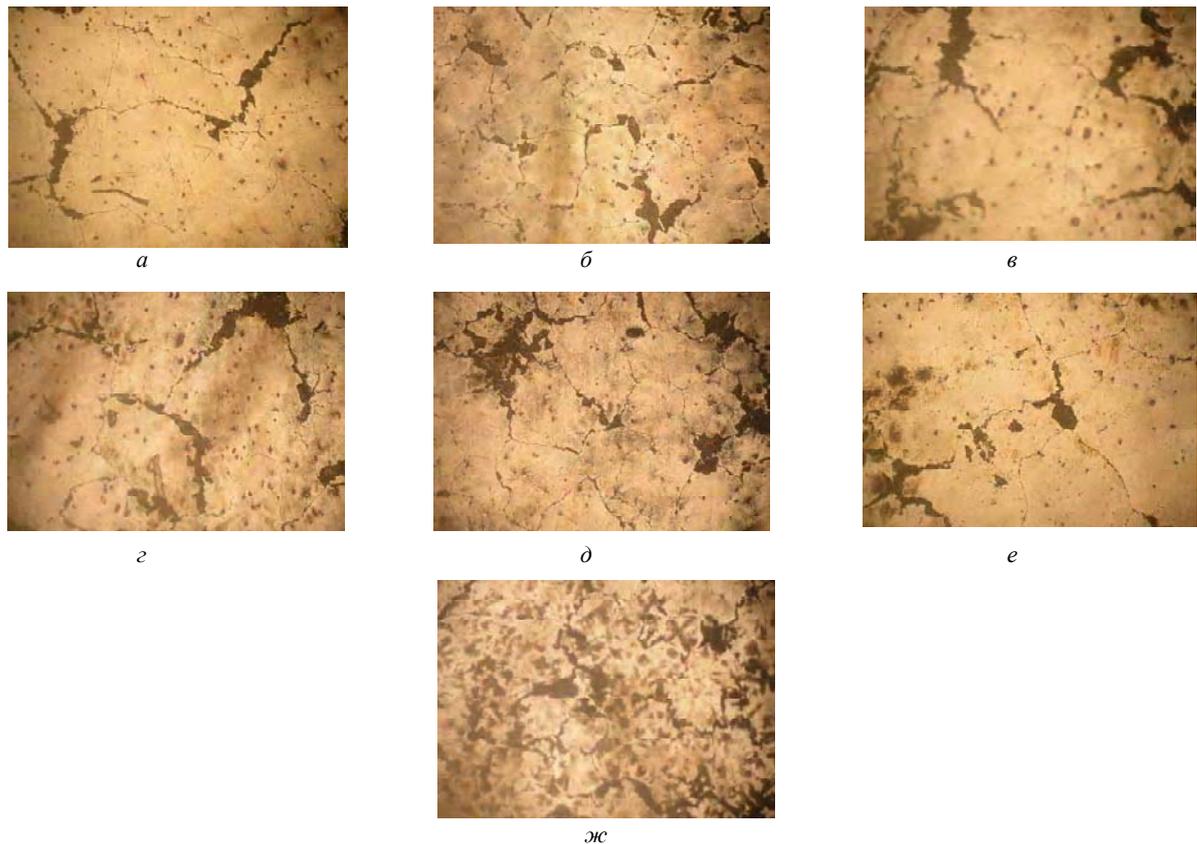


Рис. 2. Микроструктура термообработанного сплава Мл-5 $\times 100$:
 а – исходный сплав; б – 0,05 % Са; в – 0,1 % Са; г – 1,0 % Са; д – 0,05 % Ва; е – 0,1 % Ва; ж – 1,0 % Ва

Таблица 3 – Механические свойства и жаропрочность сплава Мл-5 с присадками Са и Ва

Модификатор	Присадка, % расч.	Механические свойства				Время до разрушения, τ_p , ч ($T_{исп.}=150\text{ }^\circ\text{C}; \sigma = 80\text{ МПа}$)
		без термообработки		после термообработки		
		σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %	
–	–	154,0	1,6	229,7	4,1	119 ¹⁵
Са	0,05	161,0	4,1	229,4	4,4	127 ⁴⁵
	0,1	177,0	3,6	236,0	4,7	208 ²⁰
	1,0	98,0	4,4	230,0	5,5	190 ⁰⁰
Ва	0,05	158,0	1,6	236,0	3,8	125 ³⁵
	0,1	188,0	4,6	237,0	4,2	177 ¹⁵
	1,0	188,0	4,8	253,0	5,3	129 ¹⁰

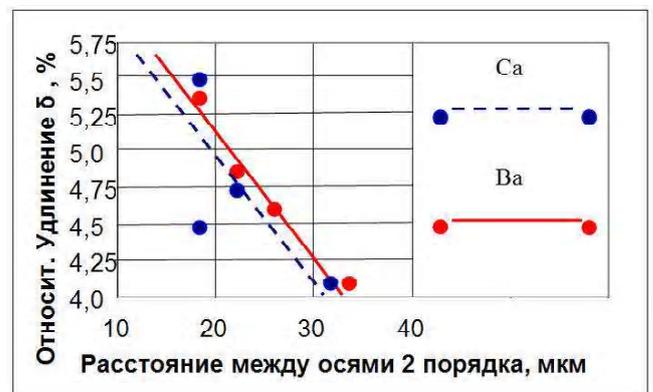
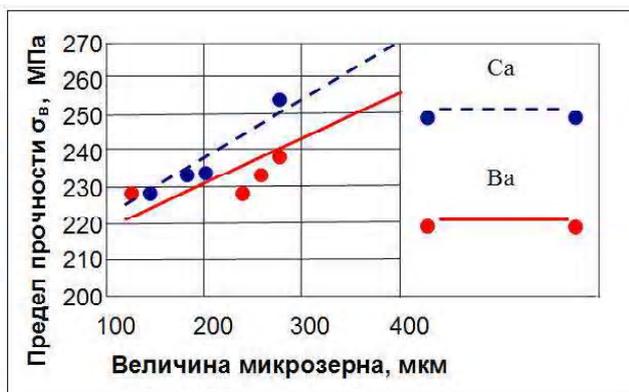


Рис. 3. Зависимость прочности (а) и пластичности (б) от величины микрзерна и расстояния между осями дендритов 2 порядка для сплава Мл-5, модифицированного кальцием и барием

Выводы

1. Введение в магниевый сплав Мл-5 кальция и бария уменьшает размер его структурных составляющих.
2. Термообработка сплава Мл-5 по стандартному режиму приводит к снижению химической неоднородности металла и стабилизации его механических свойств.
3. Оптимальные присадки кальция и бария в сплав Мл-5 составляют до 0,1 % каждого, обеспечивая повышение жаропрочности и пластичности сплава при сохранении прочностных характеристик.
4. Получены линейные зависимости механических свойств от величины структурных составляющих сплава Мл-5 с присадками ЦЗМ.
5. Избыточные присадки бария могут приводить к образованию плен и неравномерному распределению интерметаллидной фазы по сечению металла.

Досліджено вплив кальцію й барію на структурування, механічні властивості й жароміцність магнієвого сплаву Мл-5. Установлено, що модифікування магнієвого сплаву Мл-5 ЦЗМ сприяє підвищенню жароміцності й пластичності при збереженні міцності на досить високому рівні.

Influence of calcium and barium on structure, mechanical properties and thermal stability of magnesium alloy Ml-5 is investigated. It is established, that modifying of magnesium alloy Ml-5 alkali-earth metals promote increase of thermal stability and plasticity keeping strength characteristics at considerably high level.

Перечень ссылок

1. Edgar R. L. / Magnesium Alloys and their Applications // Ed. Kainer K.U. Wiley-Weinheim-New York-Chichester-Brisbane-Singapore-Toronto. Verlag GmBh. – 2000. – P. 3-8.
2. Бондарев Б.И., Рохлин Л.Л. / Фундаментальные проблемы Российской металлургии на пороге 21 века. Т. 2 // М.: Российская Академия Естественных Наук. – 1998. – С. 118-156.
3. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник под ред. Н.П. Лякишева. Т. 1 / М.: Машиностроение. – 1996. – 991 с.
4. Дриц М.Е. / Магниеые сплавы для работы при повышенных температурах // М.: Наука. – 1964. – 232 с.
5. Рохлин Л.Л., Никитина Н.И. / Влияние кальция на свойства сплавов системы Mg -Al // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2003. – № 5. – С. 14-17.

Одержано 15.10.2008

УДК 669.721.5

Канд. техн. наук В. А. Шаломеев, канд. техн. наук А. В. Пархоменко,
д-р техн. наук Е. І. Цивірко
Національний технічний університет, м. Запоріжжя

ОПТИМИЗАЦИЯ ХИМИЧЕСКОГО СЛАДА МАГНИЕВОГО СПЛАВУ Мл-5 ДЛЯ ВІДПОВІДАЛЬНОГО ЛИТТЯ

Показано, що в межах марочного складу структура й властивості сплаву Мл-5 можуть мінятися. Для вивчення впливу основних легуючих елементів сплаву (Al, Mn, Zn) на механічні властивості, побудована матриця планування експерименту за планом 2³ з використанням спеціалізованої програми для розрахунків. Проведена математична оптимізація хімічного складу сплаву для одержання підвищеного рівня властивостей.

Магнієві ливарні сплави, що мають малу питому вагу й досить високі механічні властивості, в останні роки знаходять усе більше застосування в машинобудуванні. При цьому, вимоги до них, у зв'язку з розвитком і вдосконалюванням техніки, постійно ростуть [1]. Тому ведуться інтенсивні дослідження з підвищення механічних властивостей виливків з магнієвих сплавів. Відомо, що окремі легуючі елементи зміцнюють магнієві сплави, знижуючи їх пластичність, і навпаки, при цьому спільний їхній вплив може підвищувати весь комплекс механічних властивостей сплаву [2]. Різний вміст елементів у межах марочного складу може змінити структуру й фізико-механічні властивості сплаву. Тому оптимізація хімічного складу магнієвих сплавів

для покращення механічних властивостей є досить актуальним, що дозволяє без додаткових витрат одержувати сплави з підвищеним рівнем механічних характеристик.

Вивчали вплив основних легуючих елементів (Al, Mn, Zn) сплаву Мл-5 у межах вимог ГОСТ 2858-79 (Al – 7,5...9,0 %; Mn – 0,15...0,5 %; Zn – 0,2...0,8 %) на його механічні властивості. Дослідження мікроструктур виливків з магнієвих сплавів із граничним вмістом елементів (при дотриманні однаковими всіх інших технологічних режимів) показало, що в межах марочного складу мікроструктура сплаву змінюється (рис. 1) за рахунок розміру зерна, кількості евтектики й інтерметалідної фази, топографії включень. При цьо-

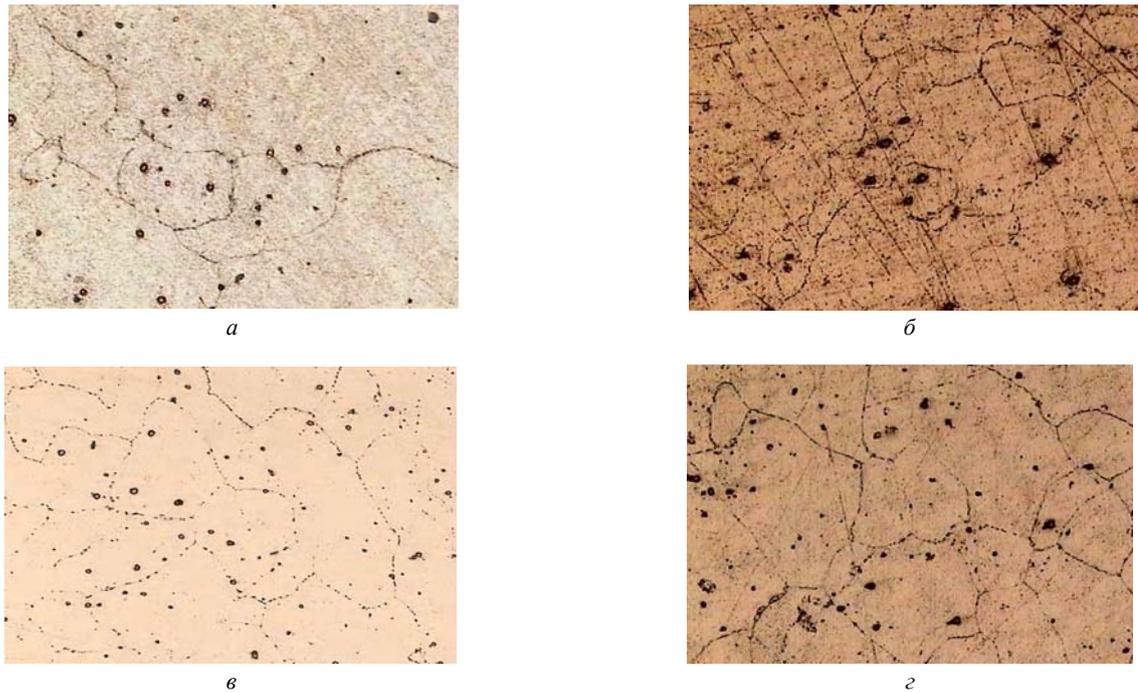


Рис. 1. Мікроструктури термообробленого сплаву Мл-5 із граничними змістами елементів, $\times 200$:

- a – 7,3% Al, 0,14% Mn, 0,18% Zn;
 $б$ – 8,9% Al, 0,14% Mn, 0,18% Zn;
 $в$ – 7,3% Al, 0,49% Mn, 0,18% Zn;
 $г$ – 7,3% Al, 0,14% Mn, 0,82% Zn

му змінюються й механічні властивості сплаву. Так, для сплаву Мл-5 з стандартним хімічним складом, межа міцності й відносне подовження може коливатися від 226 до 287 МПа й від 2 до 11 %, відповідно.

Статистичні методи обробки експериментальних даних значно полегшують численні розрахунки та скорочують час на їх виконання. Найчастіше у матеріалознавстві та ливарному виробництві при розробці та аналізі нових матеріалів та їх властивостей використовується метод активного багатofакторного експерименту [3], що дозволяє отримати достовірну інформацію на базі невеликої кількості дослідного матеріалу [4].

Аналіз експериментальних даних виконували за спеціалізованою програмою «Дослідження ТП методом ПФЭ» (<http://smartsoft.com.ru>) розроблену в середовищі Delphi 7.

Оскільки ГОСТ 2858-79 передбачає для промислових сплавів Мл-5 контроль хімічного складу за трьома елементами (Al, Mn, Zn) використовували матрицю планування експерименту за планом 2^3 .

Магнієвий сплав Мл-5 виплавляли в індукційній тигельній печі типу ПІМ-500 за серійною технологією. Рафінування розплаву проводили в роздавальній печі, з якої порціонно відбирали ковшем метал, у який вводили зростаючі присадки Al, Mn і Zn, заливали стандартні зразки для механічних випробувань у піщано-глинисту форму. Зразки проходили термічну обробку в печах типу Бельвю й ТАГ-4М по режиму: загарту-

вання від 415^{+5} °С, витримка 15 год, охолодження на повітрі й старіння при 200^{+5} °С, витримка 8 год, охолодження на повітрі.

Тимчасовий опір розриву (σ_g) і відносне подовження (δ) зразків з робочим діаметром 12 мм. визначали на розривній машині Р5 при кімнатній температурі.

Розглядалися основні механічні властивості для цього сплаву – межа міцності (σ_g), та відносне подовження (δ). Кількість паралельних дослідів для кожного з варіантів у матриці планування дорівнювала п'яти, до того ж, три останні серії дослідів виконувалися на основному рівні, для одержання достовірної оцінки похибки. Нумерація досліджуваних елементів хімічного складу була такою: Al – X_1 , Mn – X_2 , Zn – X_3 , спільний вплив елементів: Al Mn – $X_1 X_2$, Al Zn – $X_1 X_3$, Mn Zn – $X_2 X_3$, Al Mn Zn – $X_1 X_2 X_3$. Робоче вікно програми, що відображає вміст матриці планування та результати дослідів при оцінюванні σ_g наведено на рис. 2, для аналізу δ – відповідно рис. 3.

Результати розрахунку похибки експериментів (аналіз σ_g) дало значення дисперсії відтворення $G = 0,1$, що при величині критичного значення критерію Кохрена $G_{кр} = 0,331$ для довірчої ймовірності 0,95 є цілком задовільним результатом. Похибка при аналізі відносного подовження (δ) складала – відповідно $G = 0,13$.

У результаті оцінки експериментальних даних та побудови статистичної моделі отримали значення коефіцієнтів регресії (табл. 1).

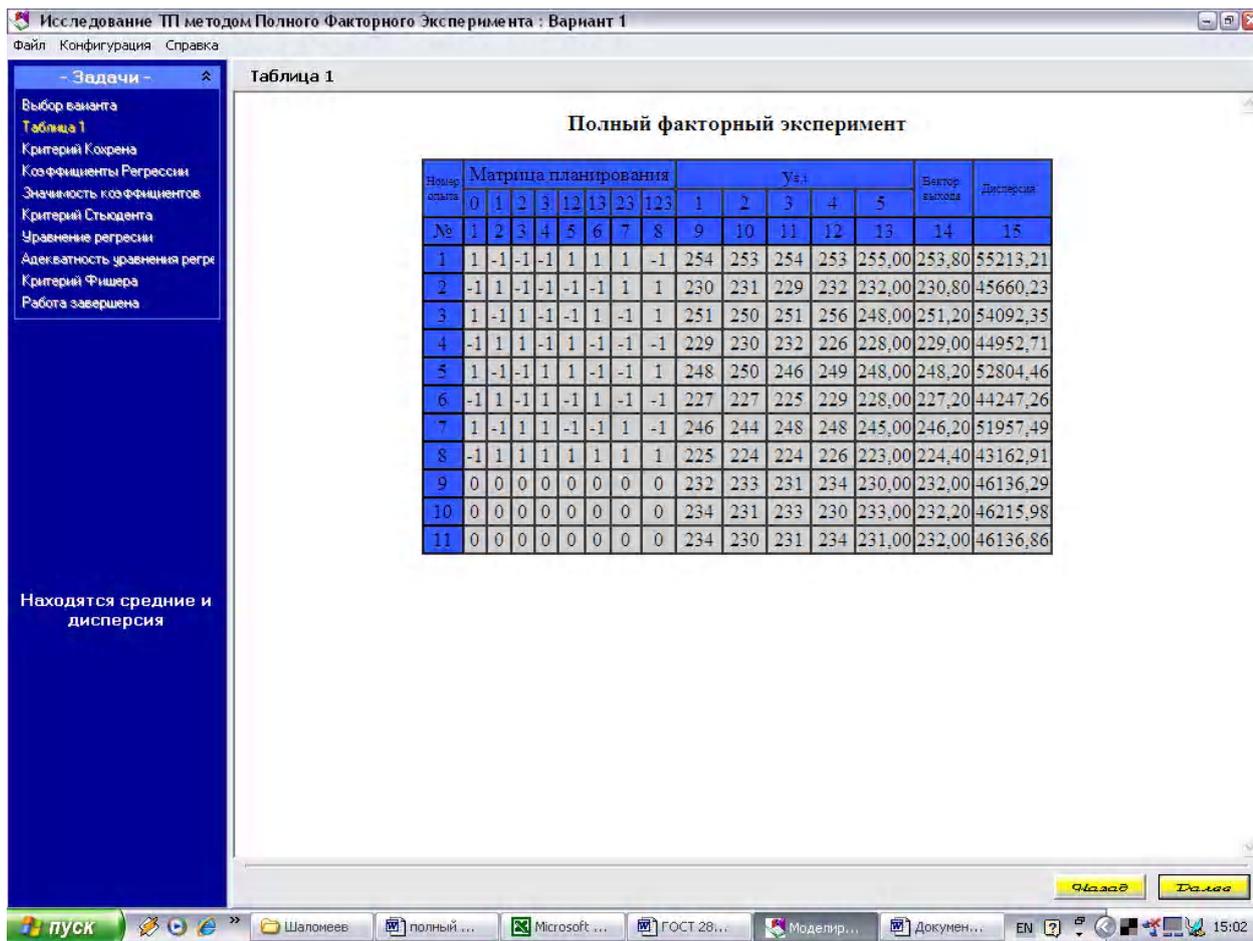


Рис. 2. Матрица планирования та результати дослідів при оцінюванні σ_{ϵ} для сплаву Мл-5

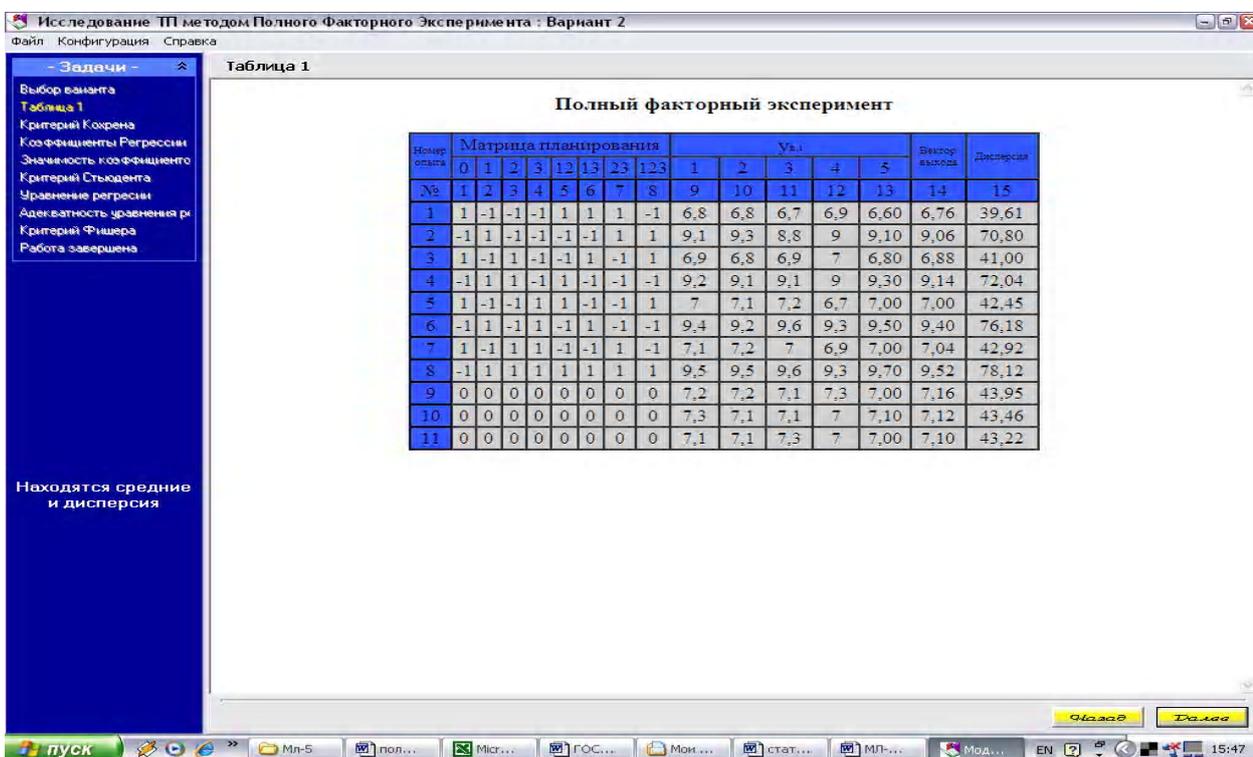


Рис. 3. Матрица планирования та результати дослідів при оцінюванні δ для сплаву Мл-5

Таблиця 1 – Коефіцієнти регресії статистичної моделі

Показник	B_0	B_1	B_2	B_3	B_{12}	B_{13}	B_{23}	B_{123}
Для межі міцності (σ_g)	237,0	11,00	-1,15	-2,35	0,00	0,30	-0,05	-0,20
Для відносного подовження (δ)	7,835	1,180	0,045	0,140	0,005	0,040	-0,005	0,015

Значущість коефіцієнтів регресії аналізувалася з використанням розподілу Стюдента: для рівня значущості $q = 0,95$ критичне значення дорівнює $B_{крит} = 0,071$ при вивченні межі міцності (σ_g), та для відносного подовження (δ) – відповідно $B_{крит} = 0,164$.

Після відкидання коефіцієнтів зі значенням меншим за критичне остаточно вигляд рівнянь регресії для сплаву МЛ-5 такий:

$$\sigma_g = 237,0 + 11,0 X_1 - 1,15 X_2 - 2,35 X_3 + 0,3 X_1 X_3 - 0,2 X_1 X_2 X_3 \pm 0,1, \text{ МПа}; \quad (1)$$

$$\delta = 7,835 + 1,18 X_1 \pm 0,13, \%. \quad (2)$$

Адекватність отриманих результатів моделювання оцінювалася з використанням критерію Фішера. Розрахункове значення критерію для аналізу показників межі міцності (σ_g) становило $F_p = 1,8499$, для аналізу відносного подовження (δ) – відповідно $F_p = 0,8089$. Критичне значення критерію Фішера становило $F_{крит} = 2,1800$, тобто отримані результати цілком можна вважати адекватними та використовувати отриману математичну модель для подальшого вивчення та поліпшення властивостей сплаву Мл-5.

Наведені дані багатофакторного експерименту цілком корелюють з залежностями отриманими в результаті однофакторних експериментів по окремому впливу Al, Mn та Zn на властивості сплаву Мл-5 (рис. 4, 5). Так вплив Al на межу міцності носить позитивний характер, що підтверджується значенням коефіцієнту регресії B_1 , а Mn та Zn впливають слабо негативно, причому вплив Zn можна вважати дещо значнішим за вплив Mn (коэф. B_2 та B_3).

Оскільки вплив Mn та Zn на відносне подовження характеризується коефіцієнтами (B_2 , B_3) нижчими за межу критичного значення, при використанні моделі цими значеннями можна знехтувати, вплив Al (коэф. B_1) на цю характеристику можна вважати слабо позитивним. До аналогічних висновків можна прийти, аналізуючи результати окремого впливу цих елементів на рівень відносного подовження сплаву МЛ-5, див. рис. 4.

Якщо спиратися на вимоги Державного стандарту, щодо механічних властивостей сплаву Мл-5 та обмежень на вміст хімічних елементів у ньому, то можна відзначити факт, що показники межі міцності та відносного подовження змінюються майже у два рази в дозволеному діапазоні хімічного складу. Тому була зроблена спроба знайти значення вмісту хімічних складових сплаву в можливо вузькому діапазоні, при якому механічні характеристики відповідають підвищеним значенням, тим більше, що вимоги Державного

стандарту обмежують тільки нижню границю властивостей ($\sigma_g \geq 226$ МПа, $\delta \geq 2$ %).

З точки зору математичної реалізації це завдання можна віднести до типової багатомірної умовної оптимізації. Оскільки функція, максимальне значення якої треба знайти, та обмеження по хімічному складу сплаву мають лінійний вигляд, завдання можна вирішувати за допомогою Симплекс-методу [5]. Сам метод доволі складний, але на сьогодні досить непогано реалізований у багатьох програмних продуктах як стандартний механізм оптимізації.

Оптимізацію було виконано за допомогою спеціального програмного засобу «Багатомірна умовна оптимізація», для наведеної вище цільової функції та

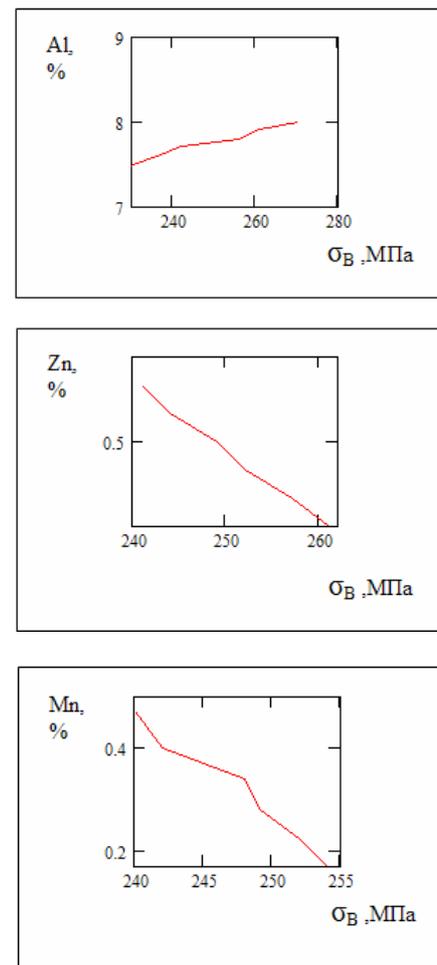


Рис. 4. Вплив алюмінію, марганцю та цинку на межу міцності сплаву Мл-5

таких обмежень за вмістом хімічних елементів та властивостей сплаву:

$$\begin{aligned} 8,9\% &\geq \text{Al} \geq 7,5\%; \\ 0,5\% &\geq \text{Mn} \geq 0,15\%; \\ 0,8\% &\geq \text{Zn} \geq 0,2\%; \\ \sigma_{\epsilon} &\geq 226 \text{ МПа}; \\ \delta &\geq 2\%. \end{aligned}$$

Робоче вікно програми, що відображає результати оптимізації хімічного складу сплаву Мл-5, наведено на рис. 6.

Проведеними розрахунками було отримано такі показники вмісту хімічних елементів у сплаві Мл-5, які забезпечили підвищений рівень механічних властивостей ($\sigma_{\epsilon} = 254$ МПа, $\delta = 9,45\%$):

$$\begin{aligned} \text{Al} &= 7,9\%; \\ \text{Mn} &= 0,47\%; \\ \text{Zn} &= 0,36\%. \end{aligned}$$

Подальше підвищення властивостей цього сплаву можливе саме на металі з таким хімічним складом.

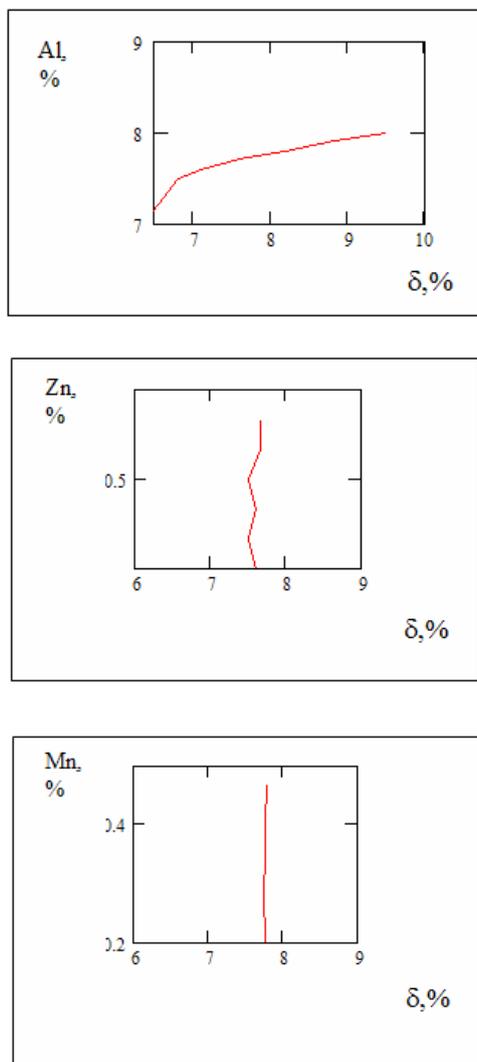


Рис. 5. Вплив алюмінію, марганцю та цинку на відносне подовження сплаву Мл-5

Оскільки для Мл-5 досить критичним є чистота за вмістом заліза ($\text{Fe} \leq 0,06\%$), розглянули вплив цієї домішки на властивості сплаву з оптимальним хімічним складом. За допомогою програмного засобу «Статистика» отримали залежності впливу заліза на межу міцності (рис. 7, а) та відносне подовження (рис. 7, б).

Порівняння різних апроксимацій показало, що меншу похибку отримали при використанні кубічної апроксимації по впливу заліза на межу міцності ($\Delta = 1,229$) та відносне подовження ($\Delta = 0,213$) для сплаву Мл-5. Отже, рівняння, які можна використовувати для вивчення цього впливу, мають вигляд:

$$\sigma_{\epsilon} = 252,844 - 2361x + 61110x^2 - 3,692 \cdot 105x^3; \quad (3)$$

$$\delta = 9,3 - 293,429x + 8127x^2 - 5,781 \cdot 104x^3. \quad (4)$$

Як видно з наведених рівнянь, залізо, у діапазоні до 0,04% вмісту, має виражений негативний вплив на механічні властивості сплаву, що вивчається. Особливо це стосується відносного подовження.

Висновки

1. Встановлено, що в межах марочного складу структура й механічні властивості сплаву Мл-5 можуть значно відрізнятися.

2. Проведеним математичним плануванням експерименту за планом 2^3 з використанням спеціалізованої програми «Дослідження ТП методом ПФЕ» розроблену в середовищі Delphi 7 отримані функціональні залежності впливу Al, Mn, Zn на міцність і пластичність магнієвого сплаву Мл-5.

3. Спеціальним програмним засобом «Багатовимірною умовною оптимізацією» проведена оптимізація хімічного складу сплаву Мл-5, встановлено підвищений рівень властивостей сплаву при вмісті елементів: Al = 7,9%; Mn = 0,47%; Zn = 0,36%.

4. Отримані функціональні залежності впливу заліза на показники механічних властивостей сплаву Мл-5. Встановлено, що при вмісті менше 0,04%, залізо негативно впливає на механічні властивості сплаву.

Перелік посилань

1. Жеманюк П.Д., Клочихин В.В., Цивирко Э.И., Драчевский А.Ю. Комплексная проба для оценки качественных показателей магниевых сплавов, отлитых под давлением // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2002. – № 2. – С. 41-45.
2. Рейнор Г.В. Металловедение магния и его сплавов. – Москва: «Металлургия». – 1964. – 486 с.
3. Самарский А.А., Михайлов А.П. Математическое моделирование. – Москва: «Физматлит». – 2001. – 256 с.
4. Таха Х.А. Введение в исследование операций. – Москва: «Вильямс». – 2005. – 311 с.
5. Лотов А.В., Поспелова И.И. Конспект лекций по теории и методам многокритериальной оптимизации. – Москва: ВМиК МГУ. – 2006. – 314 с.

Одержано 27.06.2008

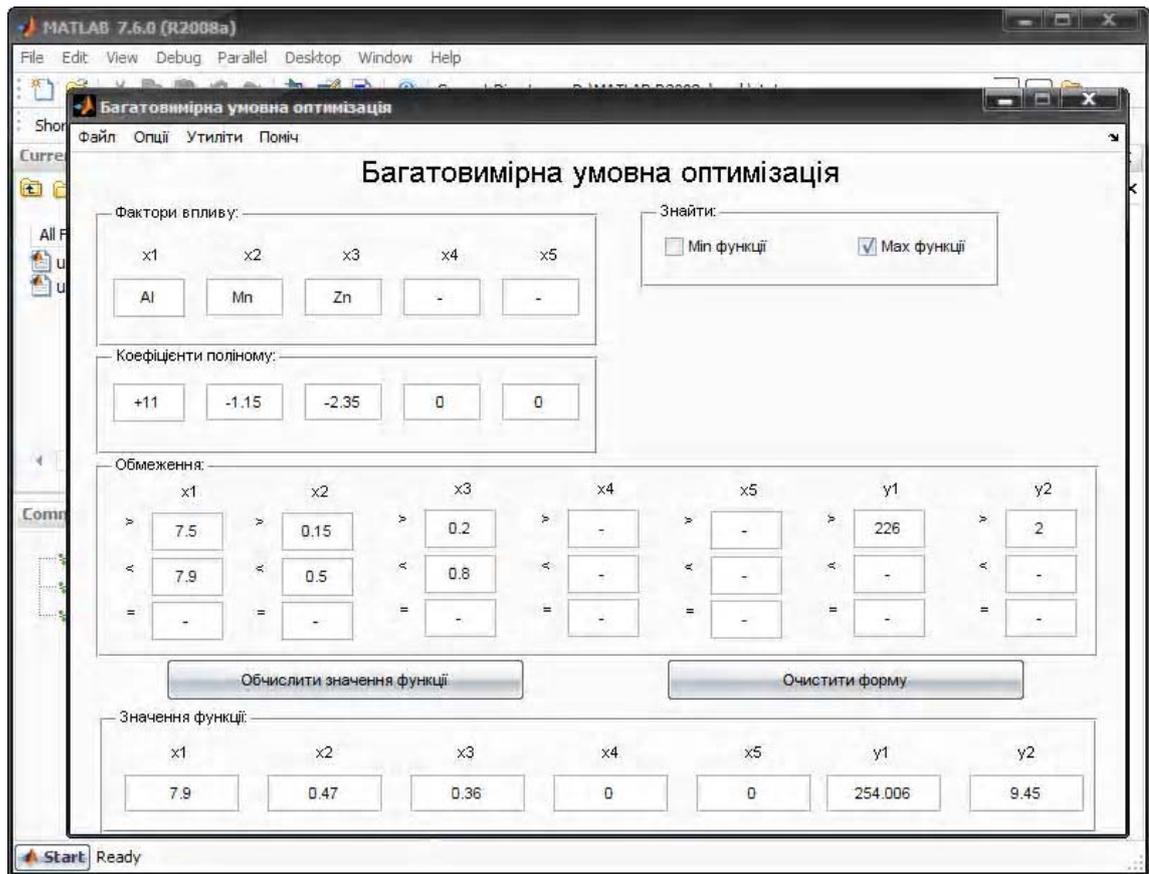


Рис. 6. Результати багатомірної умовної оптимізації хімічного складу сплаву Мл-5

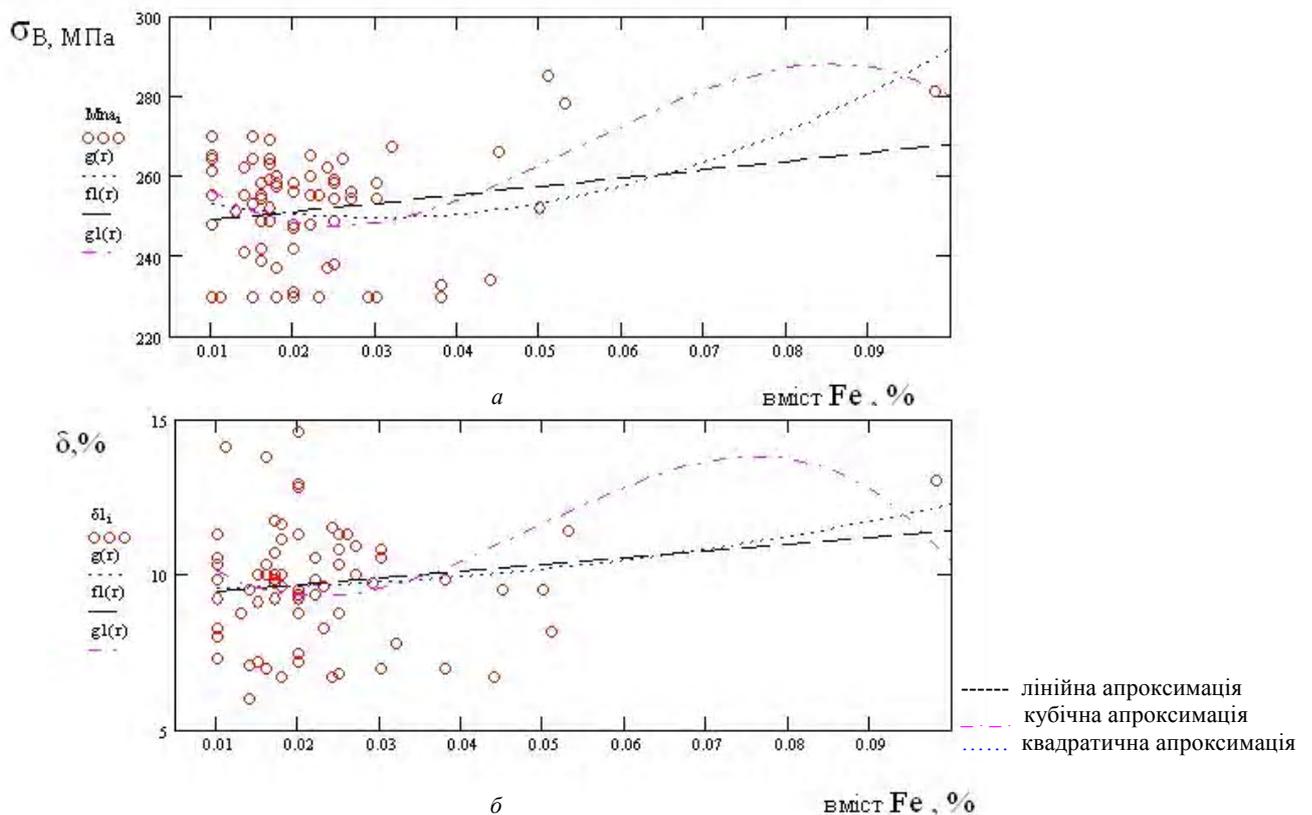


Рис. 7. Залежність межі міцності сплаву (а) і відносного подовження (б) сплаву Мл-5 від вмісту заліза

Показано, что в пределах марочного состава структура и свойства сплава Мл-5 могут меняться. Для изучения влияния основных легирующих элементов сплава (Al, Mn, Zn) на механические свойства, построена матрица планирования эксперимента по плану 2^3 с использованием специализированной программы для расчетов. Проведена математическая оптимизация химического состава сплава для получения повышенного уровня свойств.

It is shown, that within the limits of branded composition structure and properties of alloy Мл-5 can vary. To study the influence of the basic alloying elements of an alloy (Al, Mn, Zn) on mechanical properties, the matrix of experiment planning due to plan 2^3 using the specialized program for calculations is constructed. Mathematical optimization of a chemical composition of an alloy for achieving maximum level of properties is done.

УДК 669.539.2

Д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий

Национальный технический университет, г. Запорожье

ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ПАРЦИАЛЬНЫХ ХИМИЧЕСКИХ ПОТЕНЦИАЛОВ КОМПОНЕНТОВ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СИСТЕМ ПРИ ОПИСАНИИ ФАЗОВЫХ РАВНОВЕСИЙ

С позиции использования парциальных химических потенциалов рассматриваются относительно простые подходы к описанию различных типов фазовых равновесий без применения в этих случаях процедуры минимизации свободной энергии.

В специальной и учебной литературе при обсуждении термодинамики фазовых превращений и равновесий крайне редко используются парциальные химические потенциалы атомных или молярных величин, поскольку считается, что они составляют прерогативу физической химии. Однако использование этих энергетических характеристик в физической металлургии (металловедении) и теоретическом материаловедении может быть исключительно полезным, поскольку определяет наиболее простые пути достижения поставленных целей (например, исключает из рассмотрения процедуру минимизации того или иного вида свободной энергии), и, кроме того, учет изменения химических потенциалов компонентов позволяет легко установить «узкое звено» (лимитирующий фактор) структурных изменений с участием нескольких микропроцессов. В этом смысле важную информацию о движущих силах различных микропроцессов могут дать, например, типовые бинарные диаграммы равновесия, перестроенные в координатах «температура-парциальный химический потенциал» [1].

Ниже попробуем использовать представления о парциальных химических потенциалах для описания различных видов равновесий (устойчивых и неустойчивых), касающихся как однокомпонентных, так и бинарных термодинамических систем.

Рассмотрим вначале вопрос о критическом зародыше новой фазы в однокомпонентной переохлажденной жидкости. Традиционное рассмотрение этого воп-

роса, широко используемое в учебной литературе, часто приводит в недоумение внимательного читателя, поскольку само появление зародыша критического размера связано с повышением свободной энергии системы жидкость-зародыш (а это вступает в противоречие со вторым началом термодинамики и требует более убедительных обоснований, чем те, что приводятся авторами литературных источников).

На наш взгляд такого рода препятствий можно избежать, если поставить вопрос об изменении химического потенциала определенного компонента в направлении, создающем реальную движущую силу процесса превращения.

На рис. 1, а приведен график изменения парциального химического потенциала $\mu_A^S(r)$ сферической частицы (радиуса r) твердого вещества для однокомпонентной системы, состоящей из атомов сорта A , и переохлажденной относительно температуры равновесия твердой и жидкой фаз на величину ΔT . В точке пересечения кривой потенциала $\mu_A^S(r)$ для твердой фазы с прямой, отвечающей значению парциального химического потенциала атомов A в жидкой фазе (μ_A^L), имеет место равенство

$$\mu_A^L = \mu_A^S(r) = \mu_A^S(r = \infty) + \frac{2\gamma}{r} v_A, \quad (1)$$

в котором правая часть учитывает дополнительное

(лапласово) давление на атом твердой частицы, обусловленное кривизной границы раздела жидкость – кристаллизационный зародыш. В приведенном выражении $\mu_A^S(r = \infty)$ – парциальный химический потенциал твердого вещества A , имеющего плоскую границу раздела с материнской жидкой фазой, γ – свободная энергия поверхности раздела обеих фаз, v_A – атомный объем вещества A .

Из равенства (1) сразу получаем известное выражение для критического радиуса зародыша ($r_{крит}$), поскольку, как следует из схемы на рис. 1, а, неравенства вида $r \geq r_{крит}$ определяют собой или последующий рост выделившейся частицы (при $r > r_{крит}$ $\mu_A^S < \mu_A^L$), или же ее растворение ($r < r_{крит}$ $\mu_A^S > \mu_A^L$). Таким образом, ситуация при $r = r_{крит}$ отвечает неустойчивому равновесию обеих фаз. Упомянутое выражение в используемых терминах имеет следующий вид:

$$r_{крит} = \frac{2\gamma v_A}{\mu_A^L - \mu_A^S(r = \infty)} = \frac{2\gamma}{P}, \quad (2)$$

где P – движущая сила процесса кристаллизации.

Ограничившись линейным приближением полинома в виде

$$P(|\Delta T|) = P(0) + P'(0)|\Delta T| + \frac{1}{2!}P''(0)(|\Delta T|)^2 + \dots,$$

получим

$$P \cong \frac{1}{T_{теор}} \Delta u \cdot |\Delta T|, \text{ где } \Delta T = T - T_{теор} \text{ – степень}$$

переохлаждения системы относительно теоретической температуры начала кристаллизационного процесса, а Δu – скрытая теплота кристаллизации. В этом случае формуле (2) можно придать в вид, часто используемый в металловедческой литературе,

$$r_{крит} \cong \frac{2\gamma T_{теор}}{\Delta u |\Delta T|}. \quad (3)$$

Работа образования такого зародыша связана с формированием поверхности раздела обеих фаз. Дополнительная энергия, которая необходима для завершения этого процесса, отвечает выражению

$$W = S_{крит}^* (\gamma - p \cdot k) = S_{крит}^* \left(\gamma - \frac{2\gamma}{r_{крит}} \cdot \frac{r_{крит}}{3} \right) = \frac{1}{3} S_{крит}^* \gamma.$$

Здесь $S_{крит}^*$ – поверхность критического зародыша, а k – коэффициент формы, устанавливающий в

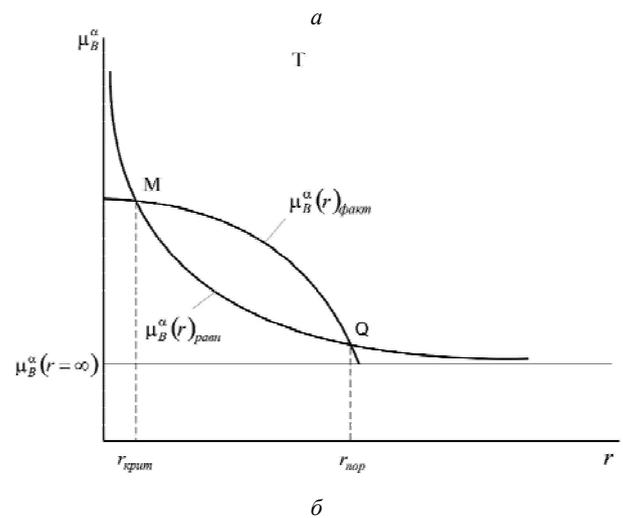
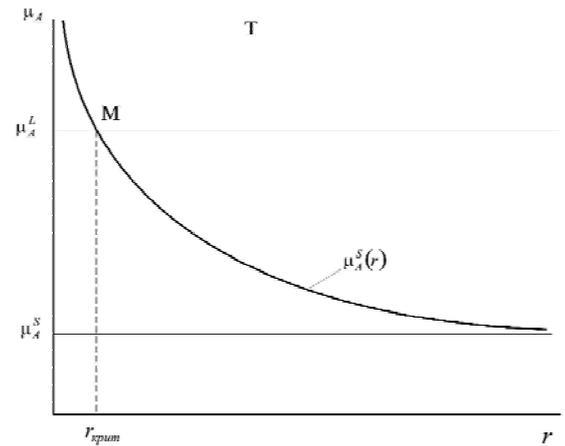


Рис. 1. Схема изменения парциальных химических потенциалов в зависимости от размера зародыша новой фазы:

а – однокомпонентная система; б – двухкомпонентная система

данном случае соотношению между объемом и поверхностью сферического центра. Интервал размеров (Δr), которым ограничивается заимствование дополнительной энергии, необходимой для образования твердого зародыша, потенциально способного к росту, легко найти, используя соотношение $\gamma - Pk = 0$,

откуда $P = \frac{\gamma}{k}$ (пороговый радиус зародыша в этом

случае составляет $\frac{3\gamma}{P}$), а сам интервал в этом случае отвечает разности соответствующих радиусов

$$\Delta r = r_{порог} - r_{крит} = \frac{\gamma}{P}. \quad (4)$$

Начиная с порогового значения радиуса частицы, уже можно фиксировать выделение тепла кристаллизации методами калориметрии. Необходимо отметить, что интервал Δr представляет собой область латентного (скрытого) поведения зародыша, который, в слу-

чае наличия определенной движущей силы может и не расти после своего флуктуационного образования. Можно допустить, что при условии малой величины Δr и изотермического переохлаждения системы принцип Ле-Шателье-Брауна (принцип отрицательной обратной реакции) не в состоянии эффективно воспрепятствовать увеличению свободной энергии системы (не соответствующему требованиям второго закона термодинамики) при росте зародыша в указанном интервале размеров, так как время восстановления (за счет внешней среды) нарушенного термического равновесия будет являться достаточно малым.

Теперь рассмотрим аналогичный подход для случая формирования зародыша в бинарной среде (система $A-B$, α – материнская фаза (расплав или твердый раствор), β – фаза зародыша).

На рис. 1, б приведены графики изменения парциального химического потенциала растворимого компонента B , составляющего основу новой кристаллической фазы β . Первая точка (M) пересечения фактической кривой потенциала матрицы $\mu_B^\alpha(r)$ с кривой равновесия химических потенциалов фаз α и β

(при этом, $\mu_B^\alpha(r) = \mu_B^\alpha(r = \infty) + \frac{2\gamma}{r}v_B$, т.к. $\mu_B^\alpha(r = \infty) = \mu_B^\beta(r = \infty)$) указывает на размер неустойчивого критического зародыша, а вторая точка (Q) – на размер предельного (устойчивого) зародыша ($r_{пред}$), что вытекает из сравнения характера изменения химических потенциалов в окрестности этих точек.

В первом случае размер критического зародыша будет определяться величиной переохлаждения (ΔT) относительно наиболее низкой (начальной) температуры (T_n) однофазного состояния термодинамической системы. Это следует из следующей цепочки математических соотношений:

$$\begin{aligned} r_{крит} &= \frac{2\gamma v_B}{\mu_B^\alpha(C_\infty^\alpha, T_n) - \mu_B^\alpha(C_\infty^\alpha, T_n - |\Delta T|)} = \\ &= \frac{2\gamma v_B}{kT \left[\ln C_B(r = \infty, T_n) - \ln C_B(r = \infty, T) \right]} \cong \\ &\cong \frac{2\gamma v_B}{-kT \left(\frac{\Delta u}{kT_n} - \frac{\Delta u}{kT} \right)} = \frac{2\gamma}{\Delta u^* \left(1 - \frac{T}{T_n} \right)} = \frac{2\gamma T_n}{\Delta u^* \Delta T}. \quad (5) \end{aligned}$$

Здесь были использованы соотношения для одной из сольвусных линий бинарной системы $A-B$

$$C_\infty^\alpha(T_n) \cong e^{-\frac{\Delta u^*}{kT_n}} \text{ и } C_\infty^\alpha(T) \cong e^{-\frac{\Delta u^*}{kT}}, \text{ а также выполне-}$$

на замена $\frac{\Delta u}{v_B}$ на Δu^* .

Формула (5) формально идентична соотношению (3). Смысловое отличие заключается в том, что в выражении (5) Δu^* – скрытая теплота растворения B в A (теплосодержание), а в (3) соответствующее обозначение (Δu) – скрытая теплота кристаллизации, равная теплоте разрушения кристаллической решетки твердой фазы A при ее расплавлении.

Далее рассмотрим случаи использования химических потенциалов для получения уравнений сольвусных линий (или уравнения для контурной линии полного сольвусного купола) и линии перегибов (химической спинодали).

Традиционно этот вопрос в научной литературе рассматривается в упрощенном виде [2-4]. При этом используется метод минимизации свободной энергии Гельмгольца (и только для случая, когда координационные числа решеток обеих фаз (α и β) совпадают).

Покажем, что метод химических потенциалов для самых различных случаев продуктивнее традиционного подхода.

Сначала запишем базовое выражение для свободной конфигурационной энергии Гиббса в следующем виде:

$$\begin{aligned} G(N_A, N_B, T, p) &= \frac{1}{2} Z \times \\ &\times \left(u_{AA} N_A + u_{BB} N_B + 2\Delta u_{AB} N_A \cdot \frac{N_B}{N_A + N_B} \right) + \\ &+ kT \left(N_A \ln \frac{N_A}{N_A + N_B} + N_B \ln \frac{N_B}{N_A + N_B} \right) + \\ &+ p(v_A \cdot N_A + v_B \cdot N_B). \quad (6) \end{aligned}$$

Здесь N_A и N_B – количества атомов обоих сортов системы $A-B$; u_{AA} и u_{BB} – энергии парных взаимодействий атомов A (пары типа $A-A$) и B (пары $B-B$) в пределах первой координационной сферы; Δu_{AB} – положительная энергия смешения; v_A и v_B – атомные объемы компонентов; T и p – температура и давление соответственно; Z – координационное число системы (пусть сначала одинаковое для решеток обеих ее компонентов).

Парциальные химические потенциалы μ_A и μ_B определяются простым дифференцированием соотношения (6) по N_A и N_B , а именно:

$$\mu_A = \left(\frac{\partial G}{\partial N_A} \right)_{p, T, N_B} \text{ и } \mu_B = \left(\frac{\partial G}{\partial N_B} \right)_{p, T, N_A}.$$

Тогда для первого химического потенциала получаем выражение

$$\mu_A(C) = \frac{1}{2}Zu_{AA} + pv_A + Z\Delta u_{AB}C^2 + KT \ln(1-C),$$

$$\left(C = \frac{N_B}{N_A + N_B} = \frac{N_B}{N} \right), \text{ а для второго -}$$

$$\mu_B(C) = \frac{1}{2}Zu_{BB} + pv_B + Z\Delta u_{AB}(1-C)^2 + KT \ln C.$$

В этих выражениях первые суммы, не зависящие от концентрации, суть части химических потенциалов, равные их значениям при нулевых содержаниях второго компонента ($\mu_A(0) = \mu_A^0 = \frac{1}{2}Zu_{AA} + pv_A$;

$$\mu_B(1) = \mu_B^0 = \frac{1}{2}Zu_{BB} + pv_B).$$

Далее рассмотрим несколько упрощенную ситуацию (не нарушающую качественную сторону структурной картины), когда $\mu_A^0 = \mu_B^0$ и $Z_A = Z_B = Z$. Тогда для свободной энергии Гиббса, приходящейся на один атом системы ($G/N = g$), будем иметь единую концентрационную зависимость свободной энергии, симметричную относительно точки $C = 0,5$ (рис. 2). В этом случае общая касательная к участкам кривой $g(C)$ с положительной кривизной определит равновесные составы фаз α и β любого двухфазного сплава (например, сплава с концентрацией C^*), совпадающие с проекциями точек минимумов (в данном случае точек касания) концентрационной кривой свободной энергии.

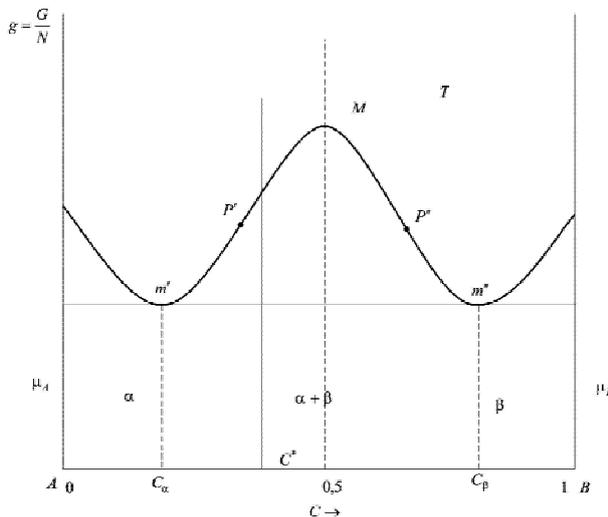


Рис. 2. Концентрационная зависимость свободной энергии Гиббса для случая симметричной W -образной кривой (в расчете на атом термодинамической системы)

Т.к. для рассматриваемого случая $g(C) = \mu_A(C)(1-C) + \mu_B(C)C$, а общая касательная параллельна оси концентраций, то

$$\frac{dg}{dC} = 0 = \mu_B(C) - \mu_A(C), \quad (7)$$

поскольку, как легко показать, $\mu'_A(C)(1-C) = \mu'_B(C)C$ ($\mu'_A(C)$ и $\mu'_B(C)$ – производные химических потенциалов по концентрации).

В соответствии со сказанным выше и рис. 2 справедливо равенство парциальных химических потенциалов компонентов

$$\mu_A(C, T) = \mu_B(C, T), \quad (8)$$

а также равенство их первых производных по концентрации $\mu'_A(C, T) = \mu'_B(C, T)$, т.к. в замкнутом интервале составов $[0, 1]$ химические потенциалы являются дифференцируемыми функциями.

Тогда из соотношения (8) следует равенство

$$\begin{aligned} \mu_A^0 + Z\Delta u_{AB}C^2 + kT \ln(1-C) = \\ = \mu_B^0 + Z\Delta u_{AB}(1-C)^2 + kT \ln C, \end{aligned} \quad (9)$$

которое из-за того, что $\mu_A^0 = \mu_B^0$, сразу дает выражение, связывающее диаграммную (равновесную) температуру с концентрацией того или иного растворенного в матрице компонента (B или A)

$$T(C) = -\frac{Z\Delta u_{AB}}{k} \frac{1-2C}{\ln\left(\frac{C}{1-C}\right)}. \quad (10)$$

Это выражение характеризует симметричный сольвусный купол в системе координат «температура-состав». Далее после инверсии соотношения (10) относительно замены аргумента функцией получим сложную экспоненциальную зависимость вида

$$\frac{C}{1-C} = e^{-\frac{Z\Delta u_{AB}(1-2C)}{kT}}. \quad (11)$$

Из (11) при переходе к слабым концентрациям C_B и C_A находим одинаковые по форме выражения для ограниченных малыми составами левой и правой частей сольвусного купола, которые часто хорошо коррелируют с линиями ограниченной растворимости первичных растворов на бинарных диаграммах эвтектического типа (ниже линии трехфазного равновесия). Так при $C_B \ll 1$ будем иметь

$$C_B \cong e^{-\frac{Z\Delta u_{AB}}{kT}}, \quad (12, a)$$

а при $C_A \ll 1$ соответственно

$$C_A \cong e^{-\frac{Z\Delta u_{AB}}{kT}}. \quad (12, б)$$

Если растворенный атом, например B , имеет значительно большую вибрационную энтропию (s_V^B), чем

атом растворителя (s_V^A), то в соотношении (9) необходимо учесть слагаемые типа $Ts_V^{A(B)}$. Тогда формула (12, а) получает уточняющий экспоненциальный

множитель $e^{\frac{\Delta s_V}{k}}$ ($\Delta s_V = s_V^B - s_V^A$), что совпадает с формулой, предложенной Зинером [5]. Согласно Зинеру, выражение вида

$$C \cong e^{-\frac{z\Delta u_{AB}}{kT}} \cdot e^{\frac{\Delta s_V}{k}}, \quad (12, в)$$

лучше соответствует экспериментальным результатам, особенно в тех случаях, когда растворенные атомы создают большие локальные искажения (сферической симметрии) в решетках растворителей.

Далее, используя равенство $\mu'_A(C) = \mu'_B(C)$, получим соотношение

$2Z\Delta u_{AB}C - kT \frac{1}{1-C} = -2Z\Delta u_{AB}(1-C) + kT \frac{1}{C}$, откуда следует конечное выражение для линии перегибов (химической спинодали)

$$T = \frac{Z\Delta u_{AB}}{k} C(1-C). \quad (13)$$

Эта параболическая линия, также симметричная относительно точки $C = 0,5$, касается в этой точке линии предельных растворимостей (сольвусного купола), что позволяет установить максимальную температуру перехода фазовой смеси $\alpha + \beta$ в однофазное (гомогенное) состояние

$$T_{\max} = \frac{1}{2} \frac{Z\Delta u_{AB}}{k}. \quad (14)$$

И, наконец, рассмотрим возможность получения аналитических выражений для сольвусных участков эвтектических диаграмм равновесия в более сложном случае, когда $Z_A \neq Z_B$ (в этом случае вместо W -образной кривой свободной энергии имеем две пересекающиеся U -образные кривые и общую к ним касательную, наклоненную к оси абсцисс в координатной системе « $g-C$ » (рис. 3)). В этой ситуации уже необходимо рассматривать систему из 2-х уравнений фазового равновесия в виде следующих равенств парциальных химических потенциалов компонентов:

$$\left. \begin{aligned} \mu_A^\alpha(C_\alpha, T) &= \mu_A^\beta(C_\beta, T) \\ \mu_B^\alpha(C_\alpha, T) &= \mu_B^\beta(C_\beta, T) \end{aligned} \right\} \quad (15)$$

Здесь C_α и C_β – равновесные концентрации компонента B в обеих фазах некоторого сплава (например, сплава состава C^*), зависящие от температуры (т.е. значения этих концентраций связаны с траекториями (левой и правой) движения фигуративных сольвусных точек).

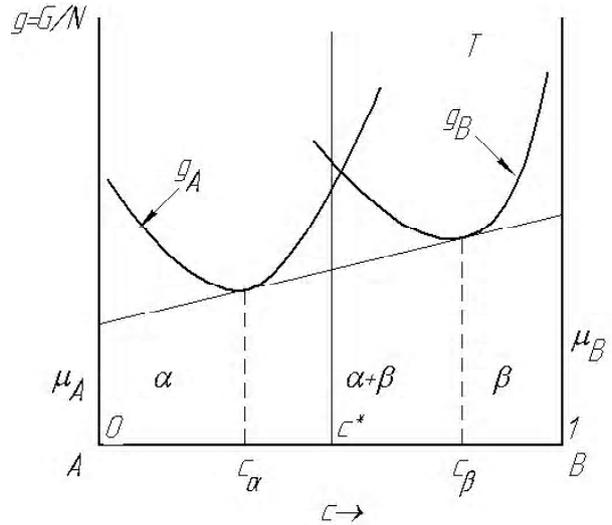


Рис. 3. Концентрационная зависимость свободной энергии Гиббса для случая пересекающихся двух U -образных кривых (в расчете на атом термодинамической системы)

Раскроем фактический (аналитический) смысл членов системы (15). Приняв, что $\mu_A^0(Z_A) \cong \mu_A^0(Z_B)$ и $\mu_B^0(Z_A) \cong \mu_B^0(Z_B)$, получим следующие приближенные соотношения, связывающие указанные концентрации с температурой:

$$\begin{aligned} Z_A \Delta u^\alpha C_\alpha^2 + kT \ln(1 - C_\alpha) &\cong \\ &\cong Z_B \Delta u^\beta C_\beta^2 + kT \ln(1 - C_\beta), \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} Z_A \Delta u^\alpha (1 - C_\alpha)^2 + kT \ln C_\alpha &\cong \\ &\cong Z_B \Delta u^\beta (1 - C_\beta)^2 + kT \ln C_\beta. \end{aligned}$$

При этом принимается, что $\Delta u^\alpha = \Delta u^\beta = \Delta u$, т.е. допускается, что энергии смешения компонентов в фазах α и β , отличающихся кристаллическими решетками, в первом приближении равны.

Преобразуем приведенные выше уравнения к виду

$$\left. \begin{aligned} \ln \frac{1 - C_\alpha}{1 - C_\beta} &= \frac{\Delta u}{kT} (Z_B C_\beta^2 - Z_A C_\alpha^2) \\ \ln \frac{C_\alpha}{C_\beta} &= \frac{\Delta u}{kT} [Z_B (1 - C_\beta)^2 - Z_A (1 - C_\alpha)^2] \end{aligned} \right\} \quad (16)$$

Решение этой системы трансцендентных уравнений в общем виде представляет собой довольно трудную задачу. Однако для сольвусных линий (как правило, заметно приближенных к ординатным осям диаграмм равновесия) на основании учета слабых концентраций C_B^α и C_A^β можно относительно легко получить приемлемые (хотя и приближенные) соотношения для зависимостей сольвусных концентраций от температуры.

Итак, пусть $C_B^\alpha \ll 1$ (тогда $C_A^\alpha \cong 1$) и $C_A^\beta \ll 1$ (при этом аналогично $C_B^\beta \cong 1$). В этом случае первое равенство группы (16), поскольку $1 - C_\alpha = C_A^\alpha$, а $1 - C_\beta = C_A^\beta$, изменит свою форму

$$\frac{C_A^\alpha}{C_A^\beta} = e^{\frac{\Delta u [Z_B(1 - C_A^\beta) - Z_A(1 - C_A^\alpha)]}{kT}}. \quad (17)$$

Легко видеть, что при $C_A^\beta \ll 1$ из (17) получаем соотношение

$$C_A^\beta \cong e^{-\frac{Z_B \Delta u}{kT}}, \quad (18)$$

а при $C_B^\alpha \ll 1$ (используется второе выражение системы (16)) соответственно получим

$$C_B^\alpha \cong e^{-\frac{Z_A \Delta u}{kT}}. \quad (19)$$

Таким образом, как частные, так и более общие решения уравнений в виде соотношений парциальных химических потенциалов дают приемлемые качественные оценки характера и вида линий предельных составов (сольвусных линий), что хорошо согласуется с экспериментальными результатами, приведенными в научной литературе (смотри хотя бы источник [2]).

Перечень ссылок

1. В.И. Мазур, В.Е. Ольшанецкий Об использовании пространства представлений «химический потенциал-температура» для построения диаграмм фазовых равновесий // Евтектика VI. Наукові праці (Міжнародна конференція, Запоріжжя). – 2003. – С. 43-49.
2. А.Х. Коттрелл Строение металлов и сплавов (пер. с англ.). – М.: Metallurgizdat, 1961. – 288 с.
3. Г.С. Жданов Физика твердого тела. – М.: Изд. Московского университета, 1962. – 501 с.
4. Р.А. Свелин Термодинамика твердого состояния (пер. с англ.). – М.: Metallurgiya, 1968. – 314 с.
5. С. Zener «Thermodynamics in Physical Metallurgy», Chapter 11, Amer. Soc. Metals Seminar, 1950.

Одержано 29.09.2008

На підставі використання парціальних хімічних потенціалів розглядаються відносно прості підходи до опису різних типів фазових рівноваг без залучення у цих випадках методу мінімізації вільної енергії.

From position of the use of partial chemical potentials simple approaches are examined relatively to declaration of different types of equilibrium of phases without application in these cases of procedure minimization of free energy.

II КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

УДК 539.374

Канд. техн. наук Ю. В. Мастиновский, А. В. Засовенко

Национальный технический университет, г. Запорожье

НЕСТАЦИОНАРНОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ ОДНОПРОЛЕТНОЙ БАЛКИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПОДВИЖНОЙ НАГРУЗКИ

Рассматриваются упругие волны в однопролетной шарнирно опертой балке, вызванные действием перемещающейся силы. Балка лежит на упругом одностороннем основании модели Винклера, а подвижная нагрузка распределена на достаточно малом участке балки. Движения балки описываются уравнениями типа Тимошенко. Прямое численное решение не автономной задачи основано на использовании метода характеристик. Приведен анализ полученных результатов для различных скоростей движения нагрузки.

1 Введение

Проблема динамического воздействия подвижных нагрузок на балочные конструкции актуальна для машиностроения, транспорта и строительства. В последнее время, в связи с изношенностью подвижного состава и путей, с увеличением нагрузок и скоростей движения на транспорте, возникает необходимость изучить вопрос о деформировании балочных систем с изменяющимися характеристиками балки и нагрузки.

Решению подобных задач посвящены многочисленные работы отечественных и зарубежных исследователей [1-4]. Аналитические решения, как и решения, построенные на условии стационарного режима колебаний, т.е. в подвижной системе координат, приводят к громоздким выкладкам, затрудняющим анализ полученных решений.

Данная работа посвящена созданию модели и методу расчета рассматриваемой конструкции, приемлемой для практики. Уточненные уравнения движения учитывают инерцию вращения и сдвиг элемента балки. Взаимодействие балки и основания одностороннее.

2 Постановка задачи

Физическая модель шарнирно опертой балки, на упругом одностороннем основании, на которую действует перемещающаяся сила, показана на рис. 1. Правила знаков и обозначения определяются из представленной модели.

Уравнения движения балки имеют вид [2, 6]:

$$\begin{cases} EJ \frac{\partial^2 \psi}{\partial x^2} - \rho J \frac{\partial^2 \psi}{\partial t^2} = -k^2 GA \left(\frac{\partial y}{\partial x} - \psi \right); \\ k^2 GA \frac{\partial^2 y}{\partial x^2} - \rho A \frac{\partial^2 y}{\partial t^2} = k^2 GA \frac{\partial \psi}{\partial x} + R(x, t) - \frac{q(x, t)}{\varepsilon} + P, \end{cases} \quad (1)$$

где E – модуль упругости материала балки (модуль Юнга), G – модуль сдвига, J – момент инерции поперечного сечения балки, A – площадь поперечного сечения балки, k^2 – коэффициент сдвига, ρ – плотность материала балки, x – координата, измеряемая от левого конца балки ($0 \leq x \leq L$), $y(x, t)$ – прогиб оси балки, t – время, $\frac{q(x, t)}{\varepsilon}$ – распределенная нагрузка

($\varepsilon \ll L$), $R(x, t)$ – реакция основания, $P = -\gamma \frac{\partial y}{\partial t}$ – внутренние силы сопротивления, пропорциональные скорости смещения балки с коэффициентом γ .

Используя связь с безразмерными величинами $\xi = \frac{x}{L}$, $\tau = \frac{tc_b}{L}$, $w = \frac{y}{L}$, перепишем систему уравнений (1) в безразмерном виде:

$$\begin{cases} \frac{\partial^2 \psi}{\partial \xi^2} - \frac{1}{C_1^2} \frac{\partial^2 \psi}{\partial \tau^2} = F_1(\psi - \frac{\partial w_1}{\partial \xi}) \equiv f_1; \\ \frac{\partial^2 w_1}{\partial \xi^2} - \frac{1}{C_2^2} \frac{\partial^2 w_1}{\partial \tau^2} = \frac{\partial \psi}{\partial \xi} + \tilde{R}(\xi, \tau) - \tilde{q}(\xi, \tau) + \tilde{P} \equiv f_2; \\ \tilde{R}(\xi, \tau) = F_2 w_2. \end{cases} \quad (2)$$

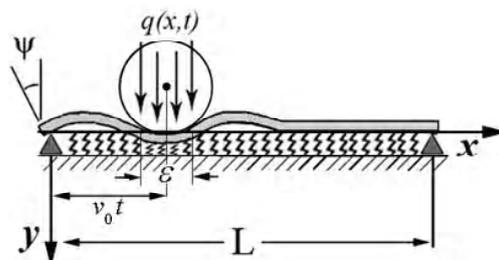


Рис. 1. Балка на упругом основании под действием распределенной на интервале ε силы

Здесь

$$C_1 = 1; C_2 = \frac{c_S}{c_b}; \left(c_b = \sqrt{E/\rho}; c_S = \sqrt{k^2 G/\rho} \right) - \text{ско-}$$

рости распространения волн, а w_1 и w_2 – поперечные перемещения балки и основания соответственно, F_2 – жесткость основания.

Если ввести четыре новые безразмерные переменные:

$$M = -\frac{\partial \Psi}{\partial \xi} - \text{изгибающий момент}; W = -\frac{\partial \Psi}{\partial \tau} - \text{уг-}$$

ловая скорость поперечного сечения;

$$Q = \frac{\partial w}{\partial \xi} - \Psi - \text{перерезывающая сила}; V = \frac{\partial w}{\partial \tau} - \text{ско-}$$

рость поперечного движения, то уравнения (2) можно переписать так:

$$\begin{cases} \frac{\partial M}{\partial \xi} - \frac{1}{C_2^2} \frac{\partial W}{\partial \tau} = F_1 Q \equiv f_1; \\ \frac{\partial Q}{\partial \xi} - \frac{1}{C_1^2} \frac{\partial V}{\partial \tau} = \tilde{R}(\xi, \tau) - \tilde{q}(\xi, \tau) + \tilde{P} \equiv f_2; \\ \tilde{R}(\xi, \tau) = F_2 w_2. \end{cases} \quad (3)$$

Как и в уравнениях (2) здесь $F_1 = \frac{k^2 G A L^2}{EJ}$ и

$F_2 = \frac{L^2 K_p}{k^2 G A}$ – безразмерные коэффициенты, где K_p – коэффициент постели основания.

Дополним уравнения (3) нулевыми начальными и граничными условиями, которые соответствуют шарнирному закреплению балки на концах:

$$y(x, 0) = V(x, 0) = \psi(x, 0) = W(x, 0) = 0;$$

$$y(0, \tau) = M(0, \tau) = y(L, \tau) = M(L, \tau) = 0. \quad (4)$$

3 Численное решение

В соответствии с методом численного решения с использованием сетки характеристик [5, 6] система уравнений (3) преобразуется к виду:

$$\text{вдоль характеристик первого семейства } \frac{\partial \tau}{\partial \xi} = \pm C_1$$

получаем

$$d(W) \mp C_1 d(M) \pm C_1 f_1 d\xi = 0, \quad (5)$$

а вдоль характеристик второго семейства $\frac{\partial \tau}{\partial \xi} = \pm C_2$,

соответственно

$$d(V) \mp C_2 d(Q) \pm C_2 f_2 d\xi = 0. \quad (6)$$

Для проведения расчетов строится сетка характеристических линий первого семейства, с шагом $\Delta \xi = \Delta \tau$, покрывающая всю полосу $0 \leq \xi \leq 1, \tau \geq 0$.

Данные из точек пересечения линий C_2^\pm с характеристиками C_1^\pm переносятся в регулярные узлы по формулам интерполяции. Методика расчета и алгоритм взаимодействия балки и основания приводятся в работах [5, 6].

Одностороннее действие упругого основания $\tilde{R}(\xi, \tau)$ определяется прогибами балки в области контакта следующим образом:

$$\tilde{R}(\xi, \tau) = \begin{cases} F_2 w_2 & \text{при } w_1 > 0 \quad (w_1 = w_2) \\ 0 & \text{при } w_1 \leq 0. \end{cases}$$

4 Анализ полученных результатов

Для упрощения анализа в качестве примера приводятся результаты действия на балку нагрузки с интенсивностью μ , движущейся с постоянной скоростью C_0 и равномерно распределенной на участке ε ($\Delta \xi < \varepsilon \ll 1$):

$$\tilde{q}(\xi, \tau) = \begin{cases} \mu, & \xi \in [C_0 \tau - \frac{\varepsilon}{2}; C_0 \tau + \frac{\varepsilon}{2}] \\ 0, & \xi \notin [C_0 \tau - \frac{\varepsilon}{2}; C_0 \tau + \frac{\varepsilon}{2}] \end{cases}$$

При расчетах задавались следующие значения исходных параметров:

$$\Delta \xi = \Delta \tau = 0,005; \mu = 1; \gamma = 0; \\ F_1 = 0,375; F_2 = 165; \varepsilon = 0,05.$$

Распределения изгибающих моментов приведены на рисунках 2, 3 и 4. Слева на рисунках показаны распределения для упругой балки с односторонним основанием, справа – распределения без основания при $\tau_1 = 0,5; \tau_2 = 1; \tau_3 = 1,5; \tau_4 = 2$. Безразмерная скорость нагрузки C_0 варьировалась от 0,2 до 0,9.

Как видно из графиков, амплитуды изгибающего момента зависят от скорости движения нагрузки, а наличие контакта с упругим основанием значительно изменяет как величину изгибающего момента, так и характер его распределения. Интенсивность упругой волны после прохода нагрузки больше, чем во время ее действия.

Расслоение конструкции (образование зон «отрыва» балки от основания в процессе их динамического

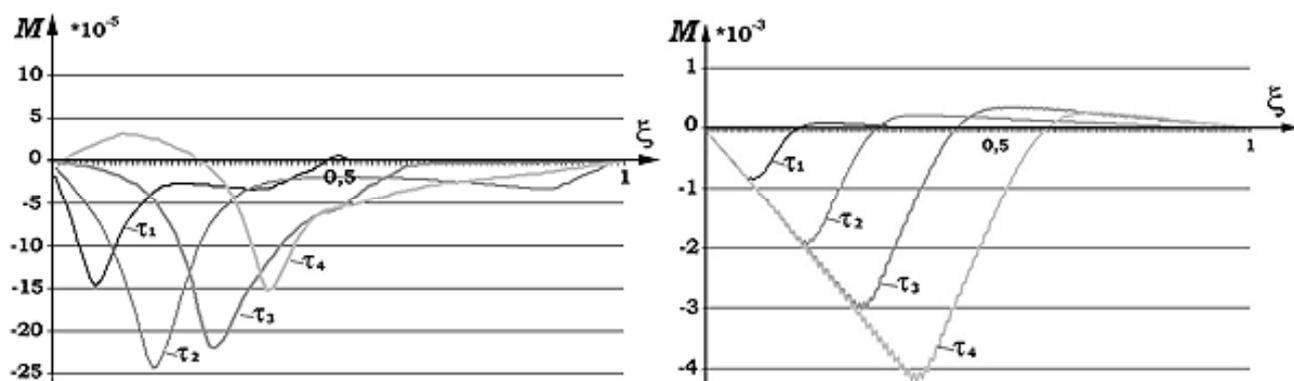


Рис. 2. Распределение изгибающего момента в упругой балке с основанием и без основания (скорость нагрузки 0,2)

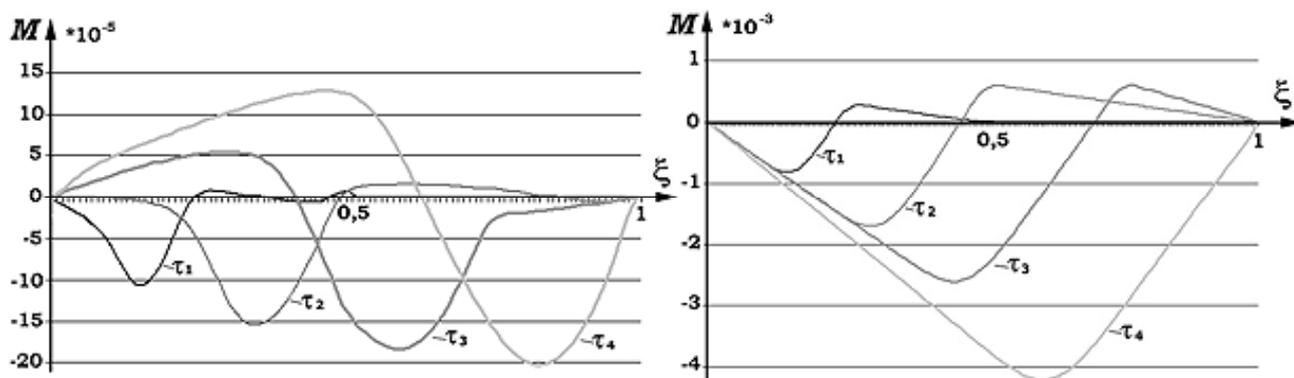


Рис. 3. Распределение изгибающего момента в упругой балке с основанием и без основания (скорость нагрузки 0,5)

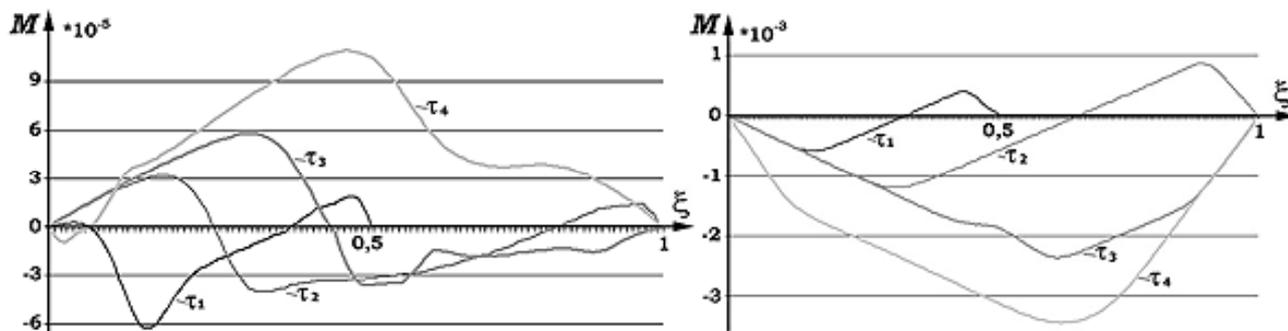


Рис. 4. Распределение изгибающего момента в упругой балке с основанием и без основания (скорость нагрузки 0,9)

взаимодействия) качественно и количественно меняют картину волнового процесса. Это видно из рис. 5, буквой (a) показано одностороннее взаимодействие, (b) – «жесткий» контакт балки и основания, на оси выделена зона «отрыва».

Влияние параметра γ , характеризующего внутреннее трение упругой системы, на движения балки наиболее существенно при $\gamma > 1$. При $\gamma \approx 10$ прогиб значительно сглаживается, приближаясь к статическому. Если $0 < \gamma < 1$, то кривые деформирования балки близки к прогибам балки без трения ($\gamma = 0$).

Независимо от C_0 – скорости движения нагрузки, максимальный прогиб балки находится сзади фронта нагрузки. При $C_0 < 1$ ($C_0 \neq C_2$) деформации впереди фронта нагрузки существенно (на порядок и более) меньше, чем сзади него. В «сверхзвуковом» режиме ($C_0 > 1$) имеют место интенсивные колебания сзади места приложения движущейся нагрузки. При $C_0 = C_1$ или $C_0 = C_2$, нагрузка движется вдоль характеристик, и наблюдаются незначительные осцилляции вблизи места приложения движущейся силы, которые могут быть сглажены подбором параметра γ , а амплитуды упругой волны растут с течением времени.

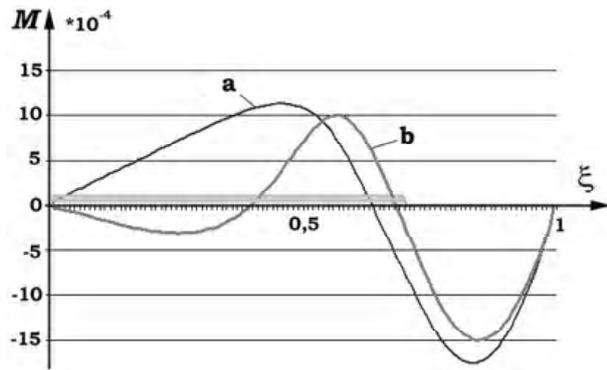


Рис. 5. Распределение изгибающего момента в упругой балке с односторонним основанием и «жестко» закрепленной с основанием (скорость нагрузки 0,5; момент времени $\tau_4 = 2$)

Прямое численное решение, основанное на использовании характеристик определяющей системы уравнений, имеет ряд преимуществ по сравнению с другими методами. Оно позволяет рассматривать задачи с различными граничными условиями без изменения расчетной схемы, выделять и учитывать разрывы в граничных и начальных условиях или в правой части (если только эти уравнения являются гиперболическими), решать задачи сложного взаимодействия с учетом «отрыва» составляющих конструкций, численно исследовать волновые процессы, вызванные нестационарным движением нагрузки.

Розглядаються пружні хвилі в однопролітній шарнірно опертій балці, що викликані дією рухомої сили. Балка лежить на пружній односторонній підставі моделі Вінклера, а рухоме навантаження розподілене на достатньо малій ділянці балки. Рухи балки описуються рівняннями типу Тимошенка. Пряме чисельне рішення неавтономної задачі ґрунтується на використанні методу характеристик. Приведено аналіз отриманих результатів для різних швидкостей руху навантаження.

Elastic waves in one-spanning simply supported beam, caused by the action of moving force, are examined. A beam lies on resilient one-sided foundation of Vinkler model, and the mobile loading is distributed on the small enough area of beam. Beam motions are described with the equalizations of Timoshenko type. The direct numeral solution of not-autonomous task is based on the use of descriptions method. The analysis of the obtained results for the different rates of loading movement is given.

Предложенная методика расчета позволяет с достаточной степенью точности численно моделировать процесс нестационарного воздействия движущейся распределенной нагрузки на одно- и многопролетную балочную конструкцию с различными типами оснований.

Перечень ссылок

1. Филиппов А.П., Кохманюк С.С., Воробьев Ю.С. Воздействие динамических нагрузок на элементы конструкций. – Киев: Наукова Думка, 1974. – 174 с.
2. Кохманюк С.С., Янютин Е.Г., Романенко Л.Г. Колебания деформируемых систем при импульсных и подвижных нагрузках – Киев: Наукова Думка, 1980. – 232 с.
3. Муравский Г.Б. Действие подвижной нагрузки на балку, лежащую на одностороннем упругом основании // Строительная механика и расчет сооружений. – 1975. – № 4. – С. 42-46.
4. Глинов А.П., Анализ изгибных колебаний балки, обусловленных движением погонной нагрузки // Прикладная математика и механика. –1995. – №4. – С. 626-633.
5. Чоу, Мортимер, Решение одномерных задач о распространении упругих волн методом характеристик // Прикладная механика. Труды американского общества инженеров-механиков (русский перевод). –1967. – № 3. – С. 308-315.
6. Засовенко А. В., Мастиновский Ю. В. Одностороннее взаимодействие балки с упругим основанием //Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2005. – № 1. – С. 105-107.

Одержано 14.02.2008

А. И. Шульга¹, д-р техн. наук И. Ф. Червоний², канд. техн. наук С. Г. Егоров²

¹ ЗАО «Завод алюминиевой катанки», ² Государственная инженерная академия, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ОХЛАЖДЕНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ АЛЮМИНИЕВОЙ КАТАНКИ

Рассмотрен процесс охлаждения алюминиевой катанки после прокатного стана. Определены технологические факторы, которые оказывают влияние на ее механические свойства. Для обеспечения равномерного охлаждения предложена новая конструкция узла охлаждения.

Введение

Алюминиевая катанка используется как полуфабрикат при производстве алюминиевой проволоки различных диаметров, электрических проводов, заклепок, сварочной проволоки в радиоэлектронной, электротехнической и других областях. Рынок потребления алюминиевой катанки можно разделить на три группы: неизолированные воздушные линии электропередач – ЛЭП, изолированный кабель, неэлектрический механический провод для производства гаммы метизов.

Единственным в Украине производителем алюминиевой катанки для электротехнических целей путем непрерывного литья является ЗАО «Завод алюминиевой катанки». Алюминиевую катанку производят на специализированных линиях. Диаметр катанки составляет от 9 до 15 мм.

Цель работы

Изучить процесс охлаждения алюминиевой катанки, выходящей из прокатного стана. Установить зависимость механических свойств катанки от условий охлаждения.

Основное содержание

На предприятии ЗАО «Завод алюминиевой катанки» для производства алюминиевой катанки применяется оборудование компании Continuous Profergi, которая является лидером в области изготовления технологического оборудования. Схема линии для получения алюминиевой катанки представлена на рис. 1.

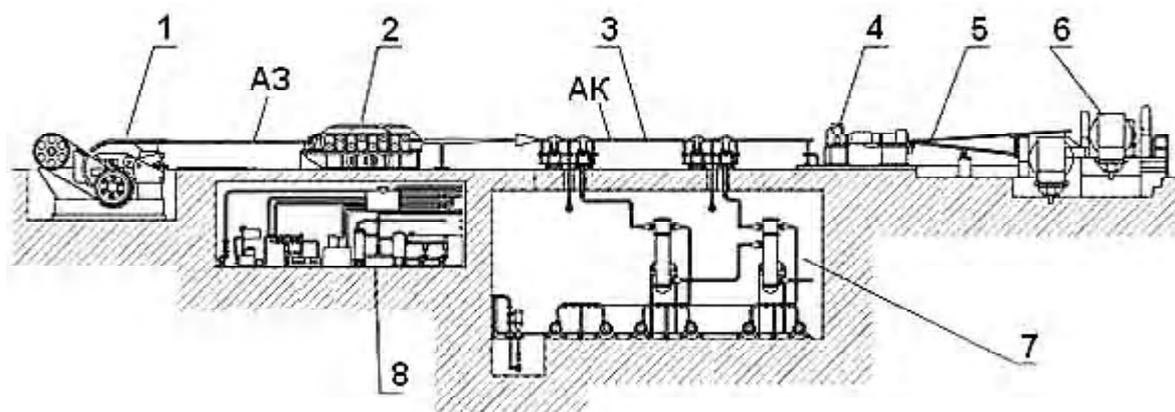


Рис. 1. Технологическая схема линии получения алюминиевой катанки:

1 – литейная машина; 2 – прокатный стан; 3 – линия охлаждения; 4 – ножницы делительные; 5 – проводка моталки; 6 – моталка; 7 – подвал линии охлаждения; 8 – масло-эмульсионный подвал; АЗ – алюминиевая заготовка; АК – алюминиевая катанка

Для производства алюминиевой катанки используется алюминий первичный технологической чистоты в жидком и твердом виде, соответствующий по химическому составу ГОСТ 1 1069-2001. В качестве легирующих добавок в производстве сплавов для выпуска на их основе катанки используются титан губчатый и титановые сплавы, никель, магний, медь, марганец, кремний.

Основными рабочими устройствами каждой линии по производству алюминиевой катанки компании Continuous Properzi являются литейная машина с замкнутым контуром водяного охлаждения, прокатный стан и моталки различной конструкции. Линия работает по принципу непрерывной разливки металла – расплавленный металл из миксеров поступает на медное вращающееся литейное колесо (кристаллизатор), охлаждается по определённой схеме и кристаллизуется. Далее полученная заготовка проходит через ролики прокатного стана. Полученная алюминиевая катанка требуемого диаметра с помощью моталки наматывается на барабаны (формируется партия продукции – бухта катанки).

Главным отличием процесса Continuous Properzi от других процессов непрерывного литья является то, что технология Continuous Properzi представляет собой высокоскоростной непрерывный процесс литья – скорость составляет м/мин, в то время как для других аналогичных процессов кристаллизации скорость составляет см/мин. На литейном колесе Continuous Properzi кристаллизация почти заканчивается к моменту, когда алюминиевая заготовка покидает изложницу. Около 93...95 % теплообмена происходит в боковых направлениях, т.е. перпендикулярно к основным осям литья (и направлению вращения колеса). При этом, определяющими характеристиками металла являются скорость кристаллизации, текучесть, теплопроводность как в жидком, так и в твердом состоянии, химические свойства, такие как способность образования оксидов и их природа, температура плавления и т.д. Все эти характеристики влияют на скорость теплообмена с внутренними стенками изложницы, а также на способ или тип механизма кристаллизации. После прокатного стана алюминиевая катанка подвергается охлаждению. Однако в настоящее время температура катанки в бухтах составляет ~300 °С и является достаточно высокой – способствует быстрому износу и выходу из строя облицовки намоточных барабанов. Кроме того, условия охлаждения алюминиевой катанки могут оказывать влияние на ее свойства.

С целью определения зависимости между условиями охлаждения катанки и ее свойствами были проведены две экспериментальные серии № 1 и № 2. В экспериментах серии № 1 катанка охлаждалась эмульсолом «Випол-232» (температура жидкости, поступающей на охлаждение, составляла ~50 °С), после чего обдувалась сжатым воздухом. В экспериментах серии № 2 охлаждение осуществлялось водой (температура составляла ~ 65 °С) с последующим обдувом катанки сжатым воздухом. При этом фиксировалась температура алюминиевой катанки до охлаждения, температура алюминиевой катанки внутри и снаружи бухты. В качестве контролируемого механического параметра выступал предел прочности катанки (σ_B).

Результаты проведенных экспериментов представлены на рис. 2. Видно, что прочность алюминиевой катанки зависит не от температуры заготовки, а от условий охлаждения – изменение величины предела прочности обратно пропорционально средней температуре бухты катанки, а не заготовки (рис. 2, б, в). Максимальные значения предела прочности соответствуют минимальной средней температуре бухты катанки (что характерно для обоих экспериментальных серий).

Несмотря на то, что в экспериментальной серии № 1 температура заготовки была выше и температура охлаждающей жидкости ниже, чем в экспериментальной серии № 2, диапазон изменения температуры бухты и предела прочности алюминиевой катанки оказался меньшим (табл. 1): величина перепада температуры между внутренними и наружными витками бухт в экспериментах № 1 не превышала 2...27 °С, в то время как в экспериментах № 2 она составляла 8...60 °С. При этом катанка серии экспериментов № 1 имеет значительно более стабильные свойства в сравнении с экспериментами серии № 2.

Можно сделать заключение о том, что процесс охлаждения катанки водой в существующем узле малоэффективен и не гарантирует стабильности механических свойств. Причиной нестабильности свойств являлось неравномерное охлаждение катанки по длине и периметру, что приводило к торможению процесса рекристаллизации на отдельных участках и фиксации деформированной структуры после прокатки. В ходе исследования стало очевидным, что из-за несовершенной конструкции узла охлаждения, катанка частично проходит его в «паровой рубашке» без контакта с водой, в то время как другие ее участки могут быть полностью погружены в воду. Это приводит к зна-

Таблица 1 – Диапазон изменения контролируемых параметров

№ эксперимента	Диапазон изменения температуры, °С:			Диапазон изменения предела прочности σ_B , МПа
	заготовки	внутри бухты	снаружи	
1	473...493	297...320	284...298	92,70...97,73
2	455...475	170...295	152...308	90,01...107,91

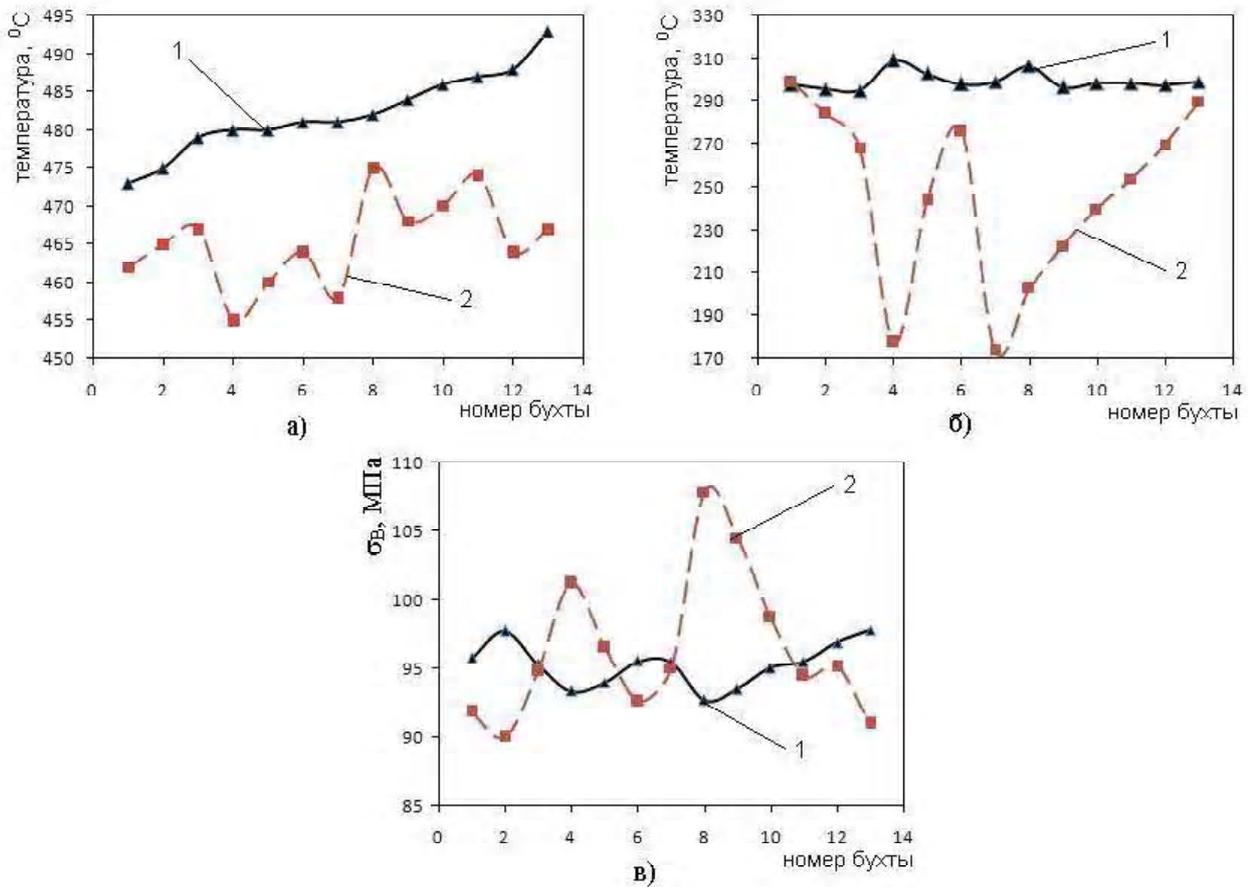


Рис. 2. Изменение температуры заготовки (а), средней температуры бухты катанки (б) и предела прочности алюминиевой катанки (в) проводимых экспериментах:

1 – экспериментальная серия № 1; 2 – экспериментальная серия № 2

чительному температурному перекоосу по длине и диаметру катанки, что в свою очередь вызывает возникновение высокого уровня остаточных термических напряжений и обуславливает неравномерность протекания процессов рекристаллизации. Равномерное охлаждение и уменьшение остаточных термических напряжений сможет обеспечить новый узел охлаждения (рис. 3).

Узел охлаждения состоит из нержавеющей короба, в котором находится внутренняя труба с отверстиями. Отверстия предназначены для обеспечения равномерной подачи охлаждающей жидкости на алюминиевую катанку. После охлаждения проточной водой катанка обдувается сжатым воздухом. При применении подобного узла охлаждения температура катанки на выходе должна значительно снизиться. Кроме того, применение в качестве охлаждающей жидкости эмульсола позволит решить некоторые существующие проблемы.

В результате проведения исследовательских работ было установлено, что существующая средняя температура катанки в бухте около 300 °С приводит к быст-

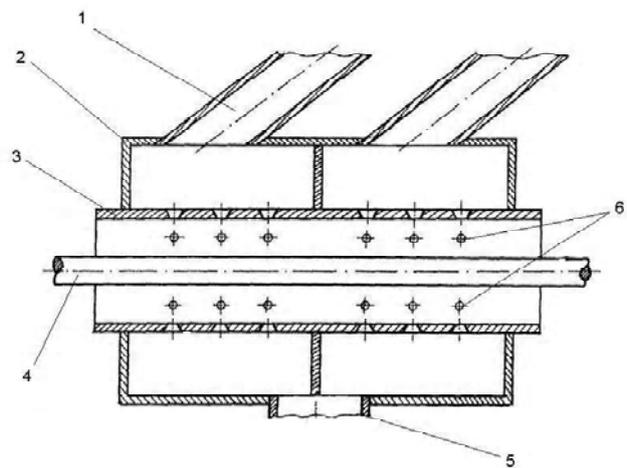


Рис. 3. Схема узла охлаждения:

- 1 – патрубок для подачи охлаждающей жидкости;
- 2 – металлический короб; 3 – внутренняя труба; 4 – алюминиевая катанка; 5 – патрубок для отвода жидкости;
- 6 – отверстия для подачи и отвода охлаждающей жидкости

рому износу и выходу из строя облицовки намоточных барабанов; существующий механизм охлаждения алюминиевой катанки не обеспечивает стабильности механических свойств по ее длине в пределах одной и той же плавки. Установлено, что факторами, определяющими конечный уровень механических свойств катанки, являются:

- степень рафинирования и модифицирования металла плавки;
- уровень металла и его температура в поплавочной камере перед подачей в кристаллизатор;
- стабильность температуры литой заготовки после выхода ее из кристаллизатора;
- расход проточной воды, которая подается на колесо кристаллизатора и в узел охлаждения катанки;
- расход эмульсии на каждой клети прокатного стана;
- конструкция узла охлаждения катанки.

Для стабилизации механических свойств катанки рекомендуется:

- осуществлять тщательный контроль полноты и качества рафинирующей обработки жидкого металла каждой плавки;
- следить за состоянием желобов, по которым жидкий металл транспортируется в кристаллизатор с целью предотвращения попадания в металл нежелательных включений;

Розглянуто процес охолодження алюмінієвої катанки після прокатного стану. Визначено технологічні фактори, які впливають на її механічні властивості. Для забезпечення рівномірного охолодження запропонована нова конструкція вузла охолодження.

The process of aluminum rolled wire cooling after the rolling mill is considered. Technology factors which influence its mechanical properties are defined. For ensuring of uniform cooling the new construction of the cooling node is offered.

- следить за температурой заготовки перед входом ее в прокатный стан;
- оптимизировать расход эмульсии на каждой клети прокатного стана;
- реконструировать узел охлаждения катанки с учетом внесенных предложений;
- оптимизировать условий охлаждения катанки в новом узле;
- снизить температуру катанки перед ее намоткой в бухты.

Выводы

В ходе проведенных исследований установлено, что механическая прочность алюминиевой катанки зависит от условий ее охлаждения после прокатного стана. Управляя охлаждением можно производить алюминиевую катанку требуемой марки. С этой целью рекомендуется изменить конструкцию узла охлаждения и применять в качестве охлаждающей жидкости – эмульсол.

Перечень ссылок

1. Техническая документация технологической линии по производству алюминиевой катанки «Continuous Properzi S.P.A.». – 1992. – 155 с.

Одержано 20.12.2007

УДК 621.983.4.

Канд. техн. наук В. І. Дубина, В. В. Широкобоков

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

ТЕПЛОВИЙ ЕФЕКТ ПРИ ЗВОРОТНОМУ ВИТИСКАННІ ПОРОЖНИСТИХ ВИРОБІВ

Розглядається визначення температури металу в процесі холодного витискання. Виконано аналіз існуючих датчиків заміру температури та запропоновано оптимальний. Проведені експериментальні виміри температури при витисканні порожнистих стаканів.

Більшість процесів холодного штампування металів вимагає значних витрат механічної енергії при високих значеннях питомих навантажень і виконується на машинах з різним характером прикладання зусилля і швидкості деформування. Як відомо, механічна робота деформації в основному перетворюється в

теплову енергію. Відношення кількості енергії A_D , що перетворилася в тепло, до енергії A , сприйнятої деформуванням тілом, називають виходом тепла:

$$\eta = \frac{A_D}{A}. \quad (1)$$

За даними Бахметьєва Е.Ф. і Ровінського Б.М. [1], вихід тепла при лінійному стисканні для дюралюмінію становить 79 %. На підставі експериментів, проведених Губкіним С.І. [2] з використанням магнію, заліза, алюмінію, міді і сплавів цих металів, вихід тепла становить $\eta = 0,85 \div 0,9$. Тепло, що є результатом роботи пластичної деформації, може залежно від умов деформації розсіюватися в навколишньому середовищі, але й може залишатися в деформованому тілі.

Витискання на кривошипних пресах являє собою швидкоплинний процес (соті, десяті частки секунди), і оскільки все тепло, що виділяється в процесі деформації, залишається в тілі, що деформується, цей процес назвати можна адіабатичним.

Температурний ефект деформування тим більший, чим більша кількість тепла виділяється в одиниці об'єму тіла, що деформується, і чим більше його залишається в тілі. Температурний ефект тіла, що деформується, визначається не тільки кількістю тепла, що виділилось у результаті роботи пластичної деформації, але й кількістю тепла, що виділилось при контактному терті, якщо останнє має місце при пластичній деформації. Таким чином, температурний ефект у процесі деформації може досягати дуже високих значень. Бахметьєв Е.Ф. і Ровінський Б.М. [1] експериментально встановили підвищення температури дюралюмінієвого зразка діаметром 11,1 і висотою 11,1 мм при ударі його бойком масою 50 кг із висоти 3 м (ступінь деформації $\varepsilon = 89\%$) з 15° до 317°C .

Використовувані Бахметьєвим Е.Ф. [1], Прозоровим Л.В. [3], Шофманом Л.А. [4] термофарби для виміру температури заготовки не дають можливості побудувати графік зміни температури металу в процесі його деформування. Термофарби є високо інерційними датчиками. Калориметрування дозволяє визначити усереднену температуру обсягу металу що деформується.

Температурний ефект залежно від умов може викликати такі наслідки:

1. Зміну властивостей металу, що деформується, зокрема його пластичність і опір деформуванню. Як правило, тепловий ефект знижує опір деформуванню.
2. Зміну структури металу, що деформується.
3. Зміну виду процесу деформування: наприклад холодна деформація може перейти в неповну холодну (напівгарячу).
4. Зміну в'язкості змащувальних мастил, а отже, і зміну умов змащення і тертя.
5. Підвищення температури заготовки й інструменту може впливати на точність розмірів штампування і стійкість інструменту.

Внаслідок цього в деяких випадках обробки металів тиском (особливо при зворотному витисканні великогабаритних деталей) необхідно враховувати вплив теплового ефекту, що дозволить правильно вибирати оптимальні швидкості деформування, відповідне устаткування для забезпечення найбільш вигідних умов

деформування металу, роботи інструменту і виду застосовуваного технологічного змащення.

Тепловиділення знижує вплив ступеня деформування на середнє питоме зусилля витискання, тобто за певних умов зусилля витискання може не тільки не збільшитися зі зростанням ступеня деформації, але навіть знизитися або залишитися незмінним. Теоретичне визначення кількісної сторони теплового ефекту і побудова температурного поля в області деформації при зворотному витисканні дозволить достовірно побудувати графік зусиль деформації при витисканні великогабаритних порожнистих деталей. Тому перед авторами стояла складна задача – експериментально визначити зміну температури в процесі витискання і знайти такі датчики, що дозволили б зафіксувати цю зміну.

Визначення температури за допомогою термопар і використання високоінерційної реєструвальної апаратури не дозволяло досить точно визначати температуру металу в процесі його деформування.

Для експериментального дослідження тепловиділення при зворотному витисканні був розроблений спеціальний штамп (рис. 1).

При його розробці виходили з необхідності одночасного виміру зусиль, діючих на пуансон, за допомогою тензодатчиків, наклеєних на втулку (месдозу) 13 і температури тіла, що деформується, за допомогою вимірювального елемента (термістора). Датчик 2 для виміру температури підтискується гумовою підкладкою 1 і гайкою 18, що дозволяє під час прямого і зворотного робочого ходу пуансона забезпечити постійний контакт датчика зі стінкою видавленого порожнього виробу.

Термістори являли собою напівпровідникові датчики, що змінюють свій опір залежно від зміни температури.

Важливою особливістю термісторів є мала теплова інерційність, що дозволяє використовувати їх для виміру дуже швидких змін температур в інтервалі 0,03-0,3 с. Діапазон вимірюваних температур лежить у ме-

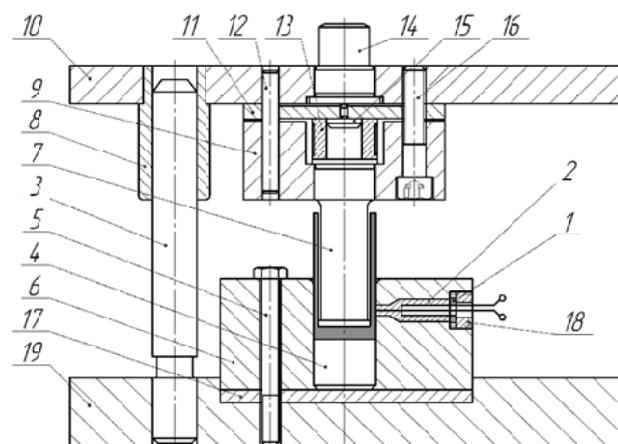
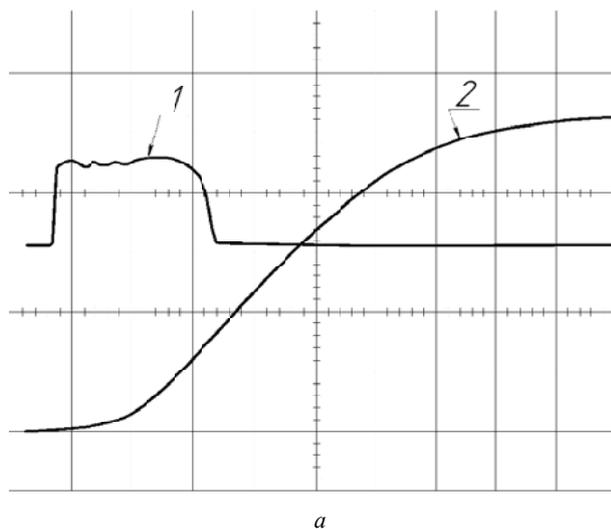


Рис. 1. Штамп для витискання

жах від 30° до 250 °С. Завдяки високому власному опору, допускаються дистанційні виміри. Усе це робить їх придатними для дослідження теплового ефекту деформації при зворотному витисканні.

При експериментальному визначенні температури поверхні деформованого металу зазначеними термісторами було використано вимірювальну схему, яка являла собою скомпенсований чотириплечовий міст. При зіткненні робочого термістора з нагрітим видавленим стаканом його електричний опір швидко зменшується. Цим порушується баланс вимірювального моста. Дисбаланс моста прямо пропорційний температурі стакана, що видавлюється. Посилення вихідного струму здійснюється багатокаскадним підсилювачем, потім сигнал подається в електронно-променевої осцилограф типу М-502А з фотокамерою «Polaroid».



Типові осцилограми процесу витискання порожнистих стаканів зі свинцю (діаметр заготовки 18 мм, ступінь деформації $\epsilon = 84\%$ і $\epsilon = 94\%$) представлені на рис. 2.

На екрані осцилографа можна помітити, що крива температури продовжує рости і після розвантаження преса при зворотному ході повзуна. Це зв'язано з тим, що температура металу розподіляється нерівномірно при деформації металу. Максимальна температура в осередку деформації знаходиться в зоні максимальних деформацій. При холодному витисканні зона максимальних деформацій знаходиться поблизу калібрувального пояса пуансона. Датчик же знаходиться вище від цієї зони на 6 мм.

З осцилограм випливає, що залежно від зміни ступеня деформації при одній і тій же швидкості деформування температура металу в процесі деформації помітно збільшувалася (рис. 3).

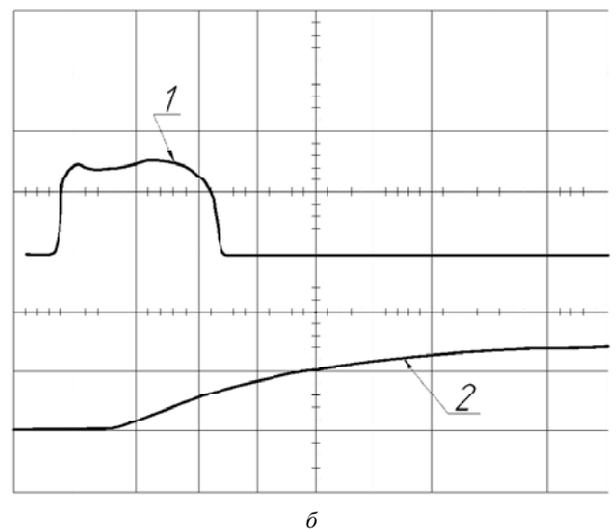


Рис. 2. Теплові осцилограми процесу витискання порожнистих стаканів 18 мм зі свинцю:

a – ступінь деформації = 94 %; *б* – ступінь деформації = 84 %;
1 – крива зміни зусилля деформації; 2 – крива зміни температури

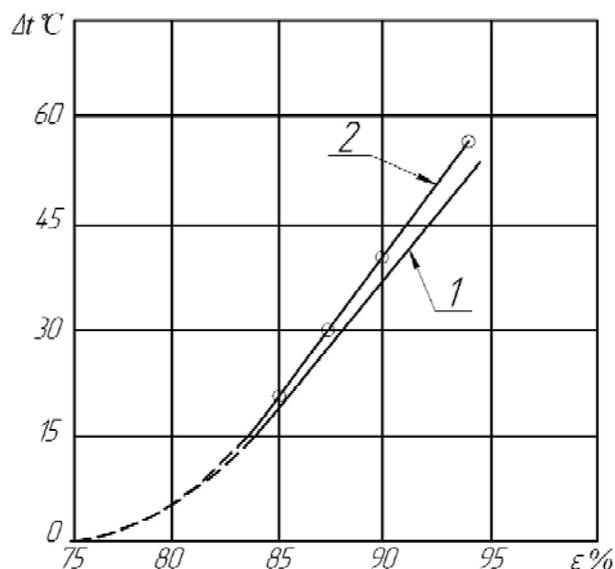


Рис. 3. Графік зміни температури деформівного металу залежно від зміни ступеня деформації. Матеріал – свинець

1 – теоретична крива; 2 – експериментальна крива

Порівняння графіків на рис. 3 показує, що теоретична крива 1 зміни температури металу, що деформується, залежно від зміни ступеня деформації для свинцевих заготовок, побудована за формулами, наведеними в [5], і експериментальна крива 2, отримана авторами (із застосуванням термісторів), цілком задовільно узгоджуються, маючи розходження менш ніж 10 % при ступені деформації $\varepsilon = 94 \%$.

Зростання температури тіла, що деформується, відбувається в процесі деформації в основному у початковій стадії деформування, поки осередок пластичної деформації не досягне свого граничного значення, потім процес стабілізується і ступінь підвищення температури металу трохи зменшується, незважаючи на тривале впровадження пуансона в заготовки (див. рис. 2).

Висновок

Для процесу холодного витискання порожніх великогабаритних виробів знайдені такі датчики, що дозволили зафіксувати зміну температури при швидкостях деформування 0,1-0,5 м/с і швидкостях дефор-

мації $10^{-4} \div 10^2 \text{ с}^{-1}$ та експериментально виконано замір температури, що дозволяє підтвердити правильність отриманих теоретичних залежностей, наведених авторами в попередніх роботах.

Перелік посилань

1. Бахметьев Е.Ф. и др. О природе структурных изменений во время деформации металлов при повышенной температуре // Сб. статей. – М.: Цветметиздат, 1938. – 114 с.
2. Губкин С.М. Теория обработки металлов давлением. – М.: Металлоиздат, 1974. – 456 с.
3. Прозоров Л.В. Холодное выдавливание тонкостенных изделий. «Новые исследования в области кузнечной технологии», Кн 39, М.: ЦНИИТМАШ, 1950. – 120 с.
4. Шофман Л.А. Теория и расчеты процессов холодной штамповки. М.: Машиностроение, 1964. – 256 с.
5. Дубина В.И., Явтушенко О.В. Визначення температури деформації при зворотному видавлюванні // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2006. – № 1. – С. 59-62.

Одержано 14.01.2008

Рассматривается определение температуры металла в процессе холодного выдавливания. Выполнен анализ существующих датчиков замера температуры и предложен оптимальный. Проведены экспериментальные измерения температуры при выдавливании полых стаканов.

Determination of metal temperature in the process of cool extrusion is considered. The analysis of existed sensing elements of temperature measurement is done and optimal one is suggested. Experimental temperature measurement of cored glass extrusion were conducted.

III ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 669.28:66.012.1

Канд. техн. наук С. М. Григорьев, канд. техн. наук В. В. Остапенко

Национальный технический университет, г. Запорожье

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МЕТОДА ОПРЕДЕЛЕНИЯ СТЕПЕНИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ МОЛИБДЕНОВОГО КОНЦЕНТРАТА

Разработан способ контроля степени восстановления молибденового концентрата применительно к технологии его получения методами порошковой металлургии. Он обеспечивает определение ведущего технологического показателя в 10-12 раз быстрее по сравнению с аналитическими методами и может использоваться в качестве экспресс-анализа в технологии губчатого молибдена.

Практика и накопленный опыт производства и использования тугоплавких губчатых легирующих материалов, полученных методами порошковой металлургии, подтверждают перспективность этого направления [1]. В отечественной металлургии наибольшее развитие получила технология получения металлизированного молибденсодержащего концентрата (губчатого ферромolibдена), использование которого при выплавке специальных сталей отличается высокой эффективностью [2-5].

Главным итогом настоящей работы является разработка экспресс-метода контроля степени восстановления применительно к технологии прямого или комбинированного восстановления рудных концентратов молибдена [2-4].

Сущность метода контроля степени восстановления молибденсодержащего концентрата углеродом состоит в том, что прежде всего изготавливают пробы-эталонны с разной степенью восстановления концентрата, проводят их химический анализ, рентгенографируют и находят отношение интегральных интенсивностей интерференционных линий с $d = 0,242$ нм Mo_2O_3 и с $d = 0,228$ нм Mo_2C – $I_{\text{Mo}_2\text{O}_3}/I_{\text{Mo}_2\text{C}}$ и строят градуировочную зависимость $I_{\text{Mo}_2\text{O}_3}/I_{\text{Mo}_2\text{C}}$ от степени восстановления концентрата. После этого отбирают пробы контролируемого материала, рентгенографируют их, определяют отношение $I_{\text{Mo}_2\text{O}_3}/I_{\text{Mo}_2\text{C}}$ и по градуировочной зависимости устанавливают степень восстановления концентрата.

Изготовленные пробы с различной степенью восстановления молибденсодержащего концентрата подвергают химическому анализу и устанавливают степень восстановления концентрата. Пробы измельча-

ют, запрессовывают в кювету и рентгенографируют. В молибденовом концентрате находятся различные оксиды молибдена. При степени восстановления концентрата выше 20 % почти все оксиды переходят в оксид молибдена Mo_2O_3 и появляется карбид молибдена Mo_2C .

Процесс восстановления молибденового концентрата осуществляется в гетерогенной системе. В качестве восстановителей используют древесный уголь (при прямом) и древесный уголь и конвертированный природный газ (при комбинированном восстановлении). Особенностью прямого и комбинированного восстановления молибденового концентрата является образование оксида Mo_2O_3 и интенсивный рост концентрации карбида Mo_2C на начальных стадиях, который затем участвует в реакциях довосстановления оксидов молибдена. Основная доля кислорода при различных способах восстановления удаляется за счёт присутствующего в системе углерода, при этом неизбежен процесс карбидообразования, что и определяет эффективность использования предлагаемого метода контроля степени восстановления молибденового концентрата.

В процессе восстановления молибденового концентрата образуется металлизированный молибденсодержащий концентрат (губчатый ферромolibден), который является легирующим материалом при производстве сталей. Основным технологическим критерием оценки качества металлизированного молибденсодержащего концентрата – легирующего материала является остаточное содержание кислорода в продукте, т.е. степень его восстановления. Наличие повышенного содержания кислорода в металлизированном молибденсодержащем концентрате (более 15 %) ограничивает сортамент сталей, выплаиваемых с его применением.

В промышленных условиях процесс восстановления молибденового концентрата организован в шахтных печах непрерывного действия с постепенным перемещением брикетированной шихты в зоне высоких температур. При повышенной скорости продвижения емкостей с брикетами по высоте муфеля имеют место значительные потери молибдена в виде возгонов оксидных соединений молибдена, при этом снижается степень восстановления молибдена, а следовательно, его качество. Снижение скорости движения емкостей с брикетами по высоте шахты печи ниже оптимальных значений приводит к падению производительности печных агрегатов. Поэтому для контроля основных технологических параметров производства металлизированного молибденсодержащего концентрата необходимы данные о степени восстановления молибдена в концентрате, определённые с высокой скоростью и достаточно высокой точностью.

Экспериментально установлено, что интегральная интенсивность линий Mo_2C и Mo_2O_3 зависит от степени восстановления концентрата. При рентгенографи-

ровании регистрируют интерференционные линии Mo_2O_3 с межплоскостным расстоянием $d = 0,242$ нм и Mo_2C с $d = 0,228$ нм. Эти линии выбраны для контроля, так как имеют большую интенсивность, малочувствительны к микронапряжениям, которые появляются при измельчении проб, хорошо разделяются и их брегговские углы отличаются на несколько градусов, что сокращает время рентгенографирования. Целесообразно определять интегральные интенсивности линий, а затем – их отношение, т.е. $I_{\text{Mo}_2\text{O}_3}/I_{\text{Mo}_2\text{C}}$, но при одинаковой кристаллической структуре контролируемых проб, т.е. при незначительном различии физического уширения интерференционных линий, вместо отношения $I_{\text{Mo}_2\text{O}_3}/I_{\text{Mo}_2\text{C}}$ можно использовать отношение максимальных интенсивностей этих же линий. Устанавливают зависимость отношения $I_{\text{Mo}_2\text{O}_3}/I_{\text{Mo}_2\text{C}}$ от степени восстановления концентрата, определенной при химическом анализе, и строят градуировочную зависимость $I_{\text{Mo}_2\text{O}_3}/I_{\text{Mo}_2\text{C}}$ от степени восстановления

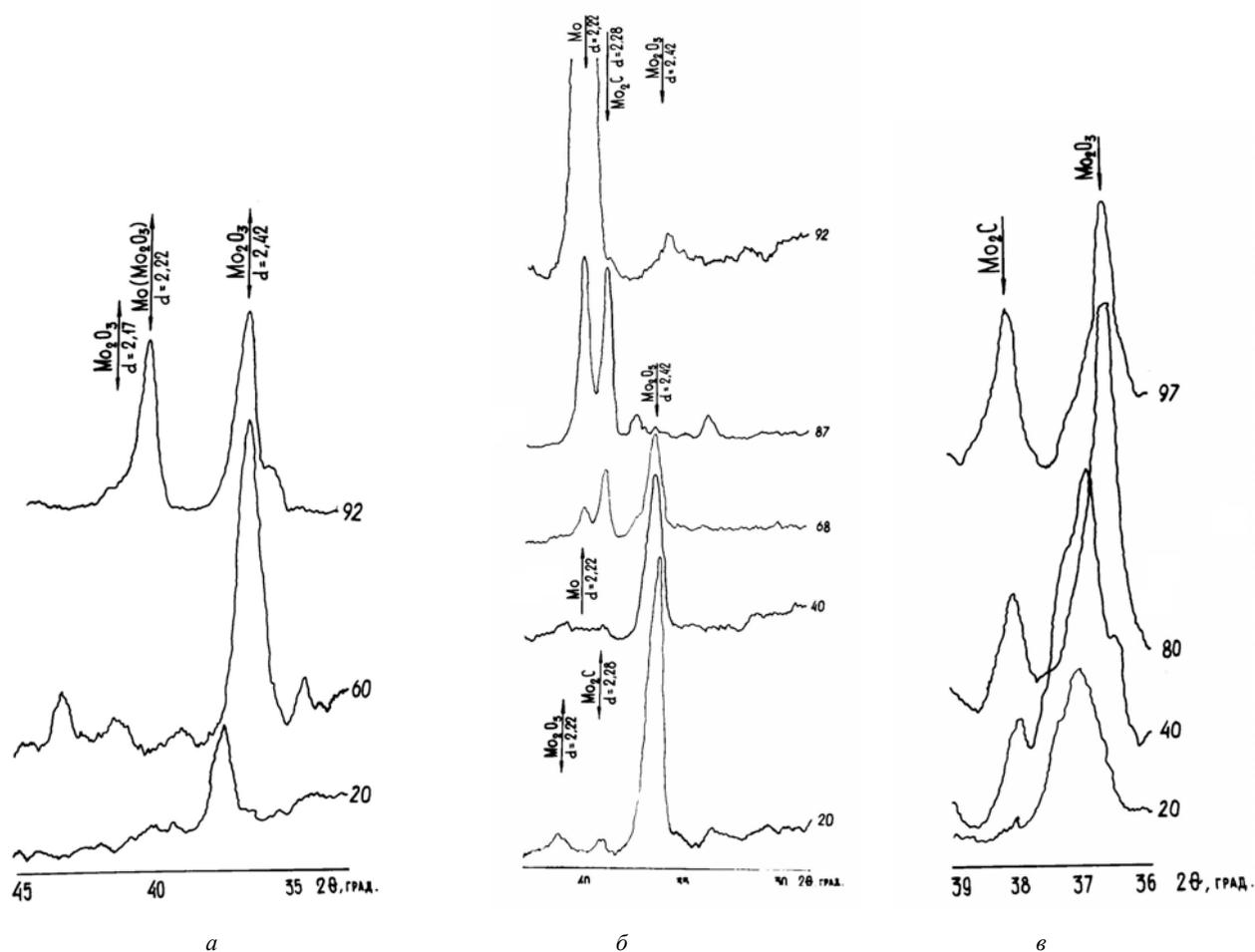


Рис. 1. Участки дифрактограмм исследованных проб обожженного молибденового концентрата при восстановлении его:

а – водородом; *б* – древесным углем; *в* – комбинированным методом.

Цифры у кривых соответствуют степени восстановления

концентрата. Для проведення контролю степені відновлення відбирають пробу безпосередньо з печі по ходу процесу, охолоджують її до кімнатної температури, измельчають і запресовують в кювету, яку встановлюють в держатель гониометра рентгеновського апарату і рентгенографують лінії Mo_2O_3 і Mo_2C . Измерив інтегральні інтенсивності цих ліній і знайшов їх відношення, по градуировочній залежності відношення $I_{\text{Mo}_2\text{O}_3}/I_{\text{Mo}_2\text{C}}$ від степені відновлення концентрата встановлюють ступінь відновлення концентрата на даному етапі процесу.

Були виготовлені проби і хімічним методом визначено в них ступінь відновлення концентрата. Згодом проби измельчали, запресовували в кюве-

ту і поміщали на рентгеновський дифрактометр типу ДРОН-УМ1. В излучении от медного анода регистрировали интерференционные линии с $d = 0,242$ нм Mo_2O_3 і с $d = 0,228$ нм Mo_2C , які розташовані в інтервалі брегговських кутів $2\theta = 36-39^\circ$.

Полученные результаты позволяют получить градуировочные зависимости для каждой марки концентрата, которые служат для контроля процесса восстановления.

На рис. 1 і 2 представлені дифрактограми зразків з різною ступенню відновлення молибденового концентрата, визначених запропонованим методом і мікрофотографії изломів зразків з різною ступенню відновлення.

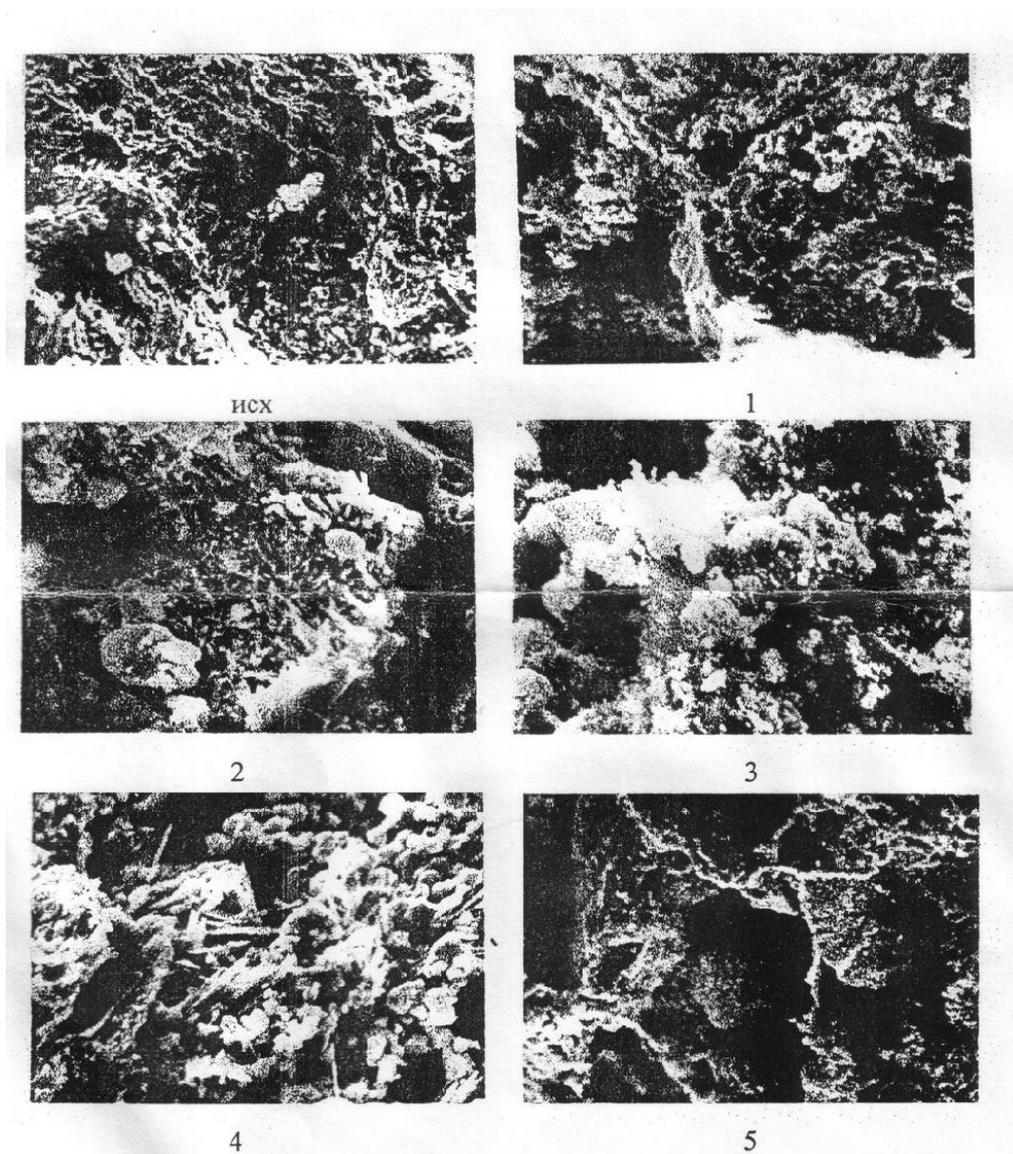


Рис. 2. Мікрофотографії изломів зразків з різною ступенню відновлення, знятих на растровому електронному мікроскопі $\times 2000$, ступінь відновлення:

1 – 10 %; 2 – 20 %; 3 – 40 %; 4 – 60 %; 5 – 90 %

Приведенные результаты определения степени восстановления молибденового концентрата, восстановленного различными восстановителями предложенным методом, отличаются высокой сходимостью с таковыми, полученными традиционным стандартным аналитическим способом [6-8].

Выводы

Предложен метод определения степени восстановления молибденового концентрата применительно к технологическим условиям производства губчатого ферромолибдена порошковой металлургией, обеспечивающий повышение производительности в 10-12 раз выше по сравнению с известными аналитическими способами.

Перечень ссылок

1. Острик П.Н., Гасик М.М., Пирог В.Д. Металлургия губчатых и порошковых лигатур. – К.: Техника, 1992 – 128 с.
2. Григорьев С.М., Акименко В.Б. Попов А.Н. Получение металлизированного молибденового концентрата из бри-

кетированной шихты и его использование при выплавке стали // Сталь. – 1983. – № 8. – С. 79-81.

3. Григорьев С.М., Пивень А.Н., Острик П.Н. Влияние соотношения кислорода и углерода в шихте на содержание некоторых элементов в металлизированном молибденовом концентрате // Сталь. – 1986. – № 10. – С. 82-84.
4. Григорьев С.М., Острик П.Н., Игнатов Л.Н. Кинетические закономерности комбинированного восстановления оксидных молибденовых концентратов // Сталь. – 1987. – № 10. – С. 87-90.
5. Григорьев С.М. Легирование стали Р6М5 молибденовым металлизированным концентратом // Сталь. – 2005. – № 7. – С. 55-56.
6. СТП05–63–78. Губчатый ферромолибден. Методы определения молибдена. Днепропетровский алюминиевый завод (ДАЗ). – 1978. – 6 с.
7. Миркин Л.И. Рентгеноструктурный анализ. Справочное руководство // М.: Наука, 1970. – 43 с.
8. А.с. 1469402 СССР, G01N23/20. Способ контроля степени восстановления молибденового концентрата / В.И. Бабенко, С.М. Григорьев, О.В. Утенкова, В.П. Бражковский. Заявл. 22.04.87. – № 4233654/23–25. – Оpubл. 30.03.89. Бюл. 12. – 6 с.

Одержано 14.01.2008

Розроблено спосіб контролю ступеня відновлення молибденового концентрату стосовно технології його отримання методами порошкової металургії, який забезпечує визначення провідного технологічного показника в 10-12 разів швидше порівняно з аналітичними методами та може використовуватися як експрес-аналіз у технології виробництва губчатого молибдену.

A new way to control the degree of the restoration of molybdenum concentrate has been worked out which is applicable for the technology of its production by the methods of powder metallurgy. It ensures the definition of the leading technological characteristic 10-12 times faster than with the help of analytic methods and can be used for express-analysis in the spongy molybdenum technology.

УДК 621.74.04.002.84

Канд. техн. наук В. В. Наумик

Национальный технический университет, г. Запорожье

ПОЛУЧЕНИЕ КАЧЕСТВЕННЫХ ОТЛИВОК И СЛИТКОВ ИЗ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ КРАТНОМ ИСПОЛЬЗОВАНИИ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ УПРАВЛЯЕМОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Рассмотрены вопросы, связанные с получением качественных отливок и слитков с управляемой кристаллизацией из цветных металлов и сплавов (Cu, Ni и др.) при неоднократном использовании материалов.

Актуальность проблемы

По мере развития современного машиностроения постоянно возрастает потребность в отливках и литых заготовках. Литые детали и заготовки получают из различных литейных сплавов на основе черных и цветных металлов. Естественные ресурсы, а отечественные в особенности, одних первичных металлов (медь, никель) весьма ограничены, а других хоть на данный период и вполне достаточны (алюминий), но процесс их получения из руд очень дорогостоящий.

Поэтому естественно актуальными являются проблемы, связанные с получением качественных отливок и слитков при неоднократном использовании материалов и промышленных отходов.

Постановка целей исследования

В зависимости от основы литейного сплава и степени его легирования подходы к процессам подготовки вторичных металлов и сплавов к использованию и получения из них изделий с заданным уровнем свойств могут быть самыми разными.

В общем можно сказать, что для получения качественной отливки или слитка при неоднократном использовании металла или сплава нужно, по возможности, очистить от вредных примесей его основу, устранить химическую и фазовую неоднородность, в случае необходимости провести дополнительное легирование и обеспечить формирование оптимальной для данного изделия структуры.

Известно, что основным условием формирования направленной, или какой-то заданной структуры является наличие достаточных температурных градиентов в каком-то одном определенном или в нескольких направлениях. Определяющую роль в создании этих градиентов в системе «материал отливки – литейная форма – охлаждающая среда» играет теплопроводность всех материалов, участвующих в этой системе при температурах протекания процессов формирования структуры отливки.

Проведенными исследованиями [1] и анализом данных, имеющихся в литературе [2], были собраны сведения о теплопроводности различных материалов, применяемых при получении отливок и слитков при различных температурах. Полученные данные позволяют спрогнозировать величину и направление температурных градиентов в различных условиях формирования отливки или слитка.

Очень важно иметь возможность прогнозировать принципиально достижимый уровень свойств металла или сплава и готового изделия в зависимости от кратности использования материалов, применяемых в литейном производстве.

Одним из путей получения качественных отливок и слитков при неоднократном использовании материалов является применение вакуумной плавки и управляемой кристаллизации готовых изделий и заготовок.

Рассмотрение вопросов, связанных с реализацией указанных процессов применительно к получению изделий из некоторых цветных металлов и сплавов, и было поставлено целью данного исследования.

Объект и методика исследований

В качестве объектов для исследования были выбраны медь, сплавы на основе меди и сплавы на основе никеля. Также был рассмотрен алюминий как элемент осуществления процесса направленной кристаллизации и как основа литейных сплавов.

Вакуумная плавка и управляемая кристаллизация изделий из меди и сплавов на ее основе проводились в установке, собранной на базе модернизированной печи ОКБ-860, а также в миниэлектropечи сопротивления, изготовленной на базе универсального вакуумного поста ВУП-5. Плавки жаропрочных никелевых сплавов проводили на установках типа УВНК-8П и ОКБ-860.

Изучали микро- и макроструктуру образцов меди, сплавов на основе меди и никеля, алюминия. С помощью стандартных и оригинальных методик исследовали теплофизические [3], физико-механические

свойства и некоторые качественные показатели материала опытных образцов.

Медь и сплавы на ее основе

Техническое использование меди в первую очередь обусловлено их высокой электро- и теплопроводностью, а следовательно, предусматривает высокую степень чистоты металла.

Процессы управляемой кристаллизации слитков после вакуумного переплава медных отходов осуществлялись на установках, специально разработанных и созданных на базе печи ОКБ-860, в двух вариантах. Это получение высококачественных слитков в специальных тигель-формах [4] и изготовление малоразмерных непрерывнолитых прецизионных профилей [5].

Слитки, полученные из отходов меди в графитовых тигель-формах при различных режимах управляемой кристаллизации, имели плотную равноосную или направленную структуру без усадочных дефектов [4].

Химический анализ показал, что при помощи управляемой кристаллизации в условиях вакуумного переплава медных отходов достигается уровень чистоты до 99,99 % Cu.

Образцы меди после вакуумно-индукционного переплава отличались достаточной прочностью и очень высокой пластичностью.

Формирование непрерывнолитых медных профилей на специальной установке [5] происходило в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе. Получаемая заготовка наматывалась на барабан, расположенный либо внутри, либо вне вакуумной камеры.

Исследование качественных показателей полученных заготовок показало, что электропроводность меди в заготовках заметно повысилась по сравнению с исходным вторичным сырьем и полностью соответствовала требованиям, предъявляемым к проводниковым материалам из меди для электротехнической и электронной промышленности.

Макроструктура непрерывнолитых заготовок была плотной, без дефектов. Направление роста кристаллитов свидетельствовало о том, что формирование заготовки происходило при наличии плоского фронта кристаллизации.

Угол наклона столбчатых кристаллов зависел от скорости вытягивания медной заготовки. Увеличение скорости кристаллизации приводило к уменьшению угла наклона столбчатых кристаллов. При скорости вытяжки более 7 м/час угол наклона кристаллов становился меньше 10° , что приводило к образованию на поверхности ленты в местах изменения толщины и в тонких (менее 0,5 мм) ее сечениях трещин и раковин.

Качественные заготовки получали при скорости вытяжки 5-6 м/час, угол наклона столбчатых кристаллов составлял при этом $15-30^\circ$. При более низких скоростях вытяжки получали качественные изделия, однако при этом существенно снижалась производительность установки.

Для оценки уровня механических свойств полученных профилей провели испытания на перегиб. Критерием стойкости меди против «водородной болезни» является количество перегибов, которое выдержит образец до полного разрушения. Достаточным для бескислородной меди является способность образца выдержать 10 перегибов. Опытный образец ленты толщиной 1,2 мм выдержал 17, а ленты толщиной 0,5 мм – 50 перегибов.

Химический анализ показал, что полученные из отходов непрерывнолитые изделия соответствуют марке М06 ГОСТ 859-2001 и содержат 99,97 % Cu.

Удельное электросопротивление прутков диаметром 7 мм находилось в пределах $1,692 \cdot 10^{-8}$ - $1,704 \cdot 10^{-8}$ Ом·м [5].

Таким образом, слитки и заготовки, полученные из отходов меди после вакуумного переплава и управляемой кристаллизации, отличались плотной заданно ориентированной структурой, по уровню свойств и составу соответствовали требованиям, предъявляемым к бескислородной меди, обладали достаточной прочностью и существенным запасом пластичности.

Непрерывнолитые заготовки также были получены из латуни и бронзы. При этом если для латуни процесс вытяжки был непрерывным, то для бронзы, во избежание обрывов заготовки, пришлось применить циклическую вытяжку [6].

Сплавы на основе никеля

Жаропрочные сплавы на основе никеля отличаются очень сложной системой легирования, и многие элементы в их составе подвержены сильному угару в процессе вакуумной плавки. Серьезной проблемой при использовании технологических отходов также является обеспечение однородности расплава перед началом процесса кристаллизации.

Ранее были проведены исследования по изучению влияния термовременной обработки (ТВО) на химический состав, структуру и свойства жаропрочных сплавов [7]. Обработку расплава проводили в вакуумной печи типа ОКБ-860 в атмосфере аргона с давлением $1 \cdot 10^{-4}$ Па.

Высокотемпературная обработка снижала структурную неоднородность жидкого металла, приводила к существенному переохлаждению кристаллизующегося металла относительно ликвидуса и в результате – к значительному измельчению структурных составляющих сплава [8].

Оптимальный режим термовременной обработки (выдержка в течение 10 минут при температуре 1850°C) заметно улучшил механические свойства исследуемых сплавов при комнатной температуре и длительную прочность при 850°C [7].

В процессе неоднократных переплавов состав жаропрочных никелевых сплавов может существенно изменяться. Исследованиями установлено, что в результате выдержки металла при температурах поряд-

ка 1850-1900 °С в атмосфері аргону відбувався угар практично всіх легуючих елементів. Найбільше суттєво угару були піддані алюміній, вольфрам, кремній і вуглець. Величина угара залежала від тривалості утримання розплаву [7].

Литвики і зразки з жаропрочних нікелевих сплавів з направленою кристалізацією отримували на установках типу УВНК-8П згідно діючої технології.

Макроструктура поверхні дослідних зразків складалася з 4-6 стовпчатих кристалів. Усадочних дефектів в поперечному перерізі зразків виявлено не було.

Вивчали механічні властивості при кімнатній температурі і тривалу міцність зразків з направленою кристалізацією, отриманих з шихти, складеної з 50% свіжого робочого сплаву і 50% технологічного повертання, а також з 100% технологічного повертання після ТВО.

Середні показники механічних властивостей і жаропрочності дослідних зразків з направленою кристалізацією, отриманих з шихти, складеної з 50% свіжого робочого сплаву і 50% технологічного повертання, відповідали рівню вимог технічних умов.

Рівень міцнісних властивостей дослідного металу, виплавленого з 100% повертання після ТВО при кімнатній температурі, так і при 1000 °С був трохи нижче вимог ТУ. При цьому пластичність його перевищувала вказані вимоги приблизно в три рази, і більше ніж в два рази була вище, ніж у зразків, отриманих високоскоростною направленою кристалізацією з шихти, складеної на 50% з свіжого робочого сплаву і на 50% з технологічного повертання сплаву ЖС32-ВІ.

Як відомо, саме пластичні властивості визначають основу литого сплаву і є показником його чистоти і принципово досяжного рівня комплексу механічних властивостей. Рівень міцнісних властивостей, за потреби, може бути підвищений додатковим легуванням жаропрочного сплаву [9].

Окремий інтерес представляє собою поведінка жаропрочних нікелевих сплавів в умовах ускладненої усадки і, відповідно, отримання якісних литвилок з внутрішнім стержнем.

Встановлено, що при направленою кристалізації зразків з жаропрочних нікелевих сплавів гострі тріщини, викликані ускладненою усадкою, виникають лише в окремих випадках і обумовлені порушенням умов кристалізації.

В зразках з рівноосною структурою гострі тріщини зароджалися по карбидному каркасу і проходили по границям зерен [10].

В результаті направленою кристалізації дослідних зразків, в порівнянні з об'ємною, відбулося суттєве зменшення дендритної структури

металу, помітно підвищилася мікротвердість всіх структурних складових жаропрочних сплавів. Аналіз отриманих результатів вказує на велику однорідність хімічного складу матеріалу зразків, отриманих в результаті високоскоростною направленою кристалізації.

Таким чином, незважаючи на дуже високий рівень відповідальності і вимог, пред'являються до литвилок з жаропрочних нікелевих сплавів, принципово можливим і економічно обґрунтованим є використання наявного обладнання в присутності технологічного повертання.

Застосування попередньої термовременної обробки в комплексі з додатковим легуванням ще більше розширює діапазон можливого кратного використання відходів дорогих нікелевих сплавів.

Направлена кристалізація даних сплавів суттєво збільшує однорідність матеріалу, покращує комплекс фізико-механічних властивостей як при кімнатних, так і при високих температурах, а відповідно, підвищує експлуатаційні властивості виготовляються литвилок.

Алюміній як елемент виконання технологічного процесу направленою кристалізації

В процесі отримання литвилок з жаропрочних нікелевих сплавів методом високоскоростною направленою кристалізації на установках типу УВНК-8П жаропрочний сплав в вакуумі розплавляють і заливають в керамічні форми, які потім занурюють в ванну рідкометалічного кристалізатора, для забезпечення високих градієнтів температур, що визначають формування направленою макроструктури литвилок.

Основним теплофізичним властивістю алюмінію – матеріалу рідкометалічного кристалізатора, що визначає градієнти температур в процесі формування направленою і монокристалічної структури литвилок, є його теплопровідність.

Для прямого вимірювання теплопровідності зразків алюмінію після визначеної кількості циклів плавок використовували оригінальну установку [3]. Теплопровідність визначали стаціонарним методом. Надійність отриманих результатів підтверджується відповідністю результатів проведених раніше досліджень по визначенню коефіцієнтів теплопровідності деяких чистих металів існуючим довідковим даним [11].

З рідкометалічного кристалізатора через кожні 3 плавки жаропрочних сплавів на нікелевій основі відбирали проби алюмінію. З них були виготовлені зразки для визначення теплопровідності і металлографічні шліфи.

На цих зразках експериментальним методом визначили теплопровідність при температурах 100,

200, 300 и 400 °С. Статистический анализ показал, что теплопроводность твердого алюминия уменьшалась с увеличением количества плавов по степенной зависимости [12].

Получены зависимости теплопроводности образцов твердого алюминия после различного количества циклов переплава от температуры. Путем аппроксимации указанных зависимостей были определены значения коэффициента теплопроводности, соответствующие температуре плавления алюминия – 660 °С.

Наибольшее практическое значение для процесса высокоскоростной направленной кристаллизации имеет теплопроводность алюминия в жидком состоянии при температурах, соответствующих кристаллизации отливок из жаропрочных никелевых сплавов.

Экспериментально определить теплопроводность жидкого металла весьма сложно. Потому был применен косвенный метод ее оценки по электропроводности алюминия при соответствующей температуре [12].

Разработан ускоренный метод оценки степени загрязненности, а следовательно, и снижения теплопроводности алюминия жидкометаллического кристаллизатора по изменению отражательной способности образцов, отобранных после определенного количества циклов проведенных плавов [13].

Проведены исследования по изучению изменения температур ликвидус и солидус алюминия в процессе эксплуатации жидкометаллического кристаллизатора.

Установленная достаточно четкая взаимосвязь позволяет рекомендовать в производственных условиях осуществлять контроль изменения теплопроводности алюминия жидкометаллического кристаллизатора как основной эксплуатационной характеристики, определяющей формирование направленной структуры отливок по его температурному интервалу затвердевания.

Оптимальный срок эксплуатации алюминия жидкометаллического кристаллизатора при вакуумном получении отливок с направленной кристаллизацией на установках типа УВНК-8П по результатам проведенных исследований составляет не более 9-12 плавов.

Алюминий как основа литейных сплавов

Алюминиевые сплавы являются одним из самых распространенных материалов, применяемых в современном машиностроении.

Отливки из сплавов на основе алюминия изготавливаются с использованием имеющихся отходов, подвергающихся многократным переплавам. В различных условиях переплава в алюминиевые литейные сплавы могут попадать самые различные примеси, но, в общем, все они неизбежно приводят к загрязнению основы сплава и ухудшению комплекса его свойств. В итоге важно не то, чем конкретно загрязняется основа литейного сплава, а суммарная степень ее загрязненности.

Таким образом, вполне корректным является изу-

чение изменения качественных показателей основы алюминиевых литейных сплавов в процессе многократных переплавов в конкретных условиях по образцам алюминия, отобранным от ванны жидкометаллического кристаллизатора после различного количества циклов плавов по получению отливок с направленной кристаллизацией.

Изучали влияние кратности переплавов изначально чистого алюминия (99,999 %Al) в конкретных условиях на его теплофизические свойства и некоторые качественные показатели.

В процессе каждого цикла плавки алюминий – основа литейных сплавов приводился в контакт с керамической литейной формой. Алюминий находился в чугунной изложнице с огнеупорной обмазкой на основе SiO₂. Нагрев осуществлялся радиационным способом композитными углеродными нагревателями, конструктивно расположенными над ванной алюминия.

Пробы алюминия для проведения комплекса исследований были отобраны через каждые 3 плавки вплоть до 39 циклов.

Проведенный комплекс исследований показал [14], что при увеличении кратности переплавов алюминия – основы литейных сплавов в описанных условиях происходит существенное загрязнение металла неметаллическими включениями и развитие ликвационных процессов. Данное загрязнение приводит к снижению теплопроводности материала и в результате, при прочих равных условиях, к формированию более крупнозернистой структуры, что, как правило, не желательно. В результате образования включений в металлической матрице возникают микронапряжения, повышается средняя микротвердость, происходит снижение прочности и катастрофическое падение пластичности алюминия. Описанные изменения качественных показателей основы литейных алюминиевых сплавов, по мере увеличения кратности переплава, сначала происходят достаточно резко, а затем, примерно после 15 циклов, стабилизируются на определенном уровне.

Таким образом, проведенные исследования позволяют прогнозировать поведение алюминиевых литейных сплавов в процессе формирования отливок, при использовании металла после многократных переплавов, и установить принципиально достижимый уровень пластичности материала, который во многом определяет весь комплекс эксплуатационных свойств деталей, получаемых из литых заготовок.

Физическое моделирование процессов затвердевания и кристаллизации отливок и слитков

Разработан метод физического моделирования процессов кристаллизации в заданных плоских сечениях отливок или слитков, не требующий применения объемных моделей, а следовательно, и последующего изготовления темплетов и шлифов. Метод основан на

образовании в определенных условиях двумерных кристаллов олова, длина и ширина которых на 2-3 порядка больше толщины.

Для управления процессом образования двумерных кристаллов олова был разработан оригинальный способ [15] и изготовлена специальная установка для его осуществления [16].

В качестве подложек для образцов использовали металлические полосы длиной 200 мм, шириной 20 мм и толщиной 2 мм.

Проведенные исследования особенностей теплопередачи при физическом моделировании показали принципиальную возможность управления тепловыми по-

токами, определяющими условия образования двумерных кристаллов олова [17].

Согласно разработанной методике, на спроектированной и изготовленной установке были проведены эксперименты по моделированию процессов кристаллизации и получению в слое олова макроструктуры, соответствующей макроструктуре в определенных сечениях реальных отливок и слитков, сформировавшейся в определенных условиях в результате управляемой кристаллизации.

Был смоделирован процесс формирования макроструктуры слитка меди при его управляемой кристаллизации в графитовой тигель-форме (рис. 1).

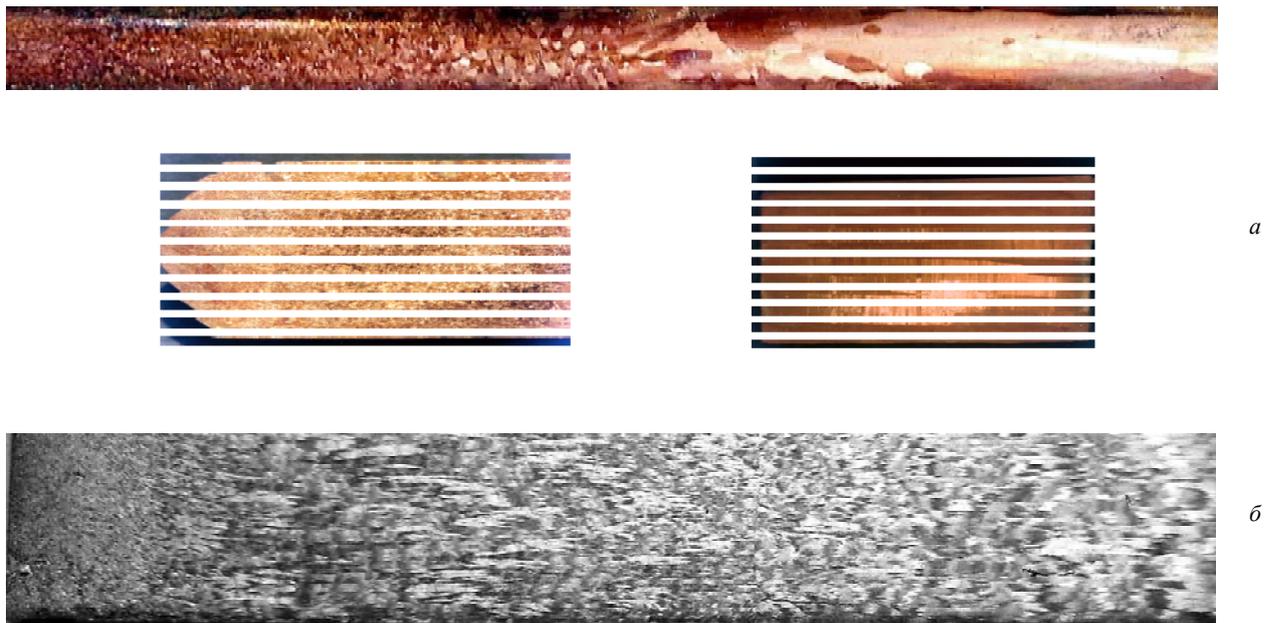


Рис. 1. Физическое моделирование управляемой кристаллизации медного слитка:

- а* – макроструктура слитка меди, полученного в результате управляемой кристаллизации в графитовой тигель-форме;
- б* – макроструктура слоя олова, полученная на медном образце

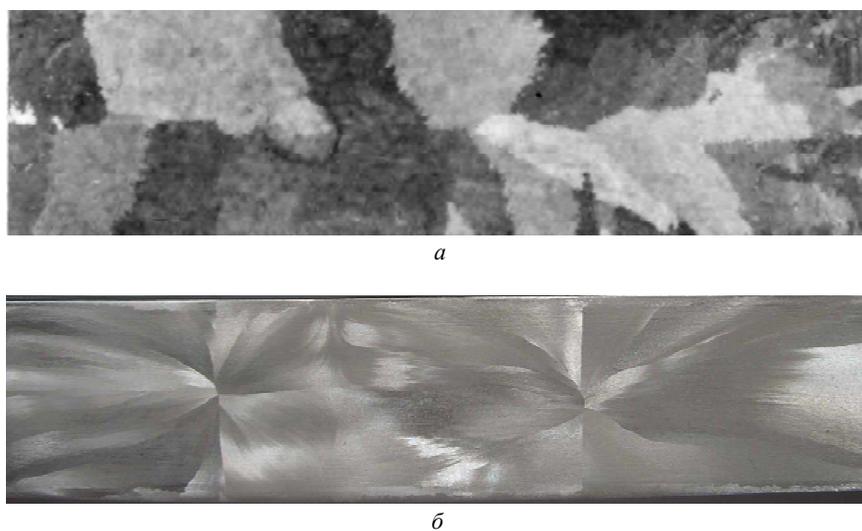


Рис. 2. Физическое моделирование поперечного сечения отливки из жаропрочного сплава, полученной высокоскоростной направленной кристаллизацией:

- а* – макроструктура поперечного сечения отливки;
- б* – макроструктура слоя олова, полученная на нихромовом образце

При охлаждении с определенной скоростью образца из нихрома, покрытого тонким слоем олова, была получена картина, соответствующая макроструктуре поперечного сечения отливок из жаропрочных никелевых сплавов, получаемых методом высокоскоростной направленной кристаллизации (рис. 2). Указанная структура формируется в процессе перемещения плоского фронта кристаллизации, размер макрозерен в поперечном сечении при этом зависит от интенсивности отвода тепла от отливки и скорости осуществления процесса направленной кристаллизации. На моделях макроструктура формируется в тонком слое олова, и полученный размер зерна также зависит от интенсивности теплоотвода от образца, а следовательно, от скорости кристаллизации.

Выводы

Таким образом, проведение комплекса технологических операций по подготовке материалов и управляемой кристаллизации, зависящим от типа сплава и требований, предъявляемых к изделиям и заготовкам, может быть обеспечено получение качественных отливок и слитков при кратном использовании литейных сплавов и материалов.

В результате комплекса проведенных исследований получены следующие результаты.

1. Вакуумный переплав в комплексе с направленной кристаллизацией отходов меди обеспечивает их рафинирование за счет испарения в вакууме и отгеснения примесей в процессе перемещения фронта кристаллизации. При этом полученный металл по уровню чистоты и качеству не уступает и даже превосходит медь после двухстадийного огневого и электролитического рафинирования.

Полученные качественные слитки и непрерывнолитые заготовки отличаются плотной заданно ориентированной структурой и высоким уровнем свойств.

2. Предварительная термовременная обработка расплава и высокоскоростная направленная кристаллизация жаропрочных никелевых сплавов с использованием технологического возврата позволяют получить плотные отливки с равномерным составом и ориентированной структурой, обладающие высоким запасом пластичности.

Некоторое снижение прочностных свойств объясняется угаром легирующих элементов в процессе неоднократных переплавов и может быть исправлено за счет дополнительного легирования сплавов.

Направленная кристаллизация в сравнении с равноосной обеспечивает большую однородность структуры, улучшение комплекса свойств и трещиностойчивости никелевых сплавов.

3. Эксплуатационные свойства жидкометаллического алюминиевого кристаллизатора, и в первую очередь теплопроводность, резко ухудшаются в результате его загрязнения в процессе эксплуатации. Наиболее резкое изменение свойств наблюдается в течение

первых 9-12 циклов плавов, что говорит о необходимости его замены свежим алюминием.

Уровень теплопроводности может быть оценен по коэффициенту отражения или температурному интервалу затвердевания алюминия – материала жидкометаллического кристаллизатора.

4. Снижение теплопроводности в результате загрязнения основы алюминиевых литейных сплавов приводит, при прочих равных условиях, к формированию в процессе кристаллизации более крупнозернистой структуры. При этом резко повышается средняя микротвердость, снижается прочность и катастрофически падает пластичность основы алюминиевых сплавов. Указанные качественные показатели резко изменяются после первых 15 циклов переплава, а затем стабилизируются на определенном уровне.

Таким образом, можно прогнозировать принципиально достижимый уровень свойств литых изделий из сплавов на основе алюминия при многократном переплаве используемых шихтовых материалов. Для изготовлении алюминиевых изделий с повышенным уровнем требований при плавке следует использовать исходно чистые и свежие материалы.

5. Физическое моделирование процессов затвердевания и кристаллизации металлов позволяет существенно сократить время на отладку технологических процессов, обеспечивающих получение качественных отливок и заготовок с заданной структурой.

Перечень ссылок

1. Наумик В.В. Процессы кристаллизации и теплофизические свойства материалов, применяемых при производстве отливок и слитков в вакууме // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2006. – № 2. – С. 32-34.
2. Справочник машиностроителя под ред. М.А.Саверина Т.1. – М.: Государственное научно-техническое издательство машиностроительной литературы. – 1951. – 1035 с.
3. Декларційний патент України № 4291 МПК7 G01 №25/18 (Видано 17.01.2005) Пристрій для визначення теплопроводності зразка матеріалу /Наумик В.В., Бялик Г.А., Луньов В.В.
4. Рациональная ресурсосберегающая технология получения высококачественных слитков из отходов меди / Г.А. Бялик, В.В. Наумик, С.И. Адамчук, В.В. Лунев // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2005. – № 1. – С. 104-111.
5. Разработка рациональной экологически безопасной технологии переработки отходов меди и сплавов на ее основе /Наумик В.В., Бялик Г.А., Адамчук С.И., Лунев В.В. // Теория и практика металлургии. – 2007. – № 6 – С. 13-21.
6. Безперервне лиття в вакуумі прецизійних заготовок з міді та її сплавів / Луньов В.В., Бялик Г.А., Пархоменко А.В., Наумик В.В.// Теория и практика металлургии. – 2003. – № 4. – С. 26-29.
7. Свойства жаропрочных никелевых сплавов после ВТОР/ Клочихин В.В., Жеманюк П.Д., Цивирко Э.И., Наумик В.В. // Нові матеріали і технології в металургії

- та машинобудуванні. – 2000. – № 1. – С. 41-46.
8. Процессы кристаллизации, структура и свойства отливок из никелевых жаропрочных сплавов / Цивирко Э.И., Жеманюк П.Д., Клочихин В.В., Наумик В.В., Лунев В.В. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2001. – № 10. – С. 13-17.
 9. Влияние модификаторов на склонность жаропрочного сплава к образованию ТПУ фаз / Кудин В.В., Цивирко Э.И., Наумик В.В., Лысенко Н.А., Жеманюк П.Д. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2003. – № 2. – С. 20-25.
 10. Об'ємна та спрямована кристалізація нікелевих сплавів / Е.І. Цивірко, В.В. Клочихін, О.Г. Коломойцев, В.В. Наумик // Металознавство та обробка металів. – 2000. – № 3. – С. 5-11.
 11. Определение теплопроводности литых металлов и сплавов. Наумик В.В., Бялик Г.А., Лунев В.В. // Электротехника та електроенергетика. – 2003. – № 1. – С. 38-40.
 12. Наумик В.В. Изменение теплофизических свойств жидкометаллического кристаллизатора в процессе его эксплуатации при вакуумном литье жаропрочных сплавов // Проблемы трибологии. – 2006. – № 1. – С. 31-35.
 13. Наумик В.В. Контроль теплофизических свойств жидкометаллического кристаллизатора по коэффициенту отражения // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2007. – № 2. – С. 29-32.
 14. Наумик В.В. Влияние кратности переплава на теплофизические свойства и некоторые качественные показатели основы алюминиевых литейных сплавов // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2007. – № 5. – С. 48-52.
 15. Патент України на корисну модель №22375 МПК (2006) С30В21/00 С30В35/00 Спосіб фізичного моделювання процесів кристалізації виливків і зливків металів та сплавів / Наумик В.В., Бялік Г.А., Луньов В.В. (Видано 25.04.2007, Опубліковано в бюл. № 5, 2007 р.).
 16. Патент України на корисну модель №22376 МПК (2006) С30В21/00 С30В35/00 Пристрій для фізичного моделювання процесів кристалізації виливків і зливків металів та сплавів / Наумик В.В., Бялік Г.А., Луньов В.В. (Видано 25.04.2007, Опубліковано в бюл. № 5, 2007 р.).
 17. Наумик В.В. Физическое моделирование процессов кристаллизации отливок и слитков // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. – 2006, № 6. – С. 34-38.

Одержано 19.02.2008

Розглянуто питання, що пов'язані з отриманням якісних виливків та зливків із керованою кристалізацією з кольорових металів та сплавів (Cu, Ni та ін.) при неодноразовому використанні матеріалів.

Questions, related to the production of high-quality casts and bars with the carried-on crystallization from nonferrous metals (Cu, Ni etc.) and alloys at several times application of materials, are considered.

УДК 620.22:669.27

Канд. техн. наук С. М. Григорьев, А. С. Петрищев
Национальный технический университет, г. Запорожье

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПОЛУЧЕНИЯ И ИСПОЛЬЗОВАНИЯ СПЛАВОВ ДЛЯ ЛЕГИРОВАНИЯ И РАСКИСЛЕНИЯ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

Разработана математическая модель технологических параметров получения и использования при выплавке сталей сплава для легирования и раскисления типа CuP по ТУ14-437-87-90. Оптимизация состава шихты и более эффективное использование высокохромистых отходов обеспечили значительное повышение концентрации хрома и степени утилизации легированных отходов.

Введение

Украина не имеет собственной минерально-сырьевой базы для производства легирующих материалов на основе редких и тугоплавких элементов. Потребность в них удовлетворяется импортными поставками из ближнего и дальнего зарубежья. Особенно эта проблема обострилась в последние годы в связи со стремительным

ростом цен на них на мировом рынке потребления. Поэтому разработка отечественных ресурсосберегающих технологий молибден- и вольфрамсодержащих сплавов и лигатур, тем более с параллельной утилизацией немобильных отходов (окалина быстрорежущих сталей) представляет не только научный, но, в первую очередь, практический промышленный интерес.

Дефицит финансовых средств для технического развития и организации производства на большинстве металлургических предприятий осложняет внедрение технологий, способствующих сокращению техногенных отходов и выбросов вредных веществ [1, 2]. В настоящей работе, посвящённой повышению степени использования тугоплавких элементов в металлургии, их получению и применению в производстве специальных сталей и сплавов, предпочтение отдано переработке металлосодержащих легированных отходов методом рафинировочной плавки в среде с избыточным содержанием раскислителя [3-6]. Это связано прежде всего с тем, что технологически процессы промышленного производства и переработки металлопродукции на современном этапе развития не исключают загрязнения техногенных отходов сопутствующими неметаллическими примесями. Такие отходы без предварительной рафинировочной обработки по действующим технологическим инструкциям не могут возвращаться в качестве шихтовых материалов [7].

Другая важная проблема повышения эффективности использования металлооксидных легированных отходов – это степень сквозного извлечения дорогостоящих редких и тугоплавких элементов с целью уменьшения окислительного потенциала расплава стали при использовании сплава для легирования и раскисления быстрорежущих сталей типа СиР, выпускаемого по ТУ14 -437-87-90.

Материалы и методика исследований

В промышленных условиях в электродуговых печах СКБ-6063 испытаны опытные партии шихты и технологические параметры получения сплава для легирования и раскисления стали согласно технологической инструкции ВНИ 14-9-01/89, введенной в действие с 17.01.89 на Никопольском заводе ферросплавов. В качестве компонентов, содержащих тугоплавкие легирующие элементы, использовали окалину, стружку и шлифовальную пыль силовой обработки товарной заготовки быстрорежущих сталей Р6М5 и Р6М5Ф3 и высокохромистых сталей 95Х18 и Х23, которые образуются на переделах обработки металла давлением и доводки продукции до кондиционных размеров. Химический состав используемых в промышленных испытаниях компонентов шихты приведен в табл. 1.

Для восстановления оксидных соединений легирующих элементов в состав шихты вводили ферросилиций марки ФС-45, выпускаемой по ГОСТ 1415-78 и кристаллический кремний – по ГОСТ 2169-69 с изменениями ИУС-2-80 марки Кр2. В качестве шлакообразующего материала применялся электроплавленный флюс АН-295 (ТУ 14-1-165-72), ВГС (ТУ 14-16-12-86), который служил рафинирующей и защитной средой от вторичного окисления элементов шихты. Выплавку сплава проводили на 3, 4 и 5 ступенях напряжения с номинальной мощностью 4370, 4000 и 3500 кВА

Таблица 1 – Химический состав компонентов, использованных в промышленных испытаниях шихты для получения сплава для легирования и раскисления стали

№ п/п	Марка	Содержание элементов, масс. %					
		C	Mo	W	Cr	V	Co
1	Р6М5 стружка	0,84	5,25	5,84	3,96	1,83	0,49
2	Р6М5Ф3 пыль	0,96	5,74	6,00	4,04	2,56	0,34
3	Р6М5 окалина	0,31	4,35	4,48	2,7	1,53	0,27
4	Р6М5Ф3 окалина	0,17	4,51	4,42	2,6	2,03	0,38
5	95Х18 стружка	0,95	–	–	17,6	–	–
6	Х23 стружка	2,02	0,09	0,18	22,4	–	–
7	95Х18 окалина	0,35	–	–	13,2	–	–
8	Х23 окалина	1,17	0,03	–	17,35	–	–

Продолжение табл. 1

№ п/п	Содержание элементов, масс. %							
	Ni	S	P	Cu	Si	Mn	O ₂	Fe
1	0,27	0,022	0,021	0,18	0,46	0,33	1,8	Ост.
2	0,23	0,021	0,017	–	0,35	0,45	1,3	Ост.
3	0,21	0,019	0,016	0,09	0,27	0,23	29,0	Ост.
4	0,28	0,018	0,013	–	0,44	0,33	26,7	Ост.
5	0,46	0,018	0,023	0,23	0,62	0,39	0,33	Ост.
6	0,26	0,025	0,024	0,21	0,17	0,34	0,17	Ост.
7	0,39	0,016	0,019	0,18	0,46	0,28	24,5	Ост.
8	0,19	0,019	0,018	0,18	0,15	0,24	24,2	Ост.

соответственно. Розжиг печи производился в ванне с заправленной шихтой с последующим проплавлением, доводкой расплава до заданной температуры и выдержкой для усреднения и стабилизации химического состава по всему объему ванны печи. Слив плавки производили на кантователе в металлические поддоны либо на стенд с мольдами.

Полученный сплав в кусках массой не более 180 кг (обычно 20-30 кг) испытан при производстве порошков быстрорежущих сталей в условиях ЦМП завода «Днепроспецсталь» в соответствии с технологической инструкцией ЦМП-1-87 и технологическим распоряжением ТР № 42-89 в качестве легирующего и раскисляющего материала («СиР»). Выплавка стали осуществлялась в индукционной печи промышленной частоты фирмы «ASEA STORA» методом переплава легированных отходов. Объем тигля с нейтральной футеровкой 4000 кг. Легированными отходами служили отходы группы 79, 83, 328, 361, ПБ-79, ПБ-80-06058, Б-3, Б-58 согласно «Инструкции по использованию вторичных черных металлов ТИ 143-А-10-83 (взаимен А-10-77)». МЧМ СССР, завод «Днепроспецсталь», г. Запорожье, 1983, 96 с., (тип, изд. «Коммунар»).

Присадку сплава «СиР» проводили на подину печи под металлошихту в количестве в среднем 50 кг на 1 тонну выплавляемой стали. По расплавлению шихты производили отбор проб металла и экспресс-анализом, определяли полный химический состав расплава металла. Содержание хрома в расплаве колебалось в пределах 2,2-2,7 масс. %. Доводку расплава до требуемых пределов по хрому для данной марки стали проводили высокоуглеродистым феррохромом ФХ800Б(ГОСТ 4557-79) или металлическим хромом Х99А(ГОСТ 5905-79). Из порошка выплавленной стали с применением сплава «СиР» получена товарная продукция и направлена потребителю. Качество порошковой стали по всем видам испытаний соответствует требованиям ТУ 14-1-3647-83. Сплав «СиР» испытан при выплавке сталей марок Р6М5Ф3-МП, Р6М5К5-МП, Р12Ф2К8М3-МП, Р9М4К8-МП и др.; общее количество плавков более 210.

В качестве восстановителя, легирующих элементов и железа из окалины быстрорежущих сталей и окалины сталей, высоколегированных хромом, используется измельченный кристаллический кремний и/или ферросилиций в пересчете на кремний. Согласно ГОСТ 1415-78, отечественной промышленностью осуществляется выпуск 11 марок ферросилиция с содержанием кремния от 19 до более 92 масс. % и несколько марок электротермического кремния. Следовательно, главным показателем кремнистых восстановителей является содержание ведущего элемента.

В случае использования кремнистых восстановителей других марок изменяется содержание металлического порошка и других компонентов шихты на величину содержания железа в конкретном ферросплаве.

Промышленные испытания разработанной шихты и технологических параметров для получения сплава для легирования и раскисления стали позволили выявить ряд преимуществ по сравнению с действующим производством:

- снизить расход хрома при выплавке быстрорежущих сталей с применением сплава феррохрома и металлического хрома с 18,5-28,1 и 13,2-20,3 до 13,7-18,2 и 8,9-12,5 кг соответственно на 1 тонну выплавляемой стали за счет введения в состав шихты окалины и/или стружки сталей, высоколегированных хромом;

- повысить концентрацию хрома в сплаве с 0,48-2,60 до 2,90-9,61 масс. % и степень утилизации отходов легированных сталей с 0,50-0,66 до 0,65-0,86 соответственно за счет оптимизации состава шихты и более эффективного использования высокохромистых отходов;

- за счет снижения кремния в шихте с 7,60-27,00 до 6,00-12,00 масс. % повысить количество используемого сплава на 1 тонну выплавляемой стали с 15-35 до 50-120 кг.

Математическая модель по результатам эксперимента

В промышленном варианте проведен активный эксперимент с изменением технологических параметров получения нетрадиционного легирующего материала в широких пределах и установлением максимально возможного количества зависимостей. После оптимизации и анализа отобраны наиболее значимые, которые определяют технико-экономические показатели технологии получения и состава целевого продукта. Была получена система количественных признаков

$$(y_j, x_j), I = \bar{1}, \bar{6}, j = \bar{1}, \bar{3}, \quad (1)$$

где y_1 – содержание ферросилиция ФС45 в шихте, %; y_2 – содержание металлического кремния в шихте, %; y_3 – содержание шлифовальной пыли сталей Р6М5 и Р6М5Ф3 в шихте, % масс.; y_4 – содержание окалины сталей Р6М5 и Р6М5Ф3 в шихте, %; y_5 – содержание окалины сталей 95Х18 и Х23, % масс.; y_6 – стружка стали марок 95Х18 и Х23, % масс.; x_1 – концентрация кремния в сплаве, % масс.; x_2 – концентрация хрома в сплаве, % масс.; x_3 – степень восстановления тугоплавких элементов, % масс.

Система (1) представляет собой ряд дискретных значений (пар чисел). Для удобства представления зависимостей и упрощения нахождения технологических параметров ставилась задача аппроксимации точечных значений (1) на k -м интервале области определения зависимости $y_i(x_j)$ кривыми не выше II порядка (прямыми и парабололами):

$$y_i = f_{ij}^{(k)}(x_j) = a_{ij}^{(k)}(x_j)^2 + b_{ij}^{(k)}x_j + c_{ij}^{(k)}, \quad (k) = 1, S_{ij}, \quad (2)$$

где $a_{ij}^{(k)}$, $b_{ij}^{(k)}$, $c_{ij}^{(k)}$ – коэффициенты зависимости; S_{ij} – количество интервалов разбиения для зависимости $y_i(x_j)$. При $a_{ij} = 0$ зависимость (2) становится линейной. Границы интервалов коэффициентов $a_{ij}^{(k)}$, $b_{ij}^{(k)}$, $c_{ij}^{(k)}$, определяющих вид функциональной зависимости на k -м интервале для $y_i(x_j)$, устанавливали методом наименьших квадратов.

В результате зависимость $y_i(x_j)$ принимает вид

$$y_i = \begin{cases} f_{ij}^{(1)}(x_j), m_{ij1}^{(1)} \leq x_j < m_{ij2}^{(1)}; \\ f_{ij}^{(2)}(x_j), m_{ij1}^{(2)} \leq x_j < m_{ij2}^{(2)}; \\ f_{ij}^{(S_{ij})}(x_j), m_{ij1}^{(S_{ij})} \leq x_j < m_{ij2}^{(S_{ij})}, \end{cases} \quad (3)$$

где $m_{ij1}^{(k)}$, $m_{ij2}^{(k)}$ – границы соответственно слева и справа для k -го интервала, причем на границах зависимость не терпит разрывов:

$$f_{ij}^{(k-1)} \Big|_{x_j=m_{ij2}^{(k-1)}} = f_{ij}^{(k)} \Big|_{x_j=m_{ij1}^{(k)}} \quad (4)$$

для $k = 2, S_{ij}$.

Вычисления произведены с точностью до 0,01 и вполне удовлетворяют требованиям точности для технологических параметров в производственных условиях.

Результаты эксперимента и вычислений представлены в виде графиков (рис. 1-4), а также табл. 2-5.

Таблица 2 – Коэффициенты функциональных зависимостей между параметрами технологического процесса соответственно рис. 1.

y_i	x_i	Интервал		$a_{ij2}^{(k)}$	$b_{ij2}^{(k)}$	$c_{ij2}^{(k)}$
		$m_{ij1}^{(k)}$	$m_{ij2}^{(k)}$			
y_1	x_1	4,09	15,46	-0,156	5,852	-14,724
		4,09	13,05	-0,107	3,435	-10,709
		4,09	6,83	-0,971	6,817	20,031
		6,83	13,05	0,6	-15,08	95,642

Таблица 3 – Коэффициенты функциональных зависимостей между параметрами технологического процесса соответственно рис. 2

y_i	x_i	Интервал		$a_{ij2}^{(k)}$	$b_{ij2}^{(k)}$	$c_{ij2}^{(k)}$
		$m_{ij1}^{(k)}$	$m_{ij2}^{(k)}$			
y_4	x_1	4,09	9,65	0,518	-2,743	-16,613
		9,65	15,46	-1,093	30,238	-151,17
y_5	x_1	6,83	9,65	-1,318	26,501	-119,75
		9,65	15,46	0,199	-6,196	54,578
y_6	x_3	4,09	10,95	-1,306	13,779	7,714
y_4		69,55	89,18	0,059	-11,292	553,52
y_5		71,8	87	-0,128	19,736	-746,69
y_6		73	81,36	-0,577	92,983	-3714
		81,36	89,42	-0,018	3,786	-153,42

Таблица 4 – Коэффициенты функциональных зависимостей между параметрами технологического процесса соответственно рис. 3

y_i	x_i	Интервал		$a_{ij2}^{(k)}$	$b_{ij2}^{(k)}$	$c_{ij2}^{(k)}$
		$m_{ij1}^{(k)}$	$m_{ij2}^{(k)}$			
y_1	x_2	2,5	3,24	1,661	-17,252	70,028
		3,24	10,13	-0,403	2,363	28,1
y_2	x_2	2,5	3,24	0,106	-0,009	16,297
		3,24	10,13	-0,028	-1,346	21,956
y_3	x_2	2,5	3,24	0,679	6,346	-11,211
		3,24	10,13	0,924	-8,118	18,432

Таблица 5 – Коэффициенты функциональных зависимостей между параметрами технологического процесса соответственно рис. 4

y_i	x_i	Интервал		$a_{ij2}^{(k)}$	$b_{ij2}^{(k)}$	$c_{ij2}^{(k)}$
		$m_{ij1}^{(k)}$	$m_{ij2}^{(k)}$			
y_1	x_2	2,5	3,24	1,661	-17,252	70,028
		3,24	10,13	-0,403	2,363	28,1
y_2	x_2	2,5	3,24	0,106	-0,009	16,297
		3,24	10,13	-0,028	-1,346	21,956
y_3	x_2	2,5	3,24	0,679	6,346	-11,211
		3,24	10,13	0,924	-8,118	18,432

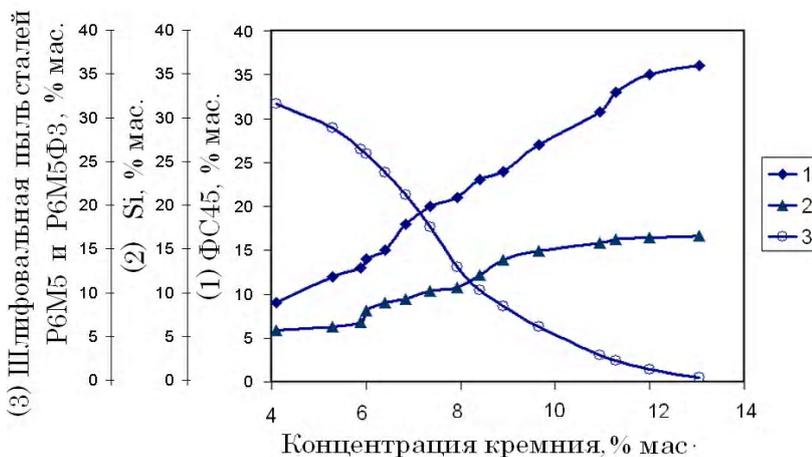


Рис. 1. Влияние состава шихты на концентрацию кремния в сплаве

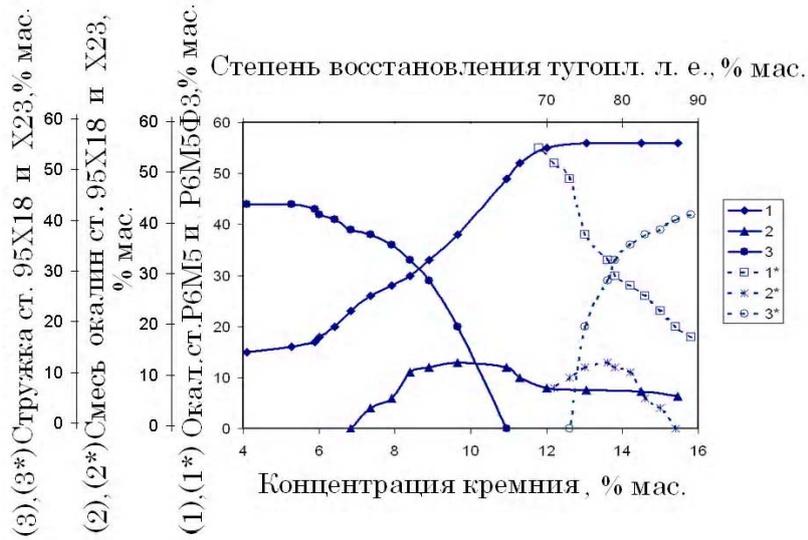


Рис. 2. Влияние состава шихты на концентрацию кремния в сплаве и на степень восстановления легирующих элементов

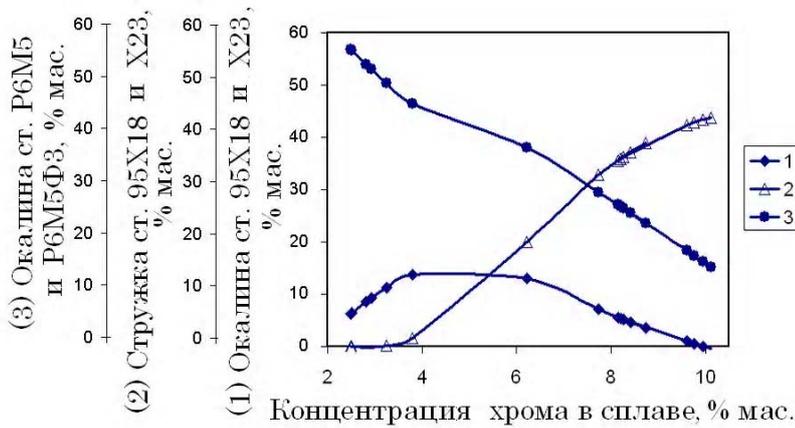


Рис. 3. Влияние состава окалины и стружки сталей 95X18 и X23, и окалины сталей Р6М5 и Р6М5Ф3 в шихте на концентрацию хрома в сплаве, % масс.

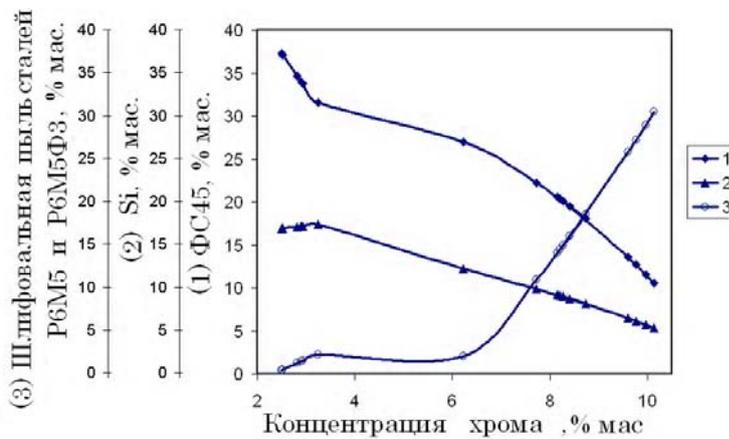


Рис. 4. Влияние состава шихты на концентрацию хрома в сплаве

Выводы

Таким образом, разработана математическая модель технологических параметров получения и использования при выплавке быстрорежущих сталей сплава для легирования и раскисления типа СиР, удовлетворяющего требованиям ТУ14-437-87-90 на основе техногенных «загрязнённых» отходов различных источников образования. Полученные результаты находятся в области оптимальных значений. Введение в состав шихты для выплавки сплава окислы -и/или стружки сталей, высоколегированных хромом, обеспечивает снижение его расхода при выплавке быстрорежущих сталей в виде ферросплавов хрома и металлического хрома с 18,5-28,1 и 13,2-20,3 до 13,7-18,2 и 8,9-12,5 кг соответственно на 1 тонну выплавленной стали.

За счет оптимизации состава шихты и более эффективного использования высокохромистых отходов удалось повысить концентрацию хрома в сплаве с 0,46-2,60 до 2,90-9,61 % масс. и степень утилизации отходов легированных сталей с 0,50-0,66 до 0,65-0,86 соответственно.

Установлена функциональная зависимость между составом шихты и основными технико-экономическими показателями выплавки сплава и его использования для легирования и раскисления быстрорежущих сталей.

Перечень ссылок

1. Острик П. Н., Гасик М. М., Пирог В. Д. Металлургия губчатых и порошковых лигатур. – Киев: Техника, 1992. – 128 с.
2. Григорьев С. М., Пивень А. Н., Архипенкова Е. Н. Совершенствование методики экономической оценки технических решений по получению материалов из вторичного сырья. – Цветные металлы. – 1992. – № 4. – С. 7-9.
3. Григорьев С. М., Григорьев Д. С., Фазовые и вещественные превращения силицидо- и карбосилицидообразования при получении сплава для легирования и раскисления быстрорежущих сталей. – Сталь. – 2002. – № 11. – С. 31-34.
4. Патент Украины 19114. Шихта для получения сплава для легирования и раскисления стали/ С. М. Григорьев, М. П. Ревун, А. Н. Пивень и др. №4807379/SU; Заявл. 22.09.93 // Открытия. Изобретения. – 1997. – № 6. – С. 14-15.
5. Патент Украины 18705. Шлакообразующая смесь. / С. М. Григорьев, М. П. Ревун, А. Н. Пивень и др. №4924938/SU; Заявл. 14.01.91.//Открытия. Изобретения. – 1997. – № 6. – 3 с.
6. Григорьев С. М., Сидоренко А. В., Кучеренко Д. В. Использование шлака алюмотермического производства лигатур при получении сплава для легирования и раскисления быстрорежущей стали. – Сталь. – 1998. – № 10. – С. 62-65.
7. Григорьев С. М. Экономическая стратегия и тактика ресурсо- и энергосбережения в металлургии тугоплавких материалов// Металлургия: Сб. – Запорожье: ЗГИА. – 1998. – Вып. 1. – С. 17-23.

Одержано 27.03.2008

Розроблено математичну модель технологічних параметрів отримання та використання при виплавці сталей сплаву для легування та розкислення типу СиР за ТУ14-437-87-90. Оптимізація складу шихти та більш ефективного використання високохромових відходів забезпечили значне підвищення концентрації хрому в сплаві та ступеня утилізації легуваних відходів.

Mathematical model of technological parameters for production and application at steel melting CuP type additive for alloying and deoxidation according to TU14-437-87-90 was elaborated. The optimization of the composition mixture and more efficient use of high-chromium waste has provided significant increasing of chromium concentrations and degree of alloying waste utilization.

УДК 621.793.74:669.14.018.25

Д-р техн. наук В. В. Чигарев, канд. техн. наук И. И. Пирч, Я. А. Чейлях

Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь

СОЗДАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СОСТОЯНИЙ И ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ХРОМИСТЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ПЛАЗМЕННОЙ И ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКАМИ

Показаны возможности формирования метастабильных фазово-структурных аустенитно-мартенситно-карбидных состояний с использованием плазменной и электронно-лучевой обработок, обеспечивающие реализацию деформационного мартенситного превращения для повышения механических свойств и износостойкости инструментальных сталей.

Применение плазменной и электронно-лучевой обработок (ЭЛО) получило в последнее время большое распространение для упрочнения ряда деталей и инструмента [1-3]. Обработки с использованием источников концентрированных энергий (ИКЭ) позволяют получать повышенные количества остаточного аустенита ($A_{ост}$) в упрочненном слое большинства обрабатываемых сталей и чугунов [1, 2, 4-10], что открывает определенные возможности создания и использования метастабильных состояний для повышения их свойств. Между тем в большинстве известных работ метастабильность структуры не обсуждается и не учитывается. Лишь в некоторых из них [4, 8, 11, 12] отмечается положительная роль метастабильного $A_{ост}$ и его превращение в мартенсит при нагружении в повышении износостойкости инструментальных сталей, обработанных с использованием ИКЭ.

Однако они далеко не исчерпывают возможностей создания метастабильных состояний в поверхностных слоях с применением ИКЭ, в т.ч. и в сочетании с термообработкой. Поэтому весьма актуально изучение влияния обработок с использованием ИКЭ на структуру и свойства разных сплавов с точки зрения формирования в упрочненных слоях метастабильных состояний для повышения не только износостойкости, но одновременно и других свойств.

Одной из распространенных причин снижения срока службы инструмента из сталей X12Ф1 и X12М является скол или выкрашивание рабочих кромок вследствие карбидной неоднородности, в частности преимущественном расположении карбидов и эвтектики по границам зерен (рис. 1, а). Традиционными приемами термической обработки этот недостаток устранить невозможно.

Целью настоящей работы явилось изучение возможности устранения карбидной неоднородности, повышение механических свойств и износостойкости сталей X12Ф1 и X12М с использованием плазменной

и электронно-лучевой обработок за счет создания метастабильных состояний в поверхностном слое.

Плазменную обработку проводили с помощью плазмотрона косвенного действия, конструкция которого описана в работе [3]. В качестве плазмообразующего газа использовался аргон, расход которого составлял 1,0-2,3 м³/час при силе тока 360-400 А. Тепловложение регулировалось расходом газа и скоростью

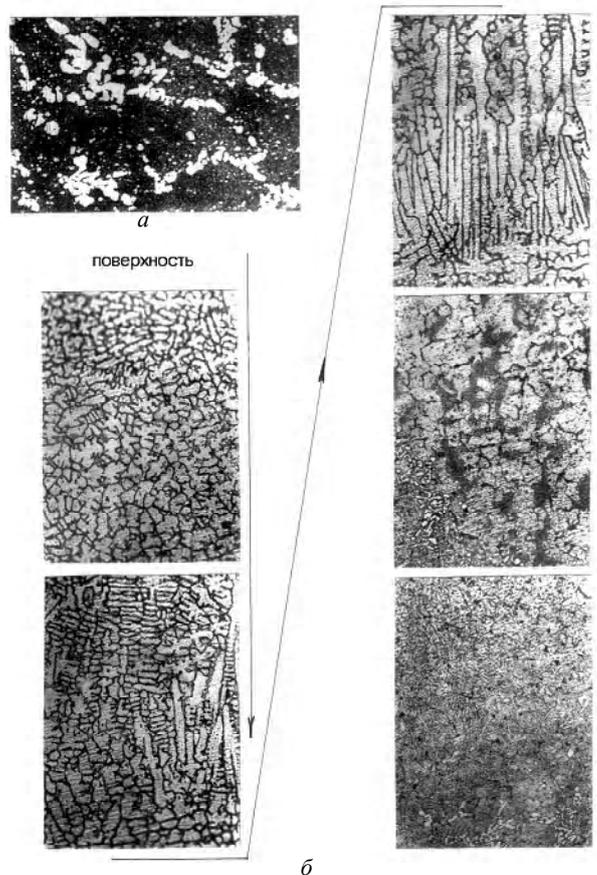


Рис. 1. Микроструктура стали X12Ф1 исходная (а) и после электронно-лучевой обработки с оплавлением (б) $\times 400$

перемещения плазматрона относительно поверхности образцов. ЭЛО проводили на электронно-лучевой опытно-промышленной установке УЛ-185 с регулированием тепловложения мощностью электронного луча и скоростью его перемещения по поверхности образца.

Плазменная обработка в зависимости от режима и величины тепловложения вызывала локальный разогрев поверхности без оплавления либо ее переплав с различной степенью оплавления (табл. 1). ЭЛО вызывала оплавление поверхности образцов на большую глубину (4-6,5 мм), чем плазменная.

В обоих вариантах производился высокоскоростной поверхностный нагрев ($V_{нагр.} = 10^3-10^5 \text{ }^\circ\text{C/с}$), после чего следовало быстрое естественное охлаждение без применения охлаждающих сред за счет теплоотвода вглубь образцов. В ряде случаев после плазменной обработки выполняли объемную термическую обработку. Из образцов приготавливали поперечные шлифы.

Испытания на изнашивание проводились в условиях трения скольжения колодка (образец)-ролик (закаленная сталь 40X), испытания осуществлялись на машине МИ-1М при скорости вращения ролика 200 мин^{-1} , удельном давлении $\sigma_n = 6,5 \text{ МПа}$ и пути трения 660-760 м. Относительная износостойкость определялась по формуле:

$$\varepsilon = \frac{\Delta P_э}{\Delta P_{обр}}$$

где $\Delta P_э$ и $\Delta P_{обр}$ – потери веса эталона и испытуемого образца за одинаковое время изнашивания (24-30 мин).

Таблица 1 – Рабочие параметры плазменной обработки хромистых сталей

№ режима	Ток I, А	Расход газа Q_3 , м ³ /с	Скорость перемещения V, м/ч	Степень воздействия плазмы
1	400	1,0-1,2	16-19	Нагрев без оплавления
2		2,0	18-20	Микроплавление
3		2,0	15-17	Среднее оплавление
4		2,0	13-14	Макроплавление

В качестве эталона использовались соответствующие стали (X12Ф1 или X12М), после стандартной закалки с 1000-1050 °С на мартенситно-карбидную структуру максимальной твердости HRC 62-64. Микроструктура сталей исследовалась металлографически по стандартной методике на микроскопах «Neophot-21» и «Epiquant». Фазовый состав исходной и изношенной поверхности образцов определялся рентгеноструктурным анализом на дифрактометрах УРС-50 и

ДРОН-3 в железном K_α -излучении. Перед испытаниями образцы для снятия наклепанного слоя подвергались электролитической полировке в электролите на основе хромового ангидрида в течение 10 мин. Микротвердость структурных составляющих измеряли на микротвердомере ПМТ-3 вдавливанием четырехгранной алмазной пирамидки под нагрузкой 0,98 Н (ГОСТ 9450-76). Динамические испытания на изгиб образцов без надреза проводили на маятниковом копре МК-30 в соответствии с ГОСТ 9454-78.

Плазменная обработка без оплавления (режим 1, табл. 1), исключая переплав поверхности, вызывала закалку с нагревом ориентировочно до 1050-1100 °С. В результате наблюдается измельчение мартенситной структуры, увеличение доли $A_{ост.}$ и уменьшение количества вторичных карбидов, однако это не устраняет карбидную неоднородность. Твердость при этом сохраняется на уровне HRC 60-62.

Плазменная обработка и ЭЛО с оплавлением поверхности образцов устраняют прежнюю карбидную неоднородность на глубину 0,4-2,5 мм. Обнаруживается качественно аналогичное изменение микроструктуры оплавленного слоя образцов от поверхности к центру после плазменной обработки с макроплавлением (режим 4, табл. 1) и ЭЛО, вызванное различной степенью термического воздействия.

Непосредственно у поверхности оплавленной зоны наблюдается своеобразная равноосная ячеистая структура пересыщенного аустенита несколько большей твердости ($HV \approx 5000 \text{ МПа}$), чем равновесный аустенит (рис. 1, б). Далее по глубине располагается зона характерной столбчатой формы кристаллов с расположением их осей нормально к оплавленной поверхности, что свидетельствует об отводе тепла от поверхности вглубь образцов при ускоренном охлаждении, соответствующем скорости их роста. В зоне плазменного или электронно-лучевого оплавления размеры кристаллитов оказались значительно меньше размера зерен в исходной структуре. Так, если средний диаметр зерен мартенсита до обработки составлял ~40 мкм, то в зоне плазменного оплавления или ЭЛО кристаллы имели ширину ~3 мкм и длину 7-20 мкм. По границам столбчатых кристаллов располагается тонкая карбидная оболочка (рис 1, б). По мере удаления от поверхности аустенитные зерна приобретают правильную форму, а толщина карбидной оболочки несколько увеличивается. В переходной зоне в местах бывшего расположения эвтектики по границам зерен наблюдаются участки повышенной травимости повторяющие характер ее расположения. По-видимому, они представляют собой вновь образованную диспергированную эвтектическую смесь карбидов Cr_7C_3 и аустенита. По мере удаления от поверхности в структуре переходной зоны увеличивается количество мелких вторичных карбидов $Cr_{23}C_6$ и мартенсита. Повышение интенсивности и продолжительности плазменного воздействия увеличивает толщину оплавленной зоны от 0,4 до 2,5 мм

и снижает ее твердость с HRC 61 до HRC 38, что свидетельствует об образовании преимущественно аустенитной (пересыщенной) структуры поверхностного слоя.

Постепенно аустенитно-карбидная структура зоны оплавления переходит в зону термического влияния (ЗТВ), состоящую из аустенита, мартенсита и карбидов (рис. 1, б). Эта ЗТВ соответствует нагреву ниже линии солидус, ускоренное охлаждение после которого вызывает закалку и образование мартенсита с сохранением $A_{осм}$. По глубине ЗТВ постепенно увеличивается количество мартенсита и уменьшается содержание $A_{осм}$. После ЗТВ структура постепенно переходит в исходную – феррито-карбидную смесь.

Рассмотренной панораме изменения структуры по глубине упрочненной зоны соответствует изменение микротвердости сталей X12Ф1 и X12М (рис. 2) после плазменной обработки с макрооплавлением и ЭЛО.

Качественно эти графики аналогичны и различаются по некоторым размерным параметрам. Повышенная твердость $H_{0,98} = 4,9-5,0$ ГПа поверхностной зоны оплавления (выше равновесной) соответствует структуре пересыщенного углеродом и хромом аустенита. Повышение микротвердости до максимума, равного 7,3-7,9 ГПа, соответствует мартенситно-аустенитно-карбидной структуре ЗТВ с наибольшим насыщением мартенсита и аустенита углеродом и хромом. Снижение микротвердости до исходной соответствует переходу мартенситно-аустенитно-карбидной структуры в феррито-карбидную смесь. При этом после ЭЛО на глубине от 2,5 до 5,6 мм значительно большей, чем после плазменной обработки твердость примерно одинакова (~ 5 ГПа) и соответствует структуре ненасыщенного углеродом мартенсита и $A_{осм}$ с большим количеством вторичных карбидов $Cr_{23}C_6$.

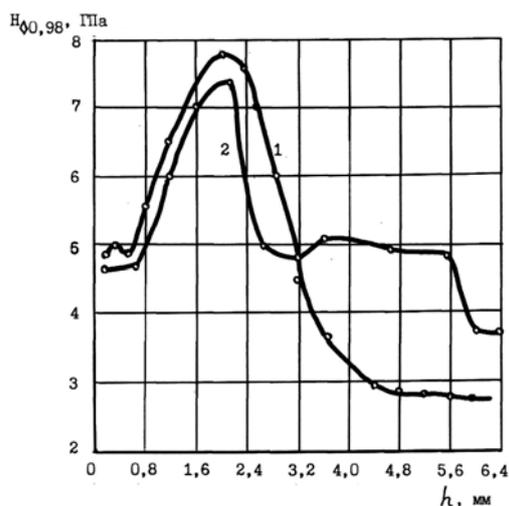


Рис. 2. Изменение микротвердости по глубине упрочненной зоны после плазменной обработки (с макрооплавлением) стали X12M (1) и электронно-лучевой обработки стали X12Ф1 (2)

После различной степени плазменного оплавления изменение микротвердости остается качественно аналогичным рассмотренному выше. Чем больше величина тепловложения (т.е. меньше скорость перемещения плазменной струи (см. табл. 1)), тем больше глубина упрочненной зоны и дальше по глубине располагается максимум микротвердости, и наоборот. После плазменной обработки без оплавления максимум сдвинут ближе к поверхности образцов.

Относительная износостойкость стали X12M в условиях сухого трения (ϵ_m) зависит от полученной при плазменной обработке структуры (табл. 2). Из таблицы 2 следует, что плазменная обработка со средним макрооплавлением (режим 3, табл. 1), увеличивает ϵ_m в 1,32 раза по сравнению со стандартной закалкой на мартенситно-карбидную структуру максимальной твердости HRC 63. Причинами повышения износостойкости сталей после плазменного переплава можно считать формирование специально ориентированного ячеистого карбидного каркаса, и превращение пересыщенного аустенита в мартенсит в процессе изнашивания по оптимальной кинетике.

Образование более дисперсного и более твердого мартенсита деформации в тонком поверхностном слое в условиях деформирующего воздействия сухого трения вызывает значительное упрочнение сталей в процессе испытаний. На деформационное мартенситное превращение и выделение дисперсных карбидов при нагружении расходуется значительная часть подводимой извне к образцу механической энергии, и, соответственно, меньшая ее величина остается на разрушение межатомных связей и отделение металла [13, 14]. Эти факторы и становятся основными причинами повышения износостойкости исследованных сталей.

Плазменная обработка без оплавления и с микрооплавлением, когда образуется лишь небольшое количество $A_{осм}$, а также сильным макрооплавлением и большой глубиной зоны пересыщенного, чрезмерно стабильного аустенита для выбранных условий изнашивания преимуществ не дает. Однако следует отметить, что устранение карбидной неоднородности и формирование мелкозернистой структуры аустенита обрамленной в тонкий карбидный каркас увеличивает в ~1,4 раза ударную вязкость с 6-7 Дж/см² до 10-11 Дж/см² и уменьшает вероятность хрупкого скола. Это можно рассматривать как косвенный фактор увеличения износостойкости и долговечности деталей и инструмента.

Выводы

1. Плазменная и электронно-лучевая обработки в зависимости от величины тепловложения вызывают формирование столбчатой (при оплавлении) или мелкодисперсной (при нагреве без оплавления) микроструктуры с повышенным содержанием метастабильного остаточного аустенита в сталях X12Ф1 и X12M.
2. При оптимальном количестве и степени мета-

Таблица 2 – Влияние режима плазменной обработки на твердость и износостойкость стали X12M

№ режима	Степень воздействия плазмы	HRC	ε_m
–	Контрольная закалка (с нагревом в печи)	63	1,0
1	Нагрев без оплавления	60	0,94
2	Микрооплавление	58	1,0
3	Среднее оплавление	61	1,32
4	Сильное макрооплавление	38	0,8

стабильности остаточного аустенита его превращение в упрочненном поверхностном слое в мартенсит при нагружении в условиях сухого трения вызывает повышение относительной износостойкости сталей.

3. Плазменная и электронно-лучевая обработки сталей X12Ф1 и X12М с оплавлением поверхностного слоя после оптимальных режимов устраняют карбидную неоднородность литой структуры металла, увеличивают в 1,5-2 раза ударную вязкость и снижают вероятность хрупкого скола инструмента.

Показаны возможности поверхностного упрочнения и одновременного повышения вязкости инструментальных сталей с использованием плазменной и электронно-лучевой обработок за счет создания метастабильных состояний аустенита.

Перечень ссылок

1. Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н. Основы лазерного термоупрочнения сплавов. – М: Высшая школа, 1988. – 159 с.
2. Рыкалин Н.Н., Зуев Н.В., Углов А.А. Основы электронно-лучевой обработки материалов. – М: Машиностроение, 1978. – 239 с.

3. Плазменное поверхностное упрочнение / Лещинский Л.К., Самотугин С.С., Пирч И.И., Комар В.И. – К.: Техніка, 1990. –109 с.
4. Малинов Л.С., Харланова Е.Я., Лисаквич А.В. Лазерное упрочнение штампового инструмента // Технология и организация производства. – 1986. – №2. – С. 46-48.
5. Структура хромоникелевого чугуна после обработки электронами высокой энергии / Н.М. Александрова, Г.В. Шербединский, И.В. Старостенко и др. // МиТОМ. – 1990. – № 7. – С. 32-34.
6. Шульга А.А. Электронно-лучевая обработка подшипниковых сталей // МиТОМ. – 1992. – № 7. – С. 13-17.
7. Поболь И.Л. Модифицирование металлов и сплавов электронно-лучевой обработкой // МиТОМ. – 1990. – № 7. – С. 42-47.
8. Самотугин С.С., Муратов В.А., Ковальчук А.В. Плазменное упрочнение инструмента кольцевой формы // МиТОМ. – 1997. – № 10. – С. 2-4.
9. Влияние плазменно-дуговой обработки на структурные превращения и поверхностное упрочнение углеродистых и легированных сталей / Д.С. Ставрев, Л.М. Капугкина, С.И. Киров и др. // МиТОМ. – 1996. – № 6. – С. 16-19.
10. Бердников А.А., Филиппов М.А., Студенок Е.С. Структура закаленных углеродистых сталей после плазменного поверхностного нагрева // МиТОМ. – 1997. – № 6. – С. 2-4.
11. Армирование поверхности сталей за счет применения дифференцированной обработки / Л.С. Малинов, Е.Я. Хараланова, А.В. Зареченский и др. // Изв. ВУЗов. Чер. металлургия.–1992. – № 4. – С. 37-39.
12. Свойства поверхностных слоев марганцовистых сталей после электронно-лучевой обработки / Л.С. Малинов, Е.Я. Харланова, А.В. Зареченский и др. // МиТОМ. – 1995. – № 12. – С. 6-9.
13. Попов В.С., Брыков Н.Н., Дмитриченко Н.С. Износостойкость пресс-форм огнеупорного производства. – М.: Металлургия, 1971. – 157 с.
14. Чейлях А.П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2003. – 212 с.

Одержано 10.03.2008

Показані можливості формування метастабільних фазово-структурних аустенітно-мартенситно-карбідних станів з використанням плазмової і електронно-променевої обробок, що забезпечують реалізацію деформаційного мартенситного перетворення для підвищення механічних властивостей і зносостійкості інструментальних сталей.

Possibilities of forming of the metastable phase-structural austenite-martensite-carbide conditions with the use of plasma and electron-ray treatments are shown, providing realization of deformation induced martensite transformation for the rise of mechanical properties and wearproof of tool steels.

УДК 621

Канд. техн. наук Г. В. Шейченко¹, д-р техн. наук А. П. Чейлях²¹ ОАО «Мариупольский металлургический комбинат им. Ильича»,² Приазовский государственный технический университет,
г. Мариуполь

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В КОНСТРУКЦИЯХ ИЗ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Показана возможность прогнозирования деформационно-мартенситных превращений в конструкциях на примере образцов и деталей промышленных центробежных насосов, изготовленных из коррозионностойких экономнолегированных сталей аустенитно-ферритного класса, с использованием метода конечных элементов.

Проблема экономии остродефицитного никеля при создании коррозионностойких сталей, решаемая на протяжении ряда лет, для современной Украины приобретает все более актуальное значение в связи с отсутствием собственной сырьевой базы. Весьма перспективным направлением в создании новых экономических сталей является формирование метастабильных состояний аустенитной фазы и целенаправленное использование деформационных мартенситных превращений при испытаниях (ДМПИ) и эксплуатации для самоупрочнения, повышения надежности и долговечности деталей [1]. При этом для более эффективного прогнозирования формирования свойств метастабильных сплавов весьма важно управлять кинетикой ДМПИ исходя из количественной оценки прогнозирования превращений в реальных образцах и деталях.

В настоящей работе впервые показана целесообразность применения метода конечных элементов (МКЭ) для прогнозирования локализации $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ.

МКЭ апробирован для прогнозирования локализации ДМПИ в образце, предназначенном для испытаний на кручение. Алгоритм расчета методом конечных элементов разработан и описан рядом авторов [2-6 и др.].

Для оценки распределения напряжений по сечению образца при деформации кручением, а также определения их влияния на развитие ДМПИ разработана конечноэлементная математическая модель испытываемого образца (рис. 1). Расчет выполнен с использованием вычислительного комплекса COSMOS/WORKS разработки Structural Research & Analysis corp. В качестве глобальной системы координат при составлении расчетной схемы выбрана правая декартова система с центром на пересечении продольной и вертикальной плоскостей симметрии образца с продольной осью образца. Ось «Z» системы координат направлена вдоль продольной оси образца, ось «Y» – вертикально вверх. Конструкция образца смоделирована объемными четырехузловыми конечными элементами.

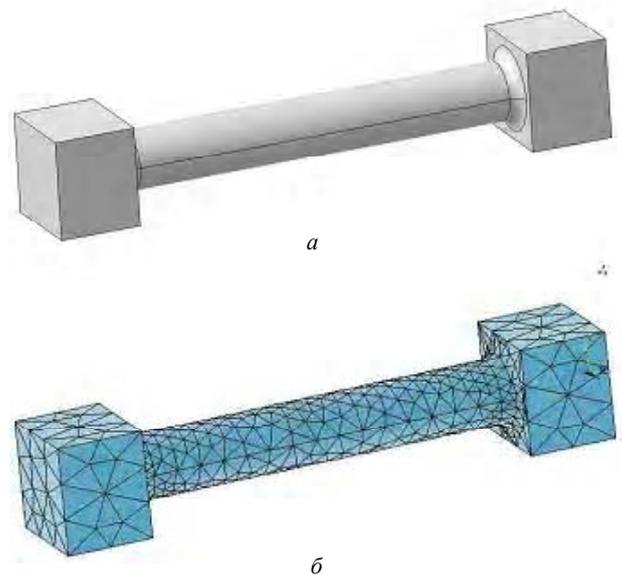


Рис. 1. Математическая модель образца на кручение:
а – общий вид модели; б – конечноэлементная сетка

Для расчетов были приняты следующие кинематические граничные условия:

- в узлах расчетной схемы, соответствующих контакту головок образца с рабочими поверхностями захватов машины КМ-50-1, были введены закрепления, имитирующие жесткую заделку;

- к узлам расчетной схемы, соответствующим поверхностям приложения нагрузок в машине КМ-50-1, приложен крутящий момент, соответствующий рабочему.

Следует отметить, что математическая модель соответствует образцу диаметром 6 мм, с рабочей частью 35 мм, который используется при испытаниях на кручение в соответствии с ГОСТ 5565-80. Испытание проводилось на машине КМ-50-1 со скоростью нагружения 1,8 град/с.

При расчете приняты следующие допущения:

- материал конструкции работает в упруго-пластической стадии деформирования и обладает постоянными реологическими характеристиками – модулем упругости, равным $2,1 \cdot 10^{11}$ Па, и коэффициентом Пуассона 0,3 [7].

В результате расчета конечноэлементной математической модели испытанного образца были получены картины напряженно-деформированного состояния расчетной схемы, приведенные на рис. 2.

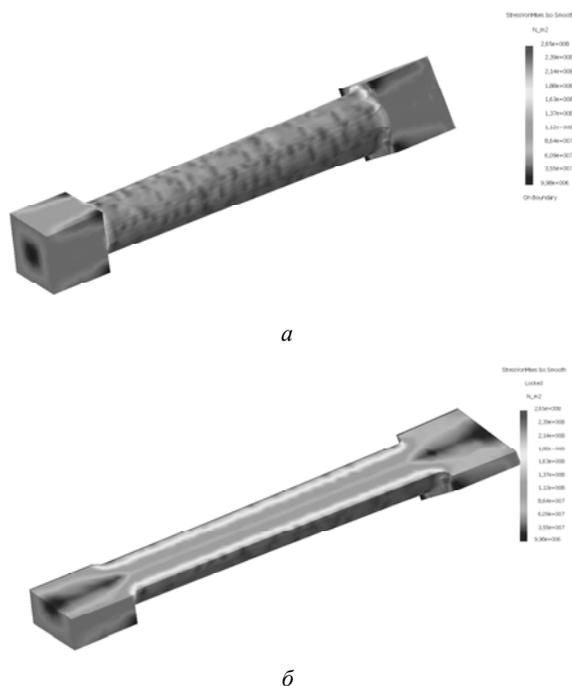


Рис. 2. Общий вид (а) и продольное сечение (б) математической модели напряженно-деформированного состояния образца, соответствующего пределу текучести материала

Анализ картин напряженно-деформированного состояния расчетной схемы показал следующее:

- максимальный уровень напряжений при работе материала в стадии упругой деформации выявлен на периферии цилиндрической части образца;
- при работе материала в стадии пластической деформации обнаруживается концентрация напряжений в зоне предполагаемого разрушения образца при одновременном снижении общего уровня напряжений на периферии цилиндрической части образца.

Поскольку зависимость количества образующегося мартенсита деформации пропорционально уровню касательных напряжений при кручении [1], максимальный уровень реализации $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ находится в зоне разрушения образца, а также на периферии цилиндрической его части, где отмечен максимальный уровень касательных напряжений. Развитие $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ в зоне, расположенной коллинеарно продольной оси образца, в два раза ниже, чем степень разви-

тия ДМПИ на периферии цилиндрической его части.

Для подтверждения этого были изучены микроструктуры на продольных шлифах образцов после испытания на кручение. В качестве основы была выбрана сталь аустенитно-ферритного класса, содержащая в составе недорогие и недефицитные компоненты: хром, марганец, кремний, титан с небольшими добавками меди, никеля. С целью регулирования количественного соотношения аустенитной и ферритной фаз и степени метастабильности аустенита в сталях варьировалось содержание хрома (от 15 до 20 %), марганца (от 6,5 до 12 %), что показано ранее в работах [8-10].

В результате действия максимальных касательных напряжений по периферии образца в зернах аустенита образуется больше среднего (фиксируемого магнитометром) количество мартенсита деформации, которое по направлению к оси образца уменьшается. Определение методом секущих количества феррита в головках образца, по оси рабочей части и по периферии позволило количественно оценить влияние деформации на фазовый состав [11]. Под действием деформации кручением зерна феррита и аустенита в стали 10X17Г10НДСЛ на периферии образцов искривляются и располагаются под углом $\approx 45^\circ$ к продольной оси (рис. 3, б).

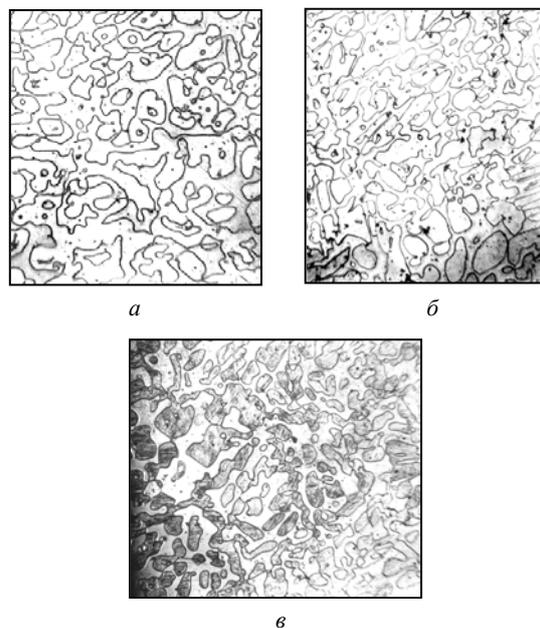


Рис. 3. Микроструктура стали 10X17Г10НДСЛ, $\times 400$:

а – исходная структура; б – в рабочей части; в – в зоне разрушения

В зернах аустенита протекает $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ, при этом количество образующегося мартенсита деформации от периферии к оси образца уменьшается на 3-5 %. Наибольшее количество мартенсита деформации образуется в зоне разрушения образца (рис. 3, в), при

этом происходит значительное измельчение (дробление) структуры под действием деформации. Мартенсит деформации, образующийся в аустенитных зернах при кручении, имеет мелкокристаллическое, пакетное строение. В некоторых местах он представляет собой систему пересекающихся, примерно под углом 120° , параллельных линий или полос скольжения, напоминающих структуру ϵ -мартенсита, что в принципе не исключается, т.к. в стали содержится около 12 % Mn.

Для подтверждения неодинакового протекания процесса образования мартенсита деформации по сечению образца были произведены замеры микротвердости. Измерение микротвердости фазовых и структурных составляющих проводили вдавливанием алмазной четырехгранной пирамиды под нагрузкой 0,5 Н в соответствии ГОСТ 9450-76 на твердомере ПМТ-3.

Установлено (рис. 4, б), что значения микротвердости аустенитной фазы соответствуют распределению напряжений, т.е. уменьшаются от периферии к центру образца, после закалки или высокотемпературной термоциклической обработки (ВТЦО).

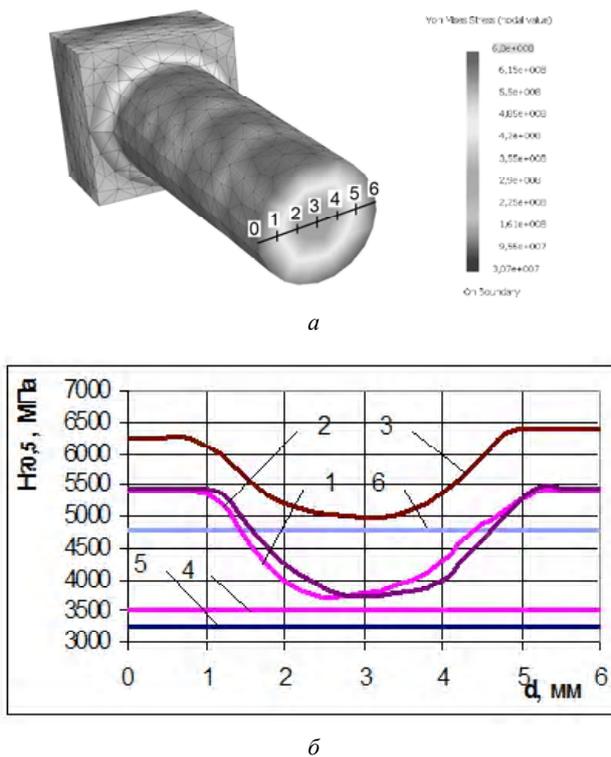


Рис. 4. Поперечное сечение рабочей части образца на кручение (а) и изменение микротвердости в аустенитных зернах по сечению образцов стали 10Х17Г10НДСЛ (б) после деформации кручением (1, 2, 3) и исходная микротвердость аустенитных зерен в головках образцов (4, 5, 6) после термической обработки:

- 1, 4 – закалка с нагревом ТВЧ при 1200°C ;
- 2, 5 – ВТЦО $1200 \leftrightarrow 650^\circ\text{C}$, $n = 3$ цикла;
- 3, 6 – ВТЦО $1200 \leftrightarrow 650^\circ\text{C}$, $n = 10$ циклов

Это подтверждает, что в процессе деформации под действием касательных напряжений идет упрочнение аустенита и затем протекает $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ, сопровождающееся образованием мартенсита деформации. Фактически полученные данные в рабочей зоне соответствуют микротвердости мартенсита деформации, а в центре – микротвердости аустенита. С увеличением количества циклов ВТЦО твердость аустенита возрастает, соответственно возрастает твердость мартенсита деформации, образующегося из упрочненного аустенита [10, 11].

Полученные данные позволяют заключить:

1) максимальный уровень развития $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ соответствует зоне разрушения образца, а также на периферии цилиндрической его части, где отмечен максимальный уровень напряжений;

2) степень развития $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ в зоне, расположенной коллинеарно продольной оси образца, в два раза ниже, чем уровень ДМПИ на периферии цилиндрической его части;

3) в средней части головок образца, практически не испытывающей напряжений, остается исходная структура материала.

4) предложенная математическая модель позволяет с большой степенью достоверности прогнозировать места локализации $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ кручением.

Значительная часть коррозионностойких сталей используется в промышленности Украины для изготовления деталей насосов для закачки в нагнетательные скважины промышленных сточных вод, перекачки воды речной, водопроводной, технической, в нефтяной промышленности для поддержания пластового давления нефтяных месторождений. Насосы также используют для перекачки сред средней и слабой агрессивности в химической промышленности (раствор технического аммиака, моноэтаноламина и др.). Ряд деталей промышленных центробежных насосов ЭЦПК16-2000-1400, ЭЦПК16-3000-1000 и др (рабочие колеса, направляющие аппараты, отводы и пр.) в ОАО «Завод «Южгидромаш» (г. Бердянск) обычно изготавливаются из дорогих и дефицитных хромо-никелевых сталей 12Х18Н9Л, 12Х18Н10ТЛ. Наиболее интенсивно изнашиваются лопасти рабочих колес, внутренние поверхности дисков рабочих колес, поверхности отвода [13]. Износ происходит вследствие перемешивания в процессе работы значительного количества перекачиваемой среды, насосы оказываются под разрушительным действием гидроабразивного воздействия движущихся в потоке твердых частиц песка, грунта, продуктов коррозии. Основную часть запасных деталей, используемых для ремонта насосов, составляют рабочие колеса (50 %), аппараты направляющие (25 %) [13].

Для выработки рекомендаций для ОАО «Завод «Южгидромаш» по замене материала деталей насосов были разработаны математические конечноэлементные модели, отражающие основные геометрические

особенности этих деталей. Нагрузки, действующие в процессе эксплуатации, моделировались введением соответствующих кинематических ограничений в узлах расчетной схемы, соответствующих геометрическому месту приложения нагрузок и закреплений реальных деталей. Поскольку параметры насосов отвечают требованиям безкавитационного режима работы, воздействие кавитации не учитывалось. В результате расчета конструкции получены картины напряженно-деформированного состояния расчетных схем, приведенные на рис. 5, установлено следующее:

- средний уровень эквивалентных напряжений в расчетной схеме по четвертой теории прочности Мизеса не превышает 130÷140 МПа;

- в элементах конструкции выявлены концентраторы напряжений в зонах направляющих приливов (см.

рис. 5, *в*) и стыковки рабочих лопастей с полудисками (см. рис. 5, *е*), при этом уровень концентрации напряжений в 2,2 раза превышает средние значения напряжений.

Полученные картины напряженно-деформированного состояния соответствуют характеру износа исследуемых деталей. На основе полученных результатов разработаны рекомендации по применению коррозионностойких экономнолегированных аустенитно-ферритных сталей с метастабильным аустенитом, в которых реализуется деформационное мартенситное превращение в местах концентрации напряжений, это обуславливает эффект самоупрочнения в локализованных участках, существенно повышается комплекс механических свойств сталей и эксплуатационные характеристики и в целом ресурс изделий.

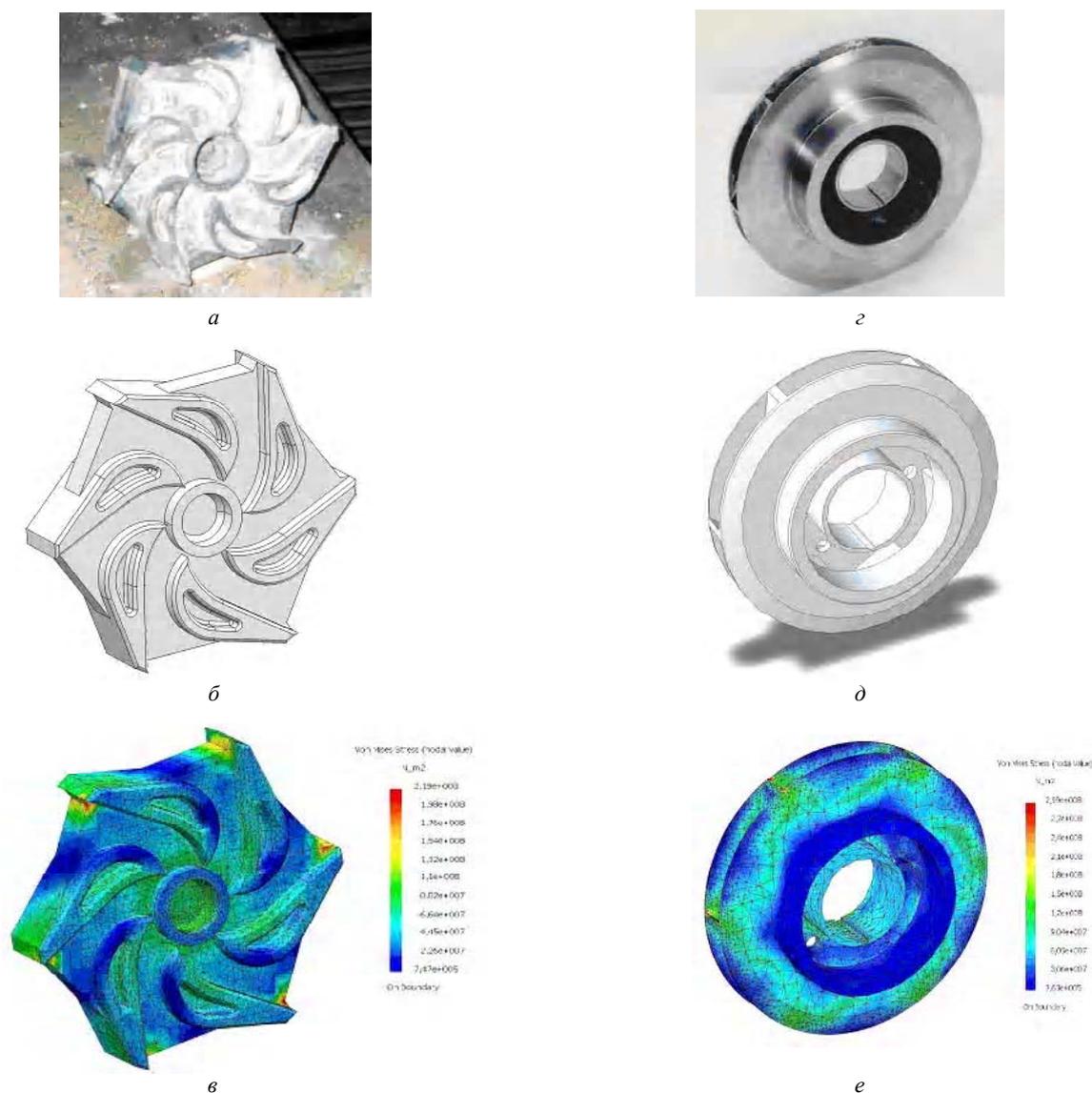


Рис. 5. Детали, математические модели и картины напряженно-деформированного состояния деталей центробежного насоса ЭЦПК16 2000 1400:

а – аппарат направляющий; *б* – математическая модель аппарата направляющего; *в* – напряженно-деформированное состояние модели; *г* – рабочее колесо; *д* – математическая модель рабочего колеса; *е* – напряженно-деформированное состояние модели

Насосы, собранные из деталей, изготовленных из разработанной экономнолегированной стали 10X17Г10НДСЛ, успешно эксплуатируются при нефтедобыче в условиях морской воды Южно-Китайского моря (Республика Вьетнам), а также на предприятиях Казахстана в условиях перекачки технологических растворов средней агрессивности.

Выводы

1. Картинам напряженно-деформированного состояния, полученным с помощью разработанных математических моделей, соответствует степень развития деформационного мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения по сечению и длине образцов при деформации кручением.

2. С помощью математических моделей определены зоны на рабочих органах насосов, подвергающиеся максимальным нагрузкам. Применение МКЭ позволяет точно прогнозировать локализацию зон ДМПИ и самоупрочнения в процессе эксплуатации материала конструкции.

3. Промышленная эксплуатация разработанных экономнолегированных сталей с метастабильной структурой подтвердила правильность экспериментально полученных результатов исследований.

Перечень ссылок

1. Чейлях А.П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и способы упрочнения. – Харьков, ННЦ ХФТИ. – 212 с.
2. Зенкевич О. Метод конечных элементов в технике. – М.: Мир, 1975. – 542 с.
3. Галлагер Р. Метод конечных элементов. Основы / Пер. с англ. – М.: Мир, 1984. – 428 с.

4. Сахаров А.С., Кислюкий В.Н., Киричевский В.В. и др. Метод конечных элементов в механике твердого тела. – К.: Вища школа, 1982. – 480 с.
5. Стренг Г., Фикс Дж. Теория метода конечных элементов. – М.: Мир, 1979. – 392 с.
6. Lwo Ben-je and G. M. Eggert. An Implicit Stress Update Algorithm Using a Plastic Predictor, Submitted to Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, Jan. 27, 1991.
7. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. Т. I, П. 3^е изд. М.: Машиностроение, 1974. – 840 с.
8. Сталь: Патент України С22С 38/38 // Чейлях А.П., Гавриленко Г.В., Лисуец Б.С., Телегуз Э.Н. – № 34980А. Заявлено 27.07.99, опубл. 15.03.2001, Бюл. № 2.
9. Чейлях А.П., Гавриленко Г.В. Структура и механические свойства новых безникелевых коррозионно-стойких сталей аустенитно-ферритного класса // Вестник Приазов. гос. техн. ун-та: Сб. научн. тр. – Мариуполь. – 1999. – Вып. 8. – С. 76-79.
10. Чейлях А.П., Шейченко Г.В. Структура, фазовые превращения и сопротивление хрупкому разрушению экономнолегированных коррозионно-стойких метастабильных сталей // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2003. – № 2. – С. 40-46.
11. Чейлях А.П., Шейченко Г.В. Влияние легирования на структуру, фазовый состав и свойства новых экономнолегированных коррозионно-стойких сталей // Металлы и литье Украины. – 2004. – № 11. – С. 10-14.
12. Чейлях А.П., Шейченко Г.В. Новые экономнолегированные коррозионно-стойкие стали // Мир техники и технологий. – 2003. – № 9. – С. 58-59.
13. Животовский Л.С., Смойловская Л.А. Лопастные насосы для абразивных гидросмесей. М.: «Машиностроение», 1978. – 246 с.

Одержано 10.06.2008

Показано можливість прогнозування деформаційно-мартенситних перетворень в конструкціях на прикладі зразків і деталей промислових відцентрових насосів, виготовлених з корозійностійких економічнолегованих сталей аустенітно-феритного класу з використанням методу кінцевих елементів.

The opportunity of forecasting the deformation-martensite transformations in constructions is shown. As examples, samples and details of the industrial centrifugal pumps are used, which are made of corrosion-resistant economically-alloyed austenite-ferrite steels using the method of finite elements.

АНАЛИЗ ПОВЕДЕНИЯ ПОРИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОСНОВ ПРИ ИЗОСТАТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ЖИДКОСТЯМИ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ

Проведен качественный анализ факторов, влияющих на изменение пористости и проницаемости металлических пористых матриц в процессе изостатической пропитки их различными по физическим свойствам жидкими средами под высоким (до 1 GPa) давлением. Определены степени влияния этих факторов на процессы пропитки и условия, при которых необходимо в технологических расчетах их учитывать. Приведены численные значения технологических параметров оптимизации процессов изостатической пропитки.

Введение

Процессы фильтрации различных по физическим свойствам жидкостей в пористые среды изучаются давно [1]. Особое внимание эти вопросы занимают в нефтегазовой динамике [2].

В настоящее время с развитием и появлением новой техники и технологий в различных областях промышленности (авиация, машиностроение, атомная энергетика) возникает все большая потребность в новых видах материалов со специальными свойствами.

В основном это спечсплавы и композиционные соединения (композиты). Характерная особенность композитов заключается в том, что эти материалы включают в себя совокупность свойств: жесткой матрицы – основы (керамика, металлокерамика, металл, любые сплавы) и более пластичного наполнителя. Наполнитель используется и как связующее, и как материал, который придает изделию специальные дополнительные свойства: физические, прочностные, химические, которые необходимы для решения поставленной технической задачи.

Для создания таких материалов используются процессы, связанные с применением высоких давлений и температур [3]. Одним из технологических направлений изготовления такого рода материалов и изделий являются процессы изостатики.

В ряде технологий для придания изделиям (заготовкам) особых свойств пористую основу пропитывают полностью (по всей глубине) либо частично (на определенную глубину). Если пропитывающие жидкости (инфильтраты) незначительной плотности и вязкости ($\mu < 1 \text{ Pa}\cdot\text{s}$), то, как правило, необходимое давление пропитки будет в пределах 1...10 МПа. Если же необходимо пропитать пористое тело вязкой ($\mu > 50 \text{ Pa}\cdot\text{s}$) средой (этиленоксида, полиформальдегиды, полипропилен, полистирол, полиамиды, полиуретаны, различные

смолы и т.д.), то необходимое технологическое давление может выражаться в сотнях МПа. Особенно если учесть, что размер пор оснований может колебаться от десятых долей миллиметра до десятых долей микрона. Как правило, пропитка пористых заготовок вязкими средами под давлением осуществляется в изостатах. Технологическая обработка в них может осуществляться как при обычной (20 °С) температуре, так и с подогревом до 300 °С в зависимости от физических свойств инфильтратов.

Анализ достижений

Технология пропитки различных пористых материалов вязкими средами под высоким давлением рассмотрена автором в ряде работ [4, 5]. В них дана математическая модель пропитки с учетом изменения физических свойств текучих сред (вязкости, плотности, сжимаемости) от величины давления (до 1 GPa) в изостате. Рассмотрены и проанализированы основные технологические параметры процесса пропитки с учетом неразрушаемости пористых оснований (скорость подъема давления, время выдержки под максимальным давлением и скорость сброса давления в изостате). В этой работе будут рассматриваться вопросы, связанные с изменением физических и прочностных характеристик пористых металлических основ во время пропитки и после вязкими средами под высоким давлением.

Серия первых экспериментов (их описание и результаты приведены ниже) показали, что изменение пористости металлических образцов после пропитки глицерином под давлением (300, 500 и 700 МПа) не соответствует теоретической (рассчитанной по изменению объема металлического пористого основания от всестороннего внутреннего сжатия жидкостью).

Как известно [6], объемное сжатие такого рода материалов, как керамика, значительно меньше, чем ме-

таллов. Сжимаемость различных материалов (металлы, жидкости, сплавы и др.) исследовалась Бриджменом. Изменение объема исследуемых материалов от величины всестороннего давления он выразил зависимостью:

$$\Delta = aP + \epsilon P^2, \quad (1)$$

где Δ – изменение объема тела;

P – всестороннее равномерное давление (МПа);

a и ϵ – экспериментальные постоянные исследуемого материала.

Н.Н. Малинин [7] дает расчетный анализ процентного отклонения значений сжимаемости материалов по Бриджмену (1) и теоретическому объемному модулю упругости (2)

$$\Delta = -3 \cdot \frac{1 - 2\mu}{E} \cdot P, \quad (2)$$

где μ – коэффициент Пуассона;

E – модуль упругости (МПа).

Отклонения (зависимость 2) для металлов не превышает 10 % по сравнению с точными значениями по Бриджмену (1). Из работ [8] следует, что при изостатическом давлении до 1 ГПа у металлов (железо, медь, никель) объемная деформация будет в пределах 1 %, для алюминия – 1,3 %, свинца – 2,2 %.

Технология пропитки под высоким давлением пористых металлических оснований обеспечивает сохранение общей геометрии (объема) этих оснований, но может и изменять (уменьшать) внутренний объем за счет сжатия, как внутривязовых перегородок, так и самих частиц металлических порошков, содержащих микропоры, газовые включения и др., что ведет к увеличению пористости.

Технологии, основывающиеся на изостатической пропитке металлических пористых основ жидкотекучими средами под высоким (500 МПа и более) давлением могут влиять на физические характеристики данных материалов: увеличение пористости, которое ведет к увеличению проницаемости тела; увеличение прочностных характеристик.

Общее уравнение фильтрации при пропитке пористых тел различными жидкотекучими средами имеет вид [9]:

$$(\chi \cdot \beta) \cdot \frac{\partial P}{\partial t} = \frac{k}{\mu_0} \cdot \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\beta}{e^{(CP)}} \cdot \frac{\partial P}{\partial x} \right), \quad (3)$$

ГДЕ $\mu = \mu_0 \cdot e^{CP}$, $\rho = \rho_0 \cdot \beta$, $\beta = 1 + a \cdot \ln \frac{b+P}{b}$,

$$\chi = \frac{a}{b+P} \cdot \frac{1}{1 - a \cdot \ln \frac{b+P}{b}}$$

где x, t – координаты длины (mm) и времени (s);

μ – динамическая вязкость (Pa·s);

ρ – плотность (g/sm³);

k – коэффициент проницаемости (m²);

χ – сжимаемость (MPa⁻¹);

a, b – коэффициенты сжимаемости жидкости Тэйта;

c – пьезокоэффициент вязкости (Pa⁻¹);

μ_0, ρ_0 – вязкость и плотность при обычных условиях ($T = 20$ °C).

Постановка задачи

Как видно из уравнения (3), единственной физической характеристикой пропитываемого пористого тела является его k – коэффициент проницаемости, который не зависит от свойств жидкости и является геометрической характеристикой пропитываемой основы [10]

$$k = \frac{\mu}{P} \cdot \frac{L}{\rho} \cdot \omega, \quad (4)$$

где $\omega = M/F \cdot t$ – проницаемость пропитываемой структуры;

L – длина испытываемого образца (mm);

M – масса жидкости, протекшей через образец, площадью поперечного сечения F за время t .

Как изменяется проницаемость в зависимости от изменения пористости, рассмотрено в ряде работ [10, 11]. Белов [10] определяет эту зависимость так:

$$\Delta\omega = \frac{2P_{cp}}{1 - P_{cp}} \cdot 3\Delta\Pi, \quad (5)$$

где P_{cp} – средняя пористость тела (%);

$\Delta\Pi$ – изменение пористости.

Шибряев [11] предлагает использовать аналогичную зависимость в таком виде:

$$\frac{\Delta\omega}{\omega} = n \frac{\Delta\Pi}{\Pi}, \quad (6)$$

где n – экспериментальный коэффициент, для сферических частиц рекомендуется в пределах 2,5...3,5; для частиц со сложной геометрией 4...6.

При изменении пористости образца (базовая пористость 37 %) на 1, 2 и 3 % проницаемость изменится по Белову – на 3,5; 7 и 10,5 % соответственно; по Шибряеву – 10, 20 и 30 % соответственно. Согласно выражения (4), коэффициент проницаемости (k), являющийся геометрической характеристикой пропитываемой основы и включающий в себя проницаемость (ω) (см. 4), изменится пропорционально этой проницаемости.

Способы решения поставленной задачи

Для рассмотрения влияния изменения пористости на степень пропитки моделируем (уравнение 3) увеличение пористости тела на 1 %, 2 % и 3 % и, согласно выражению (6), определяем соответствующие коэффициенты проницаемости: k_1 , k_2 и k_3 соответственно. В качестве пропитывающей жидкости принимаем глицерин с его исходными физическими характеристиками (μ , ρ и χ).

Изменение коэффициента проницаемости (k) с увеличением давления носит экспоненциальный характер и выражается зависимостью [2]

$$k = k_0 \cdot e^{dP}, \quad (7)$$

где k – текущее значение коэффициента проницаемости;

k_0 – начальное значение;

d – пьезокоэффициент пористости (МПа⁻¹).

Из справочных данных по спеченным пористым порошковым материалам [10] выбираем по крупности частиц (- 315)...(250) мкм материал, начальная пористость которого составляет $\Pi = 37$ %, а коэффициент проницаемости $k = 3,3 \cdot 10^{-11}$ м². По зависимости (6) рассчитываем значения коэффициентов проницаемо-

сти для вышеуказанного материала с учетом измененной пористости на 1 %, 2 % и 3 %. Согласно зависимости (7) для подстановки новых значений в уравнение (3), необходимо определить для каждого нового значения k его пьезокоэффициент пористости (d). Данные по вышеуказанным значениям в таблице 1.

Уравнение (3) с учетом изменения коэффициента проницаемости (k) от величины давления (P) и пористости (Π) примет вид:

$$(\chi \cdot \beta) \cdot \frac{\partial P}{\partial t} = \frac{k}{\mu_0} \cdot \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\beta}{e^{(cP-dP)}} \cdot \frac{\partial P}{\partial x} \right). \quad (8)$$

Далее теоретически исследуем, насколько изменится степень пропитки этого тела при изменении его пористости на 1, 2 и 3 %, используя в качестве вязкой жидкости глицерин как жидкость, не «твердеющую» при давлениях $P > 1,1$ GPa.

Технологические параметры теоретических исследований принимались: максимальное давление $P = 1$ GPa при скорости его увеличения $V = 100$ МПа/с. Справочные характеристики глицерина: начальная вязкость $\mu_0 = 1,48$ Па·с; коэффициенты сжимаемости (Гэйта) $a = 0,117$ и $b = 425$ МПа; пьезокоэффициент вязкости $c = 0,58 \cdot 10^{-2}$ МПа⁻¹. По расчетным данным строились графики (рис. 1).

Таблица 1

Увеличение пористости (%)	Коэффициент проницаемости (k) ($\cdot 10^{-11}$) м ²	Давление (P) GPa	Пьезокоэффициент пористости (d) ($\cdot 10^{-2}$) GPa ⁻¹
Основа (37)	3,3		–
На 1 % (38)	3,42	1	3,92
На 2 % (39)	3,53	1	6,74
На 3 % (40)	3,65	1	10,1

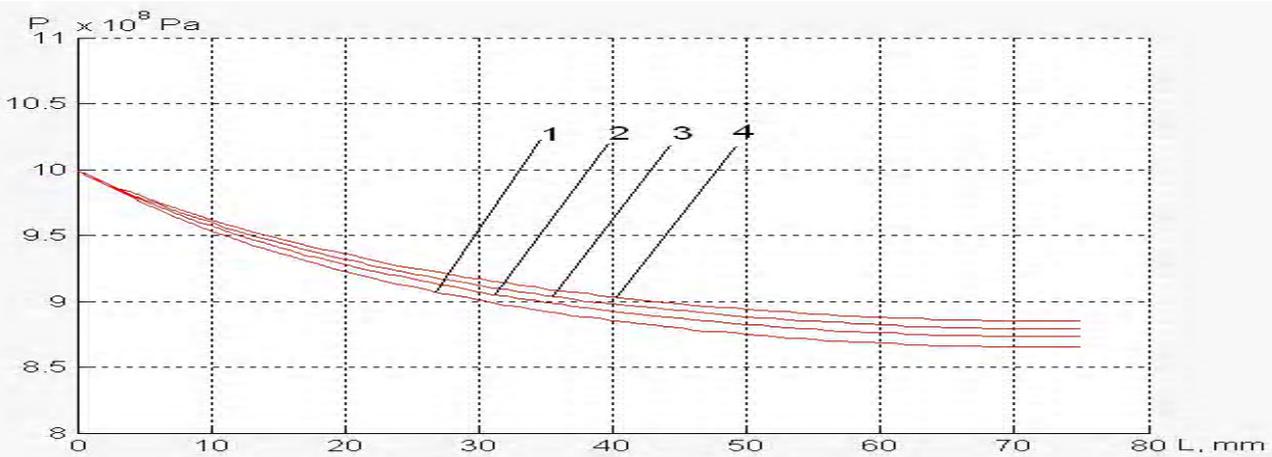


Рис. 1. Графики зависимости изменения давления глицерина по глубине пористого тела в зависимости от изменения пористости:

1 – пористость 37 % (базовая); 2 – изменение пористости на 1 %; 3 – изменение на 2 %; 4 – изменение на 3 %

Анализируя положение кривых распределения давления по глубине пористого тела, при максимальном давлении в гидростате 1 GPa можно отметить: первое – разница в давлении жидкости на 75 mm глубины тела с неизменной (базовой) пористостью $\Pi = 37\%$ (кривая 1) и с увеличенной по мере роста давления до 1 GPa, на 1% пористостью (кривая 2) составит 8 MPa; между базовой и с увеличенной пористостью на 2% – 14 MPa; и между базовой и с увеличенной пористостью на 3% – 20 MPa; второе – по мере уменьшения глубины проникновения разница между базовым значением и остальными становится меньше.

Как отмечалось ранее, жидкости (органические и неорганические) в процессе увеличения давления изменяют свою вязкость по экспоненциальному закону ($\mu = \mu_0 \cdot e^{CP}$). Вязкие ($\mu_0 \geq 1 \text{ Pa}\cdot\text{s}$), при давлениях $P \geq 500 \text{ MPa}$ способны увеличивать свою начальную вязкость при обычной температуре (20 °C) на 2...3 порядка, т.е. «затвердевать», поэтому процессы пропитки при $T = 20 \text{ °C}$ целесообразно производить при давлениях $P \leq 500 \text{ MPa}$. Далее проводим аналогичный расчет распределения давления по длине пористого тела, но при максимальном давлении $P = 500 \text{ MPa}$ и строим графики (рис. 2).

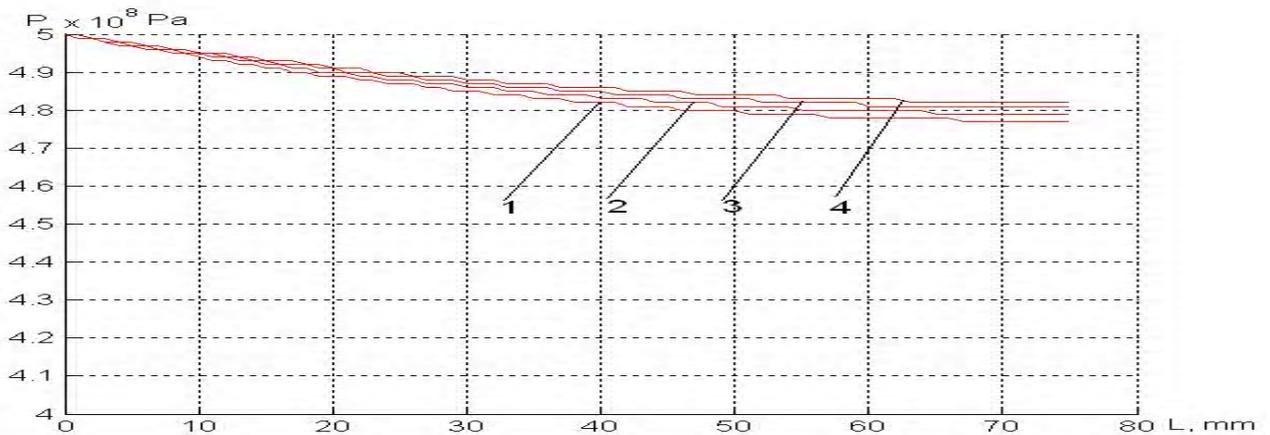


Рис. 2. Графики зависимости изменения давления глицерина по глубине пористого тела в зависимости от увеличения пористости:

1 – пористость 37% (базовая); 2 – увеличение на 1%; 3 – на 2%; 4 – на 3%

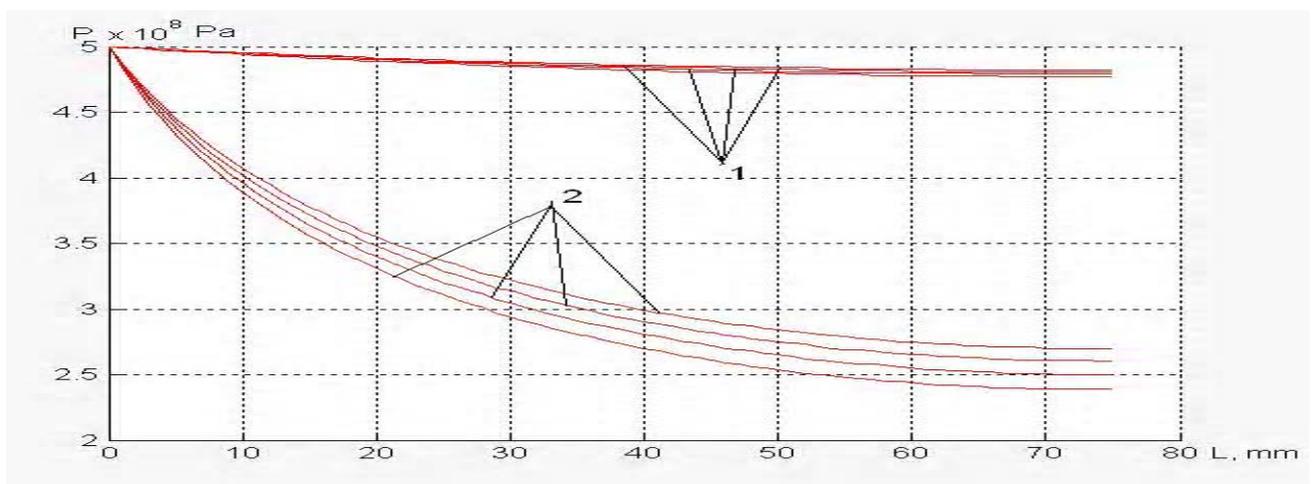


Рис. 3. Графики зависимости изменения давления различных по вязкости жидкостей по глубине тела с изменяющейся (от 37 до 40%) пористостью:

1 – глицерина ($\mu_0 = 1,48 \text{ Pa}\cdot\text{s}$); 2 – модельной жидкости ($\mu_0 = 50 \text{ Pa}\cdot\text{s}$)

По расположению кривых определяем, что разница в давлении жидкости на 75 мм глубины между образцами с постоянной пористостью $\Pi = 37\%$ (базовая) и образцами, у которых в процессе пропитки под давлением пористость увеличивается – будет составлять: 2 МПа между базовым значением и с увеличенной на 1 % пористостью; 4 МПа между базовой и увеличенной на 2 % пористостью; и 5 МПа между базовой и увеличенной на 3 % пористостью.

Если сравнивать данные (базовой пористости – 37 % и измененной – 40 %) по изменению давления жидкости на 75 мм глубины пористого тела при давлениях в изостате $P = 1$ ГПа и $P = 500$ МПа, то по результатам очевидно, что чем выше давление на границе пористое тело-жидкость, тем большую роль при пропитке играет изменение пористости. При давлении $P = 1$ ГПа эта разница составит 20 МПа (рис. 1), а при $P = 500$ МПа – 5 МПа (рис. 2.), т.е. в 4 раза меньше.

Далее анализировалось влияние физических характеристик инфильтратов: плотности (ρ), сжимаемости (χ) и начальной вязкости (μ_0) на степень пропитки пористых оснований с учетом изменения пористости. В работе [12] было отмечено, что начальная вязкость жидкостей и ее изменение с ростом давления более значимы (на порядок и более), в то время как изменение плотности и сжимаемости вносят изменения при $P = 500$ МПа ~ 10...12 %. Поэтому проанализируем степень влияния начальной вязкости (μ_0) жидкостей на степень пропитки. В качестве сравниваемых по начальной вязкости жидкостей используем глицерин ($\mu_0 = 1,48$ Па·с) и «модельную» жидкость ($\mu_0 = 50$ Па·с). По полученным результатам строились графики (рис. 3).

По расположению кривых (рис. 3) можно отметить: разница в давлении глицерина (кривые 1) и модельной жидкости (кривые 2) на 75 мм глубины пористого тела составит 238 МПа. Как ранее отмечалось (по глицерину), максимальная разница в давлении на 75 мм глубины между телами с пористостью 37 % и 40 % составит 5 МПа. В сравнении с глицерином, при пропитке пористых тел более вязкой (модельной) жидкостью, аналогичная разница в давлении составит 31 МПа, т.е. более чем в 6 раз.

Сравнивая совместное влияние на степень пропитки изменения пористости тела и вязкости инфильтрата, можно отметить: 1 – чем больше вязкость инфильтрата, тем меньше его давление по всей глубине тела в процессе пропитки при одинаково затраченном времени; 2 – у инфильтратов, обладающих значительной ($\mu \geq 50$ Па·с) вязкостью, разница в давлении по глубине тела с увеличением пористости значительно возрастает (31 МПа), по сравнению с менее вязкими ($\mu \sim 1,5$ Па·с), (5 МПа).

Анализируя вышерассмотренные факторы, влияю-

щие на распределение давления жидкостей по глубине пористого тела с учетом изменения пористости, отмечаем, что как величина максимального давления в изостате (сравнить рис. 1 и рис. 2), так и начальная вязкость пропитывающего инфильтрата (рис. 3) в значительной мере влияют на процесс пропитки.

Еще одной важной характеристикой пористых тел, от которой в значительной мере зависит коэффициент проницаемости (k), является составляющая структуры. В это понятие входят: количество фракций используемых металлических порошков, каких типоразмеров частицы каждой фракции их % содержание в общем объеме, способы прессования и условия спекания, вид связующих добавок и их % отношение ко всей массе изделия.

В данной работе рассматривалось пористое металлическое (бронза) основание с пористостью $\Pi = 37\%$ и коэффициентом проницаемости $3,3 \cdot 10^{-11}$ м², изготовленное прямым прессованием с добавкой связующего (усилие прессования 0,2 МПа) в металлической форме [10], а также пористые основания, изготовленные аналогично, прямым прессованием в металлической форме при различных давлениях порошка меди с последующим их спеканием.

По данным работы [13] известно, что коэффициент проницаемости (k) зависит: 1 – среднего размера частиц фракции порошка, формируемого тела; 2 – количества используемых в формировании тела фракций (одной, двух или трех) и их % содержания в общей массе.

Как правило, для создания изделий с максимальными прочностными свойствами и минимальной пористостью используют два подхода.

1 – многофракционный состав – две, три и более фракции, причем отличие среднего размера частиц одной фракции от другой должно быть 8...10-кратным. В процентном отношении оптимальный двухфракционный состав состоит – 70...75 % крупная фракция, остальное мелкая, при таком составе пористость может отличаться от однофракционных изделий на 10...15 %, в трехфракционном составе 65...70 % крупная, 20...25% средняя и до 10 % мелкая фракции, отличие в пористости при сравнении с однофракционным – 15...20 %.

2 – использование для получения пористой основы микропорошков со средним размером частиц от 10 мкм и менее (не касаясь нанопорошков). Общая пористость таких основ, особенно после спекания, будет незначительной.

Зависимость пористости и коэффициента проницаемости от гранулометрического состава рассмотрим на примере стандартных пористых изделий из бронзы, выпускаемых промышленностью [10]: фракция -800...+600 мкм, $\Pi = 0,41$, $k = 25,4 \cdot 10^{-11}$ м²; фракция -125...+80 мкм, $\Pi = 0,3$, $k = 0,4 \cdot 10^{-11}$ м², т.е. Исходя из

данных примера можно отметить: при изменении среднего размера частиц используемых фракций в 7 раз, пористость изменится в 1,37 раза, в то время как коэффициент проницаемости в 63,5 раза, т.е. пористые однофракционные основания, изготовленные из порошка, частицы которого одинаковы по размеру, при небольшом изменении пористости могут значительно отличаться коэффициентом проницаемости. Известно, что с увеличением удельной поверхности порошка (чем меньше размер частиц, тем больше удельная поверхность) усадка при спекании возрастает, а проницаемость уменьшается.

Из вышеприведенных данных делаем вывод: коэффициент проницаемости пористой основы зависит как от процентной составляющей пор в теле, так и от типоразмера частиц, его формирующих. Чем мельче используемая фракция, тем меньше будет коэффициент проницаемости.

Далее анализировалось распределение давления жидкости по глубине пористого тела в зависимости от изменения его коэффициента проницаемости. За базовое принималось значение коэффициента проницаемости стандартного изделия из бронзы, выполненного из порошка фракции -315...+250 мкм, пористостью $\Pi = 0,37$ и $= 3,3 \cdot 10^{-11} \text{ м}^2$. Остальные коэффициенты проницаемости выбирались в сторону уменьшения, кратностью 5, 10 и 50. По результатам вычислений строились графики (рис. 4).

Как видно из рис. 4, изменение коэффициента проницаемости в значительной мере влияет на степень распределения давления жидкости (глицерина) по глубине пористых оснований. Анализируя пористые основания по величине коэффициента проницаемости

(k), отмечаем: если за базовое ($k_0 = 3,3 \cdot 10^{-11} \text{ м}^2$) принималось основание с фракцией -315...+250 мкм., то k_1 будет соответствовать фракция -200...+125 мкм., k_2 соответственно -63...+50 мкм., и k_3 – порошки менее 10 мкм. Разница в давлении на 75 мм глубины пористого тела (отсчет от базового значения $k_0 = 3,3 \cdot 10^{-11} \text{ м}^2$) составит 61 МПа между телами с k_0 и k_1 ; 111 МПа между телами с k_0 и k_2 ; 286 МПа между телами с k_0 и k_3 .

По данным анализа приходим к заключению: чем меньше частички структурной составляющей пористого тела, тем меньше и его коэффициент проницаемости и тем сложнее (в определении величины максимального давления, скорости его подъема и времени выдержки под максимальным давлением, а также в скорости сброса давления в изостате) будет определиться в оптимальных параметрах процесса.

Для проведения экспериментов по определению изменения пористости образцов из медного порошка состава: 306 мкм – 21 %, 200 мкм – 56 %, 160 мкм – 23 % методом изостатической обработки при различных давлениях, создавались образцы по следующей технологии. Изначально порошок меди обрабатывали 3 % раствором щелочи в горячей (80 °С) воде с последующей промывкой и сушкой.

Технические характеристики меди: модуль упругости $E = 132 \cdot 10^3 \text{ МПа}$; модуль сдвига $G = 42,4 \cdot 10^3 \text{ МПа}$; коэффициент Пуассона $\mu = 0,35$; плотность $\rho = 8,98 \text{ г/см}^3$; предел текучести $\sigma_m = 70 \text{ МПа}$; предел прочности

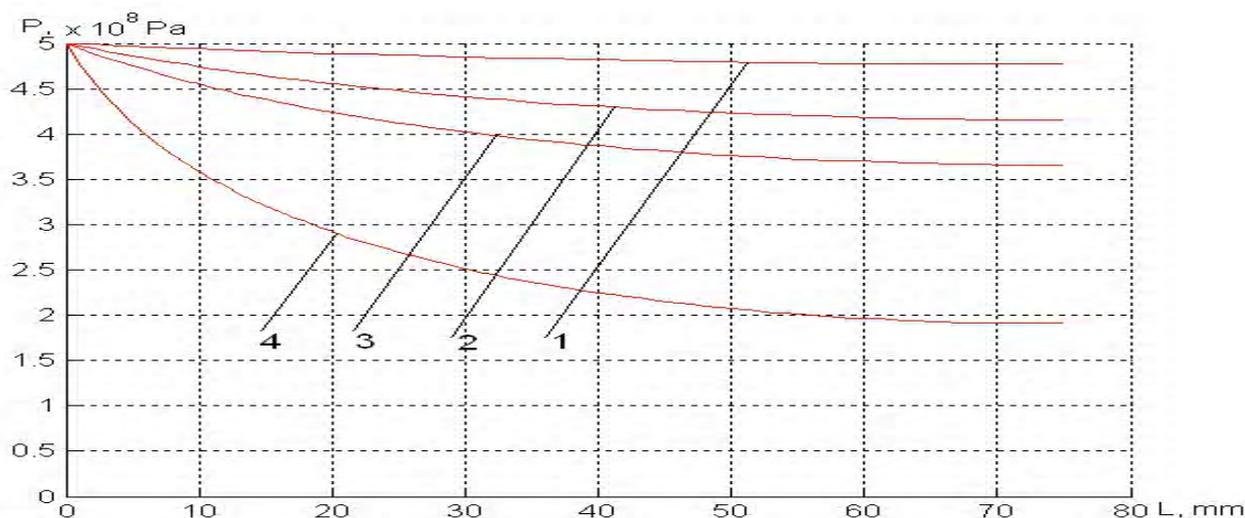


Рис. 4. Графики зависимости изменения внутрипорового давления глицерина по глубине пористого тела в зависимости от величины коэффициента проницаемости:

$$1 - k_0 = 3,3 \cdot 10^{-11} \text{ м}^2; 2 - k_1 = 6,6 \cdot 10^{-12} \text{ м}^2; 3 - k_2 = 3,3 \cdot 10^{-12} \text{ м}^2; 4 - k_3 = 6,6 \cdot 10^{-13} \text{ м}^2$$

$\sigma_{ep} = 220$ МПа; температура плавления $T_{пл} = 1083$ °С.

Далее, прессованием в металлической форме изготавливались образцы цилиндрической формы с отношением диаметра к высоте $D/H = 2$ в количестве 3 штук. Давление прессования: 1-й образец – 180 МПа; 2-й образец – 230 МПа; 3-й образец – 280 МПа. Внутренний диаметр формы $D = 30$ мм. Спекание осуществлялось в обычной атмосфере при температуре $T_{сн} = 950$ °С. Выдержка по времени при $T_{сн} = 950$ °С составляла 0,5 часа, затем вместе с печью образцы остывали и извлекались.

Спеченные образцы выравнивались с учетом параллельности оснований и с соблюдением условия $D/H = 2$ и замерялись: $\Phi = 29,3$ мм, $H_1 = 15,1$ мм; $H_2 = 15,1$ мм; и $H_3 = 15,0$ мм.

Для дальнейших исследований по определению изменения пористости образцов от величины давления пропитывающей его жидкости необходимо выявить начальную пористость. По данным работы [13] у тел, состоящих из сферических частиц, при общей пористости ≥ 20 % тупиковая и закрытая пористость отсутствует либо минимальна (до 2 %).

Пористость (Π) определяли методом гидростатического взвешивания – дистиллированной водой.

Используемое оборудование: изостат (контейнер высокого 1,5 ГПа давления производства ВНИИМетМаш) $\Phi_{вн} = 55$ мм, рабочая зона $L_{р\text{об}} = 200$ мм; гидравлический пресс Д2434А, усилием 2,5 МН; весы ВЛР – 100; микрометр МК; лабораторная установка для определения коэффициента проницаемости (k).

Начальную пористость спеченных исследуемых образцов определяли по выражению (8)

$$\Pi_0 = \frac{M_2 - M_1}{V_1 \cdot \rho}, \quad (8)$$

где M_1 – масса сухого пористого образца (г);

M_2 – масса пористого образца, пропитанного водой (г);

$V_1 = \text{см}^3$ – объем исследуемого образца (см^3);

$\rho = 1,0$ г/см³ – плотность дистиллированной воды.

Первая серия экспериментов

Все три образца помещались в изостат, заполненный глицерином, и обрабатывались под давлением 300 МПа, далее образцы из изостата извлекались и поочередно

подключались к установке по определению коэффициента проницаемости с предварительной промывкой дистиллированной водой под давлением 0,1 МПа в течение 15 минут, затем определялись коэффициенты проницаемости k и пористость. Перед каждой новой изостатической обработкой все три образца продувались аргоном (давление 0,3 МПа) и просушивались $T = 80$ °С в течение 0,5 часа.

Вторая серия экспериментов

Давление обработки образцов в изостате составляло 500 МПа. Далее, как указывалось выше, определялись новые значения коэффициентов проницаемости k и пористости.

Третья серия экспериментов.

Давление обработки образцов в изостате составляло 700 МПа. Далее, аналогично определялись новые значения коэффициентов проницаемости k и пористости.

Данные экспериментальных замеров и расчетов заносились в таблицу 2.

Пористость (Π) изучаемых образцов определяли по предложенной А. С. Беркманом методике [14] – определение пористости по экспериментально определенному значению коэффициента проницаемости.

Технологические параметры обработки: скорость увеличения давления глицерина в изостате составляла ~ 28 МПа/с; техническая выдержка по времени – 2...3 с; сброс давления от P_{max} до 0 (атмосферного) ~ 1 с.

Данные измерений заносились в таблицу 2.

Как видно из данных таблицы 2, по первому образцу относительное (относительно базового $P = 0$) изменение коэффициента проницаемости образца после обработки давлением $P = 300$ МПа составит 3 %, что будет соответствовать изменению (увеличению) пористости на 2,1 %. После обработки давлением $P = 500$ МПа, относительное (относительно $P = 300$ МПа) изменение коэффициента проницаемости составит – 0,67 %, пористость изменится на 0,4 % и, соответственно, после обработки давлением $P = 700$ МПа относительное (относительно $P = 500$ МПа) изменение коэффициента проницаемости – 0,1 % и пористости 0,1 %.

По второму образцу – относительное (относительно базового $P = 0$) изменение коэффициента проницаемости образца после обработки давлением $P = 300$ МПа

Таблица 2

Давление (МПа)	1-й образец ($P = 180$ МПа)		2-й образец ($P = 230$ МПа)		3-й образец ($P = 280$ МПа)	
	Пористость (%)	k прониц. ($\cdot 10^{-14}$) м ²	Пористость (%)	k прониц. ($\cdot 10^{-14}$) м ²	Пористость (%)	k прониц. ($\cdot 10^{-14}$) м ²
0	19,7	8,68	19,1	8,56	18,7	8,53
300	21,8	8,94	20,9	8,81	20,5	8,76
500	22,2	9,0	21,5	8,88	20,8	8,81
700	22,3	9,01	21,7	8,9	20,8	8,81

составит 2,9 %, что будет соответствовать изменению (увеличению) пористости на 1,8 %. После обработки давлением $P = 500$ МПа относительное (относительно $P = 300$ МПа) изменение коэффициента проницаемости составит $-0,8$ %, пористость изменится на $0,6$ % и, соответственно, после обработки давлением $P = 700$ МПа относительное (относительно $P = 500$ МПа) изменение коэффициента проницаемости $-0,2$ % и пористости $0,2$ %.

По третьему образцу – относительное (относительно базового $P = 0$) изменение коэффициента проницаемости образца после обработки давлением $P = 300$ МПа составит 2 %, что будет соответствовать изменению (увеличению) пористости на $0,8$ %. После обработки давлением $P = 500$ МПа, относительное (относительно $P = 300$ МПа) изменение коэффициента проницаемости составит $-0,57$ %, пористость изменится на $0,3$ % и, соответственно, после обработки давлением $P = 700$ МПа относительное (относительно $P = 500$ МПа) изменение коэффициента проницаемости -0 % и пористости 0 %.

Из данных таблицы 2 следует, что при давлении обработки $P = 300$ МПа происходит максимальное изменение коэффициента проницаемости и, соответственно, пористости. Далее, при давлении обработки $P = 500$ МПа эти изменения становятся менее значительны и после обработки давлением $P = 700$ МПа изменения минимальны или отсутствуют.

Анализируя полученные экспериментальные данные, можно заключить:

1 – при изостатической обработке (давление жидкости должно превышать предел текучести σ_m используемого материала желательнo в $1,2 \dots 1,3$ раза) металлических пористых тел изменение коэффициента проницаемости и, соответственно, пористости происходит в большей мере не от изостатического изменения объема самого металла как основы (это десятые доли %), а от уменьшения количества внутренних и наружных дефектов (задавливание внутренних микропор, газовых и других видов включений, разрушение и удаление микронагаров и т. д.), содержащихся в частицах порошков. В проведенных экспериментах используемые давления (300 , 500 и 700 МПа) превышали предел текучести используемого порошка меди $\sigma_m = 70$ МПа [15].

2 – в расчетах пропитки пористых металлических матриц жидкими средами при давлениях жидкости превышающей предел текучести материала матрицы в $1,2 \dots 1,3$ раза необходимо учитывать изменение пористости (ур-е 8).

Заключение

Исследования по поведению пористых металлических основ при их пропитке различными вязкими инфильтратами под высоким давлением показали:

1. Изменение пористости, как и степень (качество) пропитки, в значительной мере зависит от величины

максимального давления инфильтрата в изостате.

2. Степень пропитки, и соответственно, ее качество в значительной мере зависит от структурной составляющей пористой основы, т.е. от коэффициента проницаемости и в меньшей мере от пористости. Так, при изменении (уменьшении) среднего размера частиц используемых фракций в 7 раз пористость изменится в 1,37 раза, в то время как коэффициент проницаемости в 63,5 раза, что приведет к усложнению общей технологии пропитки.

3. Изменение коэффициента проницаемости и пористости при высоких давлениях инфильтрата происходит в большей мере не от изменения объема самих частиц металла как основы (это десятые доли %), а от уменьшения количества внутренних дефектов (выдавливание внутренних пор, газовых и других видов включений, разрушение и удаление микронагаров на частицах т. д.), содержащихся в частицах порошков.

4. Для проведения качественной (100 %) пропитки пористых металлических матриц с увеличением их прочности должно выполняться условие: минимальное изостатическое давление инфильтрата должно превосходить предел текучести используемого металла в $1,2 \dots 1,3$ раз, т.е. $P \geq 1,2 \dots 1,3 [\sigma_m]$.

«Слабым» звеном в широком использовании такого рода технологий является ограниченность размеров камер высокого (~ 1 ГПа) давления, что связано с использованием специальных марочных сталей и сплавов и спецификой (многослойные или мотанные) их изготовления. Кроме этого, многие жидкие среды, имеющие значительную начальную вязкость при давлениях ~ 500 МПа близки к переходу в «твердую фазу», и чтобы провести качественный процесс пропитки, необходимо использовать температурный фактор, что ведет к удорожанию всего процесса.

Таким образом, в данной работе дается теоретический (по ур-ю 3) и экспериментальный анализ поведения металлических пористых основ при их пропитке вязкими инфильтратами под высоким давлением. Проанализированы основные технологические факторы, влияющие как на изменение пористости металлических основ, так и на качество пропитки. Выявлена численная зависимость величины минимально необходимого изостатического давления пропитки от прочностных свойств используемого металлического порошка. Указаны наиболее слабые места в использовании данных процессов. Сделаны основные выводы и даны рекомендации по определению основных технологических факторов.

Перечень ссылок

1. Лойцянский Г.П. Механика жидкости и газа. – М.: Наука, 1973. – 848 с.
2. Босниев К.С., Дмитриев Н.М., Розенберг Г.Д. Нефтегазовая гидромеханика. – Москва-Ижевск: Институт компьютерных исследований, 2005. – 544 с.
3. Влияние высоких давлений на вещество / Под ред. Пилиякевича А.Н. – Киев: Наукова думка, 1987. – Т. 1. – 232 с.

4. Косинский В. В., Косинский В.Ф. Проникновение жидкостей в пористые тела под высоким давлением. Физика и техника высоких давлений. Сб. научных трудов АН УССР. – № 34. – Донецк, 1990. – С. 90-94.
5. Косинский В.В. Разрушение пористых тел жидкостью под высоким давлением. Проблемы прочности. АН УССР. – 1991. – № 4. – С. 69-73.
6. Бриджмен П.В. Новейшие работы в области физики высоких давлений. – М.: ИЛ, 1948.
7. Малинин Н.Н. Прикладная теория пластичности и ползучести. – М.: Машиностроение, 1968. – 400 с.
8. Бриджмен П.В. Исследование больших пластических деформаций и разрыва. – М.: ИЛ, 1955.
9. Косинский В. В. Нелинейные законы Дарси и критерий Рейнольдса при течении сжимаемых жидкостей под высоким давлением в пористых телах. Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. Запорожский государственный технический университет. – № 1. – 2007. – С. 60-69.
10. Пористые проницаемые материалы. Справочник под ред. Белова С.В.- М.:Металлургия, 1987. – 336 с.
11. Шибряев Б.Ф. Пористые проницаемые спеченные материалы. – М.: Металлургия, 1982. – 168 с.
12. Косинский В. В. Влияние физических свойств жидкостей на процесс пропитки пористых тел под высоким давлением. МЕТАЛЛУРГИЯ. Труды запорожской государственной инженерной академии. – Выпуск 8. – 2003. – С. 75-79.
13. Витязь П.А. Пористые порошковые материалы и изделия из них. – Минск: Высшая школа, 1987. – 164 с.
14. Беркман А.С., Мельникова И.Г. Пористая проницаемая керамика. – Л.: Стройиздат, 1969. – 141 с.
15. Писаренко Г.С., Яковлев А.П., Матвеев В.В. Справочник по сопротивлению материалов. – Киев: Наукова думка, 1975. – 704 с.

Одержано 10.09.2008

Проведено аналіз факторів, що впливають на зміну пористості й проникності металевих пористих матриць у процесі ізостатичного просочення їх різними за фізичними властивостями рідкими середовищами під високим (до 1 GPa) тиском. Визначені ступені впливу цих факторів на процеси просочення й умови, при яких необхідно в технологічних розрахунках їх враховувати. Наведено чисельні значення технологічних параметрів оптимізації процесів ізостатичного просочення.

The qualitative analysis of factors that influence the change of porosity and permeability of metallic porous matrixes during isostatic impregnation by fluid mediums with different physical properties under high pressure (up to 1 GPa) was conducted. The levels of influence of these factors on impregnation processes and its conditions, at which it is necessary to take them into account in technological calculations, are determined. The numerical values of technological parameters for optimization of processes of isostatic impregnation are given.

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 531. 36

Д-р физ.-мат. наук С. А. Агафонов¹, канд. физ.-мат. наук И. А. Костюшко²

¹ Государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, г. Москва

² Национальный университет, г. Запорожье

ОБ АСИМПТОТИЧЕСКОЙ УСТОЙЧИВОСТИ ГИРОСКОПИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ С ДВУМЯ СТЕПЕНЯМИ СВОБОДЫ ПРИ ДЕЙСТВИИ НЕЛИНЕЙНЫХ СКОРОСТНЫХ И ПОЗИЦИОННЫХ СИЛ

Известно, что неустойчивую потенциальную систему, степень которой четна, можно стабилизировать гироскопическими силами [1]. Классический пример такой стабилизации – устойчивость вертикального вращения волчка Лагранжа при выполнении неравенства Маиевского-Четаева. Однако на основании теорем Кельвина-Четаева [1], такая стабилизация разрушается диссипативными силами, обладающими полной диссипацией. Для стабилизации устойчивой гироскопической системы (до асимптотической устойчивости) необходимо присоединить позиционные неконсервативные силы. Исследуется возможность такой стабилизации.

Задача решается в нелинейной постановке. Заметим, что влияние нелинейных диссипативных сил на устойчивость циркуляционной системы исследовалось в [2]. Действие нелинейных диссипативных сил на неконсервативную континуальную механическую систему приводит к резкому уменьшению величины следящей силы [3].

Анализ устойчивости сводится к критическому случаю двух пар чисто мнимых корней. В терминах параметров системы получены условия асимптотической устойчивости и неустойчивости.

Уравнения движения системы

Рассматривается линейная гироскопическая система с двумя степенями свободы, находящаяся под действием нелинейных диссипативных и позиционных неконсервативных сил. Уравнения движения системы можно привести к виду

$$\begin{aligned} \ddot{x}_1 + g \dot{x}_2 - \lambda_1 x_1 &= -\frac{\partial R}{\partial \dot{x}_1} - \varphi(x_1, x_2, \dot{x}_1, \dot{x}_2) x_2; \\ \ddot{x}_2 - g \dot{x}_1 - \lambda_2 x_2 &= -\frac{\partial R}{\partial \dot{x}_2} + \varphi(x_1, x_2, \dot{x}_1, \dot{x}_2) x_1, \end{aligned} \quad (1)$$

где, без уменьшения общности $g > 0; \lambda_1 > 0, \lambda_2 > 0$; функция Рэлея

$$R = \frac{1}{2} (\beta_1 x_1^2 \dot{x}_1^2 + \beta_2 x_2^2 \dot{x}_2^2) + \frac{1}{4} (\gamma_1 \dot{x}_1^4 + \gamma_2 \dot{x}_2^4),$$
$$\beta_i, \gamma_i > 0, i = 1, 2;$$

$$\varphi(x_1, x_2, \dot{x}_1, \dot{x}_2) = \alpha_1 x_1^2 + \alpha_3 x_1 x_2 + \alpha_2 x_2^2,$$
$$\alpha_i, \lambda_i > 0, i = 1, 3.$$

Заметим, что если $\varphi = \text{const}$, то последние слагаемые в правой части системы (1) представляют собой линейные позиционные неконсервативные силы, которые характеризуются кососимметрической матрицей. Рассмотрение функции φ как квадратичной формы – естественное обобщение этих сил на нелинейный случай.

Рассмотрим сначала линейную гироскопическую систему

$$\begin{aligned} \ddot{x}_1 + g \dot{x}_2 - \lambda_1 x_1 &= 0; \\ \ddot{x}_2 - g \dot{x}_1 - \lambda_2 x_2 &= 0. \end{aligned} \quad (2)$$

Введением безразмерного времени $\tau = \sqrt{\lambda_1 + \lambda_2} t$ она приводится к безразмерной форме

$$\begin{aligned} x_1'' + g x_2' - \mu x_1 &= 0; \\ x_2'' - g x_1' - (1 - \mu) x_2 &= 0, \end{aligned} \quad (3)$$

где $\mu = \frac{\lambda_1}{\lambda_1 + \lambda_2} < 1$, а штрих обозначает дифференцирование по τ . Обозначения для параметров в системе (1) сохранены прежними. Условием гироскопической стабилизации является неравенство $g > \sqrt{\mu} + \sqrt{1-\mu}$. При выполнении этого неравенства характеристическое уравнение системы (3) имеет две пары чисто мнимых корней $\pm i\omega_{1,2}$, $i^2 = -1$, $\omega_1 > \omega_2$, где $\omega_{1,2}$ удовлетворяют уравнению частот

$$\omega^4 - (g^2 - 1)\omega^2 + \mu(1 - \mu) = 0.$$

Гироскопическая система (3) представляет собой гамильтонову систему с гамильтонианом

$$H = \frac{1}{2}(x_3^2 + x_4^2) + \frac{1}{2}g(x_4x_1 - x_3x_2) + \frac{1}{2}x_1^2\left(\frac{1}{4}g^2 - \mu\right) + \frac{1}{2}\left[\frac{1}{4}g^2 - 1 + \mu\right]x_2^2. \quad (4)$$

После исключения из уравнений Гамильтона

$$x_3' = -\frac{\partial H}{\partial x_1}, \quad x_4' = -\frac{\partial H}{\partial x_2}, \quad x_1' = \frac{\partial H}{\partial x_3}, \quad x_2' = \frac{\partial H}{\partial x_4} \quad (5)$$

переменных x_3 и x_4 (обобщенные импульсы) приходим к системе (3).

Линейная нормализация

Процедура линейной нормализации системы (3) сводится к приведению гамильтониана (4) к каноническому виду. Это преобразование таково:

$$\begin{aligned} x_1 &= 2a y_3 + 2b y_4, & x_2 &= 2c y_1 + 2d y_2, \\ x_3 &= -g e y_1 - g f y_2, & x_4 &= 2y_3 + 2y_4, \\ a &= \frac{g}{\omega_1^2 + \mu - \frac{1}{2}g^2}, & b &= \frac{g}{\omega_2^2 + \mu - \frac{1}{2}g^2}, \\ c &= \frac{\omega_1^2 + \mu}{\omega_1\left(\omega_1^2 + \mu - \frac{1}{2}g^2\right)}, & d &= \frac{\mu + \omega_2^2}{\left(\omega_2^2 + \mu - \frac{1}{2}g^2\right)\omega_2}, \\ e &= \frac{\omega_1^2 - \mu}{\omega_1\left(\omega_1^2 + \mu - \frac{1}{2}g^2\right)}, & f &= \frac{\omega_2^2 - \mu}{\left(\omega_2^2 + \mu - \frac{1}{2}g^2\right)\omega_2}. \end{aligned} \quad (6)$$

От новых переменных y_1, y_2, y_3, y_4 перейдем к комплексно сопряженным по формулам:

$$\begin{aligned} z_1 &= y_3 + i y_4, \quad \bar{z}_1 = y_3 - i y_4, \\ z_2 &= y_1 + i y_2, \quad \bar{z}_2 = y_1 - i y_2. \end{aligned} \quad (7)$$

В новых переменных z_1, z_2 система (1) будет иметь вид (уравнения для сопряженных переменных опущены)

$$\begin{aligned} z_1' &= i\omega_1 z_1 + \frac{\omega_1^2 + \mu - \frac{1}{2}g^2}{2(\omega_2^2 - \omega_1^2)} F_2 - \\ &- i \frac{\omega_1(\omega_2^2 + \mu)\left(\omega_1^2 + \mu - \frac{1}{2}g^2\right)}{2g\mu(\omega_2^2 - \omega_1^2)} F_1, \\ z_2' &= i\omega_2 z_2 + \frac{\omega_2^2 + \mu - \frac{1}{2}g^2}{2(\omega_1^2 - \omega_2^2)} F_2 - \\ &- i \frac{\omega_2(\omega_1^2 + \mu)\left(\omega_2^2 + \mu - \frac{1}{2}g^2\right)}{2g\mu(\omega_1^2 - \omega_2^2)} F_1, \end{aligned} \quad (8)$$

где

$$\begin{aligned} F_1 &= \beta_1 x_1^2 x_1' + \gamma_1 x_1'^3 + (\alpha_1 x_1^2 + \alpha_3 x_1 x_2 + \alpha_2 x_2^2) x_2 + \\ &+ \left(\delta_1 x_1'^2 + \delta_3 x_1' x_2' + \delta_2 x_2'^2\right) x_2, \\ F_2 &= \beta_2 x_2^2 x_2' + \gamma_2 x_2'^3 - (\alpha_1 x_1^2 + \alpha_3 x_1 x_2 + \alpha_2 x_2^2) x_1 + \\ &+ \left(\delta_1 x_1'^2 + \delta_3 x_1' x_2' + \delta_2 x_2'^2\right) x_1. \end{aligned} \quad (9)$$

Нелинейная нормализация

С помощью полиномиального преобразования

$$z_k = u_k + U_3(u_1, u_2, \bar{u}_1, \bar{u}_2), \quad k = 1, 2, \quad (10)$$

где U_3 – однородная форма третьего порядка переменных $u_i, \bar{u}_i, i = 1, 2$, система (8) может быть приведена при отсутствии резонанса $\omega_1 = 3\omega_2$ к нормальной форме до третьего порядка включительно

$$\begin{aligned} u_1' &= i\omega_1 u_1 + A_{11} u_1^2 \bar{u}_1 + A_{12} u_1 u_2 \bar{u}_2, \\ u_2' &= i\omega_2 u_2 + A_{21} u_1 u_2 \bar{u}_1 + A_{22} u_2^2 \bar{u}_2. \end{aligned} \quad (11)$$

В системе (11) коэффициенты $A_{ij}, (i, j = 1, 2)$ равны

$$\begin{aligned} A_{11} &= -\frac{1}{2(\omega_1^2 - \omega_2^2)\left(\omega_1^2 + \mu - \frac{1}{2}g^2\right)^2} \left[\frac{(\omega_1^2 + \mu)^3}{\omega_1^2} (\beta_2 + 3\omega_1^2 \gamma_2) + \right. \\ &+ \left. \frac{\omega_1^2(\omega_2^2 + \mu)g^2}{\mu} (\beta_1 + 3\omega_1^2 \gamma_1) - \frac{4g}{\omega_1^2} (g^2 \omega_1^2 \alpha_1 + (\omega_1^2 + \mu)^2 \alpha_2) \right], \\ A_{22} &= \frac{1}{2(\omega_1^2 - \omega_2^2)\left(\omega_2^2 + \mu - \frac{1}{2}g^2\right)^2} \left[\frac{(\omega_2^2 + \mu)^3}{\omega_2^2} (\beta_2 + 3\omega_2^2 \gamma_2) + \right. \\ &+ \left. \frac{\omega_2^2(\omega_1^2 + \mu)g^2}{\mu} (\beta_1 + 3\omega_2^2 \gamma_1) - \frac{4g}{\omega_2^2} (g^2 \omega_2^2 \alpha_1 + (\omega_2^2 + \mu)^2 \alpha_2) \right]. \end{aligned} \quad (12)$$

Выражения для A_{12}, A_{21} не выписаны, так как они имеют противоположные знаки. Следовательно, асимптотическая устойчивость и неустойчивость определяется знаком величин A_{11}, A_{22} [4, 5]. Если хотя бы одна из величин A_{11}, A_{22} положительна, то исходная система (1) неустойчива, поскольку в переменных ρ_i , где $z_k = \sqrt{\rho_k} e^{i\varphi}$, $k = 1, 2$, система (11) имеет неограниченно растущее решение. Поэтому для асимптотической устойчивости необходимо и достаточно, чтобы A_{11}, A_{22} были отрицательны [4, 5]. Этот вывод сохраняется не только для модельной системы (11), но и для исходной системы (1) [4]. Заметим, что при отсутствии нелинейных неконсервативных сил ($\alpha_1 = \alpha_2 = \alpha_3 = 0$) параметр $A_{22} > 0$, что указывает на неустойчивость, поскольку гироскопическая стабилизация разрушается диссипативными силами. Неустойчивость также будет иметь место, когда $\alpha_1 < 0$ и $\alpha_2 < 0$. Интересно отметить, что слагаемое $\alpha_3 x_1 x_2$ в выражении для $\varphi(x_1, x_2, x_1', x_2')$ не влияет на устойчивость.

Рассмотрим два частных случая.

1. $\alpha_1 = \alpha_2 = \alpha$, $\beta_1 = \beta_2 = \beta$, $\gamma_1 = \gamma_2 = 0$.

Тогда коэффициенты (12) равны

$$A_{11} = -\frac{1}{2(\omega_1^2 - \omega_2^2)\left(\omega_1^2 + \mu - \frac{1}{2}g^2\right)^2} \times \left[\left(\frac{(\omega_1^2 + \mu)^3}{\omega_1^2} + \frac{\omega_1^2(\omega_2^2 + \mu)g^2}{\mu} \right) \beta - \frac{4g}{\omega_1^2} \left(g^2\omega_1^2 + (\omega_1^2 + \mu)^2 \alpha \right) \right],$$

$$A_{22} = -\frac{1}{2(\omega_1^2 - \omega_2^2)\left(\omega_2^2 + \mu - \frac{1}{2}g^2\right)^2} \times \left[\left(\frac{(\omega_2^2 + \mu)^3}{\omega_2^2} + \frac{\omega_2^2(\omega_1^2 + \mu)g^2}{\mu} \right) \beta - \frac{4g}{\omega_2^2} \left(g^2\omega_2^2 + (\omega_2^2 + \mu)^2 \alpha \right) \right].$$

Условие асимптотической устойчивости системы (1) $A_{11} < 0$ и $A_{22} < 0$ сводится к неравенствам

$$\frac{\beta\omega_2^2\left(\frac{(\omega_2^2 + \mu)^3}{\omega_2^2} + \frac{\omega_2^2(\omega_1^2 + \mu)g^2}{\mu}\right)}{4g\left(g^2\omega_2^2 + (\omega_2^2 + \mu)^2\right)} < \alpha < \frac{\beta\omega_1^2\left(\frac{(\omega_1^2 + \mu)^3}{\omega_1^2} + \frac{\omega_1^2(\omega_2^2 + \mu)g^2}{\mu}\right)}{4g\left(g^2\omega_1^2 + (\omega_1^2 + \mu)^2\right)}. \quad (13)$$

Если α не принадлежит данному интервалу, то система (1) неустойчива.

2. $\alpha_1 = \alpha_2 = \alpha$, $\beta_1 = \beta_2 = 0$, $\gamma_1 = \gamma_2 = \gamma$.

Коэффициенты A_{11} и A_{22} равны

$$A_{11} = -\frac{1}{2(\omega_1^2 - \omega_2^2)\left(\omega_1^2 + \mu - \frac{1}{2}g^2\right)^2} \times \left[3\left(\frac{(\omega_1^2 + \mu)^3}{\omega_1^2} + \frac{\omega_1^4(\omega_2^2 + \mu)g^2}{\mu}\right)\gamma - \frac{4g}{\omega_1^2} \left(g^2\omega_1^2 + (\omega_1^2 + \mu)^2 \alpha \right) \right],$$

$$A_{22} = -\frac{1}{2(\omega_1^2 - \omega_2^2)\left(\omega_2^2 + \mu - \frac{1}{2}g^2\right)^2} \times \left[3\left(\frac{(\omega_2^2 + \mu)^3}{\omega_2^2} + \frac{\omega_2^4(\omega_1^2 + \mu)g^2}{\mu}\right)\gamma - \frac{4g}{\omega_2^2} \left(g^2\omega_2^2 + (\omega_2^2 + \mu)^2 \alpha \right) \right].$$

Условие асимптотической устойчивости $A_{11} < 0$ и $A_{22} < 0$ сводится к неравенствам

$$\frac{3\gamma\omega_2^2\left(\frac{(\omega_2^2 + \mu)^3}{\omega_2^2} + \frac{\omega_2^4(\omega_1^2 + \mu)g^2}{\mu}\right)}{4g\left(g^2\omega_2^2 + (\omega_2^2 + \mu)^2\right)} < \alpha < \frac{3\gamma\omega_1^2\left(\frac{(\omega_1^2 + \mu)^3}{\omega_1^2} + \frac{\omega_1^4(\omega_2^2 + \mu)g^2}{\mu}\right)}{4g\left(g^2\omega_1^2 + (\omega_1^2 + \mu)^2\right)}. \quad (14)$$

Вне интервала (14) система (1) неустойчива.

Можно показать, что выражения, стоящие в правых частях неравенств (13), (14) при $0 < \mu < 1$ и $g > \sqrt{\mu} + \sqrt{1-\mu}$ больше выражений, стоящих в левых частях этих неравенств.

Таким образом, показана возможность стабилизации до асимптотической устойчивости линейной гироскопической системы, устойчивость которой достигнута за счет гироскопической стабилизации, с помощью присоединения нелинейных диссипативных и позиционных неконсервативных сил. Величина последних (параметр α) должна принадлежать найденному интервалу, концы которого выражены через параметры системы. Вне этого интервала гироскопическая стабилизация разрушается.

Перечень ссылок

1. Четаев Н.Г. Устойчивость движения. М.: Наука, 1965. – 208 с.
2. Агафонов С.А. Об устойчивости циркуляционной системы при действии нелинейных диссипативных сил // Изв. РАН. Мех. тв. тела. – 2006. – № 4.
3. Агафонов С.А., Щеглов Г.А. О неустойчивости свободного упругого стержня с нелинейной внутренней вяз-

костью под действием следящей силы // Изв. РАН. Мех. тв. тела. – 2006. – № 2. – С. 95-101.

4. Хазин Л.Г., Шноль Э.Э. Устойчивость критических положений равновесия. Пушкино: Центр биологических исследований АН СССР, 1985. – 215 с.
5. Каменков Г.В. Избранные труды. Т.1. Устойчивость движения. Колебания. Аэродинамика. – М.: Наука, 1971. – 256 с.

Одержано 17.03.2008

Відомо, що нестійку потенційну систему, ступінь якої парна, можна стабілізувати гіроскопічними силами [1]. Класичний приклад такої стабілізації-стійкості вертикального обертання дзиги Лагранжа при виконанні нерівності Маїєвського-Четаєва. Однак на підставі теорем Кельвіна-Четаєва [1], така стабілізація руйнується дисипативними силами, що володіють повною дисипацією. Для стабілізації стійкої гіроскопічної системи (до асимптотичної стійкості), необхідно приєднати позиційні неконсервативні сили. У роботі досліджується можливість такої стабілізації.

It is known that the unstable potential system with even degree of instability can be stabilized by means of gyroscopic forces. The classical example of such stabilization is stability of vertical rotation of Lagrange gyroscope with fulfillment of Mayevskiy-Chetaev inequality. However on the base of Kelvin-Chetaev theorems such stabilization is destroyed by dissipative forces possessing total dissipation. For stabilization of stable gyroscopic system (up to the asymptotical stability) one need to add positional non-conservative forces. The possibility of such stabilization is studied.

УДК 669.017.3

Канд. техн. наук О. Г. Сидоренко, И. П. Федорова, А. П. Сухой

Институт черной металлургии, НАН Украины, г. Днепропетровск

УТОЧНЕНИЕ МЕТОДИКИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ НАИМЕНЬШЕЙ ВЕЛИЧИНЫ РЕАЛЬНОГО ЗАРОДЫША НОВОЙ ФАЗЫ

Доказується в дискуссионном плане, что при внешнем термическом воздействии на систему наименьшую критическую величину жизнеспособного зародыша новой фазы определяет только равенство абсолютных значений объемной и поверхностной составляющих теплоты его образования.

В соответствии с предложением Гиббса [1] способность образующихся зародышей новой фазы к развитию исследуют, учитывая раздельно энергетические затраты на формирование собственно объема зародыша и поверхности, отделяющей его от исходной фазы. В настоящее время оценку названных энергетических затрат выполняют, оперируя изменениями свободной энергии Гельмгольца (F) или Гиббса (G). При этом исходя из того, что образование собственно объема зародыша приводит к уменьшению свободной энергии, а площади поверхности раздела – к ее увеличению, вызванное этим изменение убыли свободной энергии Гиббса (ΔG), например, записывают с помощью следующего уравнения:

$$\Delta G = -\Delta G_{об.} + \Delta G_{пов.} = -V \cdot \Delta g + S \cdot \gamma, \quad (1)$$

где $\Delta G_{об.}$ – убыль объемной составляющей свободной энергии;

$\Delta G_{пов.}$ – изменение поверхностной составляющей свободной энергии;

Δg – убыль удельной объемной составляющей свободной энергии;

g – поверхностное натяжение единицы поверхности раздела; V – объем зародыша; S – площадь поверхности зародыша.

Если рассматриваемые зародыши имеют кубическую форму, то уравнение (1) после соответствующих преобразований записывают [2] в следующем виде:

$$\Delta G = -a^3 \cdot \Delta g + 6 \cdot a^2 \cdot \gamma, \quad (2)$$

где a – длина ребра куба.

Очевидно, справедливость уравнения (2) должна соблюдаться, независимо от величин фактически установленных или произвольно выбранных значений Δg и g . В связи с этим для упрощения и, как представляется, повышения наглядности приводимого в настоящей работе графического материала, предположим, что Δg и g имеют значения 1,0 дж/см³ и 1,0 дж/см² соответственно. В этом случае зависимость убыли свободной энергии Гиббса от величины образующихся зародышей гра-

фически оградит кривая на рис. 1. Видно, что по мере увеличения размеров зародышей ΔG сначала имеет возрастающие положительные значения, которые после достижения максимума при a_m начинают понижаться. После пересечения нулевой горизонтальной, ΔG приобретает уже только увеличивающиеся отрицательные значения.

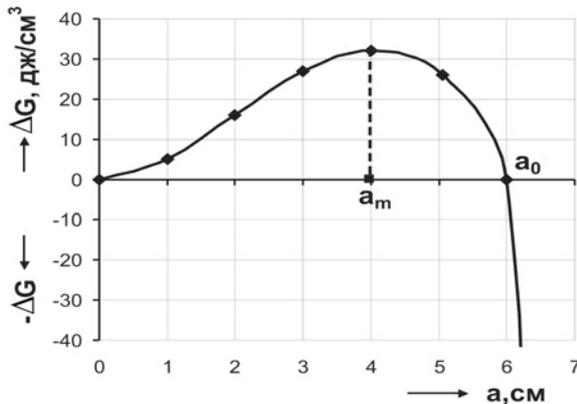


Рис. 1. Изменение свободной энергии в зависимости от размеров образующихся зародышей

Принято считать, что критическим размером, ограничивающим способность образовавшихся зародышей к последующему развитию или растворению является такой, при котором достигается максимум положительного значения изменения свободной энергии. Объясняют это тем, что и рост зародышей с размерами большими, чем a_m , и растворение зародышей с размерами, меньшими, чем a_m , приводит к убыли ΔG .

Критический размер реального зародыша определяют, приравнявая к нулю первую производную от ΔG по a , и после соответствующей обработки полученного при этом нового уравнения, определяют значение длины ребра кубического зародыша, при котором ΔG имеет максимум:

$$a_m = \frac{4\gamma}{\Delta g} \quad (3)$$

Однако при том, что математическая сторона определения величины зародыша, при котором достигается максимум положительного значения свободной энергии, замечаний не вызывает, возникают сомнения в том, что именно такое значение ΔG является критическим в отношении способности зародышей к дальнейшему развитию. Более того, возникают сомнения и в обоснованности применения для выбранной цели категории «убыль свободной энергии». Источник названных сомнений содержится в следующем.

В термодинамике оценку способности системы к выполнению работы проводят путем учета изменений свободной энергии. При объемных изменениях системы выполняемую работу W определяют по убыли свободной энергии Гиббса. В связи с этим уравнение (1) иногда записывают в следующем виде:

$$W = -W_{об.} + W_{нов.} \quad (4)$$

где $W_{об.}$ и $W_{нов.}$ — объемная и поверхностная составляющие работы изменения объема системы при образовании зародыша.

Однако, так как в термодинамике условились работу расширения системы обозначать знаком «плюс», а сжатия «минус», то оказывается, что уравнение (4) может быть справедливым только для случаев, когда при образовании, а также дальнейшем росте зародыша объем системы уменьшается. И это действительно наблюдается в большинстве случаев фазовых превращений. Тем не менее, известны и многие отклонения от этого, особенно при полиморфных превращениях. Но если объем системы при образовании и последующем росте зародыша новой фазы не уменьшается, а увеличивается, первый член уравнения (4) должен быть не отрицательным, а положительным. В то же время, так как при образовании и последующем росте зародыша работа формирования поверхности раздела между ним и окружающей его материнской фазой может только возрастать, знак «+» при втором члене уравнения (4) сохраняется. В результате этого сумма положительных частных составляющих работы может быть только положительной. Но в этом случае задача по определению критического размера зародыша теряет смысл, так как в соответствии с известной трактовкой рост зародыша, а следовательно и развитие фазового превращения в целом при возрастании ΔG не может иметь место. Тем не менее, и кристаллизация воды или кремния, и выделение из аустенита избыточного феррита, и множество других фазовых превращений являются реальными процессами. Это свидетельствует о том, что известная методика не в состоянии объединить и однозначно объяснить развитие исследуемых с ее помощью процессов со всеми их выявляемыми особенностями, а следовательно, она не является корректной.

Несовершенство известной методики является следствием того, что при ее разработке не была учтена значимость причинно-следственной цепочки, конечным звеном которой являются исследуемые процессы. Так, в подавляющем числе случаев исследуемые процессы развиваются в системах, выводимых из состояния термодинамического равновесия путем внешнего термического воздействия, заключающегося в том, что систему переносят в среду с температурой, отличающейся от ее собственной. Но в этом случае, в соответствии с принципом Ле Шателье-Брауна, формой передачи энергии, с помощью которой система может вернуться в состояние равновесия, может быть только теплота.

Высвобождение (поглощение) теплоты из подвергнутой термическому воздействию системы происходит за счет изменения подвижности или частоты колебаний составляющих систему атомов или молекул и сопровождается изменением ее температуры. Если при этом давление сохраняется постоянным, то одновременно с изменением температуры изменяется и объем

системы, то есть выполняется работа. А это, в свою очередь, приводит к дополнительному высвобождению или поглощению теплоты.

Если в процессе изменения температуры физические свойства не меняются, то понижение температуры приводит к сжатию системы, а повышение – к ее расширению. Соответственно этому при понижении температуры системы за счет работы сжатия происходит дополнительное высвобождение теплоты, а при повышении температуры – ее поглощение. Очевидно, при этом направление поступления теплоты и знаки, символизирующие это поступление (в термодинамике условились поступающую в систему теплоту обозначать знаком «+», а высвобождающуюся из нее – «-»), совпадают с теми, которые характерны для теплоты, поступающей за счет изменения частоты колебаний или подвижности атомов или молекул.

Однако в большинстве случаев свойства материала, из которого состоит система, при изменениях температуры меняются. А это может и способствовать выполнению работы, и затруднять ее выполнение. Крайним случаем последнего может быть изменение знака выполняемой работы на противоположный тому, который можно было бы ожидать в соответствии с направлением изменения температуры. В соответствии с этим изменяется на противоположный и знак направления поступления теплоты от выполняемой работы изменения объема. А это уже свидетельствует о том, что при понижении температуры, например, вся высвобождающаяся за счет уменьшения частоты колебаний атомов в форме теплоты энергия полностью пределы системы не покидает, а частично расходуется на выполнение работы по ее расширению.

До тех пор, пока в системе не наблюдается фазовых превращений, изменение ее способности к выполнению работы вплоть до изменения знака при выполняемой работе на противоположный при понижении (повышении) температуры происходит непрерывно. Подобное наблюдается, например, при постепенном понижении температуры воды до $+4\text{ }^{\circ}\text{C}$ и ниже. При фазовых превращениях изменение физических свойств материала системы происходит скачкообразно. Соответственно этому скачкообразно изменяется и способность материала к выполнению работы изменения объема, вплоть до возможного изменения на противоположный и знака, указывающего на ее направление.

Приведенные выше данные экспериментальных исследований свидетельствуют о том, что убыль свободной энергии при термическом воздействии на систему не может служить фактором, обеспечивающим однозначное определение способности образующегося зародыша новой фазы к росту или к растворению. В дополнение к этому следует отметить, что не имеется достаточного и теоретического обоснования, подтверждающего возможность применения известного положения термодинамики об определении направления процесса восстановления термодинамического

равновесия системы по убыли свободной энергии для определения способности образовавшихся зародышей к росту или растворению, то есть начальному этапу фазового превращения. В самом деле, возможность применения убыли свободной энергии в качестве показателя направления процесса доказывается на основании способности энтропии к возрастанию [3, 4]. Но такое свойство энтропии проявляется только при самопроизвольных (необратимых) процессах. Фазовые превращения иногда также относят к необратимым процессам [4]. Однако само по себе фазовое превращение необратимым процессом быть не может, так как при завершении его цикла удельные количества и высвобождающейся при охлаждении, и поглощаемой при нагреве теплот по абсолютной величине между собой равны. Так что изменение энтропии, а следовательно, и свободной энергии при фазовых превращениях равно нулю. Другое дело, что фазовые превращения могут участвовать в самопроизвольном процессе, но уже в качестве одного из механизмов, обеспечивающих его развитие.

В связи с отказом от применения убыли свободной энергии в качестве показателя направления развития зародышей, образующихся при термическом воздействии на систему первый этап задачи по уточнению известной методики определения критического размера состоит в выявлении такого участвующего в формировании зародышей процесса, развитие которого определяется только условиями внешнего воздействия и не зависит от физических свойств выводимой из равновесия системы.

Поиск такого процесса может быть выполнен с помощью принципа Ле Шателье-Брауна. Этот принцип устанавливает, что «внешнее воздействие, выводящее систему из термодинамического равновесия, вызывает в системе процессы, стремящиеся ослабить эффект воздействия» [5]. Рассматриваемым в пределах настоящей работы внешним воздействием является термическое. Это воздействие направлено на сообщение системе в максимально короткий период времени температуры среды, в которую эту систему помещают. Ослабить эффект внешнего воздействия, то есть замедлить скорость изменения температуры системы может развитие в системе только таких физических процессов, суммарным энергетическим результатом которых является высвобождение теплоты (если температура среды ниже температуры системы), за счет чего восполняется убыль теплоты из системы или поглощение теплоты (если температура среды выше температуры системы), благодаря чему усваиваются поступающие из среды ее количества.

Следовательно, в соответствии с принципом Ле Шателье-Брауна, процессом, развитие которого определяется только условиями термического воздействия является теплообмен между системой и окружающей средой. Рост или растворение зародышей также подчинены все той же необходимости развития в системе

процессов, направленных на ослабление внешнего эффекта. В связи с этим тепловой эффект, сопровождающий рост или растворение зародыша, оказывается фактором, контролирующим его способность к развитию.

В числе частных физических процессов в системе, обеспечивающих необходимый суммарный энергетический эффект, могут иметь место и такие, результаты которых могут представляться направленными не на ослабление, а на усиление эффекта внешнего воздействия (образование межфазной поверхности; объемные изменения системы и др.). Однако в целом и эти процессы оказываются звеньями, необходимыми и обязательными для достижения основного результата – ослабления эффекта внешнего воздействия. Так, если образование зародышей происходит в охлаждаемой системе, ослабление эффекта внешнего воздействия могло бы быть обеспечено выделением теплоты за счет превращения лишь самого объема исходной фазы в новую. Однако для того, чтобы зародыш стал таковым, необходимо формирование межфазной границы между зародышем и исходной фазой. Последнее же происходит не с высвобождением, а с поглощением энергии. Поэтому уравнение для описания суммарного теплового эффекта Q образования зародыша должно быть следующим:

$$Q = -Q_{об.} + Q_{нов.}, \quad (5)$$

где $Q_{об.}$ и $Q_{нов.}$ – частные тепловые эффекты образования объема зародыша и окружающей его межфазной поверхности соответственно.

К последнему можно еще добавить, что и само по себе значение $Q_{об.}$ содержит в себе и частный тепловой эффект от изменения объема новой фазы относительно материнской, а он может быть и положительным и отрицательным. Но так как для данного фазового превращения изменение объема всегда постоянно, то такую детализацию в последующем можно не выполнять.

Если зародыш имеет кубическую форму, уравнение (5) приобретает следующий вид:

$$Q = -a^3 \cdot q_{об.} + 6 \cdot a^2 \cdot q_{нов.}, \quad (6)$$

где $q_{об.}$ – тепловой эффект образования единицы объема новой фазы;

$q_{нов.}$ – тепловой эффект образования единицы площади границы раздела между новой и материнской фазой.

Если предположить, что $q_{об.} = 1,0$ Дж/см³, а $q_{нов.} = 1,0$ Дж/см², то графически уравнение (6) полностью совпадает с представленной на рис. 1 кривой, полученной при подобном допущении для уравнения (2).

Совпадение кривых от уравнений (2) и (6), объясняется идентичностью методики их формирования. А если еще учесть, что теплота является физической реализацией убыли энтальпии – термодинамического

потенциала, с помощью которого определяют способность системы к высвобождению или поглощению теплоты, – то и последующий анализ можно было бы выполнять по аналогии с тем, который учитывает убыль свободной энергии. Но при этом сохранились бы и недостатки, характерные для такого анализа. Оперирование же непосредственно тепловым эффектом образования зародышей обеспечивает возможность однозначного определения их способности к дальнейшему росту с помощью все того же принципа Ле Шателье-Брауна. Так, конкретизируя названный принцип для систем, выводимых из равновесия путем термического воздействия, можно уточнить, что в таких системах возможно развитие только таких процессов, тепловой эффект от которых направлен на понижение скорости изменения температуры системы, и невозможно – таких процессов, тепловой эффект от которых способствовал бы ее повышению.

В пределах настоящей работы рассматривается в основном воздействие, приводящее к понижению температуры системы. В этом случае к развитию могут быть способны только такие процессы, при которых теплота высвобождается. На рис. 2 этому соответствует область отрицательных ее значений, которая находится ниже горизонтали нулевого значения теплоты. И к развитию запрещены те из процессов, при которых теплота поглощается. На рис. 2 этому соответствует область положительных значений теплоты.

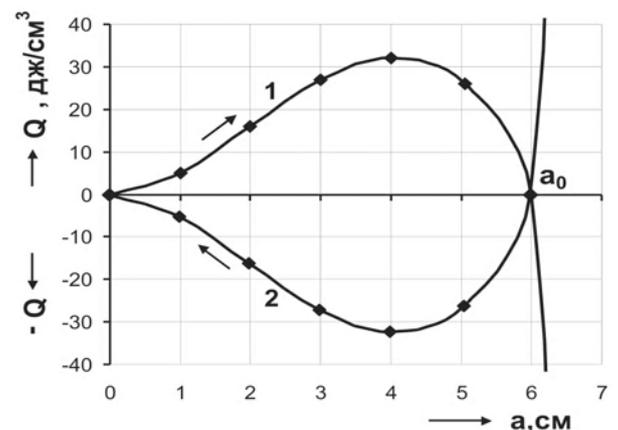


Рис. 2. Тепловой эффект, сопровождающий рост (кривая 1) и растворение (кривая 2) зародыша новой фазы при охлаждении системы

В соответствии с выполненными уточнениями становится очевидным, что из числа образовавшихся ниже температуры фазового равновесия зародышей к последующему росту могут быть способны только те из них, размеры которых превышают значение a_0 (рис. 2), так как теплота при этом выделяется. При размерах зародышей меньших, чем a_0 , их предполагаемый рост может сопровождаться только поглощением теплоты. Об этом свидетельствует то, что отрезок кривой 1, заклю-

ченный между точками 0 и a_0 попадает в область положительных значений теплоты. Так что ограничения, налагаемые принципом Ле Шателье-Брауна, при применении теплоты в качестве фактора, контролирующего рост зародышей, позволяют установить, что рост зародышей с размерами, меньшими чем a_0 , происходить не может независимо от того, будет ли последовательное увеличение зародышей в интервале размеров от 0 и до a_0 приводить к увеличению или уменьшению поглощаемой при этом теплоты.

С помощью принципа Ле Шателье-Брауна может быть выполнена оценка и способности зародышей к растворению. При растворении, то есть уменьшении размеров зародыша, объемная составляющая теплового эффекта $Q_{об.}$ приобретет знак «+», так как теплота при этом процессе должна поглощаться. А так как при уменьшении объема сокращается и площадь окружающей зародыш межфазной поверхности, то за счет этого сокращения теплота будет высвобождаться («-»). В результате этого уравнение для случая растворения зародыша приобретает вид:

$$Q = a^3 \cdot q_{об.} - 6 \cdot a^2 \cdot q_{нов.} \quad (7)$$

Кривая 2 (рис. 2), полученная на основе уравнения (7) свидетельствует, что при размерах зародышей больших a_0 , их растворение невозможно, так как это должно сопровождаться положительным тепловым эффектом. Но при размерах зародышей меньших, чем a_0 , их растворение обеспечивает высвобождение теплоты. Это свидетельствует о том, что такой процесс имеет право на развитие.

Очевидно, фактическим размером, разграничивающим способность образовавшихся зародышей к последующему росту или растворению, должен быть

такой, при котором будет соблюдено равенство частных тепловых эффектов, получаемых от изменения собственно объема зародыша и площади окружающей его межфазной поверхности. Это должно иметь место при размере зародыша, равном a_0 (рис. 2). Определить такой размер можно приравняв нулю тепловой эффект от процесса в соответствии с уравнением (6):

$$0 = -a_0^3 \cdot q_{об.} + 6 \cdot a_0^2 \cdot q_{нов.}, \quad (8)$$

откуда

$$a_0 = a_{кр.} = \frac{6q_{нов.}}{q_{об.}}. \quad (9)$$

Таким образом, при внешнем термическом воздействии на систему, фактором, на основе которого возможно определение способности образовавшихся зародышей к последующему росту или растворению, является тепловой эффект этого процесса. При этом реальный наименьший размер зародыша может быть определен с помощью уравнения (9).

Перечень ссылок

1. Гиббс Дж.В. Термодинамические работы. – М.-Л.: Гостехиздат, 1950. – 492 с.
2. И.И. Новиков. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1978. – 392 с.
3. М.Х. Карапетьянц. Химическая термодинамика. – М.-Л.: ГХИ, 1959. – 611 с.
4. А.Н. Крестовников, В.Н. Вигдорович. Химическая термодинамика. – М.: Металлургия, 1973. – 256 с.
5. Физический энциклопедический словарь. – М.: Советская энциклопедия, 1983. – 929 с.

Одержано 11.02.2008

Доведено у дискусійному контексті, що при зовнішньому термічному впливі на систему найменшу величину життєздатного зародка нової фази визначає тільки рівність абсолютних значень об'ємної й поверхневої складових теплоти його утворення.

It is shown, that at external thermal influence on system the critical size of a new phase nucleus is determined with equality of absolute values of volume and surface components of heat of its formation.

УДК 669.295:621.762

Д-р техн. наук О. М. Шаповалова, канд. техн. наук Е. П. Бабенко

Национальный университет, г. Днепропетровск

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА НА ПРОЦЕСС НАСЫЩЕНИЯ ГАЗАМИ ТИТАНОВЫХ ПОРОШКОВ

Авторами проведены сравнительные термогравиметрические исследования титановых порошков разного способа производства. Изучено насыщение порошка газами при его нагреве выше температуры полиморфного превращения. Определены интервалы газонасыщения, дегазации и окисления порошка в зависимости от способа производства. Исследована структура титанового порошка при нагреве.

Благоприятное сочетание физико-химических и механических свойств дает титану и его сплавам широкое применение в машиностроении, авиастроении, космической технике для изготовления конструктивных изделий из порошков титана. Использование порошков в условиях, требующих высоких эксплуатационных свойств, возможно при достижении определенной плотности металла. К тому же свойства спеченных изделий, полученных методами порошковой металлургии титана, иногда превосходят свойства компактного металла. Это возможно путем получения композитов из несмешивающихся в расплавленном виде материалов.

Для управления свойствами спеченных изделий из титановых порошков к технологии их получения предъявляют общие требования, как и для других порошков, но, кроме того, имеются и специфические требования, особенности обусловленные свойствами исходных титановых порошков.

Свойства титановых порошков зависят от способа производства, химического состава порошка, формы, структуры частиц [1, 2].

Как установлено [3, 4] скорость поглощения водорода, кислорода и других газов титановыми порошками, зависит от многих факторов. Однако в литературе недостаточно освещено влияние температуры нагрева при спекании деталей на свойства и структуру готового изделия. Вместе с тем эти данные важны при

спекании конструктивных изделий из титановых порошков, которые представляют научный и практический интерес.

Для исследования были взяты порошки разного способа производства: полученные электролизом в промышленных условиях; электролизом с рафинированием, т.е. порошки повышенной чистоты; а также полученные восстановлением-натрием и магнием. Содержание газовых примесей в металле исследованных порошках оказалось различным (табл. 1). Титан как химически очень активный металл, поглощает газы не только при повышенных температурах, но и при комнатной температуре [4].

Многочисленными исследованиями [5-6] показано, что титановые порошки поглощают водород при комнатной температуре, и скорость абсорбции увеличивается с ростом температуры нагрева. С целью установления поглощения водорода и кислорода проведены исследования на дериватографе Q-1500D системы Паулик-Паулик ЭРДЕЙ фирмы MOM – Венгрия, где термopара была изготовлена из платино-платинородиевого сплава.

Во всех порошках, независимо от способа производства, в исходном состоянии (при комнатной температуре) титановые порошки содержали определенное количество газовых примесей, которые находятся как на поверхности частицы, так и в порах частицы. Поверхность частицы покрыта защитной пленкой, что

Таблица 1 – Содержание газовых примесей в титановых порошках разного производства

Способ производства титанового порошка	Твердость, НВ, МПа	Содержание газовых примесей, %					$\Sigma\text{Cl+H}$	$\Sigma\text{O+N+C}$	$\Sigma\text{всех газов}$
		Cl	N	C	H	O			
Электролитическое рафинирование	867	0,054	0,012	0,005	0,0102	0,029	0,064	0,046	0,101
Промышленный электролиз	1270	0,041	0,017	0,014	0,0075	0,083	0,0485	0,114	0,162
Восстановление натрием	1290	0,121	0,010	0,0056	0,080	0,112	0,201	0,128	0,329
Восстановление магнием	2380	0,105	0,270	0,085	0,126	0,176	0,231	0,531	0,762

подтверждает высокую активность металла к газам. На поверхности частиц титановых порошков находятся остатки электролита, которые с повышением температуры начинают взаимодействовать с металлом, образуя при этом слой из соединений его с газами (рис. 1, а). Например, $Ti + 3Cl = TiCl_3$; $Ti + O_2 = TiO$; $Ti + H = TiH$. С течением времени толщина слоя увеличивалась. Образование таких соединений на поверхности частиц влечет за собой изменение массы образца. По своей природе, что подтверждено определением фазового состава порошка, пленка состояла из оксидов, гидридов или их сложных соединений и обладала недостаточной механической прочностью, легко разрушалась под действием напряжений в местах резких переходов рельефа поверхности частиц. Толщина насыщенного слоя была неравномерной и в некоторых местах достигала 35-45 мкм (рис. 1, б). Микротвердость таких участков была значительно ниже (на 15-20 %) в сравнении с микротвердостью основного металла частицы.

Как показали термогравиметрические исследования титановых порошков, изменения температуры, при которых установлено насыщение металла газами, дегазация и окисление в порошках каждого способа получения порошка происходит по-разному (табл. 2 и рис. 2). Это зависит как от способа получения порошка, так и от содержания газовых примесей в них. Нагрев порошка проводили до температуры 1000 °С, т.е. выше температуры полиморфного превращения. При этом были экспериментально зафиксированы три температурных интервала, в каждом из которых установлено изменение количества массы порошка и физико-химических характеристик его.

Первый интервал (20-330 °С) – насыщение газами титановых порошков разного способа производства. Кристаллическая решетка компактного металла имеет прочную металлическую связь, которую при комнатной температуре внедренным атомам газа трудно разрушить. Они искажают кристаллическую решетку титана, изменяя при этом ее параметры. С ростом степени загрязненности порошка примесями внедрения, как показали рентгенографические исследования, установлено более сильное искажение параметров ре-

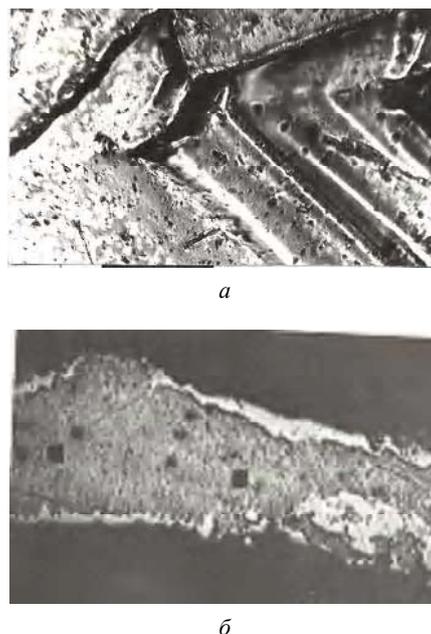


Рис. 1. Защитная пленка на поверхности (а) и в сечении частицы титанового порошка с оксидной пленкой (б)

шетки титана. А с повышением температуры нагрева независимо от способа производства насыщение металла газами растет по разным механизмам. Оно происходит до определенной степени, пока не наступит разрыв атомных связей. Как было ранее нами установлено [6], титан активно поглощает в первую очередь водород и кислород, поскольку их размеры атомов (водорода 0,04 мкм) меньше или немного выше (кислорода 0,068 мкм) размера октаэдрической поры титана (0,062 мкм), в которую он внедряется. Кристаллическая решетка титана повышенной чистоты более совершенна, близка к решетке компактного титана, зерна имеют малую протяженность границы, где сосредоточены дефекты ее. И внедриться в такую решетку даже атому водороду, размер которого, меньше, чем размер поры трудно. Поэтому для насыщения таких кристаллов газами понадобится 10 мин, а температура поднимется на 100 °С.

Таблица 2 – Характеристики дифференциально-термического и термогравиметрического анализа в процессе нагрева и охлаждения проб титановых порошков разных способов производства

Способ производства титанового порошка	НВ, МПа	Навеска <i>m</i> , мг			Нагрев, °С								Окисление <i>m</i> , мг
		До нагрева <i>m</i> ₁ , мг	После нагрева <i>m</i> ₂ , мг	Δm , мг	T_1-T_2 , °С	ΔT_1 , °С	Газонасыщение, ТГ <i>m</i> , мг	T_2-T_3 , °С	ΔT_2 , °С	Дегазация, ТГ <i>m</i> , мг	T_3-T_4 , °С	ΔT_3 , °С	
Электролитическое рафинирование	850	134	154	20	20-120	100	+0,3	120-700	580	-2,9	700-900	200	22,6
Электролиз	1030	145	159,8	14,8	20-230	210	0,4	230-650	420	-2,6	650-900	250	14,8
Восстановление натрием	1160	133,6	154,7	21,1	20-330	310	2,8	330-420	90	-1,8	420-800	380	18,4
Восстановление магнием	2390	136,0	155,6	9,6	20-180	160	0,4	180-350	170	-0,4	350-710	360	0,6

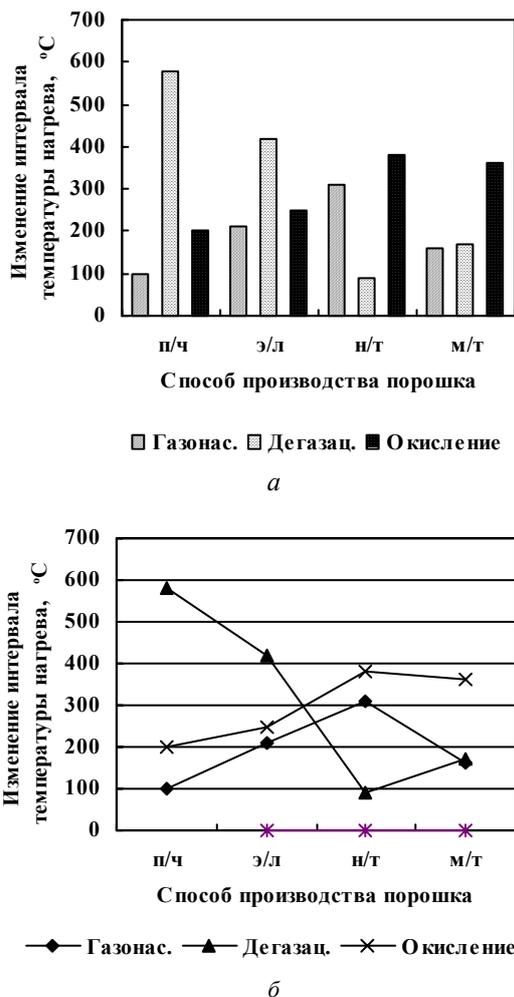


Рис. 2. Изменение интервала температуры нагрева титановых порошков от способа производства их

Наибольшее насыщение титана газами наблюдается в порошках натриетермического производства. Видимо, это связано с образованием высокой пористости и разветвленности в частицах при таком способе производства порошков. Для его насыщения газами понадобится 30 мин, и температура за это время поднимется до 330 °С. Порошок из-за высокой разветвленности частиц, имеет большую протяженность границ зерен, где присутствует повышенное количество различных дефектов. А с повышением температуры все дефекты перемещаются во внутрь зерна. В порошках магнетермического способа производства как время (20 мин), так и температурный интервал (160 °С) насыщения порошка газами меньше по сравнению с нагревом порошков натриетермического производства. Объясняется это наличием небольшого количества вакантных мест в октаэдрических порах кристаллической решетки частиц титанового порошка магнетермического способа производства для заполнения их новыми атомами газов, что подтверждено незначительным ростом массы пробы.

Второй интервал (120-700 °С) – дегазация порошка. Наиболее широкий температурный интервал дегазации установлен в кристаллах рафинированного титана (120-700 °С). Как было указано выше, рафинированный титан чист по содержанию атомов примесей внедрения. Однако, для атомов водорода кристаллическая решетка титана «прозрачная». К тому же скорость диффузии атомов водорода в титане очень высокая, а с ростом температуры еще выше. Поэтому атомы внедрения свободно могут как заполнять, так и освобождать октаэдрические поры титана. При этом хаотичность в движении атомов газа увеличивается, что способствует расширению температурного интервала дегазации до 700 °С. Масса пробы рафинированного титанового порошка при дегазации, уменьшается на ~ 2 %. В магнетермических порошках интервал дегазации в 3,3 раза уже, чем у рафинированного титана, следовательно, массу он теряет в 14 раз меньше. Это подтверждает тот факт, что, несмотря на повышение температуры нагрева при дегазации, другим примесям внедрения (кислороду, азоту, углероду) в силу большего размера их атомного радиуса, чем октаэдрическая пора, покинуть ее практически не возможно. И масса пробы при этом уменьшается незначительно.

Третий интервал – окисление порошка (350-900 °С). Во всех порошках процесс окисления начинается до температуры полиморфного превращения. В магнетермических порошках окисление идет при низких температурах 350-710 °С, в то время как в порошках рафинированного титана окисление только при 700 °С начинается и продолжается до 900 °С. Это можно объяснить тем, что в порошках магнетермического способа производства присутствует 0,176 % кислорода, количество которого достаточно для образования с титаном при нагреве в интервале 350-800 °С неустойчивого соединения Ti_6O , имеющего очень низкую теплоту образования. В рафинированном титане кислорода в 6 раз меньше по сравнению с порошками магнетермического производства, и при этих температурах титану недостаточно атомов кислорода для образования оксида титана. В электролитических промышленных порошках оно продолжается и после остановки нагрева пробы. Температурные интервалы окисления в порошках тоже неравномерные. Например, в порошках с повышенным содержанием примесей, а именно: натриетермического и магнетермического способов производства, где интервалы температур более широкие (360-380 °С), процесс окисления продолжается по времени 36-38 мин. Скорость окисления их при этом составляет 10 град/мин. В электролитическом рафинированном титане или в промышленных электролитических порошках интервал окисления составляет 200-250 °С, Это на 60 % ниже интервала температуры окисления порошков магнетермического способа производства. Установлено резкое увеличение массы пробы, которое подтверждено

рентгенографическим фазовым анализом определением образовавшегося на поверхности оксигидридного слоя, состоящего из TiO_2 , TiO , TiH (рис. 3).

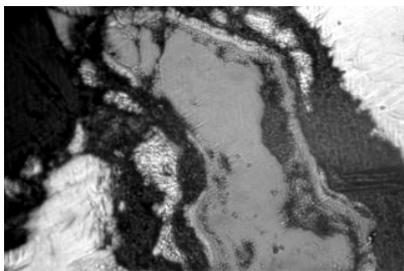


Рис. 3. Микроструктура в сечении частиц нетравленного титанового порошка, $\times 300$

В натрие- и магниетермических титановых порошках окисление заканчивается на 10-20 % ниже температуры полиморфного превращения, и увеличение по массе несколько ниже, чем в рафинированном титане. Например, в порошках магниетермического производства привес на порядок ниже по сравнению с рафинированным титаном, а в натриетермических порошках всего на 30 % ниже. Это еще раз подтверждает повышенное загрязнение этих порошков примесями внедрения. В таких титановых порошках октаэдрические поры уже заполнены подобными атомами, и внедриться новым атомам газа очень трудно.

Эти явления очень важны, их необходимо учитывать при выборе температуры спекания изделий из порошков титана разного способа производства. К тому же нельзя исключать, что электролитические промышленные порошки продолжают окисляться после спекания, т.е., при охлаждении. Образующаяся при этом оксигидридная пленка будет утолщаться, со временем разрыхляться, отслаиваться, следовательно, размеры спекаемого образца уменьшатся.

Изменение массы пробы для каждого вида порошка с ростом температуры нагрева происходит по-разному. Как показано на рис. 4, изменение в массе порошка идет на всех трех стадиях нагрева, т.е. при газонасыщении, дегазации и окислении, когда происходит уплотнение в кристаллической решетке α -титана атомами примесей внедрения, перестройка ее и образование новых соединений на поверхности кристаллов. Все это будет способствовать насыщению поверхности изделий газами при спекании, образованию оксигидридов и их отслаиванию.

Интервал температур 200-310 $^{\circ}C$ – это интервал температур, при которых могут происходить одновременно газонасыщение, дегазация и окисление титановых порошков (рис. 5).

Длительное газонасыщение и окисление установлено в порошках натриетермического способа произ-

водства, но дегазация в них самая короткая. Видимо, это можно объяснить малой летучестью образовавшихся соединений на поверхности и в порах частиц.

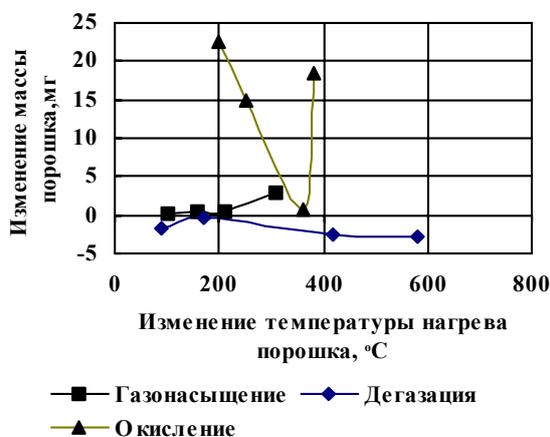


Рис. 4. Изменение массы пробы титановых порошков разного способа производства при нагреве

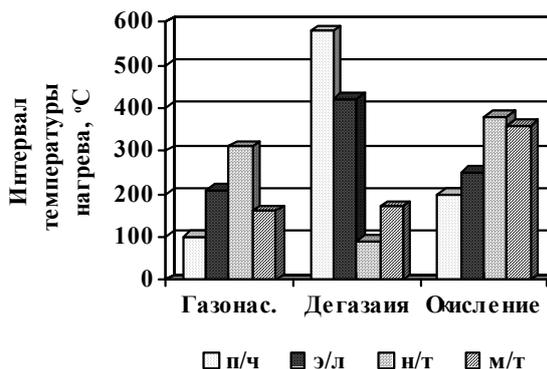


Рис. 5. Изменение интервала температуры нагрева порошков от способа их производства

Кроме того, с повышением температуры нагрева идет образование закрытых пор или полузакрытых микропор, где сохраняются остатки электролита, для удаления которого требуется разрушение структуры металла. Наиболее резкие перепады в изменении навески пробы наблюдаются в порошках повышенной чистоты и в порошках натриетермического производства (рис. 6, 7). Это связано как с чистотой металла, так и с наличием повышенного содержания водорода и хлора в них, а также с особенностями производства порошка. Атомы водорода, находящиеся на поверхности частиц, с ростом температуры, имея повышенную скорость диффузии, проникают в октаэдрические пустоты быстрее, чем остальные примеси внедрения.

Для рафинированного титана повышенной чистоты таких пустот не настолько много как в порошках другого производства, и заполнение их происходит при низких температурах. В порошках натриетермического способа производства идет наибольший привес по массе вследствие высокой как поверхностной, так и внутренней пористости частиц. С ростом температуры нагрева происходит заполнение этих пор атомами газов, взаимодействие их между собой, с титаном или остатками хлоридов и другими солями, образование новых соединений и дальнейшее захлопывание пор.

При охлаждении пробы электролитического порошка промышленного производства вместе с печью наблюдалось продолжение синусоидального изменения навески порошка (чередующее явление): дегазация с окислением (рис. 8). Как только с понижением температуры происходит удаление водорода из кри-

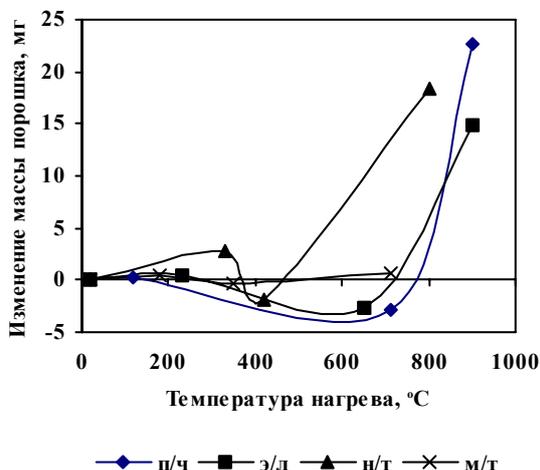


Рис. 6. Изменение массы пробы порошков в зависимости от температуры нагрева

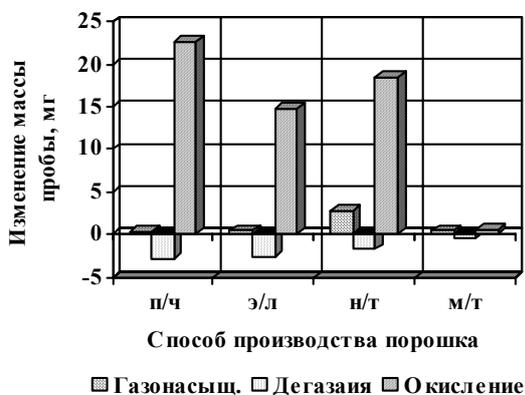


Рис. 7. Изменение массы пробы титанового порошка при нагреве в зависимости от способа производства его

сталлической решетки α -титана, его место занимает кислород, и вес пробы незначительно, но растет. Молекулы оксигидридного монослоя защитной пленки на поверхности частиц начинают терять металлическую связь с основным металлом и, по истечению некоторого времени или при повышении температуры, наступает полный разрыв в кристаллической решетке титана. Образовавшийся монослой неметаллического соединения становится хрупким, непрочным легко отслаивается от основы. При этом порошок теряет вес пробы. Однако освобожденная от неметаллических соединений поверхность частицы является чистой и способна вновь поглощать газовые примеси.

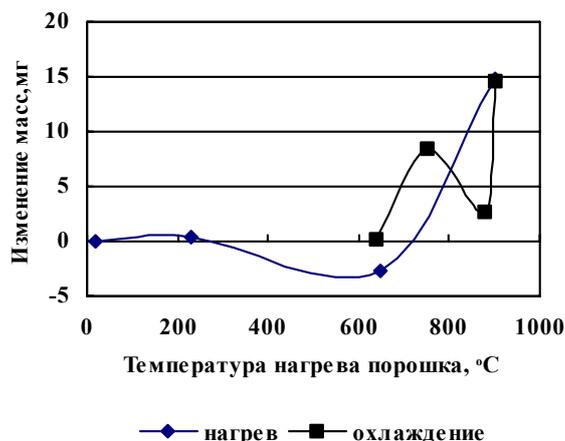


Рис. 8. Изменение навески электролитического титанового порошка при нагреве и охлаждении

Итак, проведенными исследованиями по газонасыщению титановых порошков разного способа производства при нагреве в атмосфере воздуха установлено:

- титановые порошки более активно поглощают газы при нагреве, чем при комнатной температуре;
- насыщение поверхности частиц газами происходит в три стадии: газонасыщение, дегазация, окисление;
- насыщение порошка газами зависит от способа производства порошка, химического, фазового составов, а также от структуры поверхностного слоя;
- насыщение порошка газами необходимо учитывать при спекании изделий;
- спекание изделий из титановых порошков необходимо проводить с учетом способа их производства.

Перечень ссылок

1. Глазунов С.Г., Порошковая металлургия титановых сплавов / С.Г. Глазунов, К.М. Борзцовская. – М.: Металлургия, 1989. – 136 с.
2. Шаповалова О.М. Исследование структуры и свойств титановых порошков // О.М. Шаповалова, Е.П. Мовчан,

- Ю.И. Рысьева // Производство титана и его применение в народном хозяйстве. Материалы Всесоюзн. конф. – Запорожье, 1976. – С. 113-116.
3. Пульцин Н.И. Взаимодействие титана с газами. – М.: Металлургия, 1969. – 374 с.
4. Лучинский Г.П. Химия титана. – М.: Изд-во «Химия», 1971. – 470 с.
5. Шаповалова О.М. Вплив вмісту кисню в титані на поглинання водню / О.М. Шаповалова, О.П. Бабенко // Вісник Академії митної служби України. – Д., 2003. – № 2. – С. 74-79.
6. Shapovalova The production of hydrides in titanic powders under different ways of manufacturing / O.M. Shapovalova, E.P. Babenko // Hydrogen Materials Science and Chemistry of Carbon Nanomaterials.– Sevastopol-Kiev, 2005. – P. 238-239.

Одержано 28.07.2008

Авторами проведені порівняльні термогравіметричні дослідження титанових порошків різного способу виробництва. Досліджено насичення порошку газами при його нагріві вище температури поліморфного перетворення. Визначені інтервали газонасичення, дегазації та окислення порошку залежно від способу виробництва. Досліджено структуру титанового порошку при нагріванні.

The authors have carried out the comparison of thermo-gravitational researches of titanium powders of different way of manufacturing. The saturation of the powder by gases has been investigated in the conditions of heating above the temperature of its polymorphic transformation. The intervals of gas saturation, degasation and oxidation of the powder have been determined depending on a way of production. The structure of titanic powder under heating was investigated.

УДК 539.3: 534.1

Д. В. Данильченко, канд. техн. наук Ю. В. Мастиновский,
канд. техн. наук И. С. Пожуева

Национальный технический университет, г. Запорожье

НЕЛИНЕЙНОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ СОСТАВНОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ОБОЛОЧКИ

Исследуются волновые процессы в скрепленных по оси кусочно-однородных изотропных цилиндрических оболочках, имеющих разные диаметры и толщины стенок.

Методика численного решения нелинейных уравнений движения основана на использовании метода характеристик. Уточнение решений на каждом шаге осуществляется методом итераций. Проводится анализ влияния геометрических и физических параметров на характеристики волнового поля.

При решении ряда практических задач, когда под действием внешних нагрузок прогибы оболочки могут быть соизмеримы с ее толщиной, необходимо сохранять нелинейные члены в выражениях для деформаций.

В линейной постановке нестационарные волны в кусочно-однородных оболочечных конструкциях исследовались в работах [1-4 и др.]. Анализ теоретических и экспериментальных исследований нелинейного деформирования оболочечно-стержневых систем приводится в [8].

В данной работе компоненты тензора деформаций в случае осесимметричного движения оболочки принимаются в виде:

$$\varepsilon_{xx} = \frac{\partial \tilde{u}}{\partial x} + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \tilde{w}}{\partial x} \right)^2; \quad \varepsilon_{\varphi\varphi} = \frac{\partial \tilde{w}}{R+y} + \frac{\tilde{w}^2}{2(R+y)^2};$$

$$\varepsilon_{xy} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \tilde{w}}{\partial x} + \frac{\partial \tilde{u}}{\partial y} \right) + \frac{1}{2} \frac{\partial \tilde{w}}{\partial x} \frac{\partial \tilde{w}}{\partial y}; \quad \varepsilon_{yy} = 0. \quad (1)$$

где $\tilde{u}(x, y, t)$ – смещение вдоль образующей оболочки;

$\tilde{w}(x, y, t)$ – смещение по нормали, R – радиус средней поверхности.

Предполагается, что материал оболочки подчиняется закону Гука.

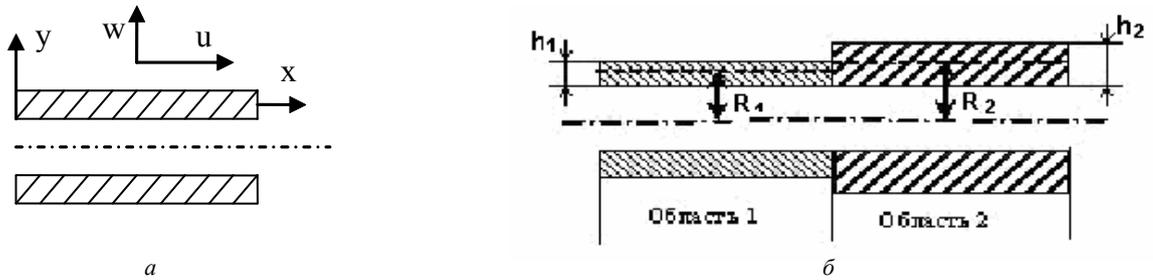


Рис. 1. Сечения составляющих оболочки

Если смещения в оболочке (рис. 1, а), следуя [7], искать в виде:

$$u(x, y, t) = u(x, t) + \left(y - \frac{h^2}{12R} \right) \psi(x, t),$$

$$\tilde{w}(x, y, t) = w(x, t), \quad (2)$$

где функции $u(x, t)$ и $w(x, t)$ можно рассматривать как смещения некоторой цилиндрической поверхности

$\left(y = \frac{h^2}{12R} \right)$, а ψ – угол поворота нормали к серединной

поверхности, то уравнения типа Тимошенко движения составляющих конструкции (рис. 1, б) в безразмерном виде запишутся так:

$$\begin{cases} U_{XX_i} - \frac{1}{\alpha_i^2} (U_{\tau\tau_i} + W_{X_i} \cdot W_{XX_i}) = -v_i(1+W_i)W_{X_i} \equiv F_{1i} \\ \Psi_{XX_i} - \frac{1}{\alpha_i^2} \Psi_{\tau\tau_i} = \left(v_i + \frac{12k^2c_i}{\chi_i^2} \right) W_{X_i} + \frac{12k^2c_i}{\chi_i^2} \Psi_i + v_i \cdot W_i \cdot W_{X_i} + \lambda_i \cdot Z_i \equiv F_{2i} \cdot (3) \\ \beta_i^2 \cdot W_{XX_i} - W_{\tau\tau_i} = W_i + v_i U_{X_i} - c_i^2 k^2 \Psi_{X_i} - \frac{v_i}{2} W_{X_i}^2 + \frac{3}{2} W_i^2 \equiv F_{3i} \end{cases}$$

Здесь нижний индекс i обозначает определенную область (1 или 2), X и τ – производную по координате и времени соответственно. Связь безразмерных и размерных величин определяется соотношениями:

$$U_i = \frac{u_i}{R_L}; \quad W_i = \frac{w_i}{R_L}; \quad X = \frac{x}{R_L}; \quad \tau = \frac{t c_L}{R_L}, \quad (4)$$

где $c_L = c_{p1}$, $c_{p1} > c_{p2}$, $R_L = R_2$, $R_2 > R_1$, v_i – коэффициент Пуассона,

$$\alpha_i = \frac{c_{p_i}}{c_L}, \quad \beta_i = \frac{c_{s_i}}{c_L}, \quad \chi_i = \frac{h_i}{R_i}, \quad \beta_i = \beta(W_i) = k^2 c_i^2 + 2v_i W_i,$$

$$c_i = \frac{\beta_i}{\alpha_i}, \quad Z_i = Z(\Psi_{\tau i}) \cdot \text{sign}(\Psi_{\tau i}), \quad c_p - \text{скорость распро}$$

странения продольных волн, c_s – скорость распространения волн сдвига, k^2 – коэффициент поправки на сдвиг, h_i – толщина оболочки, R_i – радиус срединной

поверхности, λ_i – коэффициент вязкости на изгиб, определяемый функцией Z_i .

Граничные условия на ударяемом торце имеют вид [1, 4]:

$$U_\tau(X_0, \tau) = U_0(\tau); \quad \Psi_\tau(X_0, \tau) = 0;$$

$$q(X_0, \tau) = 0 \Rightarrow \Psi = -W_X, \quad 0 \leq \tau \leq \tau_0. \quad (5)$$

Начальные условия предполагаются нулевыми:

$$U(X, 0) = U_\tau(X, 0) = \Psi(X, 0) = \\ = \Psi_\tau(X, 0) = W(X, 0) = W_\tau(X, 0) = 0$$

при $X_0 \leq X < \infty$ (6)

В узлах стыковки $X = X_k$ области скачкообразного изменения сечения составляющих конструкции, предполагается выполнение условий равновесия сил и моментов, а также непрерывности перемещений (или скоростей) [1, 4].

Уравнения (3) характеризуют соответственно продольные, изгибные и радиальные колебания обоих участков соответственно. Для системы (3) физические характеристики имеют вид [4]:

$$\frac{dX}{d\tau} = \pm \alpha_i; \quad \frac{dX}{d\tau} = \pm \beta_i. \quad (7)$$

Характеристические уравнения системы (3) вдоль (7) определяются равенствами:

$$-W_X (F_3 dX + dW_\tau + dW_X) = \\ = (1 - \beta_i^2) (F_1 dX + dU_\tau + dU_X);$$

$$d\Psi_\tau + \alpha_i d\Psi_X \pm \alpha_i F_2 dX = 0;$$

$$F_3 dX + \beta_i dW_\tau + \beta_i^2 dX = 0. \quad (8)$$

Подробности, связанные с методикой численного решения, можно найти в [4, 5, 6]. Расчеты проводились при $dX = d\tau = 0,001$, $k^2 = 0,87$, $X_0 = 1$, $X_k = X_0 + 3$. Механическое воздействие на оболочку моделирова-

лось заданием скорости частиц на торце $X = X_0$ в виде $U_0 = \tau e^{1-\tau}$.

Проведение численного интегрирования затруднено тем, что $\beta_i = \beta(W_i)$. Для получения значения β_i на $(k+1)$ -м шаге в качестве первого приближения используется значение β_i , полученное на k -м шаге. После получения решения на $(k+1)$ -м шаге, β_i пересчитыва-

ется. Новое значение β_i используется для получения уточненного решения на $(k+1)$ -м шаге. Итерации продолжаются до тех пор, пока изменение β_i не будет достаточно малым.

На рис. 2-5 приведены распределения скоростей для моментов времени $\tau = 3$ (сплошная линия), $\tau = 4, 5$ (пунктир), $\tau = 6$ (точки).

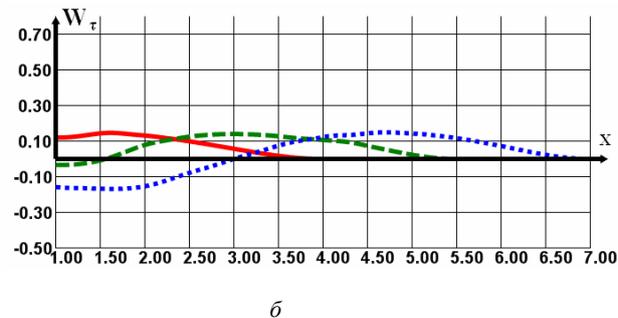
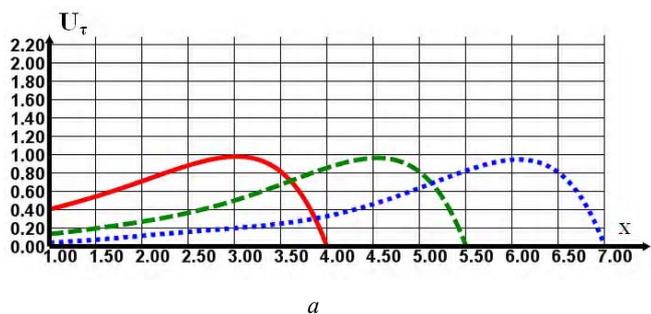


Рис. 2.

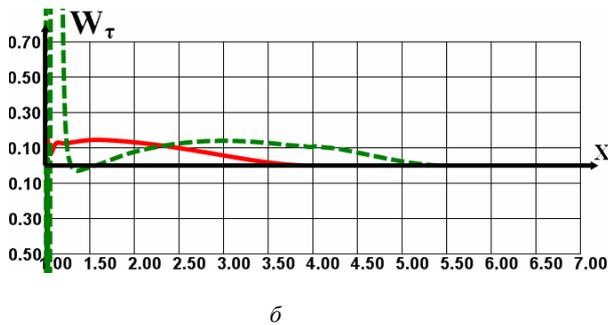
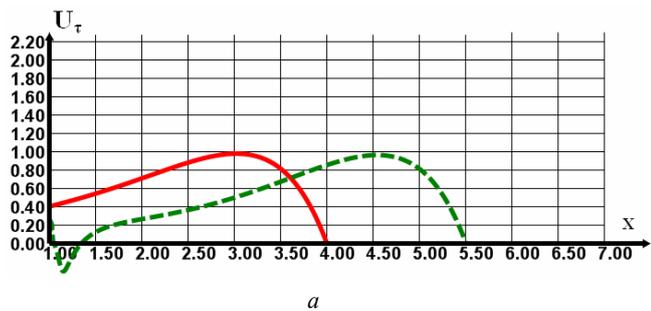


Рис. 3.

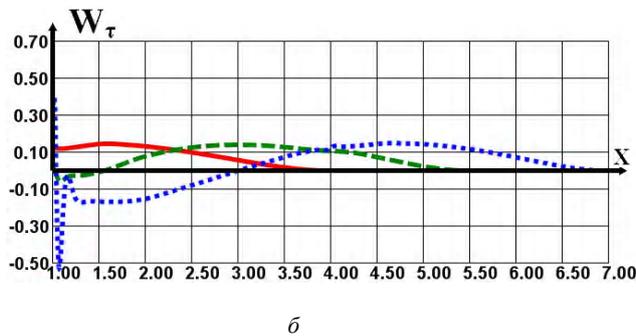
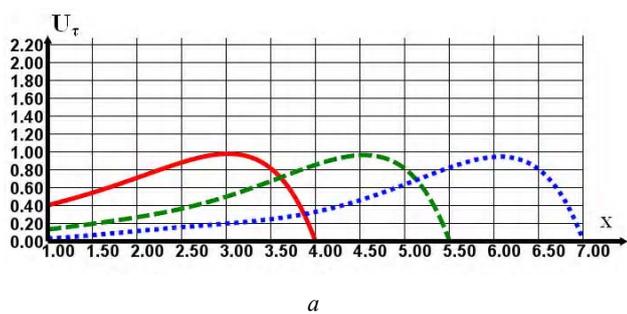


Рис. 4.

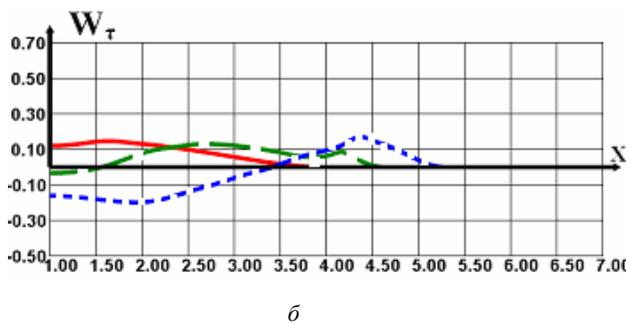
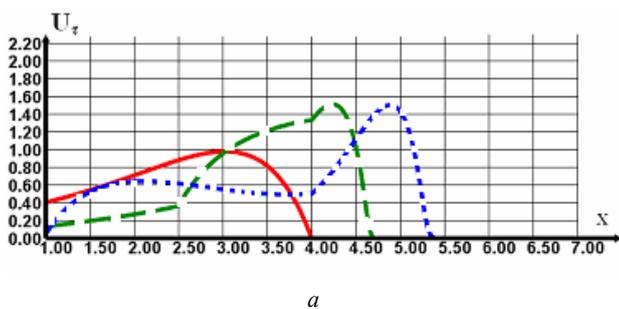


Рис. 5.

Для сравнення приведені графіки с різними геометричними і фізичними параметрами:

$$v_1=v_2=1/3, E_1/E_2=1, h_1/R_1=h_2/R_2=0,01, \lambda_1=\lambda_2=0 \text{ (рис. 2);}$$

$$v_1=v_2=1/3, E_1/E_2=1, h_1/R_1=h_2/R_2=0,005, \lambda_1=\lambda_2=0 \text{ (рис. 3);}$$

$$v_1=v_2=1/3, E_1/E_2=1, h_1/R_1=h_2/R_2=0,005, \lambda_1=\lambda_2=1 \text{ (рис. 4);}$$

$$v_1=1/6, v_2=1/3, E_1/E_2=0,27, h_1/R_1=0,01, h_2/R_2=0,005, \lambda_1=\lambda_2=0 \text{ (рис. 5).} \quad (9)$$

Графіки, приведені на рис. 2 хорошо согласуются с результатами работы [4]. Из рис. 3 видно, что при уменьшении толщины оболочки в 2 раза, результаты заметно отличаются от результатов, приведенных на рис. 2. Это объясняется тем, что на ударяемом торце оболочки возникает реакция, вызывающая деформированное состояние, связанное с изгибом, и быстро затухающее при удалении от края (рис. 3, б). Область затухания краевого эффекта очень узкая (исчисляется долями R_1) и зависит от толщины оболочки, кривизны срединной поверхности, формы, длительности и интенсивности заданной нагрузки. Численные расчеты показывают, что путем добавления искусственной вязкости (рис. 4) можно существенно уменьшить амплитуду колебаний оболочки, связанную с явлением краевого эффекта.

На рис. 5 приведены графики распределения U_ϕ и W_ϕ для составной кусочно-однородной цилиндрической оболочки со ступенчатым поперечным сечением.

В целом, результаты проведенного исследования сводятся к тому, что линейная теория вполне приемлема при исследовании процесса отражения и передачи импульса нагрузки в составных кусочно-однородных оболочках со ступенчатым поперечным сечением,

если форма нагрузки достаточно гладкая и длительность импульса значительно больше радиуса оболочки. Вместе с тем следует отметить необходимость учета геометрической нелинейности деформирования при исследовании воздействия продольного удара на рассматриваемую конструкцию если длительность импульса мала, а отношение $h_i/R_i < 0,01$.

Перечень ссылок

1. Мастиновский Ю.В., Данильченко Д.В., Коротунова Е.В. Нестационарные волны в составном обтекателе // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – ЗНТУ. – 2004. – № 1. – С. 119-122.
2. Воробьев Ю.С. Скоростное деформирование элементов конструкций. – К.: «Наукова Думка». – 1989. – 192 с.
3. Данильченко Д.В., Мастиновский Ю.В., Нестационарные волны в составной цилиндрической оболочке // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – ЗНТУ. – 2004. – № 1. – С. 119-122.
4. Мастиновский Ю.В., Данильченко Д.В., Продольный удар по составной цилиндрической оболочке // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – ЗНТУ. – 2004. – № 2. – С. 90-92.
5. Чу(Чжоу), Расчет осесимметричных движений цилиндрических оболочек по методу характеристик // Ракетная техника и космонавтика. – Изд-во «Мир». – № 8. – 1968. – С. 64-70.
6. Чу(Чжоу), Мортимер, Решение одномерных задач о распространении упругих волн методом характеристик // Прикладная механика. – № 4. – 1967. – С. 308-315.
7. Сагомоян А.Я. Волны напряжений в сплошных средах. Учебное пособие. – М.: Изд. Московского университета. – 1985. – 416 с.
8. Гудрамович В.С. Особенности нелинейного деформирования оболочечных систем с геометрическими несовершенствами // Прикл. механика. – 2006. – 42. – № 12. – С. 3-47.

Одержано 10.03.2008

Досліджуються хвильові процеси у скріплених за віссю кусково-однорідних ізотропних циліндричних оболонках, які мають різні діаметри та товщини стінок.

The wave processes in the fastened along the axis of piecewise-uniform isotropic cylindrical shells, which have different diameters and wall thicknesses, are investigated.

ПРО ДЕЯКІ ОСОБЛИВОСТІ ГАРМОНІЙНИХ ФУНКЦІЙ В ТЕОРІЇ ПРУЖНОСТІ

Розглянуто новий підхід до розв'язання плоскої задачі теорії пружності з використанням двох гармонійних функцій, що мають аналітичний зв'язок Коші-Рімана.

Вступ

Аналізуючи особливості гармонійних функцій, можна показати, що деякі з них дозволяють змінити підходи до розв'язання задач теорії пружності.

Постановка задачі

Розглянемо плоску задачу теорії пружності. Маємо систему рівнянь рівноваги [1]

$$\begin{aligned} \frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} &= 0, \\ \frac{\partial \tau_{yx}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} &= 0, \end{aligned} \quad (1)$$

рівняння сумісності деформацій

$$\nabla^2(\sigma_x + \sigma_y) = 0 \quad (2)$$

та граничну умову в напруженні

$$\tau_n = \frac{\sigma_x - \sigma_y}{2} \cdot \sin 2\alpha - \tau_{xy} \cdot \cos 2\alpha. \quad (3)$$

Використовуючи вищенаведений вираз, приймаємо гармонійний закон розподілу контактних напружень [2], який формально співпадає із запропонованим в [3]

$$\tau_n = -\psi(x, y) \cdot \sin(A\Phi - 2\alpha),$$

де $\psi(x, y)$ – функція координат початку деформації; A – сталий коефіцієнт, що визначає пружний стан деформівного середовища; Φ – функція координат, що характеризує розподіл контактних дотичних напружень; α – кут нахилу площадки.

Замість трьох рівнянь (1) і (2) застосовується одне бігармонійне рівняння

$$\nabla^4 \varphi = \frac{\partial^4 \varphi}{\partial x^4} + 2 \frac{\partial^4 \varphi}{\partial^2 x \cdot \partial^2 y} + \frac{\partial^4 \varphi}{\partial y^4}, \quad (4)$$

де φ – функція напружень.

Для задоволення граничних умов (3) приймаємо залежність

$$\tau_{xy} = \psi(x, y) \cdot \sin(A\Phi). \quad (5)$$

Різниця напружень в (3) повинна бути представленою таким чином

$$\sigma_x - \sigma_y = 2 \cdot \psi(x, y) \cdot \cos(A\Phi). \quad (6)$$

Розв'язок задачі

При розв'язуванні диференціальних лінійних рівнянь часто використовують фундаментальну підстановку [4], яку можна записати в загальному вигляді

$$\psi(x, y) = \psi = C_\sigma \cdot \exp \theta, \quad (7)$$

де $\theta = \theta(x, y)$ – невідома функція координат початку деформації.

Введемо до розгляду гармонійні функції $A\Phi$ й θ . При цьому між ними припускається аналітичний зв'язок у вигляді співвідношень Коші-Рімана [4], [5], тобто

$$\theta_x = \mp A\Phi_y, \quad \theta_y = \pm A\Phi_x. \quad (8)$$

Після диференціювання (5), з урахуванням (7), та підстановки в рівняння рівноваги матимемо

$$\begin{aligned} \frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + C_\sigma \cdot \theta_y \cdot \exp \theta \cdot \sin(A\Phi) + \\ + C_\sigma \cdot A\Phi_y \cdot \exp \theta \cdot \cos(A\Phi) &= 0, \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} + C_\sigma \cdot \theta_x \cdot \exp \theta \cdot \sin(A\Phi) + \\ + C_\sigma \cdot A\Phi_x \cdot \exp \theta \cdot \cos(A\Phi) &= 0, \end{aligned}$$

де $\theta_y, A\Phi_x$ – частинні похідні від відповідних функцій по координатам y та x . Переходячи від однієї змінної до іншої за допомогою (8), інтегрування й спрощень маємо нормальні й дотичні напруження

$$\sigma_x = C_\sigma \cdot \exp \theta \cdot \cos(A\Phi) + f(y) + C;$$

$$\sigma_y = -C_\sigma \cdot \exp \theta \cdot \cos(A\Phi) + f(x) + C,$$

$$\tau_{xy} = C_\sigma \exp \theta \cdot \sin(A\Phi). \quad (9)$$

Якщо підставити в (9) $f(y) = f(x) = 0$, то отримаємо співвідношення (6), що дозволить задовольнити граничні умови (3).

Значення суми напружень з урахуванням (9),

$$\sigma_x + \sigma_y = 2C.$$

Рівняння сумісності деформацій (2) автоматично задовольняється. Цікавим є те, що при обчисленні оператора Лапласа для кожного значення $C_\sigma \cdot \exp \theta \cdot \cos(A\Phi)$ і підстановки (8) має місце тотожність $0 \equiv 0$. Використовуючи цю особливість, суму напружень можна представити як добуток функцій

$$\begin{aligned} \sigma' &= \sigma_x + \sigma_y = \\ &= n \cdot C \cdot \exp \theta \cdot \cos(A\Phi), \end{aligned} \quad (10)$$

де n – число, що визначає впливи гідростатичного тиску на напружений стан середовища в зоні деформації.

Підставивши (10) у (2) матимемо

$$\begin{aligned} \nabla^2(\sigma_x + \sigma_y) &= \\ &= \nabla^2[n \cdot C_\sigma \cdot \exp \theta \cdot \cos(A\Phi)] = \\ &= n C_\sigma \exp \theta \left\{ \begin{aligned} &[\theta_{xx} + (\theta_x - A\Phi_y)(\theta_x + \\ &+ A\Phi_y)\theta_{yy} + \\ &+ (\theta_y - A\Phi_x)(\theta_y + A\Phi_x)] \\ &\times \cos(A\Phi) - [2\theta_x A\Phi_x + 2\theta_y A\Phi_y + \\ &+ A\Phi_{xx} + A\Phi_{yy}] \sin(A\Phi) \end{aligned} \right\}. \end{aligned} \quad (11)$$

З аналізу виразу (11) випливає, що диференціальне рівняння перетворюється на тотожність, за умови

$$\theta_x = \mp A\Phi_y, \quad \theta_y = \pm A\Phi_x.$$

Маємо співвідношення (8), що було прийнято, як допущення при розв'язанні рівнянь рівноваги. Дійсно, при подальшому диференціюванні дістанемо

$$\theta_{xx} = \mp A\Phi_{yx}, \quad \theta_{yy} = \pm A\Phi_{xy},$$

$$\theta_{xy} = \mp A\Phi_{yy}, \quad \theta_{yx} = \pm A\Phi_{xx}.$$

Ці співвідношення перетворюють рівняння (11) на тотожність.

Останні вирази показують, що наведені функції гармонійні, тобто

$$\theta_{xx} + \theta_{yy} = 0,$$

$$A\Phi_{xx} + A\Phi_{yy} = 0.$$

Примітним є те, що оператори при тригонометричних функціях дорівнюють нулю. Ця особливість дозволяє показати, що функція (10) задовольняє й бігармонійному рівнянню (4). Рівняння Лапласа з урахуванням (10) набуває вигляду

$$\begin{aligned} \nabla^2 \varphi &= \nabla^2 [C_\sigma \cdot \exp \theta \cdot \cos(A\Phi)] = \\ &= C_\sigma \cdot \exp \theta \times [(\cdot \cos(A\Phi) - \\ &- (2\theta_x \cdot A\Phi_x + 2\theta_y \cdot A\Phi_y + A\Phi_{xx} + A\Phi_{yy}) \times \\ &\times \sin(A\Phi))] = 0. \end{aligned}$$

Введемо позначення

$$\begin{aligned} L(x, y) &= L = \\ &= \theta_{xx} + \theta_x^2 - A\Phi_y^2 + \theta_{yy} + \theta_y^2 - A\Phi_x^2, \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} M(x, y) &= M = \\ &= 2 \cdot \theta_x \cdot A\Phi_x + 2\theta_y \cdot A\Phi_y + A\Phi_{xx} + A\Phi_{yy}. \end{aligned}$$

Тоді розгорнутий запис рівняння Лапласа з урахуванням позначень виглядатиме

$$\begin{aligned} \alpha(x, y) &= \alpha = \\ &= L \cdot \cos(A\Phi) - M \cdot \sin(A\Phi) = 0. \end{aligned}$$

Коефіцієнти при тригонометричних функціях дорівнюють нулю і, таким чином, оператори $L = M = 0$. Для більш повного аналізу розпишемо оператор Лапласа для функції $\alpha(x, y)$

$$\begin{aligned} \nabla^4 \varphi &= \frac{\partial^4 \varphi}{\partial x^4} + 2 \frac{\partial^4 \varphi}{\partial^2 x \cdot \partial^2 y} + \frac{\partial^4 \varphi}{\partial y^4} = \\ &= \nabla^2 \alpha = \left(\frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial y^2} \right) \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} (L \cdot \cos(A\Phi) - M \cdot \sin(A\Phi)) &= \\ &= (L_{xx} - L \cdot A\Phi_x^2 - 2M_x A\Phi_x - M \cdot A\Phi_{xx} + \\ &+ L_{yy} - L \cdot A\Phi_y^2 - 2M_y A\Phi_y - \\ &- M \cdot A\Phi_{yy}) \cdot \cos(A\Phi) - \\ &- 2L_x A\Phi_x + L \cdot A\Phi_{xx} + M_{xx} - M \cdot A\Phi_x^2 + \\ &+ 2L_y A\Phi_y + L \cdot A\Phi_{yy} + \\ &+ M_{yy} - M_y A\Phi_y^2) \cdot \sin(A\Phi). \end{aligned}$$

Слід очікувати, що частинні похідні від нульових функцій дорівнюють нулю, тому $\nabla^2 \alpha \equiv 0$. Далі розпишемо частинні похідні окремих операторів і прослідкуємо процедуру перетворення в тотожність гармонійних функцій

$$\begin{aligned} L_x &= (\theta_{xxx} + \theta_{yyx}) + \\ &+ (2\theta_x \theta_{xx} - 2A\Phi_y A\Phi_{yx}) + \\ &+ (2\theta_y \theta_{yx} - 2A\Phi_x A\Phi_{xx}). \end{aligned}$$

У відповідність з (8), маємо

$$\begin{aligned} \theta_x &= -A\Phi_y, \quad \theta_y = A\Phi_x, \\ \theta_{xx} &= -A\Phi_{yx}, \quad \theta_{yy} = A\Phi_{xy}, \\ \theta_{xy} &= -A\Phi_{yy}, \quad \theta_{yx} = A\Phi_{xx}, \\ \theta_{xxx} &= -A\Phi_{yxx}, \quad \theta_{yyy} = A\Phi_{xyy}, \\ \theta_{xyy} &= -A\Phi_{yyx}, \quad \theta_{yxx} = A\Phi_{xxx}. \end{aligned} \quad (12)$$

Підставимо (12) в оператор L_x

$$\begin{aligned} L_x &= \frac{\partial}{\partial x} (\theta_{xx} + \theta_{yy}) + \\ &+ [2\theta_x \theta_{xx} - 2(\theta_x)(\theta_{xx})] + \\ &+ [2\theta_y \theta_{yx} - 2(\theta_y)(\theta_{yx})] \equiv 0. \end{aligned}$$

Одержуємо тотожність, що і необхідно було довести.

Такі ж підходи мають місце і при оцінюванні оператора L_{xx} . Розпишемо його

$$\begin{aligned} L_{xx} &= (\theta_{xxxx} - \theta_{yyxx}) + \\ &+ (2\theta_{xx} \theta_{xx} - 2A\Phi_{yx} A\Phi_{yx}) + \\ &+ (2\theta_x \theta_{xxx} - 2A\Phi_y A\Phi_{yxx}) - \\ &- (2A\Phi_{xx} A\Phi_{xx} - 2\theta_{yx} \theta_{yx}) - \\ &- (2A\Phi_x A\Phi_{xxx} - 2\theta_y \theta_{yxx}). \end{aligned}$$

Підставляючи (12) у вираз L_{xx} і виносячи другу похідну по x у перших дужках, після перетворень одержуємо тотожність $0 \equiv 0$.

Таким чином, оператори

$$\begin{aligned} L_{xx} &= L_{yy} = M_{xx} = M_{yy} = \\ &= L_x = L_y = M_x = M_y = L = M = 0. \end{aligned}$$

Звідси функція (10) задовольняє бігармонійне рівняння (4) й її можна використовувати для обчислення компонентів тензора напружень. Слід звернути

увагу на те, що поле напружень і функція напружень описуються фактично однаковими виразами (9) і (10), хоча між ними існує аналітичний зв'язок [6] такого вигляду:

$$\begin{aligned} \sigma_x &= \frac{\partial^2 \varphi}{\partial y^2}, \quad \sigma_y = \frac{\partial^2 \varphi}{\partial x^2}, \\ \tau_{xy} &= -\frac{\partial^2 \varphi}{\partial y \partial x}. \end{aligned}$$

Наведені схеми перетворень пояснюються властивостями гармонійних функцій, що використовують співвідношення Коші-Рімана. Розглянуті варіанти дозволяють розширити можливості розв'язків і, в разі необхідності, отримати придатні функції для відпрацювання заданого результату.

Після відзначених вище зауважень повернемося до виразів для компонентів тензора напружень.

Розглянемо рівняння рівноваги в компонентах девіатора напружень. Введемо деякі позначення:

$$\begin{aligned} \sigma_x'' &= \sigma_x - \sigma - f(y) - C, \\ \sigma_y'' &= \sigma_y - \sigma - f(x) - C, \end{aligned} \quad (13)$$

де σ – середнє напруження.

Рівняння рівноваги (1), з урахуванням (13), можна переписати у вигляді [6], тоді

$$\frac{\partial \sigma_x''}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} = 0, \quad \frac{\partial \tau_{yx}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y''}{\partial y} = 0.$$

Після інтегрування та спрощень маємо складові тензора напружень, аналогічно (9)

$$\begin{aligned} \sigma_x &= C_\sigma \cdot \exp \theta \cdot \cos(A\Phi) + \\ &+ \sigma + f(y) + C; \\ \sigma_y &= -C_\sigma \cdot \exp \theta \cdot \cos(A\Phi) + \\ &+ \sigma + f(x) + C, \\ \tau_{xy} &= C_\sigma \cdot \exp \theta \cdot \sin(A\Phi), \end{aligned} \quad (14)$$

при $\theta_x = \mp A\Phi_y, \theta_y = \pm A\Phi_x$.

Із виразів (14) витікає, що девіаторна частина цих залежностей для нормальних напружень $C_\sigma \cdot \exp \theta \cdot \cos(A\Phi)$ співпадає зі зсуваною частиною σ (10). З урахуванням (13) виконується (6), що задовольняє граничні умови (3).

Результат (14) може бути узагальнено. У співвідношеннях (8) отримаємо аналітичний зв'язок функцій із протилежними знаками. Звідси маємо різні знаки в показнику експоненти θ . Отже, показник експоненти в розв'язку буде не єдиним. Експонційну функцію мож-

на представити у вигляді суми, записавши її через гіперболічний косинус або синус. У загальному вигляді

$$\begin{aligned} \sigma_x &= [C_1 \cdot ch(\theta) \pm C_2 \cdot sh(\theta)] \cdot \cos(A\Phi) + \\ &+ \sigma + f(y) + C; \\ \sigma_y &= -[C_1 \cdot ch(\theta) \pm \\ &\pm C_2 \cdot sh(\theta)] \cdot \cos(A\Phi) + \\ &+ \sigma + f(x) + C; \\ \tau_{xy} &= [C_1 \cdot ch(\theta) \pm C_2 \cdot sh(\theta)] \cdot \sin(A\Phi). \end{aligned} \quad (15)$$

У виразах (15) припускається, що аргументи тригонометричних й експоненційних функцій можуть бути представлені як ряд гармонійних функцій, що пов'язані співвідношеннями Коші-Рімана.

Співставлення з розв'язками інших авторів

Цікаво співставити отриманий результат з відомими розв'язками. Часто використовують розв'язування плоскої задачі за допомогою тригонометричних рядів. Наприклад, розповсюджене таке поєднання функцій [6]

$$\begin{aligned} \varphi &= \sin(\alpha \cdot x) \cdot [C_1 \cdot \exp(\alpha \cdot y) + \\ &+ C_2 \cdot \exp(-\alpha \cdot y)]. \end{aligned} \quad (16)$$

Визначимо, чи існує між аргументами тригонометричної й експоненційної функцій співвідношення Коші-Рімана $A\Phi = \alpha \cdot x$, $\theta = \pm \alpha \cdot y$, тоді

$$A\Phi_x = \alpha, \quad A\Phi_y = 0, \quad \theta_y = \pm \alpha, \quad \theta_x = 0.$$

Для заданих функцій мають місце отримані співвідношення

$$\begin{aligned} \theta_x &= \mp A\Phi_y = 0 = 0, \\ \theta_y &= \pm A\Phi_x = \pm \alpha = \alpha. \end{aligned}$$

Особливістю запропонованих розв'язків є те, що вони загальні й не протирічать відомим частинним розв'язкам. Аргументи $A\Phi$ і θ є гармонійними функціями координат x та y . Вони можуть бути достатньо

складними й визначатися не тільки лінійними залежностями від однієї координати.

Проаналізуємо можливості розв'язку (14). Найпростіший варіант гармонійної функції від двох змінних $A\Phi = A \cdot x \cdot y$. Із співвідношень (8) маємо

$$\theta = \mp \frac{1}{2} \cdot A(x^2 - y^2);$$

при цьому

$$\begin{aligned} \theta_x &= \mp A\Phi_y = \mp A \cdot x = A \cdot x, \\ \theta_y &= \pm A\Phi_x = \pm A \cdot y = A \cdot y. \end{aligned}$$

Кожна з функцій задовольняє рівняння Лапласа.

Висновки

Запропоновано новий підхід до розв'язання плоскої задачі теорії пружності, пов'язаний з використанням двох гармонійних функцій, що мають аналітичний зв'язок Коші-Рімана. Цей підхід можна вважати універсальним і ефективно використовувати у випадках, коли поля напружень і деформацій описуються тригонометричними залежностями.

Перелік посилань

1. Безухов Н.И. Основы теории упругости, пластичности и ползучести. – Высшая школа, 1968. – 498 с.
2. Малинин Н.Н. Прикладная теория пластичности и ползучести. – М.: Машиностроение, 1975. – 399 с.
3. Производство высокоэффективного металлопроката / Чигиринский В.В., Мазур В.Л., Леготкин Г.И., Слесьнин А.Г. и др. – Днепропетровск: РВА «Днепро-ВАЛ». – 2006. – 261 с.
4. Тихонов А.Н., Самарский А.А. Уравнения математической физики. – М.: Наука, 1977. – 735 с.
5. V.V. Chygyrny's'kyu, I. Mamuzic, G.V. Bergeman Analysis of the State of Stress of a Medium under Conditions of Inhomogeneous Plastic Flow// Metalurgija. Zagreb. – 2004. – vol.43, br.2. – P. 87-93.
6. Никифоров С.Н. Теория упругости и пластичности. – М.: Государственное издательство литературы по строительству и архитектуре, 1958. – 283 с.

Одержано 10.06.2008

Рассматривается новый подход к решению плоской задачи теории упругости с использованием двух гармонических функций, которые имеют аналитическую связь Коши-Римана.

The new method of the decision of flat task of elastisity theory using two harmonic functions, which have analytical connection of Koshi-Riman is examined.

ВЫБОР НЕТРАДИЦИОННОГО ПРОМЫШЛЕННОГО ТРАНСПОРТА ДЛЯ НЕПРЕРЫВНОЙ ВАРКИ ЦЕЛЛЮЛОЗЫ И ПОЛУЦЕЛЛЮЛОЗЫ

Рассмотрены нетрадиционные виды промышленного транспорта, которые могут быть использованы для производства непрерывным способом целлюлозы и полуцеллюлозы в Украине.

Введение

В настоящее время состояние целлюлозно-бумажной промышленности (ЦБП) в Украине не соответствует потребностям ее экономики, культуры и образования. По уровню использования картонно-бумажной продукции на душу населения Украина занимает одно из последних мест в Европе – приблизительно 18 кг, хотя среднемировое использование бумаги и картона на человека составляет больше 50 кг, западноевропейская – 197 кг, а в США – 343 кг. Производственные мощности ЦБП Украины загружены на 60 %, в то же время приблизительно 50 % картонно-бумажной продукции ввозится в Украину. Использование импортной целлюлозы повышает себестоимость продукции.

С целью дальнейшей стабилизации и постепенного наращивания работы ЦБП, путем реализации «Концепции развития химической промышленности Украины до 2010 года», разработанной Министерством промышленной политики, до приоритетной относится освоение отечественной сырьевой базы и обеспечение ее комплексной переработкой [1].

В мировой ЦБП для получения целлюлозы используют хвойную и лиственную древесину (ель и березу). Отечественные сырьевые ресурсы не могут обеспечить потребность в целлюлозе для химической промышленности.

Поэтому для Украины актуальным есть расширение сырьевой базы ЦБП за счет использования других видов сырья, в первую очередь однолетних растений. Разработка ресурсно-сберегающих технологий и получение целлюлозы из однолетних растений и получение товаров химической промышленности из отечественного сырья есть важной научно-технической задачей [1, 2].

Целью работы является обоснование использования известных в мире нетрадиционных видов промышленного транспорта для непрерывной подачи древесного сырья в область варки, где осуществляется получение товарной целлюлозы или полуцеллюлозы, применительно к Украине.

Анализ литературных источников и задачи исследований

В 1979 году был предложен дешевый способ производства целлюлозы из всех видов растительного сырья – хвойной и лиственной древесины, соломы, хлебных злаков, тростника и т.д. Варка осуществлялась в вертикальных котлах периодического действия. Отсутствие нетрадиционного промышленного транспорта для непрерывной подачи растительного сырья в варочный котел сдерживала дальнейшее производство. Впервые в мировой практике на Украине в 1936 году под руководством д.т.н., проф. Л. П. Жеребова был предложен нетрадиционный промышленный транспорт, который позволил непрерывно перерабатывать в вертикальном котле соломенную сечку на Добрушинском соломенно-целлюлозном заводе продуктивностью 18 тонн/сутки. Эта мобильная установка непрерывно проработала с 1936 года по 1941, выдала более 20 тысяч тонн целлюлозы и послужила прототипом создания современных установок.

Позже в 1938 году к разработке установок промышленного транспорта приступила шведская фирма Камюр. Первая установка производительностью 30 тонн/сутки была пущена в 1949, а в России на Марийском комбинате в 1958 году [2].

В настоящее время в России работают 75 установок, в США – 150, а в мире – более 500, на которых вырабатывают более 80 % целлюлозы. Кроме того, для получения полуцеллюлозы разработаны и успешно эксплуатируются в мировой практике промышленные установки японской фирмы Пандия, французской – Дефибратор и немецкой – Бауэр. Все эти установки работают непрерывно в течение года в автоматическом режиме.

Решение задачи

Одним из главных вопросов использования установки для изготовления целлюлозы или полуцеллюлозы является правильный выбор нетрадиционного промышленного транспорта.

Цели и задачи непрерывной загрузки щепой варочного котла. Загрузочное устройство связывает транспортирование щепы с производственным технологическим процессом варочного котла, обеспечивая его непрерывно в течении года щепой, щелочью и паром.

Для процесса доставки щепы гидротранспортом необходимо достижение характерной стабильности гидропотока технологической щепы. При организации доставки щепы в котел задействованы механическое оборудование и структурные технологические потоки.

Основная цель. Надежная работа всей установки непрерывной варки целлюлозы и полуцеллюлозы (НВЦ и П) – сформировать технологические цели, объединить работу всего механического оборудования в четкую и стабильную транспортировку щепы в единую производственно-хозяйственную систему, действующую оперативно и эффективно в условиях современных экологических и технических требований работы варочного цеха.

Щепа может находиться на складах, в цехе подготовки щепы или привозная, поэтому необходим постоянный учет и информация об ее движении и наличии. Расход щепы подающей в котле должен в любой момент фиксироваться и контролироваться.

Общие задачи: 1) создание четкой надежной и производительной системы работы механического оборудования по доставке щепы на концепции единой технологии работы варочного котла; 2) управление заводскими потоками, состоянием механического оборудования (время установки, время выработки необходимого ресурса и время снятия механического оборудования с технологического потока); 3) разработка и совершенствование эксплуатационных технологических и конструктивных параметров работы механического оборудования с целью полной выработки ими своего ресурса; 4) введение прогрессивных и эффективных технологий ремонта и восстановления механического оборудования и своевременной их установки в технологическую линию; 5) оперативное планирование доставки партий резервного механического оборудования на соответствующие участки работы установки НВЦ и П; 6) обеспечение экологических требований и охраны труда.

Частные задачи: 1) сокращение и ликвидация внеплановых простоев механического оборудования; 2) автоматизация ремонтно-восстановительных работ механического оборудования; 3) использование более экономных, износостойких и технологических материалов при ремонте; 4) полная выработка ресурса работы механического оборудования; 5) сбор, пополнение и обработка информации о причинах внеплановых простоев механического оборудования.

Решению поставленных задач способствует согласованная работа всего механического оборудования, складного хозяйства, варочного цеха и структурных подразделений предприятия.

Материалы и методы исследований

Сбор информации о конструктивных, эксплуатационных и технологических характеристиках нетрадиционных видов транспорта и ее обработка и внедрение в производство выполнялась на протяжении 30-ти лет в результате выполнения хоздоговорных работ с предприятиями России, Украины и Болгарии. Внедрены в производство конструктивные разработки оборудования. Сделана оптимизация эксплуатационных характеристик и внедрены в производство современные восстановительные технологии оборудования.

Установки Камюр

Особую группу транспортирующих машин всей установки составляют работающие совместно с ними вспомогательные устройства: питатели низкого давления (ПНД), питатели высокого давления (ПВД), дозаторы, питательная труба, пропарочная камера, бункера и т. п.

Высокопроизводительная работа современного варочного котла невозможна без непрерывной и надежной работающей установки по загрузке щепы.

Условно все механическое оборудование установки НВЦ Камюр можно разделить на пять блоков (рис. 1):

I-й блок. Механическое оборудование: ленточный конвейер, бункер, дозатор щепы, пропарочная камера. Назначение: подготовка щепы к варке: 1. Приготовление щепы; 2. Транспортировка; 3. Очистка щепы; 4. Пропарка щепы.

II-й блок. Оборудование: питательная труба, карманы ротора ПВД в вертикальной плоскости, насос циркуляции низкого давления, трубопроводы. Назначение: загрузка вращающихся карманов ротора ПВД в вертикальной плоскости: 1. Формирование гидросмеси из щепы и щелочи на участке «6» (рис. 1); 2. Перемещение гидросмеси по участкам «2» и «3» под действием инерционного потока щелочи насоса циркуляции низкого давления; 3. Повышение концентрации щепы в кармане ротора с 30 % до 90 % и рост давления в нем с 0,15 до 1,2 МПа на участке « δ_2 ».

III-й блок. Оборудование: Карманы ротора ПВД в горизонтальной плоскости, насос циркуляции щелочи высокого давления, трубопроводы, верхняя часть варочного котла. Назначение: выталкивание щепы из карманов ротора и транспортировка гидросмеси в верхней части котла с последующим ее разделением: 1) выгрузка карманов ротора ПВД в горизонтальной плоскости; 2) транспортировка гидросмеси по сложной трассе в варочном котле и отсасывание щелочи с варочного котла в ПВД. IV-й блок. Рост давления в кармане ротора. V-й блок. Сброс давления в кармане ротора.

Установка типа Бауэр

Предназначена для получения полуцеллюлозы из хвойных, лиственных пород древесины и из опилок. Установки обладают высокой эффективностью и большой надежностью.

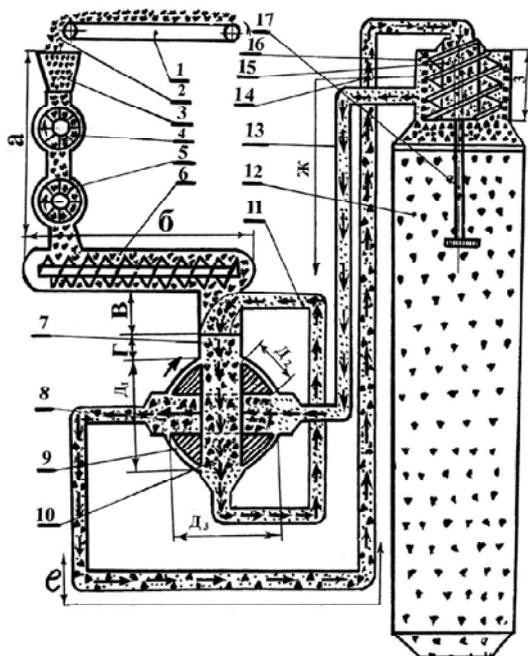


Рис. 1. Структурная схема движения щепы и гидросмеси по сложной трассе установки НВЦ Камюр:

1 – ленточный конвейер; 3 – бункер; 4 – дозатор щепы; 5 – ПНД; 6 – пропарочная камера; 7 – питательная труба; 8 – карман ротора ПВД в горизонтальном положении; 9 – корпус ПВД; 10 – карман ротора ПВД в вертикальной плоскости; 11 – циркуляция щелочи низкого давления; 12 – варочный котел; 13 и 14 – циркуляция щелочи высокого давления; 15 – шнек; 16 – отсос щелочи из котла; I-й блок – подготовка щепы; *a* – участок перемещения щепы механическим способом; *b* – пропарка щепы; II-й блок – загрузка карманов ротора ПВД при низком давлении; *в* – формирование гидросмеси; *г* – перемещение гидросмеси; d_1 – положение карманов ротора ПВД при загрузке; d_2 – рост давления в кармане ротора ПВД с 0,15 до 1,2 МПа; III-й блок – выгрузка щепы из кармана ротора и перемещение ее в котел; d_3 – выталкивание щепы из ротора ПВД, расположенного в горизонтальной плоскости; *e* – перемещение гидросмеси по сложной трассе в варочный котел; *ж* – перемещение, отделившейся щелочи с варочного котла в ПВД

Варочная система состоит из дозирующего расходомера, роторного питателя, варочной трубы и разгрузочного устройства. Упрощенная принципиальная схема аппарата Бауэр приведена на рис. 2. Технологическая щепка из бункера 1 при помощи дозатора 2 поступает в пропарочную камеру 3. Дозатор щепы подает щепу или опилки в роторный питатель через пропарочную камеру. В ней щепка подогревается и пропаривается за счет паров вскипания щелочного раствора, отбираемого из варочного наклонного котла 6 через выходящий питатель 4. Шнеком щепка попадает в верхнюю часть входящего питателя. С помощью десяти карманов вращающегося ротора щепка поступает

в верхнюю часть 5 наклоненного под углом 45° к горизонту варочного аппарата. Варочный аппарат представляет собой трубу диаметром 1500-1600 мм и длиной 10,7-18,1 м, устанавливаемую под углом 45° к горизонту. Внутри труба разделена в продольном направлении полой перегородкой на две равные полости, по которым движется скребковый конвейер 7 с полукруглыми скребками.

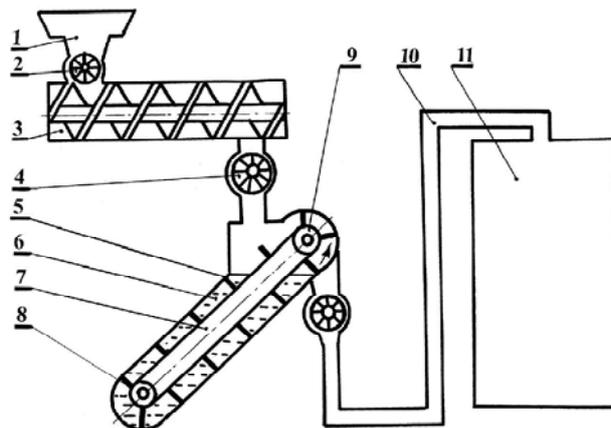


Рис. 2. Схема работы установки непрерывной варки типа Бауэр:

1 – бункер со щепой; 2 – дозатор щепы; 3 – пропарочная камера; 4 – входящий шпатель; 5 – верхняя часть котла; 6 – котел; 7 – скребковый конвейер; 8 – щелочной раствор; 9 – выходящий питатель; 10 – трубопровод; 11 – выдувной резервуар

Установки типа Дефибратор

Применяется для производства полуцеллюлозы с высоким выходом 75-82 %, которая является основой гофрированного картона и целлюлозы высокого выхода 82-92 % для газетной и других бумаг. Установка Дефибратор (рис. 3) включает пропарочный бункер 1 – шнековый питатель 2 – пропиточную камеру 3 – вертикальный котел 8 объемом 7,5-15,0 м³ и дефибратор 10.

Технологическая щепка поступает в пропарочный бункер, в котором щепка пропаривается и далее шнековым питателем подается в пропиточную камеру, где она соприкасается с варочным раствором. После нескольких минут пропарки и пропитки щепка готова к варке и с помощью роторного питателя 4, 5, 6 поступает в верхнюю часть вертикального варочного котла. Варочный котел усеченного конуса имеет диаметр верхнего и нижнего оснований соответственно 1,4 и 1,6 м и высотой более 9 м. При попадании в котел щепка соприкасается с острым паром, температура которого достигает 170-175 °С и давлении 1,2 МПа. Разгрузочное устройство состоит из горизонтальной трубы диаметром 0,45 м и длиной 2,5 м, в которой вращается шнек. Варка производится в паровой фазе. В вароч-

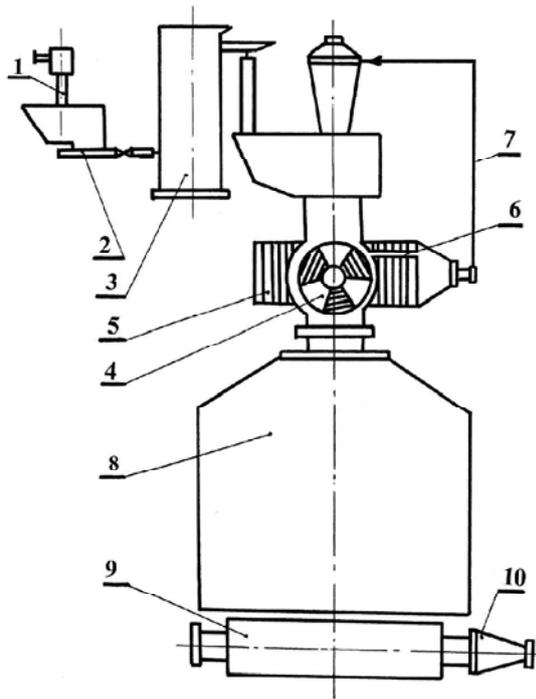


Рис. 3. Технологическая схема вертикального варочного аппарата Дефибратор:

1 –пропарочный бункер; 2 – шнековый питатель; 3 – пропиточная камера; 4 – ротор; 5 – уплотнительные блоки; 6 – прорезь в уплотнительном блоке для сброса давления пара; 7 – трубопровод; 8 – вертикальный варочный котел; 9 – разгрузочное устройство; 10 – дефибратор

ный аппарат подается острый пар. Разработаны установки производительностью от 100 до 175 т/сут. В России три варочных установки фирмы Дефибратор производительностью 130т/сут. эксплуатируются на Пермском ЦБК.

Установки типа Пандия

В многотрубных установках широкое применение находит роторный питатель типа Пандия. Он по конструкции проще и удобнее в эксплуатации. При загрузке щепы подвергается механическому воздействию. В процессе работы питателя в зоне перепада давления уплотнение достигается за счет создания минимального зазора 150-200 Мкм между сопрягаемыми коническими поверхностями ротора и корпуса питателя Пандия. В этих установках один питатель (рис. 4) устанавливается между пропарочной и пропиточной трубами, где перепад давления составляет 0,45 МПа, и называется питателем низкого давления. Пар, проходящий через неплотности питателя, используется для пропитки щепы в пропарочной камере. Второй питатель устанавливается между пропиточной и первой варочной трубами, где перепад давления составляет 0,4-0,6 МПа, и называется питателем высокого давления. Здесь также пар, проходящий через неплотности питателя и первой варочной трубы, используется для

подогрева щепы и щелочного раствора. Указанные питатели по всем параметрам одинаковы и рассчитаны на перепад давления 0,45-0,9 МПа.

Пар из питателя при помощи карманов ротора отводится штуцером через одну из прорезей в пропарочную трубу от питателя низкого давления и в пропиточную трубу от питателя высокого давления. На рис. 4 представлена схема загрузочного устройства аппарата Пандия. Щепка из бункера 1 дозатором 2 щепы подается в пропиточную трубу 3, где свежим паром низкого давления и пропусками пара 7 из пропиточной трубы 9 через питатель низкого давления 4-7 пропаривается при давлении не выше 0,05 МПа и температуре 100 °С в течении одной-трех минут. Пропаренная щепка перемещается варочным щелочным раствором в загрузочное окно 4,5 и из него, под действием собственного веса, заполняет карманы 5 вращающегося ротора 6.

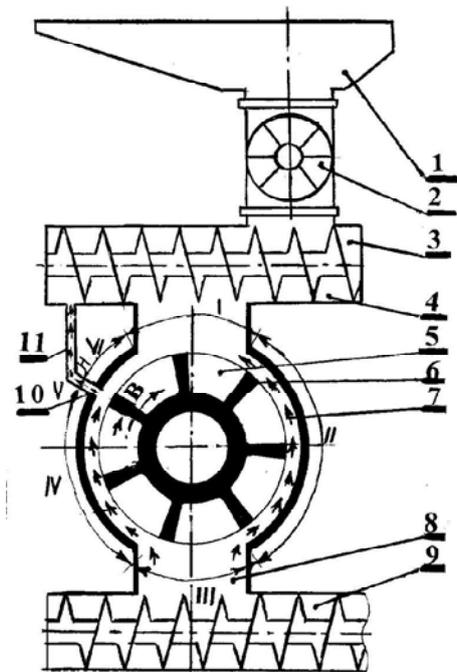


Рис. 4. Технологическая схема загрузочного устройства аппарата Пандия:

1 – бункер; 2 – дозатор; 3 – пропарочная труба; 4 – загрузочное окно корпуса шпателя; 5 – карман ротора; 6 – ротор; 7 – пропуски пара; 8 – загрузочное окно корпуса питателя; 9 – пропиточная труба; 10 – прорезь для сброса давления из карманов ротора; 11 – труба сброса давления; В – ширина перегородок ротора; Н – ширина прорези корпуса; I-VI – условия разбивки корпуса на характерные участки

Выводы

1. Приведены основные типы нетрадиционных промышленных транспортных установок Камюр, Пандия, Бауэр и Дефибратор, которые используются в мире, вырабатывая более 85% товаров целлюлозы и полуцеллюлозы и которые могут быть использованы

в Украине для переработки древесного сырья и одно-летней растительности.

2. Для Украины целесообразно использовать небольшие мобильные установки производительностью 20-30 т/сутки и там, где имеются отходы древесного сырья и сельскохозяйственного производства (солома, тростник и т.д.) с учетом мнения ученых-технологов например кафедры «Экологии и технологии растительных полимеров» Киевского политехнического университета Украины (КПУ).

3. В ЗНТУ за последние 30 лет на предприятиях Украины, России и Болгарии исследованы условия проектирования, изготовления, эксплуатации и ремонта деталей и узлов нетрадиционного промышленного транспорта установок Камюр (Швеция), Пандия (Япония), Бауэр (Германия) и Дефибратор (Франция), на которых из древесного сырья (хвойные и лиственные породы древесины), однолетних растений и опилок изготавливается целлюлоза и полуцеллюлоза из, которой делается бумага, картон и товары химической промышленности.

4. Потребление картонно-бумажной продукции на душу населения в Украине в 3 раза меньше среднемировых, в 11 раз меньше западноевропейских и в 19 раз меньше американских. Поэтому важной научно-технической задачей Украины есть разработка ресурсосберегающих технологий получения целлюлозы и полуцеллюлозы из однолетних растений и получение товаров химической продукции из отечественного сырья.

5. Сотрудниками ЗНТУ велись постоянно хозяйственные работы с предприятиями целлюлозно-бумажной промышленности, и на их основании были защищены 2 докторские диссертации, 5 кандидатских диссертаций, монографии постоянно печатаются статьи в специальных журналах по эксплуатации, изготовлению и ремонту деталей, узлов промышленного транспорта, установок, Камер, Пандия, Бауэр и Дефибратор.

6. Вопросы использования той или иной установки Камюр, Пандия, Бауэр и Дефибратор и их производительность определяют ученые-специалисты – технологи целлюлозно-бумажного производства, а вопросы эксплуатации, изготовления и ремонта деталей и узлов принадлежат специалистам ЗНТУ. Только в таком тесном сотрудничестве можно решать научно-технические проблемы в Украине.

Перечень ссылок

1. Дейкун Н.М. Разработка технологии получения льняной целлюлозы для химической переработки: Автореферат дис. Канд. тех. наук. – Киев. – 22 с.
2. Камель Г.Н. Роторные метатели установок непрерывной варки целлюлозы. М.: Лесная промышленность, 1987. – 160 с.
3. Нечаев О.Н., Камель Г.Н. Повышение и продуктивности загрузочных устройств непрерывной варки целлюлозы и полуцеллюлозы. – Монография. – Луганск: Изд-во ВНУ им. В.Даля, 2005. – 392 с.

Одержано 27.02.2008

Розглянуто нетрадиційні види промислового транспорту, які можуть бути використані для виробництва безперервним способом целюлози та напівцелюлози в Україні.

The untraditional types of industrial transport, which can be used for the production of cellulose and semicellulose with a continuous method in Ukraine, are considered.

УДК 534.1:534.232

Д-р техн. наук О. Д. Шамровський, канд. физ.-мат. наук А. И. Безверхий,
В. В. Кривуляк

Государственная инженерная академия, г. Запорожье

МЕТОД ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНЫХ ПРИБЛИЖЕНИЙ ДЛЯ РАСЧЕТА СТЕРЖНЕВЫХ СИСТЕМ

Разработан и представлен метод последовательных приближений для расчёта стержневых систем, при этом стержни полагаются упругими и подвержены только деформациям растяжения-сжатия. Предлагаемый способ является итерационным и ориентирован на активное использование ЭВМ.

Стержневые системы широко распространены на практике (фермы и другие конструкции) и, кроме того, используются в теоретических исследованиях для построения моделей механических систем [1].

Классический подход для статического расчета стержневых систем заключается в составлении уравнений равновесия узловых точек, а также, в случае статически неопределенных систем, условий совмес-

тности деформаций с последующим решением получающейся системы уравнений[2]. Использование такого подхода приводит к трудностям как при составлении уравнений, так и при их решении. Главная проблема заключается в связности между собой больших систем уравнений.

Предлагается метод расчета стержневых систем, основанный на использовании процедуры последовательных приближений, в котором отпадает необходимость не только в решении больших систем уравнений, но и в самом их составлении.

Метод изначально ориентирован на использование ЭВМ [3], так как число итераций при его применении может быть достаточно большим. Однако, в отличие от существующих методов, его применение не ведет к накоплению погрешности.

В статье рассматриваются несколько тестовых задач, решённых как классическим методом, так и предлагаемым, и расчетные параметры представляются в табличном виде. Метод последовательных приближений также опробован на более сложных задачах, решение которых классическим методом достаточно затруднено.

1 Статически определенная система

1.1 Классическое решение

Рассмотрим, для примера, статически определенную стержневую систему, изображенную на рис. 1.

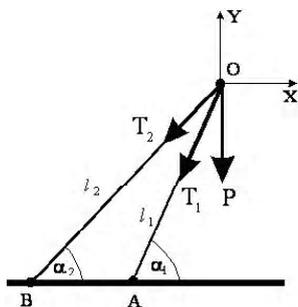


Рис. 1. Система из 2 стержней

Применим к ее расчету хорошо известный классический метод. Рассматривая равновесие узла O, составляем два уравнения равновесия:

$$\begin{aligned} \sum X &= -T_1 \cos \alpha_1 - T_2 \cos \alpha_2 = 0, \\ \sum Y &= -T_1 \sin \alpha_1 - T_2 \sin \alpha_2 - P = 0. \end{aligned} \quad (1)$$

Здесь T_1, T_2 – усилия в стержнях, P нагрузка, действующая на узел. Положительными считаются значения T_1, T_2 , отвечающие растяжениям стержней.

Решение уравнений (1) дает:

$$T_1 = -\frac{P \cos \alpha_2}{\sin(\alpha_1 - \alpha_2)}, \quad T_2 = \frac{P \cos \alpha_1}{\sin(\alpha_1 - \alpha_2)}. \quad (2)$$

После нахождения усилий можно вычислить деформации стержней по формулам:

$$\Delta_1 = \frac{T_1 l_1}{E_1 F_1}, \quad \Delta_2 = \frac{T_2 l_2}{E_2 F_2}. \quad (3)$$

Здесь l_1, l_2 – длины стержней; E_1, E_2 – модули упругости материалов, из которых сделаны стержни; F_1, F_2 – площади поперечных сечений стержней.

1.2 Условие совместности деформаций

Деформациям стержней отвечает перемещение узла O. Обозначим проекции перемещения узла O на оси координат через Δ_x, Δ_y . Тогда для произвольного стержня имеем картину перемещений узла O, изображенную на рис. 2.

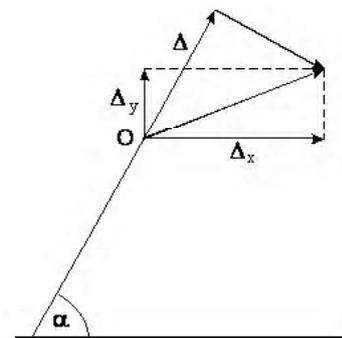


Рис. 2. Перемещение узла O

При этом соотношение между деформацией стержня Δ и перемещениями Δ_x, Δ_y будет:

$$\Delta = \Delta_x \cos \alpha + \Delta_y \sin \alpha. \quad (4)$$

Для двух стержней, входящих в состав рассматриваемой системы, получаем:

$$\begin{aligned} \Delta_1 &= \Delta_x \cos \alpha_1 + \Delta_y \sin \alpha_1, \\ \Delta_2 &= \Delta_x \cos \alpha_2 + \Delta_y \sin \alpha_2. \end{aligned} \quad (5)$$

Условия (5) – это и есть условия совместности деформаций[1]. Они определяют такие величины деформаций Δ_1, Δ_2 , при которых концы деформированных стержней совмещаются в новом положении узла O, заданном перемещениями Δ_x, Δ_y . Поскольку, в нашем случае, известными являются величины Δ_1, Δ_2 , то удобно иметь и обратную зависимость, которая получается путем решения уравнений (5):

$$\begin{aligned} \Delta_x &= \frac{\Delta_2 \sin \alpha_1 - \Delta_1 \sin \alpha_2}{\sin(\alpha_1 - \alpha_2)}, \\ \Delta_y &= \frac{\Delta_1 \cos \alpha_2 - \Delta_2 \cos \alpha_1}{\sin(\alpha_1 - \alpha_2)}. \end{aligned} \quad (6)$$

1.3 Метод последовательных приближений

Суть метода последовательных приближений состоит в следующем. Перед началом итерационного процесса полагаем $\Delta_x = 0$, $\Delta_y = 0$, $T_1 = 0$, $T_2 = 0$.

Первый шаг.

Для узла O находим суммарные проекции нагрузки, включая сюда внешнюю нагрузку (силу P) и усилия в стержнях:

$$\begin{aligned} \sum X &= -T_1 \cos \alpha_1 - T_2 \cos \alpha_2, \\ \sum Y &= -T_1 \sin \alpha_1 - T_2 \sin \alpha_2 - P. \end{aligned} \quad (7)$$

В общем случае эти проекции отличны от нуля. Например, на первом шаге усилия в стержнях равны нулю и учитывается только внешняя сила P , так что:

$$\sum X = 0, \quad \sum Y = -P. \quad (8)$$

Второй шаг.

Выбираем проекции перемещения узла O пропорциональными суммарным проекциям нагрузки (1.1):

$$d\Delta_x = \gamma \sum X, \quad d\Delta_y = \gamma \sum Y. \quad (9)$$

Символы $d\Delta_x$, $d\Delta_y$ означают, что мы вычисляем приращения перемещений Δ_x , Δ_y на данном шаге.

Величину коэффициента γ задаем самостоятельно (порядка $1/(C_1 + C_2)$). Вычислив $d\Delta_x$, $d\Delta_y$, находим полные перемещения узла O :

$$\Delta_x \rightarrow \Delta_x + d\Delta_x, \quad \Delta_y \rightarrow \Delta_y + d\Delta_y \quad (10)$$

и деформации стержней:

$$\begin{aligned} \Delta_1 &= \Delta_x \cos \alpha_1 + \Delta_y \sin \alpha_1, \\ \Delta_2 &= \Delta_x \cos \alpha_2 + \Delta_y \sin \alpha_2. \end{aligned} \quad (11)$$

Третий шаг.

Находим усилия в стержнях:

$$T_1 = C_1 \Delta_1, \quad T_2 = C_2 \Delta_2 \quad \left(C_1 = \frac{E_1 F_1}{l_1}, \quad C_2 = \frac{E_2 F_2}{l_2} \right). \quad (12)$$

и возвращаемся к первому шагу.

Процесс прекращается при достижении заданной абсолютной или относительной погрешности. Поскольку на каждом шаге уменьшаются значения $\sum X$, $\sum Y$, то уменьшаются и приращения $d\Delta_x$, $d\Delta_y$. Это позволяет достигать наперед заданной точности вычислений [4].

2 Статически неопределенная система

2.1 Классическое решение

Рассмотрим статически неопределенную стержневую систему, например, изображенную на рис. 3.

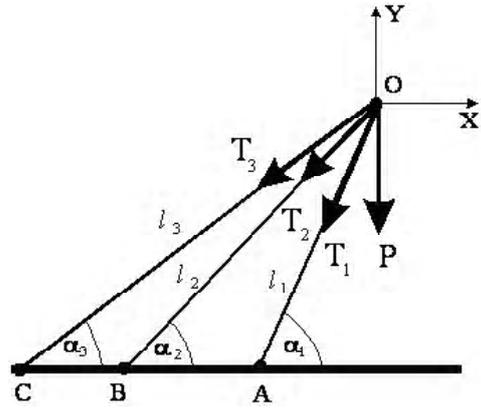


Рис. 3. Система из 3 стержней

Уравнения равновесия для узла O будут следующими:

$$\begin{aligned} \sum X &= -T_1 \cos \alpha_1 - T_2 \cos \alpha_2 - T_3 \cos \alpha_3 = 0, \\ \sum Y &= -T_1 \sin \alpha_1 - T_2 \sin \alpha_2 - T_3 \sin \alpha_3 - P = 0. \end{aligned} \quad (13)$$

Количество неизвестных усилий T_1 , T_2 , T_3 превышает количество уравнений.

Запишем выражения для деформаций:

$$\Delta_1 = \frac{T_1 l_1}{E_1 F_1}, \quad \Delta_2 = \frac{T_2 l_2}{E_2 F_2}, \quad \Delta_3 = \frac{T_3 l_3}{E_3 F_3}. \quad (14)$$

Деформации связаны соотношениями:

$$\begin{aligned} \Delta_1 &= \Delta_x \cos \alpha_1 + \Delta_y \sin \alpha_1, \\ \Delta_2 &= \Delta_x \cos \alpha_2 + \Delta_y \sin \alpha_2, \\ \Delta_3 &= \Delta_x \cos \alpha_3 + \Delta_y \sin \alpha_3. \end{aligned} \quad (15)$$

Таким образом, мы имеем систему из восьми уравнений (13)-(15) относительно восьми неизвестных T_1 , T_2 , T_3 , Δ_1 , Δ_2 , Δ_3 , Δ_x , Δ_y . Преобразуем эту систему. Выражая из первых двух уравнений (15) величины Δ_x , Δ_y :

$$\begin{aligned} \Delta_x &= \frac{\Delta_2 \sin \alpha_1 - \Delta_1 \sin \alpha_2}{\sin(\alpha_1 - \alpha_2)}, \\ \Delta_y &= \frac{\Delta_1 \cos \alpha_2 - \Delta_2 \cos \alpha_1}{\sin(\alpha_1 - \alpha_2)} \end{aligned} \quad (16)$$

и подставляя их в третье уравнение (15), получаем:

$$\begin{aligned} \Delta_3 \sin(\alpha_1 - \alpha_2) &= \\ &= \Delta_1 \sin(\alpha_3 - \alpha_2) + \Delta_2 \sin(\alpha_1 - \alpha_3). \end{aligned} \quad (17)$$

С учетом (14) из (17) имеем:

$$\begin{aligned}
 & T_1 \frac{l_1}{E_1 F_1} \sin(\alpha_2 - \alpha_3) + \\
 & + T_2 \frac{l_2}{E_2 F_2} \sin(\alpha_3 - \alpha_1) + \\
 & + T_3 \frac{l_3}{E_3 F_3} \sin(\alpha_1 - \alpha_2) = 0. \quad (18)
 \end{aligned}$$

Совместно с уравнениями равновесия (13) получаем три уравнения для отыскания трех усилий в стержнях [1].

2.2. Метод последовательных приближений.

Алгоритм последовательных приближений остается таким же, как в предыдущем случае. Перед началом итераций полагаем

$$\Delta_x = 0, \Delta_y = 0, T_1 = 0, T_2 = 0, T_3 = 0.$$

Первый шаг.

Для узла *O* находим суммарные проекции нагрузки, включая сюда внешнюю нагрузку (силу *P*) и усилия в стержнях:

$$\begin{aligned}
 \sum X &= -T_1 \cos \alpha_1 - T_2 \cos \alpha_2 - T_3 \cos \alpha_3, \\
 \sum Y &= -T_1 \sin \alpha_1 - T_2 \sin \alpha_2 - T_3 \sin \alpha_3 - P. \quad (19)
 \end{aligned}$$

Второй шаг.

Выбираем проекции перемещения узла *O* пропорциональными суммарным проекциям нагрузки (2.1):

$$d\Delta_x = \gamma \sum X, \quad d\Delta_y = \gamma \sum Y. \quad (20)$$

Вычислив $d\Delta_x$, $d\Delta_y$, находим полные перемещения узла *O*:

$$\Delta_x \rightarrow \Delta_x + d\Delta_x, \quad \Delta_y \rightarrow \Delta_y + d\Delta_y \quad (21)$$

и деформации стержней:

$$\begin{aligned}
 \Delta_1 &= \Delta_x \cos \alpha_1 + \Delta_y \sin \alpha_1, \\
 \Delta_2 &= \Delta_x \cos \alpha_2 + \Delta_y \sin \alpha_2, \\
 \Delta_3 &= \Delta_x \cos \alpha_3 + \Delta_y \sin \alpha_3. \quad (22)
 \end{aligned}$$

Третий шаг.

Находим усилия в стержнях:

$$\begin{aligned}
 T_1 &= C_1 \Delta_1, \quad T_2 = C_2 \Delta_2, \\
 T_3 &= C_3 \Delta_3 \quad C_1 = \frac{E_1 F_1}{l_1}, \\
 C_2 &= \frac{E_2 F_2}{l_2}, \quad C_3 = \frac{E_3 F_3}{l_3} \quad (23)
 \end{aligned}$$

и возвращаемся к первому шагу.

Процесс прекращается при достижении заданной абсолютной или относительной погрешности.

3 Двухъярусная стержневая система

3.1. Метод последовательных приближений

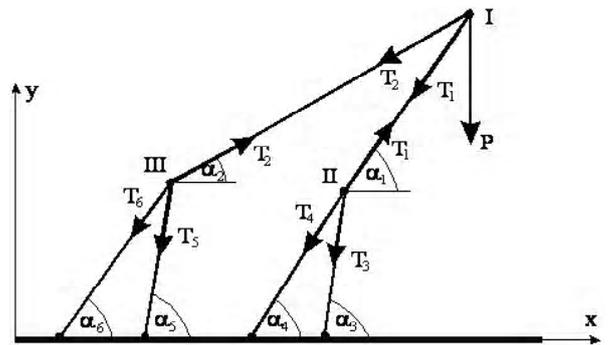


Рис. 4. Двухуровневая стержневая система из 6 стержней

Приведенные выше примеры характерны тем, что в них каждый из стержней имеет один из концов неподвижным. В таких случаях деформация стержня определяется по перемещению подвижного конца стержня.

Рассмотрим более сложные случаи. На рис. 4 приведен случай двухъярусной стержневой системы. Мы видим шесть стержней, соединенных шарнирно в узлах I, II и III. У стержней 1 и 2 подвижными являются оба конца, у остальных – только один конец.

Покажем работу метода последовательных приближений в этом случае.

До начала процесса следует положить равными нулю величины:

$$\begin{aligned}
 \Delta_{xI} &= 0, \quad \Delta_{yI} = 0, \\
 \Delta_{xII} &= 0, \quad \Delta_{yII} = 0, \\
 \Delta_{xIII} &= 0, \quad \Delta_{yIII} = 0, \\
 T_1 &= 0, \quad T_2 = 0, \quad T_3 = 0. \quad (24)
 \end{aligned}$$

Первый шаг.

Находим суммарные проекции нагрузок на все узлы:

$$\begin{aligned}
 \sum X_I &= -T_1 \cos \alpha_1 - T_2 \cos \alpha_2, \\
 \sum Y_I &= -T_1 \sin \alpha_1 - T_2 \sin \alpha_2 - P, \\
 \sum X_{II} &= T_1 \cos \alpha_1 - T_3 \cos \alpha_3 - T_4 \cos \alpha_4, \\
 \sum Y_{II} &= T_1 \sin \alpha_1 - T_3 \sin \alpha_3 - T_4 \sin \alpha_4, \\
 \sum X_{III} &= T_2 \cos \alpha_2 - T_5 \cos \alpha_5 - T_6 \cos \alpha_6, \\
 \sum Y_{III} &= T_2 \sin \alpha_2 - T_5 \sin \alpha_5 - T_6 \sin \alpha_6. \quad (25)
 \end{aligned}$$

Второй шаг.

Выбираем приращения проекций перемещений узлов пропорциональными проекциям суммарных нагрузок:

$$\begin{aligned}
d\Delta_{xI} &= \gamma \sum X_I, \quad d\Delta_{yI} = \gamma \sum Y_I, \\
d\Delta_{xII} &= \gamma \sum X_{II}, \quad d\Delta_{yII} = \gamma \sum Y_{II}, \\
d\Delta_{xIII} &= \gamma \sum X_{III}, \quad d\Delta_{yIII} = \gamma \sum Y_{III}. \quad (26)
\end{aligned}$$

Величина γ задается самостоятельно.

После этого находим проекции полных перемещений узлов:

$$\begin{aligned}
\Delta_{xI} &\rightarrow \Delta_{xI} + d\Delta_{xI}, \quad \Delta_{yI} \rightarrow \Delta_{yI} + d\Delta_{yI}, \\
\Delta_{xII} &\rightarrow \Delta_{xII} + d\Delta_{xII}, \quad \Delta_{yII} \rightarrow \Delta_{yII} + d\Delta_{yII}, \\
\Delta_{xIII} &\rightarrow \Delta_{xIII} + d\Delta_{xIII}, \quad \Delta_{yIII} \rightarrow \Delta_{yIII} + d\Delta_{yIII} \quad (27)
\end{aligned}$$

и деформации стержней. При вычислениях деформаций первых двух стержней учитываем перемещения обеих их концов:

$$\begin{aligned}
\Delta_1 &= (\Delta_{xI} - \Delta_{xII}) \cos \alpha_1 + (\Delta_{yI} - \Delta_{yII}) \sin \alpha_1, \\
\Delta_2 &= (\Delta_{xI} - \Delta_{xIII}) \cos \alpha_2 + (\Delta_{yI} - \Delta_{yIII}) \sin \alpha_2, \\
\Delta_3 &= \Delta_{xII} \cos \alpha_3 + \Delta_{yII} \sin \alpha_3, \\
\Delta_4 &= \Delta_{xII} \cos \alpha_4 + \Delta_{yII} \sin \alpha_4, \\
\Delta_5 &= \Delta_{xIII} \cos \alpha_5 + \Delta_{yIII} \sin \alpha_5, \\
\Delta_6 &= \Delta_{xIII} \cos \alpha_6 + \Delta_{yIII} \sin \alpha_6. \quad (28)
\end{aligned}$$

Третий шаг.

Находим усилия в стержнях:

$$\begin{aligned}
T_1 &= C_1 \Delta_1, \quad T_2 = C_2 \Delta_2, \\
T_3 &= C_3 \Delta_3, \quad T_4 = C_4 \Delta_4, \\
T_5 &= C_5 \Delta_5, \quad T_6 = C_6 \Delta_6 \quad (29)
\end{aligned}$$

и возвращаемся на первый шаг.

Таблица 1 – Расчетные данные системы для задачи 1

Название метода	T_1 (Н.)	T_2 (Н.)	Δ_x (м.)	Δ_y (м.)	Δ_1 (м.)	Δ_2 (м.)
Классический	-10928,2032	7727,4066	0,001255850	-0,0009827	-0,000223	0,0001932
МПП.	-10928,2032	7727,4070	0,001255852	-0,0009826	-0,000223	0,0001932

Таблица 2 – Расчетные данные статически – неопределенной системы для задачи 2

Название метода	T_1 (Н.)	T_2 (Н.)	Δ_x (м.)
Классический	-10323,648581	983,934045	5520,3758201
МПП.	-10323,648580	983,934047	5520,375820
Название метода	Δ_1 (м.)	Δ_2 (м.)	Δ_3 (м.)
Классический	-0,00021073	0,00002460	0,00016603
МПП.	-0,00021073	0,00002459	0,00016603
Название метода	Δ_x (м.)		Δ_y (м.)
Классический	0,00065803		-0,00062325
МПП.	0,00065803		-0,00062325

Процесс прекращается после достижения требуемой абсолютной или относительной точности, т.е. одновременной близости к нулю всех шести величин (25). План действий принципиально не отличается от рассмотренных ранее для соответствующих систем [4].

4 Тестирование метода последовательных приближений (МПП)

Задача 1

Проиллюстрируем решение для задачи, изображенной на рис. 1, с такими входными данными: $l_1 = 0,408248$ $l_2 = 0,5$ м, модули упругости одинаковы $E_1 = E_2 = 2,0 * 10^{11}$ Па, поперечное сечение $F_1 = F_2 = 1,0 * 10^{-4}$ м², углы наклона $\alpha_1 = \frac{\pi}{3}$, $\alpha_2 = \frac{\pi}{4}$ рад соответственно, нагрузка $\bar{P}(0; -4000)$ Н приложена в узле O .

Величина коэффициента $\gamma = 2,0 * 10^{-8}$, погрешность $\varepsilon = 1,7 * 10^{-7}$.

Задача 2

Найдем расчетные параметры для статически неопределенной системы, изображенной на рис. 3. Входные данные рассматриваемой задачи следующие: длины стержней $l_1 = 0,408248$, $l_2 = 0,5$, $l_3 = 0,601501$ м, модули Юнга: $E_1 = E_2 = E_3 = 2,0 * 10^{11}$ Па, поперечное сечение $F_1 = F_2 = F_3 = 10^{-4}$ м², углы наклона $\alpha_1 = \frac{\pi}{3}$, $\alpha_2 = \frac{\pi}{4}$, $\alpha_3 = \frac{\pi}{5}$ соответственно, нагрузка $\bar{P}(0; -5000)$ Н приложена в узле O .

Величина коэффициента $\gamma = 2,0 * 10^{-8}$, погрешность $\varepsilon = 1,0 * 10^{-8}$.

Задача 3

Рассмотренные примеры имели сравнительно небольшое количество стержней и, поэтому легко решаются с помощью классического метода. Решим более сложную задачу для шести стержней, предлагаемым методом. Нумерация стержней и узлов аналогична нумерации установленной на рис. 4. Параметры для расчета стержневой конструкции: $l_1 = 0,3$, $l_2 = 0,5$, $l_3 = 0,37$, $l_4 = 0,45$, $l_5 = 0,37$, $l_6 = 0,45$ м модули упругости одинаковы $E_i = 2,0 \cdot 10^{11}$ Па, поперечное сечение одинаковое $F_i = 5,0 \cdot 10^{-5}$ м² (для всех $i = 1 \dots 6$), углы наклона $\alpha_1 = \frac{39\pi}{202}$, $\alpha_2 = \frac{\pi}{9}$, $\alpha_3 = \frac{337\pi}{883}$, $\alpha_4 = \frac{5\pi}{18}$, $\alpha_5 = \frac{337\pi}{883}$, $\alpha_6 = \frac{5\pi}{18}$ соответственно, нагрузка $\bar{P}(0; -6000)$ Н приложена в узле № 1.

Величина коэффициента $\gamma = 1,0 \cdot 10^{-9}$, погрешность $\varepsilon = 2,0 \cdot 10^{-5}$.

Задача 4

Данная задача является статически неопределимой, однако при решении методом последовательных приближений никаких дополнений делать не нужно. Исходные данные системы: $l_1 = 0,25$, $l_2 = 0,6$, $l_3 = 0,4176779$, $l_{3k+1} = 0,37$, $l_{3k+2} = 0,40$, $l_{3k+3} = 0,45$ м, $k = 1 \dots 3$, модули упругости одинаковы $E_i = 2,0 \cdot 10^{11}$ Па, поперечное сечение $F_i = 5,0 \cdot 10^{-5}$ м², $i = 1 \dots 6$, углы наклона $\alpha_3 = \frac{\pi}{12}$, $\alpha_7 = \frac{5\pi}{18}$, а остальные высчитываются, исходя из геометрии конструкции, нагрузка $\bar{P}(0; -15000)$ Н приложена в узле № 1.

Величина коэффициента $\gamma = 1,0 \cdot 10^{-9}$, погрешность $\varepsilon = 1,0 \cdot 10^{-6}$.

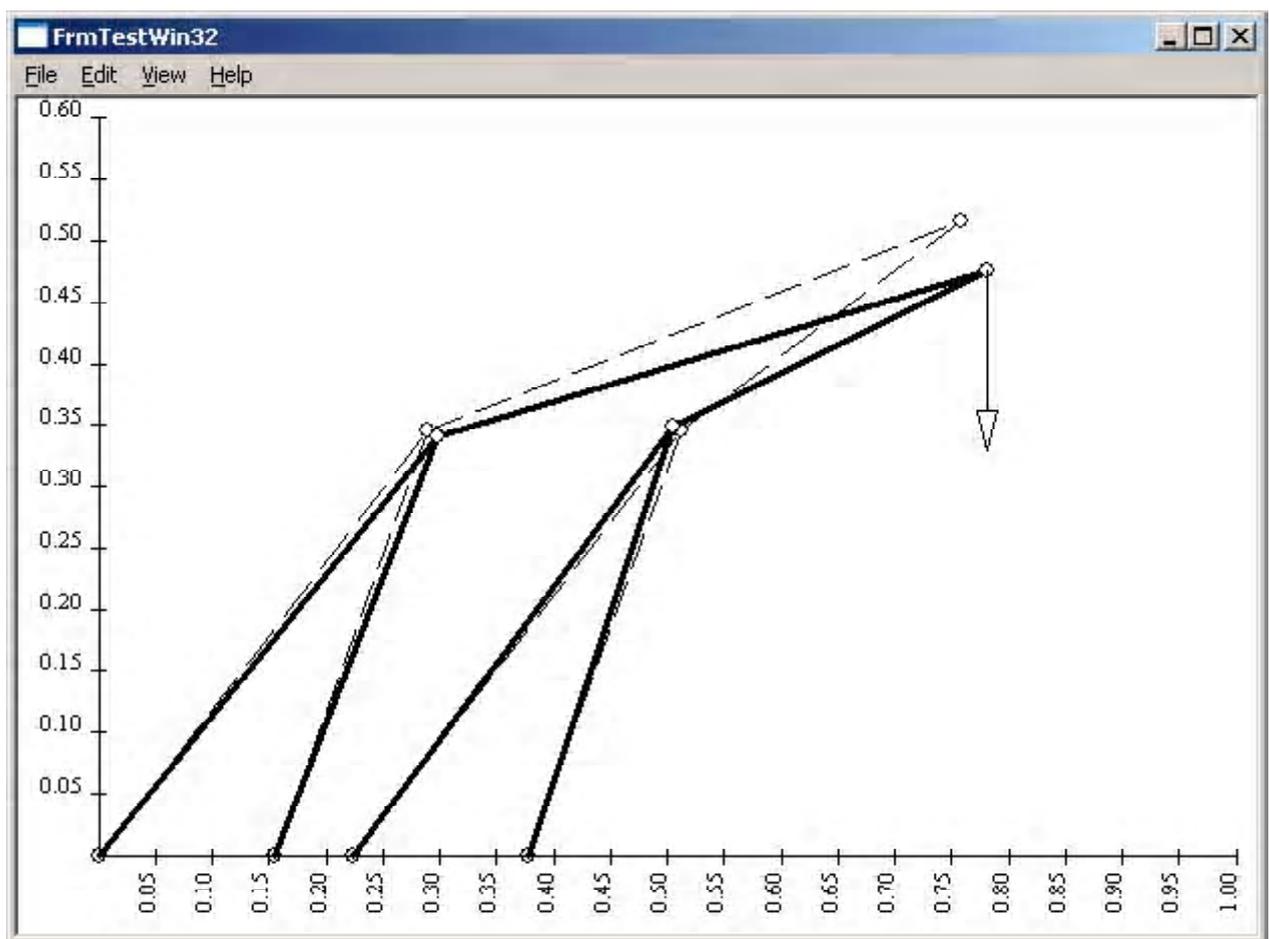


Рис. 5. Деформация системы под действием приложенной нагрузки в кН

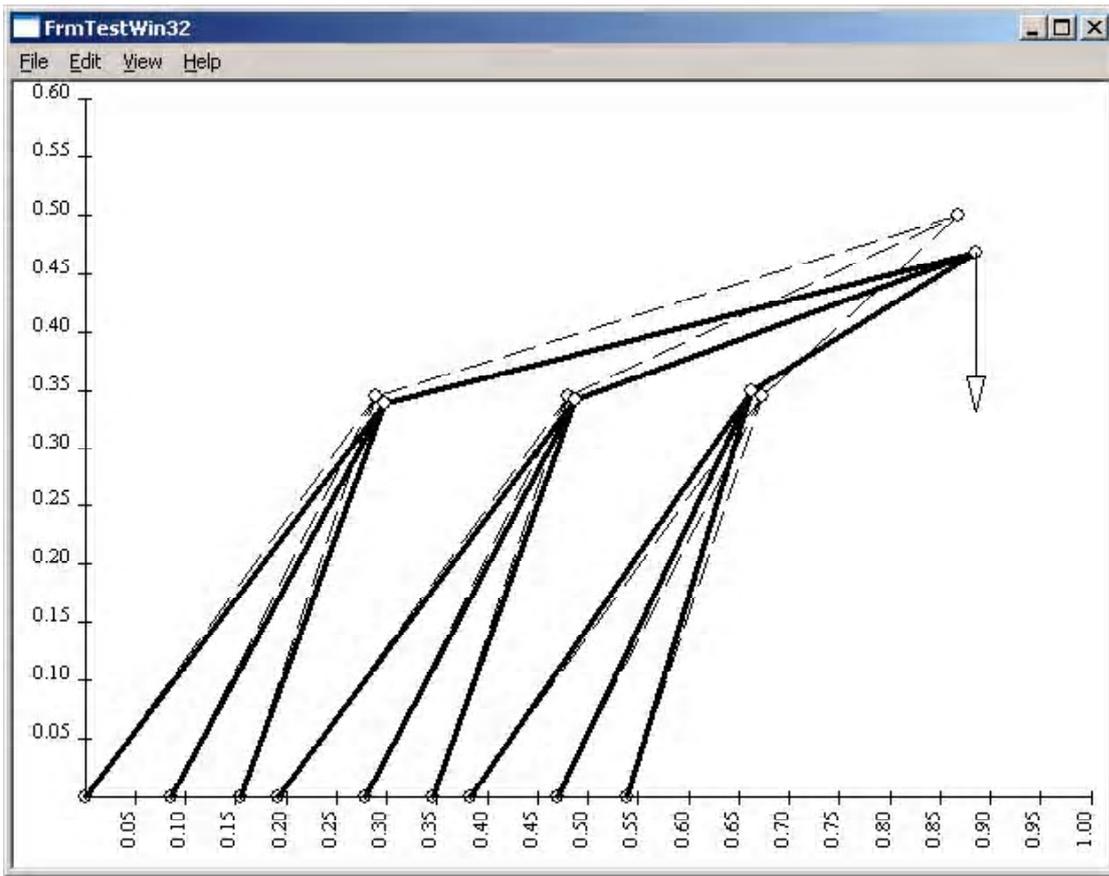


Рис. 6. Деформация системы под действием приложенной нагрузки в 15 кН

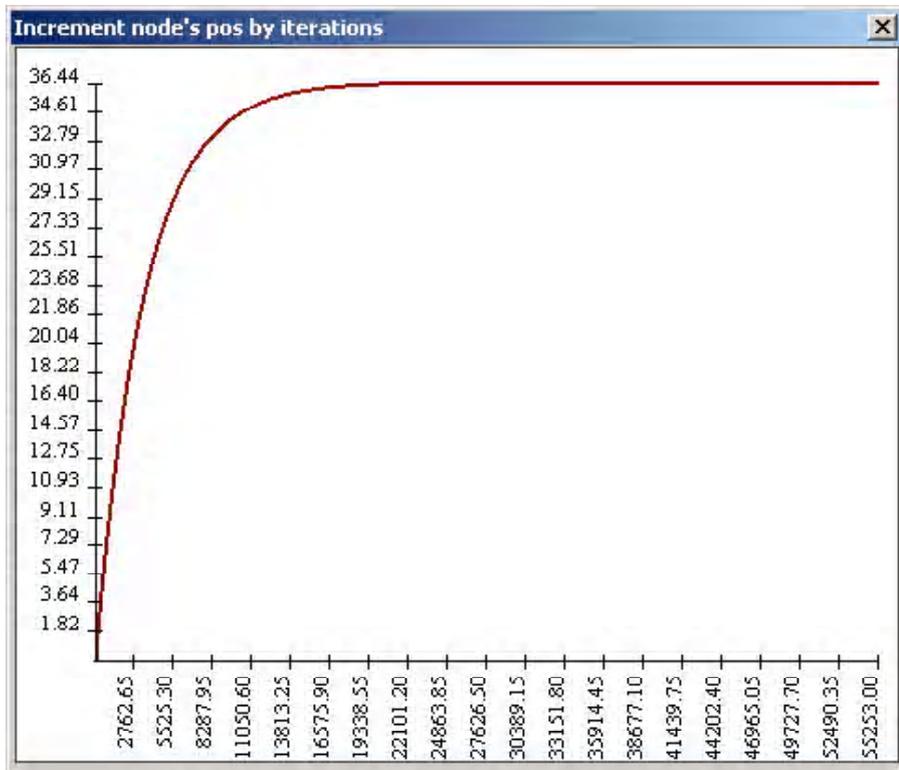


Рис. 7. Перемещение узла I системы из рис. 6 в зависимости от итерации метода

Задача 5

Рассчитаем параметры (деформации, перемещения, нагрузки) для конструкции, изображенной на рис. 8. Длины продольных и поперечных стержней одинаковы и равны $l = 0,1$ м, для наклонных стержней $l = 0,1 * \sqrt{2}$ м. Модули упругости $E_i = 2,0 * 10^{11}$ Па, поперечное сечение $F_i = 1,0 * 10^{-4}$ м², углы наклона

$\alpha_1 = \frac{\pi}{4}$, $\alpha_2 = \frac{3\pi}{4}$ соответственно для наклонных стержней и $\alpha_1 = 0$, $\alpha_2 = \frac{\pi}{2}$ для горизонтальных и вертикальных соответственно. Нагрузка $\bar{P}_i(0; -40000)$ Н для $i = 22 \dots 24$.

Величина коэффициента $\gamma = 1,0 * 10^{-9}$, погрешность $\varepsilon = 1,0 * 10^{-6}$.

Нагрузки приложены перпендикулярно длинны фермы и часто такую картину называют поперечным изгибом.

На рис. 6 хорошо заметна деформация не только всей фермы, но и отдельных ячеек, которые теперь совсем не прямоугольны. На современных машинах

решение данной механической задачи занимает не более 30 секунд при достаточно высокой точности вычислений.

Расчет конструкции на прочность показан графически на рис. 7.

Задача 6

Решим задачу деформации для фермы, изображенной на рис. 9.

Нагрузки $\bar{P}_i(0; -200000)$ Н для $i = 22, 24$. Остальные данные такие же, как и в предыдущей задаче. Величина коэффициента $\gamma = 1,0 * 10^{-9}$, погрешность $\varepsilon = 1,0 * 10^{-6}$.

Нагрузки приложены вдоль длинны фермы и часто такую картину называют продольным изгибом.

Описание алгоритма.

Рассматривается произвольная стержневая конструкция, состоящая из стержней, соединенных шарнирно в узлах. В узлах могут действовать нагрузки в виде сосредоточенных сил.

Предварительно усилия во всех стержнях и перемещения всех узлов считаются равными нулю.

Первый шаг: вычисляются суммы проекций на оси координат всех сил, действующих на каждый узел с учетом как нагрузок, так и усилий в стержнях.

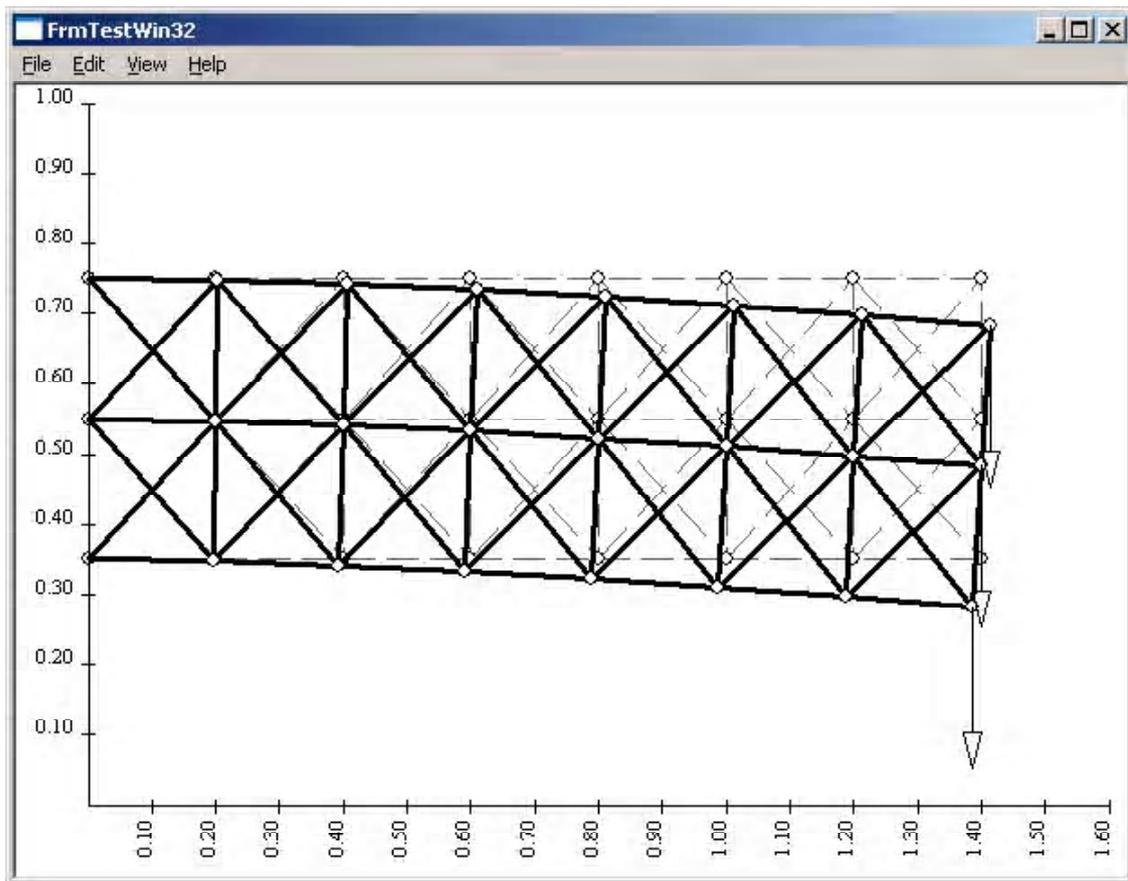


Рис. 8. Изгиб конструкции под действием приложенных нагрузок

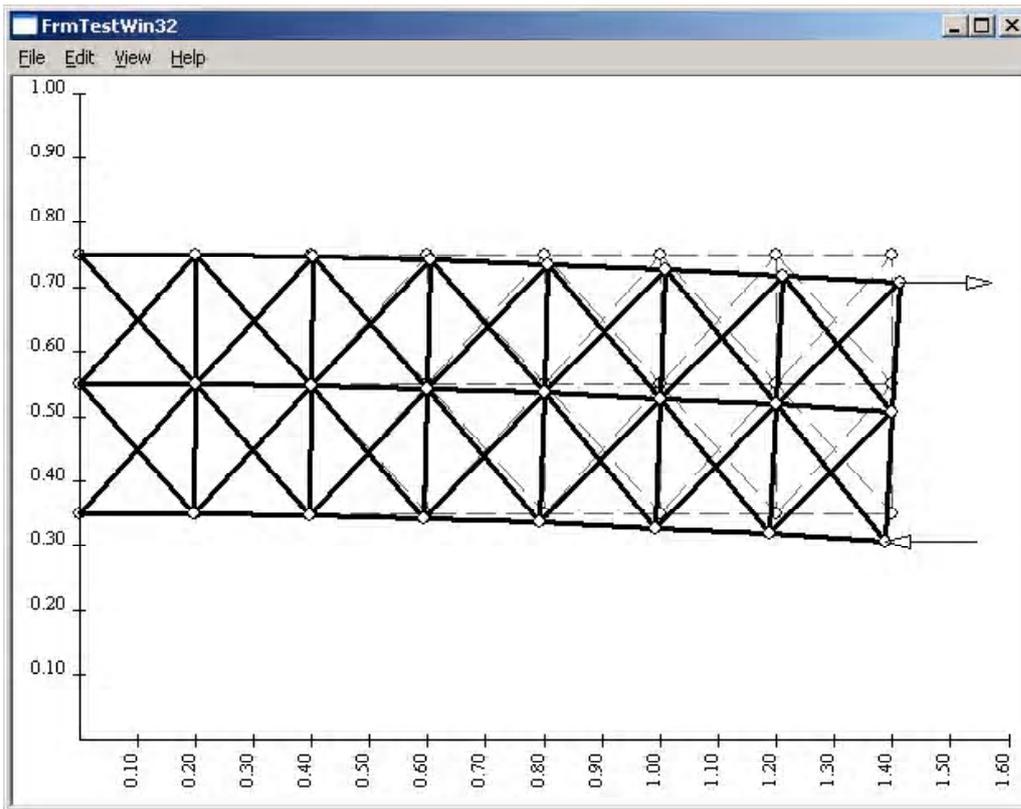


Рис. 9. Деформация системы под действием приложенных нагрузок

Второй шаг: для каждого узла задаются приращения проекций перемещений, пропорциональные вычисленным на первом шаге проекциям усилий. Эти приращения прибавляются к найденным ранее перемещениям узлов.

Третий шаг: с учетом заданных на втором шаге перемещений узлов определяются деформации всех стержней и, на их основе, усилия в стержнях, после чего происходит возврат на первый шаг.

Выводы

1. Разработан метод для расчета на прочность стержневых систем, учитывающий только деформации растяжения – сжатия.

2. Метод последовательных приближений реализован в виде программного пакета, что позволяет создавать и рассчитывать разнообразные стержневые конструкции, а также производить визуализацию результатов.

3. Разрешен ряд задач по расчету систем, результаты расчетов адекватны и соответствуют результатам, полученным другим методом решения.

4. Разработанную методику можно использовать для решения различных задач теории упругости, допускающих построение стержневой модели исследования.

Перечень ссылок

1. Работнов Ю.Н., Механика деформируемого твердого тела – М.: Наука, 1979. – 744 с.
2. Туманский Н. А. Графический расчет систем и механизмов. – М.-Л.: «Машиностроение», 1964. – 300 с.
3. Соколовский З.Н., Макеев С. А. Статика и динамика плоских стержневых систем // Вестник Омского государственного педагогического университета, 2006. – 5 с. [Электронный ресурс] адрес доступа <http://www.omsk.edu/article/vestnik-omgpu-92.pdf>.
4. Шамровский А. Д. Асимптотико – групповой анализ дифференциальных уравнений теории упругости – Запорожье, Издательство Запорожской государственной инженерной академии, 1997. – 169 с.

Одержано 21.04.2008

Розроблений та поданий метод послідовних наближень для розрахунку стрижневих систем, при цьому стрижні вважаються пружними й такими, що підлягають деформаціям розтягнення-стискування. Цей підхід є ітераційним й орієнтований на активне використання ЕОМ.

Method of successive approximations has been developed and implemented. It allows to make careful strength assessment for rod constructions, however only stress-strain type of deformation are taken into account. The given approach is of iteration type, therefore it is oriented for active application of ECM.

УДК 621.891.539.375.6

В. И. Кубич¹, д-р техн. наук Л. И. Ивщенко¹, С. Ю. Цоцорин²¹ Национальный технический университет, ² ОАО «Мотор Сич»
г. Запорожье

МИКРОМЕТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОВЕРХНОСТИ КАК ФАКТОР ВЛИЯНИЯ НА РЕАЛИЗАЦИЮ ИЗБИРАТЕЛЬНОГО ПЕРЕНОСА В ТРИБОСОПРЯЖЕНИИ «ШЕЙКА-ПОКРЫТИЕ-ВКЛАДЫШ»

Рассмотрено изменение исходных микрометрических характеристик поверхностей образцов шеек коленчатых валов, вызванное применением медьсодержащего антифрикционного покрытия с использованием адгезионной галлиево-индиевой среды, как основы для моделирования процессов избирательного переноса в сопряжении «шейка-покрытие-вкладыш».

Актуальность

Основой для реализации эффекта избирательного переноса (ИП) в трибосопряжении «шейка-вкладыш» двигателя внутреннего сгорания, что обуславливает его значительную износостойкость, представляется наличие медьсодержащей структуры, образующейся в результате формирования покрытия на поверхности шеек. Одним из более значимых способов получения такого покрытия, для рассматриваемого сопряжения, является финишная антифрикционная безабразивная обработка поверхностей (ФАБО), заключающаяся во фрикционно-механическом нанесении покрытий на поверхности деталей [1, 2, 3].

Для получения медьсодержащего покрытия на образцах шеек коленчатых валов предлагается использовать способ фрикционно-механического нанесения антифрикционного покрытия, предполагающий применение в качестве антифрикционного материала оловянистую бронзу БрОФ4-0,25, и поверхностно-активную (адгезионную) среду на галлиевой основе (Ga-88 %, In-10%, Cu-2 %). Это вызвано тем, что предположительно именно такой композиционный состав может обусловить протекание структурно-фазовых превращений, свойственных избирательному переносу в данном сопряжении [1, 4].

Однако конкретные данные о результатах микрометрического анализа исходных характеристик элементов такого рода сопряжения, что может послужить основой для составления моделей и представлений о процессах, происходящих в структурах материалов в галлиево-индиевой среде в отношении ИП, отсутствуют [3, 4, 6].

Данный факт и вызывает определенный интерес в детальном анализе исходных микрогеометрических и механических характеристик элементов рассматриваемого трибосопряжения, что необходимо для последующей оценки характера изменения первых в отношении последующего проявления в нем ИП.

Методика проведения измерений

Для проведения работ из восстановленных под ремонтный размер коленчатых валов V-образного двигателя семейства ЗИЛ (материал сталь 45), рядного двигателя семейства ЗМЗ (материал чугун ВЧ50) были изготовлены образцы шеек по средствам электроэрозионной резки в сечениях галтелей, см. рис. 1.

Непосредственно для анализа были использованы две коренных шейки – по одной каждого коленчатого вала. Первоначально каждый образец был подвергнут измерениям величин микрогеометрических и механических характеристик. Затем на поверхности образцов шеек было нанесено медьсодержащее покрытие, после чего измерениям были выполнены вновь.

Для нанесения медьсодержащего покрытия на образцы шеек была изготовлена специальная оправка, закрепляющаяся в бабке токарного станка, на направляющей которой размещался образец шеек с предварительно выточенным внутренним отверстием для посадки их на поверхность направляющей и последующей фиксации шайбой и гайкой, см. рис. 1, 2.

Само же медьсодержащее покрытие на поверхности образцов шеек наносилось предложенным способом с помощью изготовленного устройства, см. рис. 2, 3 [4].



Рис. 1. Образцы шеек коленчатых валов на оправке: слева образец сталь 45 без покрытия; справа образец сталь 45 материалом адгезионной среды (Ga-88 %, In-10 %, Cu-2 %)



Рис. 2. Образец шейки чугуна ВЧ50 закрепленный на оправке, установленный в бабке токарного станка, с адгезионной средой на поверхности (Ga-88 %, In-10 %, Cu-2 %) в контакте с инструментом-цилиндром (BrOF4-0,25)



Рис. 3. Устройство для фрикционно-механического нанесения антифрикционных покрытий: на переднем плане рабочая поверхность инструмента-цилиндра (BrOF4-0,25) со следами адгезионной среды (Ga-88 %, In-10 %, Cu-2 %) в верхней части



Рис. 4. Измерения микротклонения формы поверхности образца шейки: в центрах на оправке установлен образец сталь 45 с медьсодержащим покрытием

В качестве микрогеометрических характеристик поверхностей измерялись и анализировались:

- микротклонения формы поверхности образцов шеек в трех сечениях (L_1, L_2, L_3) по длине в четырех точках 1, 2, 3, 4, для чего использовались центра с измерительной головкой (рис. 4, 7);

- шероховатости поверхности по высотному параметру R_z , относительная опорная длина профиля t_p , характер изменения направленности линий профилограмм (в пределах базовой длины в одном сечении – L_2 , на четырех участках – соответствующих условным точкам 1, 2, 3, 4, для чего использовался профилограф «Калибр-201» (рис. 5, 7).

В качестве механических характеристик поверхностей измерялась и анализировалась микротвердость участков поверхностей, для чего использовался микротвердомер ПМТ-3 (рис. 6) [5, 7]. Измерения проводились с учетом семи проколов, при нагрузке 50 г (по ним вычислялась средняя величина) поверхности на каждом из трех участков в трех сечениях (L_1, L_2, L_3) в четырех условных точках 1, 2, 3, 4 (рис. 7). Условные точки 1, 2, 3, 4 соответствуют $0^\circ, 90^\circ, 180^\circ, 270^\circ$.



Рис. 5. Снятие профилограммы поверхности образца шейки на профилографе «Калибр-201»

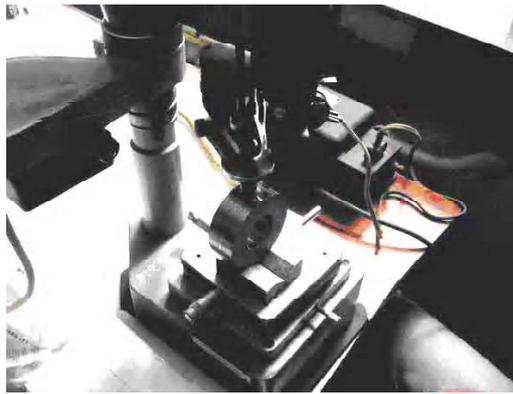


Рис. 6. Измерение микротвердости поверхности образца шейки

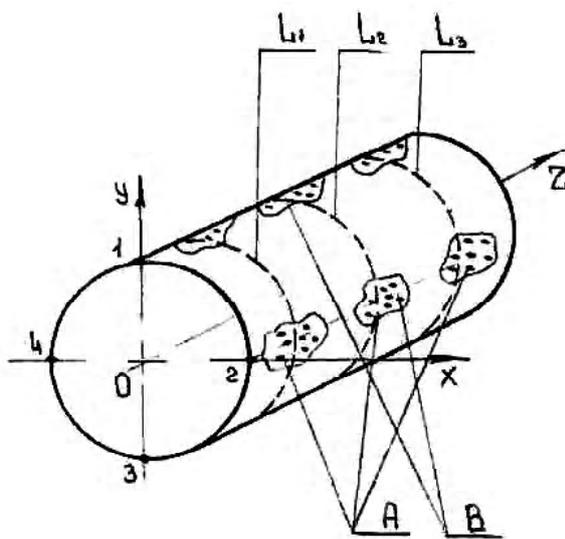


Рис. 7. Схема измерения микрогеометрических и механических характеристик поверхностей образцов шеек:

1, 2, 3, 4 – условные точки окружности поверхности образцов; L_1, L_2, L_3 – сечения по длине поверхности образцов; A – участки измерения микротвердости и микротклонения формы поверхности; B – участки снятия профилограмм

Результаты измерений и их обсуждение

Результаты измерения микроотклонений формы поверхности образцов приведены в табл. 1. Графическое выражение изменения характера микроотклонений формы показано на рис. 8, а; б и рис. 9, а; б.

Из приведенных схем видно, что на исследуемых участках поверхностей с покрытием происходит изменение микроотклонений формы поверхности образцов шеек. При этом на некоторых участках наблюдается относительное выравнивание формы поверхности.

Результаты измерения микротвердости участков поверхности приведены в табл. 2. Графическое выражение изменения микротвердости по исследуемым зонам показано на рис. 10, а; б и рис. 11, а; б. Наблюдается неоднородность значений микротвердости на исследуемых участках поверхности образцов без покрытия и относительно однородное ее распределение с покрытием, причем это в большей степени характерно для образца шейки ЗИЛ (сталь 45). Просматривается тенденция к уменьшению микротвердости во всех исследуемых зонах поверхности шейки ЗИЛ с покрытием. Для образца шейки ЗМЗ уменьшение микротвердости наблюдается только в одной зоне, в остальных же фрагментальное увеличение. Приведенное указывает на процессы переформирования структурных составляющих материалов рассматриваемых образцов в тонких приповерхностных слоях (по результатам вычислений глубина внедрения алмазного конуса от 2,5 до 3,2 мкм).

Очевидным представляется и то, что наблюдаемая тенденция к изменению микротвердости обуславливает изменение отклонений формы поверхности образцов.

Профилограммы, снятые с поверхностей участков образцов, приведены на рис. 12, а; б, 13 а; б, базовая длина измеряемого участка – 5мм. В соответствии с методикой определения параметров шероховатости [7] определены:

- величины относительной опорной длины профиля t_p , %, вычисления проводились на базовой длине 1 мм для 4-х относительных уровней высоты профиля

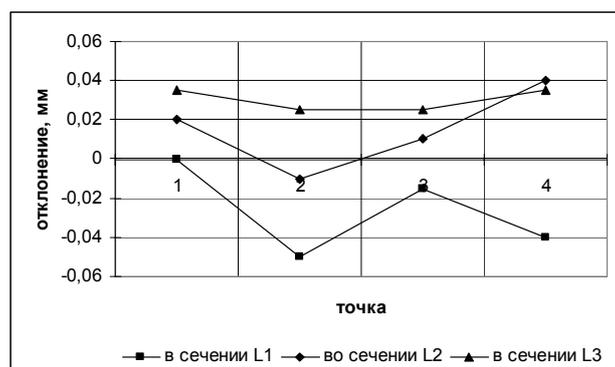
Таблица 1 – Значения микроотклонений формы поверхности образцов шеек

Сечение	Численные значения микроотклонений в условных точках сечений, мкм							
	Образец шейки ЗИЛ, сталь 45				Образец шейки ЗМЗ, ВЧ50			
	1	2	3	4	1	2	3	4
L_1	0	-0,04	0,03	0,06	0	-0,05	-0,015	-0,04
L_1^*	0	0,02	0,09	0,08	0	-0,04	-0,02	0,03
L_2	0,02	0	0,06	0,06	0,02	-0,01	0,01	0,04
L_2^*	0	0,3	0,07	0,05	0	-0,02	-0,02	0,01
L_3	0,02	0,04	0,07	0,04	0,035	0,025	0,025	0,035
L_3^*	0	0,05	0,05	0,01	0	0	0,01	0,01

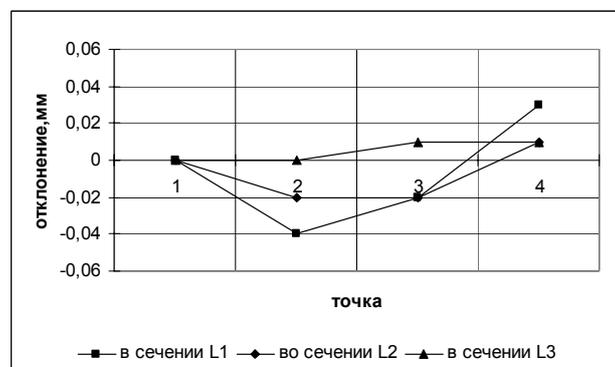
Примечание. В сечениях L_1, L_2, L_3 указаны отклонения формы образцов без покрытия; в сечениях L_1^*, L_2^*, L_3^* – отклонения формы образцов с покрытием.

(20 %, 40 %, 60 %, 80 %) кривые несущей поверхности приведены на рис. 14, а; б и рис. 15, а; б;

- величины высот неровностей профиля по десяти точкам R_z , значения которых приведены в табл. 3.



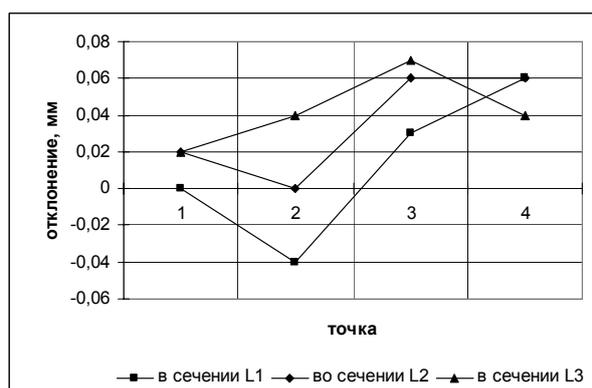
а



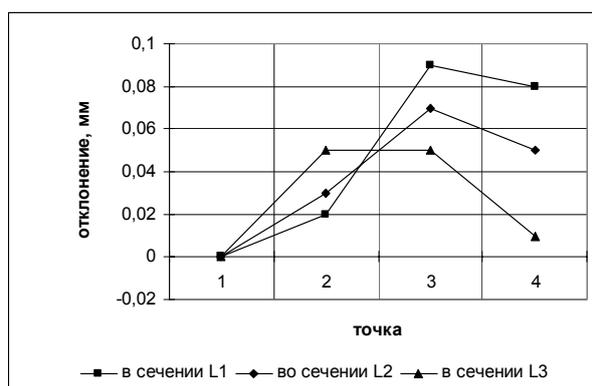
б

Рис. 8. Схема микроотклонений формы поверхности образца шейки коленчатого вала ЗМЗ:

а – без покрытия; б – с покрытием; 1, 2, 3, 4 – условные точки измерений



а



б

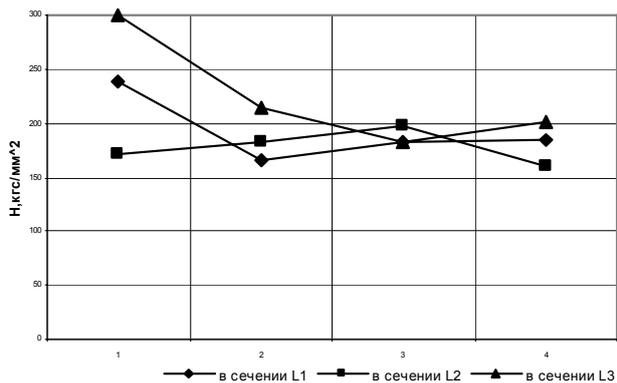
Рис. 9. Схема микроотклонений формы поверхности образца шейки коленчатого вала ЗИЛ:

а – без покрытия; б – с покрытием; 1, 2, 3, 4 – условные точки измерений

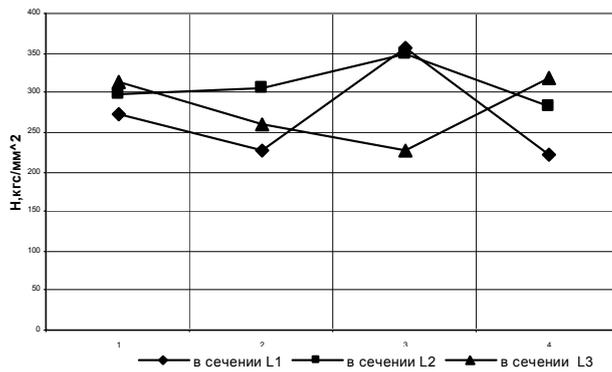
Таблица 2 – Значения микротвердости поверхности образцов шеек

Сечение	Численные значения микротвердости в условных точках сечений, кгс/мм ²							
	Образец шейки ЗИЛ, сталь 45				Образец шейки ЗМЗ, ВЧ50			
	1	2	3	4	1	2	3	4
L_1	274	226	357	220	238	165	182	185
L_1^*	233	239	255	240	134	214	191	163
L_2	298	305	348	282	171	183	197	160
L_2^*	284	252	225	246	151	236	199	209
L_3	312	260	227	317	300	214	182	200
L_3^*	239	259	224	219	206	161	211	197
L_{cp}	295	267	311	273	236	187	187	181
L_{cp}^*	252	250	237	235	164	204	200	187

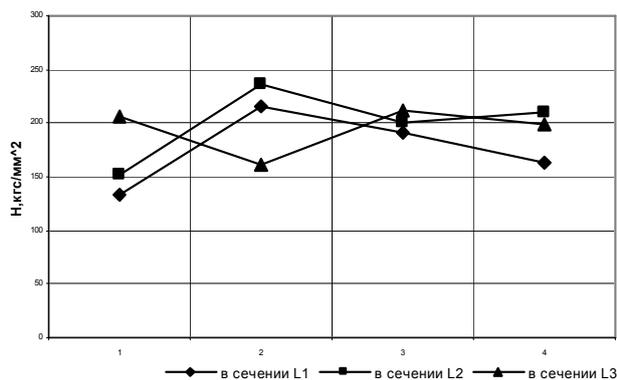
Примечание: в сечениях L_1, L_2, L_3 указаны микротвердости образцов без покрытия; в сечениях L_1^*, L_2^*, L_3^* – микротвердости образцов с покрытием.



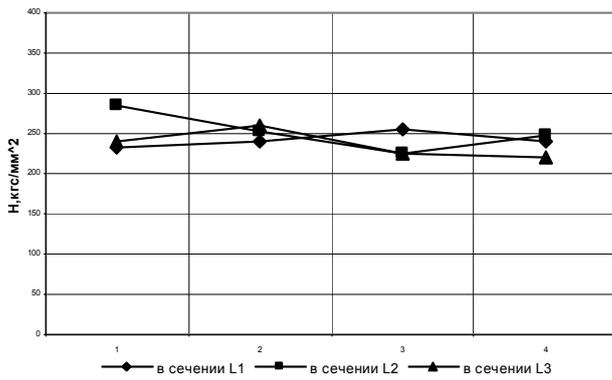
a



a



b



b

Рис. 10. Изменение значений микротвердости поверхности образца шейки коленчатого вала ЗМЗ:

a – без покрытия; б – с покрытием; 1, 2, 3, 4 – условные точки измерений

Рис. 11. Изменение значений микротвердости поверхности образца шейки коленчатого вала ЗИЛ:

a – без покрытия; б – с покрытием; 1, 2, 3, 4 – условные точки измерений

Из приведенных профилограмм видно, что на некоторых участках поверхностей образцов наблюдается своеобразное выравнивание участков профиля поверхности. Линии профилограмм образцов с покрытием становятся более горизонтальными в отношении наклона линий профилограмм образцов без покрытия.

Изменение характера наклона кривых (некоторые участки становятся более горизонтальными) несущей поверхности образцов шеек с покрытием в исследуе-

мых зонах указывает на фрагментальное увеличение опорной длины профиля.

Зонное снижение и повышение величины R_z по окружности, изменение характера наклона линий профилограмм, относительной опорной длины профиля указывает на то, что в приповерхностных слоях материала образцов происходят процессы, связанные с пластическим передерформированием и изменением свойств микроструктуры материала шеек и покрытия в слоях толщиной ≈ 6 мкм.



a



b

Рис. 12. Профилограммы поверхностей образцов шеек ЗИЛ в сечении L_2 в условной точке 1:

a – образец шейки без покрытия; б – с покрытием

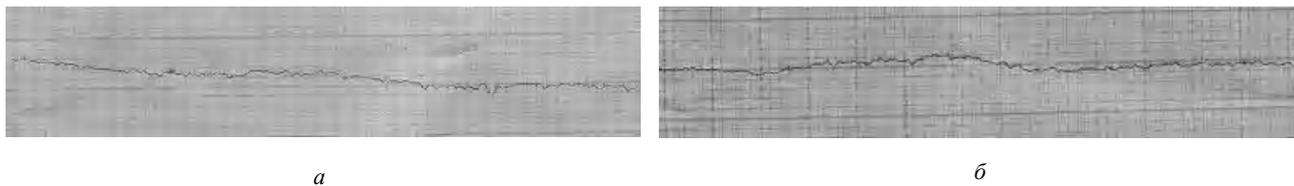
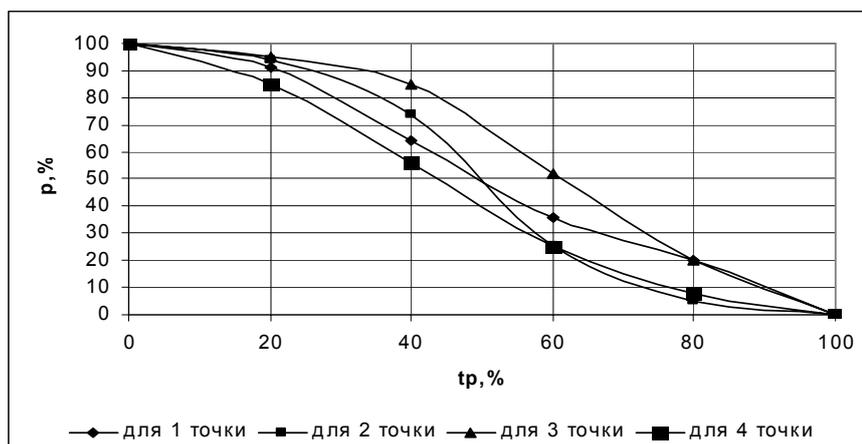


Рис. 13. Профилограммы поверхностей образцов шеек ЗМЗ в сечении L_2 в условной точке 1:
 а – образец шейки без покрытия; б – с покрытием

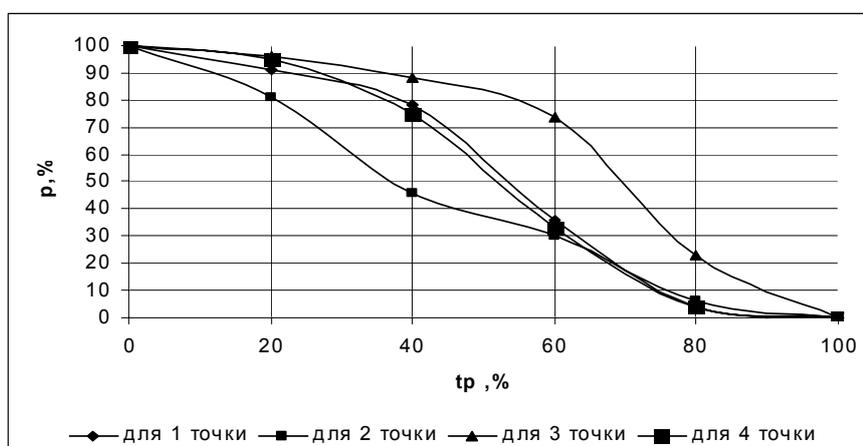
Таблица 3 – Значения параметра шероховатости R_z

Сечение	Численные значения параметра R_z в условных точках сечений, мкм									
	Образец шейки ЗИЛ, сталь 45					Образец шейки ЗМЗ, ВЧ50				
	1	2	3	4	среднее	1	2	3	4	среднее
L_2	4,8	4,26	3,4	3,2	3,9	5,8	4,7	4,2	4,2	4,7
L_2^*	3,6	4,0	3,8	4,6	4,0	6,1	5,1	5,9	5,1	5,5

Примечание. В сечении L_2 указаны высоты неровностей профиля образцов без покрытия; в сечении L_2^* – с покрытием.

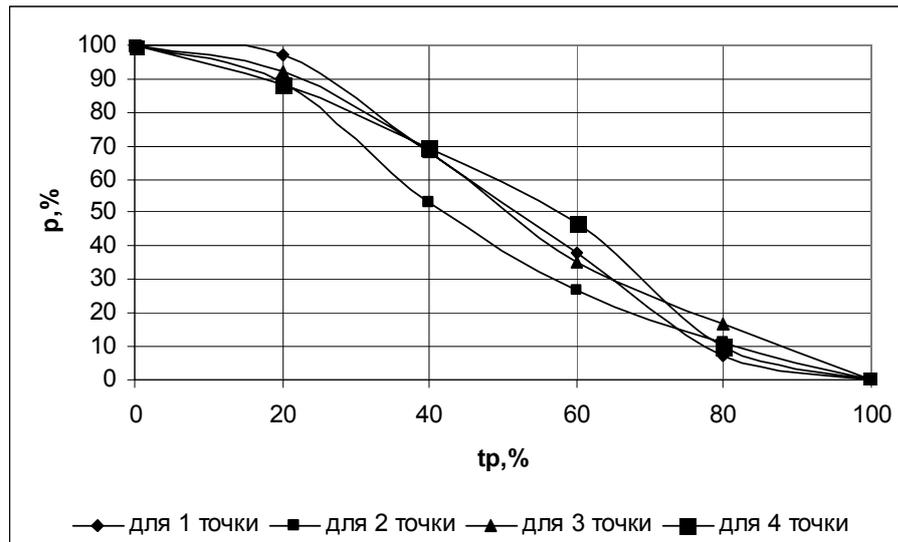


а

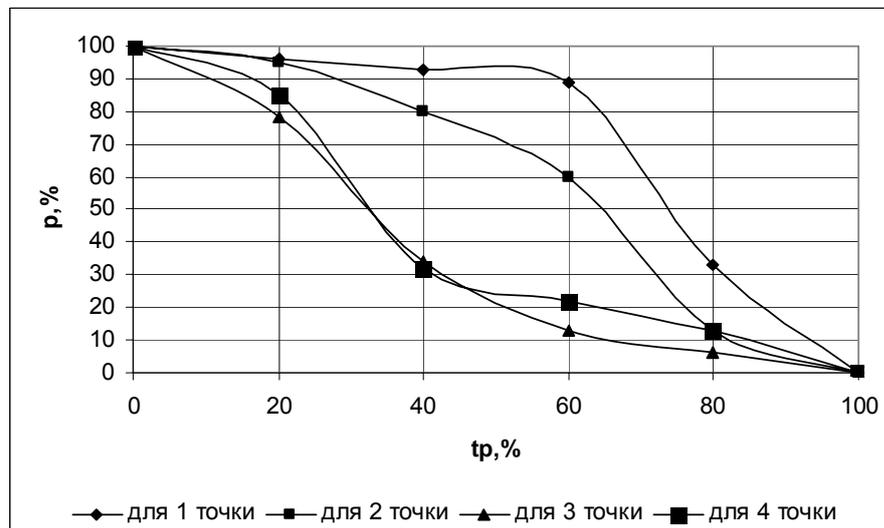


б

Рис. 14. Кривые несущей поверхности образца шейки коленчатого вала ЗМЗ:
 а – без покрытия; б – с покрытием



a



б

Рис. 15. Кривые несущей поверхности образца шейки коленчатого вала ЗИЛ:

a – без покрытия; б – с покрытием

Выводы

В целом результаты измерений могут свидетельствовать о том, что при использовании предлагаемого медьсодержащего покрытия для реализации ИП, в тонких поверхностных слоях материалов шеек и покрытия:

- развивается интенсивная пластическая деформация, которую можно связывать с зарождением, размножением, перераспределением дефектов кристаллической решетки, прежде всего дислокаций и вакансий;

- происходят процессы перемешивания дефектов, что обуславливает их неравновесную концентрацию на локальных участках поверхности.

Полученные численные значения микрометрических характеристик элементов трибосопряжения «шейка-покрытие-вкладыш», косвенно выражающие предполагаемые процессы, могут рассматриваться как основа для последующих структурно-фазовых превращений, свойственных эффекту ИП.

Микрометрические отклонения, локальные значения микротвердости, параметра шероховатости, изменяемые по поверхности образцов шеек в результате нанесения покрытия такого типа, могут быть использованы в качестве исходных данных для моделирования процессов в локальных зонах фрикционного контакта покрытия, но уже с материалом вкладыша при работе данного трибосопряжения.

Рассмотренный подход позволит получить определенные представления в отношении проявления ИП в рассматриваемом трибосопряжении. Исходя из полученных результатов, ИП может проявляться в данном случае фрагментарно по зонам контакта. Для этого необходимо провести ряд исследований, связанных с физическим моделированием процессов работы трибосопряжения «шейка-покрытие-вкладыш» в лабораторных условиях и оценкой структурных параметров пленочных образований в нем.

Перечень ссылок

1. Кубич В.И. Ившенко Л.И. К методике исследования избирательного переноса в трибосопряжении // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2007. – № 2 – С. 134-138.
2. Гаркунов Д.Н. Триботехника. М.: Машиностроение, 1985. – 411 с.
3. Д.Н. Гаркунов. Триботехника. Износ и безызносность. – М.: МСХА, 2001. – 627 с.
4. Колчаев А.М., Степанов В.Б. Способ фрикционно-механического нанесения антифрикционного покрытия. Патент РФ № 2060300. – 1996. – 13 с.
5. Харитонов Л.Г. Определение микротвердости. – М.: Металлургия, 1967. – 36 с.
6. Балабанов В.И. Повышение качества отремонтированных двигателей внутреннего сгорания путем реализации избирательного переноса при трении. – М.: Вестник машиностроения. – 2001. – № 8. С. 14-19.
7. Куксенова Л.И. и др. Методы испытаний на трение и износ. – М: Интермет инжиниринг, 2001. – 274 с.

Поступила в редакцию 16.10.2008

Розглянуто зміни вихідних мікрометричних характеристик поверхонь зразків шийок колінчастих валів, які обумовлені використанням мідьотримувальним антифрикційним покриттям з застосуванням адгезионного середовища галій-індій для моделювання процесів вибіркового переносу у трибоз'єднанні «шийка-покриття-вкладыш».

The changing of initial micrometric characteristics of crankshafts neck surfaces caused by application of copper-bearing antifriction coating using adhesive gallium-indium environment as a basis for selective transfer processes modelling in «neck-coating-insertion» junction is studied.

УДК 539.374

Канд. техн. наук Ю. В. Мастиновский, А. В. Паршуков

Национальный технический университет, г. Запорожье

УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИЕ ВОЛНЫ В СТЕРЖНЕ, СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА КОТОРОГО ЗАВИСЯТ ОТ СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Рассматривается распространение продольных волн в упругопластическом стержне, полубесконечном или закрепленном на неударяемом торце, при действии удара с постоянной или зависящей от времени скоростью и с конечным временем приложения нагрузки. Движения стержня описываются квазилинейным уравнением гиперболического типа, к которому присоединяются соотношения деформация-перемещение и определяющие соотношения, в которых предполагается, что скорость деформации можно разложить на упругую и пластическую составляющие. Задача решается численно с помощью приведенных уравнений характеристик и условий на них.

Основные задачи о распространении упругопластических волн в средах, обладающих нелинейной зависимостью напряжения от деформации, при продоль-

ном и поперечном ударах рассмотрены в работах [1-3]. Нелинейные дифференциальные уравнения движения стержня и некоторые модели линейно-вязкоупру-

гого поведення тела, получившие наибольшую известность, приводятся в [4; 8].

Исследование влияния скоростей деформации на динамическое поведение материалов и конструкций требует преодоления многих теоретических и экспериментальных трудностей [5; 6; 8]. Аналитическое решение удается получить лишь в случае простейших граничных условий для идеализированной диаграммы деформация-напряжение. Для реальных реологических соотношений, описывающих переход от упругого к пластическому состоянию требуется привлечение численных методов. Однако, большее число разрывов в конкретных задачах значительно усложняет численное решение с точным рассмотрением всех разрывов. Это приводит к необходимости сглаживания разрывов (например, введением искусственной вязкости) для возможности применения схем сквозного счета.

Постановка задачи

Рассмотрим стержень постоянного поперечного сечения, который до момента времени $t = 0$ находился в покое, в недеформированном состоянии. Положим начало координаты Лагранжа на торце стержня, а ось « x » направим вдоль стержня. В момент времени $t = 0$ торец стержня $x = 0$ подвергается механическому воздействию, которое моделируется заданием напряжения, или деформации, или скорости частиц торца (в общем случае, зависящими от времени). При этом напряжение предполагается известной функцией деформации $\sigma = \sigma(\varepsilon)$.

Предполагается, что свойства материала в рассматриваемой модели зависят от скорости деформации $\dot{\varepsilon}$, которую можно разложить на упругую $\dot{\varepsilon}_e$ и пластическую $\dot{\varepsilon}_p$ составляющие:

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_e + \dot{\varepsilon}_p = \frac{\dot{\sigma}}{E} + f < \sigma - \sigma_s >, \quad (1)$$

где E – модуль Юнга; $f < \sigma - \sigma_s >$ – функция упрочнения; σ_s – статический предел текучести. При $\sigma \leq \sigma_s$ скорость пластической деформации равна нулю.

Основные уравнения, описывающие процесс распространения волн в тонком упруго-вязкопластическом стержне, для случая больших деформаций, имеют следующий вид:

уравнение движения

$$\frac{\partial \sigma}{\partial x} = \rho \frac{\partial V}{\partial t}; \quad (2)$$

соотношения деформация-перемещение

$$\varepsilon = \left(1 + \frac{1}{2} \frac{\partial u}{\partial x}\right) \frac{\partial u}{\partial x} \quad \text{или} \quad \frac{\partial \varepsilon}{\partial t} = \left(1 + \frac{\partial u}{\partial x}\right) \frac{\partial V}{\partial x}; \quad (3)$$

определяющие соотношения

$$\begin{aligned} \frac{\partial \sigma}{\partial t} &= E \frac{\partial \varepsilon}{\partial t}, & \text{при } \sigma \leq \sigma_s; \\ \frac{\partial \sigma}{\partial t} &= E \frac{\partial \varepsilon}{\partial t} - E \cdot f < \sigma - \sigma_s >, & \text{при } \sigma > \sigma_s, \end{aligned} \quad (4)$$

где $f < \sigma - \sigma_s >$ – скорость пластической деформации; t – время, измеряемое от начала удара; x – лагранжевая координата; ρ – начальная плотность; u – перемещение; $V = \frac{\partial u}{\partial t}$ – скорость частицы.

Скорость распространения волн в общем случае есть функция напряжения. Введем безразмерные величины

$$\tilde{x} = \frac{x}{l}; \quad \tilde{t} = \frac{t \cdot c}{l}; \quad \tilde{u} = \frac{u}{l}; \quad \tilde{V} = \frac{V}{c}; \quad \tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{\rho \cdot c^2},$$

где l – длина стержня; $c^2 = \frac{E}{\rho}$ – скорость продольной упругой волны в стержне. Опуская верхний знак тильда « \sim » у безразмерных величин и обозначая нижним индексом частную производную у искомых величин, систему (2), (3), (4) запишем так:

$$\begin{cases} V_t - \sigma_x = 0; \\ \varepsilon_t - \alpha^2 \cdot V_x = 0; \\ \sigma_t - \alpha^2 \cdot V_x = -F, \end{cases} \quad (5)$$

где $\alpha^2 = (1 + u_x)$; $F = \beta \cdot f < \sigma - \sigma_s >$; $\beta = \frac{l}{c \cdot \eta}$; величина η , связанная с временем релаксации и имеющая размерность секунды.

Система (5) представляет собой систему квазилинейных уравнений с частными производными гиперболического типа, которая может быть решена с использованием метода характеристик [8].

Начальные и граничные условия примем в виде [7]:

$$\begin{aligned} V = \sigma = \varepsilon = 0, & \quad \text{при } t = 0; \\ A_1 \cdot V_t + A_2 \cdot V + A_3 \cdot \sigma = \varphi_1(t), & \quad \text{при } x = 0, \\ B_1 \cdot V_t + B_2 \cdot V + B_3 \cdot \sigma = \varphi_2(t), & \quad \text{при } x = 1. \end{aligned} \quad (6)$$

Граничные условия (6), записанные в общем виде, при $A_1 \neq 0$ или $B_1 \neq 0$ требуют задания: $t = 0, V|_{x=0} = V_0; V|_{x=1} = V_1$.

Численный метод решения

Система уравнений (5) имеет три семейства характеристик, вдоль которых выполняются следующие соотношения:

$$\begin{aligned} dx &= 0, & d\varepsilon - d\sigma &= F \cdot dt; \\ dx &= \pm \alpha \cdot dt, & \pm \alpha \cdot dV - d\sigma &= F \cdot dt. \end{aligned} \quad (7)$$

Для упругой области получаем $\alpha = 1$, т. е. предполагается, что упругие деформации не зависят от скорости деформации ($\varepsilon = u_x$ и $F = 0$). К соотношениям (7) присоединяем равенство

$$du = u_x \cdot dx + V \cdot dt, \quad (8)$$

которое выполняется вдоль любого направления.

Заметим, что в характеристики, определяемые (7), в пластичной области не постоянны $\alpha = \alpha(u_x)$, а их вид зависит от самого решения. Численное интегрирование этих уравнений, следовательно, усложняется.

При численном интегрировании уравнений (7) вдоль сетки характеристик в каком из возможных состояний находится рассчитываемая точка проверялось следующими неравенствами:

$$\sigma > \sigma_S \quad \text{и} \quad \frac{\partial |V|}{\partial t} > 0, \quad \text{область пластического деформирования,}$$

$$\sigma > \sigma_S \quad \text{и} \quad \frac{\partial |V|}{\partial t} \leq 0, \quad \text{область упругой разгрузки,}$$

$$\sigma \leq \sigma_S \quad \text{и} \quad \frac{\partial |V|}{\partial t} \leq 0, \quad \text{область упругого деформирования.}$$

В отличие от упругой области, в которой линии характеристик постоянны, в пластической области на каждом шаге по времени использовался метод итера-

ций для уточнения угла наклона характеристик.

Пример расчета

Для проверки работы вычислительной схемы решалась задача об ударе по полубесконечному стержню с постоянной скоростью V_0 , материал которого обладает линейным упрочнением:

$$\sigma(\varepsilon) = \begin{cases} \varepsilon, & \varepsilon \leq 1; \\ 1 + E_1(\varepsilon - 1), & \varepsilon > 1. \end{cases} \quad (9)$$

На рис. 1 показаны распределения деформаций в стержне для $V_0 = -3$ и $V_0 = -4$ при $t = 64$, которые хорошо согласуются с результатами, приведенными в работе [9].

С использованием диаграммы (9) решалась задача об ударе по стержню конечной длины. При расчетах задавалось: $V_0 = -t \cdot e^t$, при $x = 0$; $V = 0$, при $x = 1$; $\Delta x = \Delta t = 0,005$; $\beta = 1$, $E_1 = 0,2$.

На рис. 2 представлен процесс распространения волн напряжений в стержне для $0 \leq t \leq 6$. Расчеты показали, что учет влияния скорости пластической деформации существенно сказывается лишь вблизи ударяемого и заданного концов стержня, что и видно на рис. 3, где выделены зоны пластичности.

Предложенная методика расчета позволяет исследовать влияние эффекта повышения модуля упрочнения при увеличении скорости пластической деформации и решать задачи для реальных диаграмм материалов.

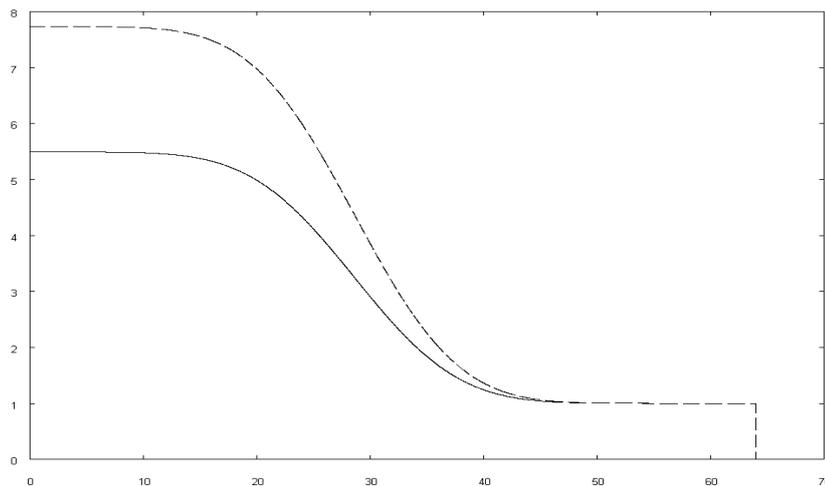


Рис. 1. Распределение деформаций в полубесконечном стержне ($t = 64$).

(—) — $V_0 = -3$, (---) — $V_0 = -4$

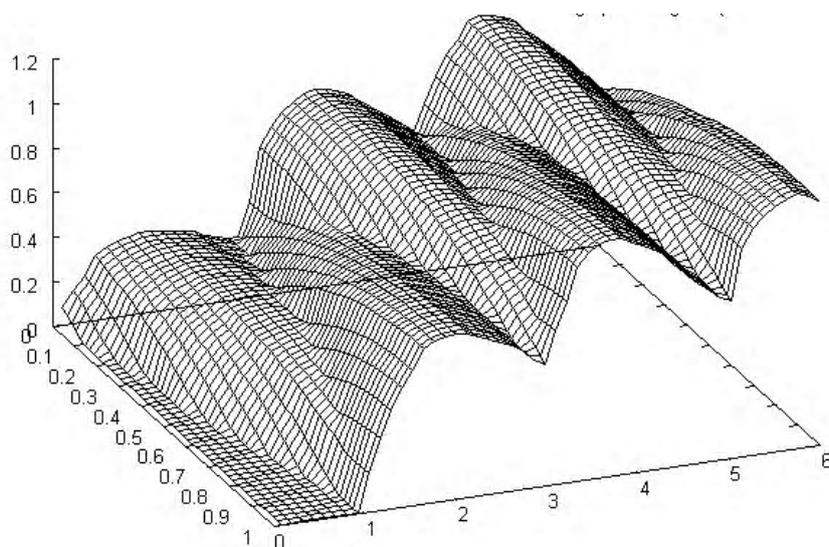


Рис. 2. Распространение волн напряжений в стержне конечной длины

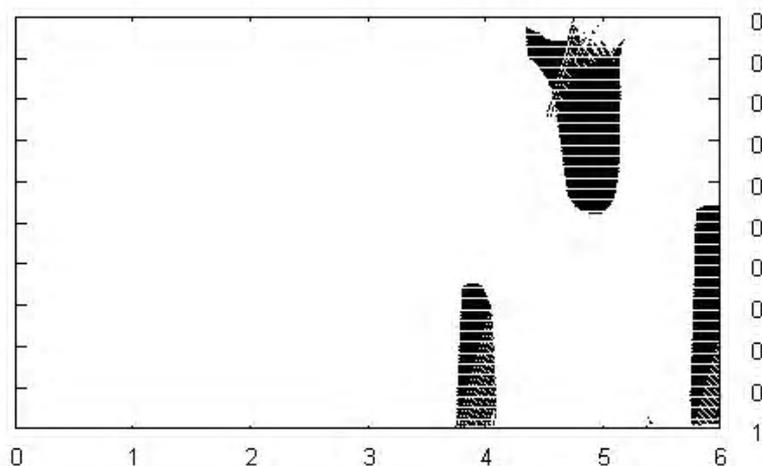


Рис. 3. Зоны пластичности

Перечень ссылок

1. Рахматулин Х. А., Демьянов Ю. А. Прочность при интенсивных кратковременных нагрузках // М. – 1961.
2. Новацкий В. К. Волновые задачи и теории пластичности // М.: «Мир», 1978. – 307 с.
3. Вернер Гольдсмит. Удар. Теория и физические свойства соударяемых тел // М., 1965. – 448 с.
4. Сагомоян А. Я. Волны напряжения в сплошных средах. Учебное пособие // М., 1985. – 416 с.
5. Васин Р. А., Ленский В. С., Ленский Э. В. Динамические зависимости между напряжениями и деформации // Проблемы динамики упруго-пластических сред. Сборник обзоров, серия Механика, № 5. – М.: «Мир». – 1975, С. 7-38.
6. Чейз К., Гольдсмит В. Экспериментальное определение нестационарных одноосных напряжений в стерж-

- не методом фотопластичности // Нестационарные процессы в деформируемых телах. Сборник обзоров, серия Механика, № 8. – М.: «Мир», 1976. – С. 214-237.
7. Бураго Н. Х., Кукуджанов В. Н. Распространение волн в материалах с запаздыванием текучести // В книге: «Распространение упругих и упругопластических волн». – Алма-Ата: «Наука», Казахская ССР, 1973. – С. 101-107.
8. Зукас Дж. А., Николас Т., Свифт Х. Ф., Грещук Л. Б., Курран Д. Р. Динамика удара: перевод с английского // М.: Мир, 1985. – 296 с.
9. Кукуджанов В. Н. Распространение упругопластических волн в стержне с учетом влияния скорости деформации // Труды Вычислительного центра АН СССР, т. 1. – М., 1967. – 48 с.

Одержано 12.06.2008

Розглядається розповсюдження подовжніх хвиль у пружно-пластичному стержні, напівнескінченному або закріпленому на торці, по якому вдаряють, при дії удару з постійною або залежною від часу швидкістю і з кінцевим часом прикладення навантаження. Рух стержня описується квазілінійним рівнянням гіперболічного типу, до якого приєднують співвідношення деформація-переміщення та визначальні співвідношення, в яких припускається, що швидкість деформації можна розкласти на пружну та пластичну складові. Задача вирішується чисельно за допомогою приведених рівнянь характеристик та умов на них.

Spreading of longitudinal waves in elastic-plastic rod, semi-infinite or fixed on nonstruck butt-end is considered, under the action of stroke with stationary or time-dependent velocity and with finite time of load application. Rod movement is expressed by the quasilinear equation of hyperbolic type together with strain-displacement correlation and defining correlation in which it is supposed, that the strain velocity can be decomposed on elastic and plastic component. The problem is solved numerically with the help of reduced equations of characteristics and conditions on them.

УДК 539.3

Я. В. Чумаченко, Т. И. Левицкая

Национальный технический университет, г. Запорожье

К РАСЧЕТУ КОЭФФИЦИЕНТОВ ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЙ В ЗАДАЧАХ КРУЧЕНИЯ ПОЛИГОНАЛЬНЫХ СТЕРЖНЕЙ, ОСЛАБЛЕННЫХ ПРОДОЛЬНЫМИ РАЗРЕЗАМИ

Задача кручения полигонального стержня решается методом произведения областей. Получены формулы, упрощающие в рамках этого метода нахождение коэффициентов интенсивности напряжений, возникающих вблизи края разреза. Теория применяется к расчету квадратного и треугольного стержней с трещинами.

Введение

Коэффициенты интенсивности напряжений (КИН) играют весьма важную роль в механике разрушения, являясь объектами аналитических и экспериментальных исследований [1, 2]. При кручении призматических стержней касательные напряжения вблизи края продольного разреза (трещины) могут быть описаны [3] асимптотическими формулами

$$\tau_{rz} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\varphi}{2}, \quad \tau_{\varphi z} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\varphi}{2}. \quad (1)$$

где (r, φ) – полярная система координат в поперечном сечении стержня с полюсом на краю трещины и полярной осью вдоль ее продолжения, z – ось кручения, а постоянная K_{III} является коэффициентом интенсивности. В работе [4] для нахождения K_{III} в рамках метода произведения областей (ПО) был адаптирован подход, развитый в [5], который сводится к нахождению некоторого интеграла вдоль контура, охватывающего край трещины. В настоящей работе получены формулы, которые (при решении задачи кручения методом ПО) позволяют избежать указанного ин-

тегрирования. Выполнено систематическое численное исследование зависимостей КИН от геометрии скручиваемого объекта для квадратного стержня с произвольно-ориентированным внутренним разрезом и правильного треугольного стержня с перпендикулярным или наклонным разрезами, выходящими на его поверхность.

Вывод расчетных соотношений

Пусть (x, y) является основной прямоугольной системой координат на (в общем случае) многосвязном поперечном сечении полигонального стержня с границей, состоящей из N прямолинейных звеньев. Поставим в соответствие каждому такому звену l_j ($j = \overline{1, N}$) систему локальных координат (x_j, y_j) , начало которой находится в центре звена, а орт \hat{y}_j направлен в сторону материала стержня. Ориентацию системы выберем так, чтобы $\hat{x}_j \times \hat{y}_j = z$. Дополнительно, с помощью соотношений

$$x_j = f_j ch \xi_j \cos \eta_j, \quad y_j = f_j sh \xi_j \sin \eta_j. \quad (2)$$

где f_j – половина длины j -го звена, введем локаль-

ные эллиптические координаты (ξ_j, η_j) . Сторону звена l_j , отвечающую значению $y_j = 0 +$, обозначим l_j^+ .

Следуя методу ПО, функцию напряжений при кручении U можно теперь представить в виде

$$U = \sum_{j=1}^N u_j - (x^2 + y^2) / 2 + \tilde{C}, \quad (3)$$

$$u_j = D_0^j \xi_j + \sum_{n=1}^{\infty} D_n^j e^{-n\xi_j} \cos n\eta_j, \quad (4)$$

где коэффициенты D_n^j и \tilde{C} определяются путем решения методом усечения некоторой бесконечной системы алгебраических уравнений, следующей из граничных условий, накладываемых на функцию U [6].

Пусть теперь j -е звено представляет собой сечение разреза. Если его конец имеет координаты $(x_j, y_j) = (f_j, 0)$, то

$$\tau_{x_j z} \Big|_{l_j^+} = -\tau_{r z} \Big|_{l_j^+}. \quad (5)$$

Из этой формулы, учитывая асимптотическое равенство (см. (1), где $\varphi = \pi$)

$$\tau_{r z} \Big|_{l_j^+} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}}, \quad (6)$$

следует, что

$$K_{III} = -\lim_{r \rightarrow 0} (\sqrt{2\pi r} \tau_{x_j z} \Big|_{l_j^+}). \quad (7)$$

Так как $\frac{\partial U}{\partial y_j} \Big|_{l_j^+} = \frac{1}{\sqrt{\rho_1 \rho_2}} \frac{\partial U}{\partial \xi_j}$ (ρ_1, ρ_2 – расстояния

точки наблюдения до концов j -го звена), то с учетом (3) и (4) касательное напряжение (5) можно представить в виде

$$\begin{aligned} \tau_{x_j z} \Big|_{l_j^+} &= G\theta \frac{\partial U}{\partial y_j} \Big|_{l_j^+} = \\ &= G\theta \left[\frac{\partial}{\partial y_j} \left(\sum_{k \neq j} u_k - \frac{x^2 + y^2}{2} \right) + \right. \\ &\quad \left. + \frac{1}{\sqrt{r} \sqrt{\rho_2}} \left(D_0^j - \sum_{n=1}^{\infty} D_n^j n \cos n\eta_j \right) \right]. \quad (8) \end{aligned}$$

Здесь G – модуль сдвига материала стержня, а θ – угол закручивания на единицу длины его волокон.

Слагаемое $\frac{\partial}{\partial y_j} \left(\sum_{k \neq j} u_k - \frac{x^2 + y^2}{2} \right)$ в квадратных

скобках в (8) ограничено и непрерывно в окрестности точки $(f_j, 0)$, а $\lim_{r \rightarrow 0} \rho_2 = s_j$, где s_j – ширина разреза.

Поэтому, подставив (8) в (7) и учитывая, что $\eta_j \rightarrow 0$, когда $r \rightarrow 0$, мы получим

$$K_{III} = -G\theta \sqrt{\frac{2\pi}{s_j}} \left(D_0^j - \sum_{n=1}^{\infty} n D_n^j \right). \quad (9)$$

Если конец разреза имеет координаты $(x_j, y_j) = (-f_j, 0)$, то аналогичные рассуждения приводят к формуле

$$K_{III} = -G\theta \sqrt{\frac{2\pi}{s_j}} \left(D_0^j - \sum_{n=1}^{\infty} (-1)^n n D_n^j \right). \quad (10)$$

Численные результаты

На рис. 1 показана геометрия исследуемых объектов.

Таблица 1 представляет результаты расчета значений нормированного коэффициента интенсивности

$$\tilde{k} = -\sqrt{\frac{2}{\pi}} \frac{K_{III}}{G\theta b^{3/2}} \quad (11)$$

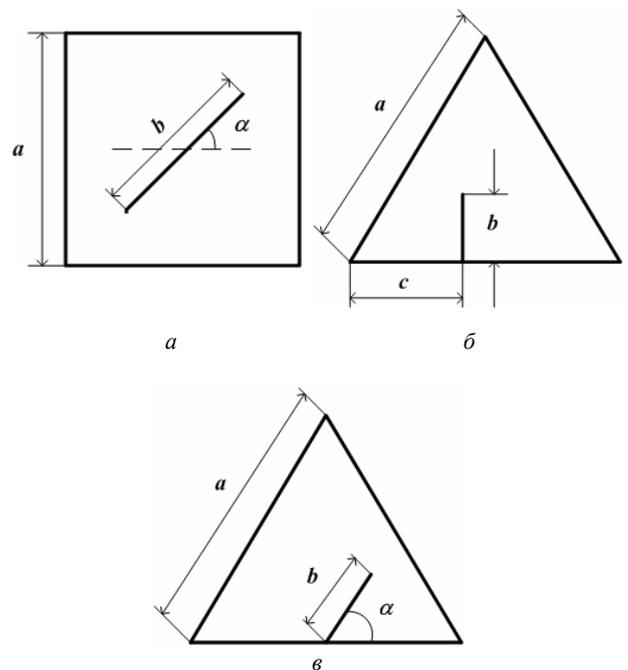


Рис. 1

в зависимости от числа слагаемых \bar{M} , учитываемых после усечения в каждом из рядов типа (4), для правого конца разреза в квадратном стержне (рис. 1, а) при $b/a = 0,5$ и $\alpha = 45^\circ$. Сравняются результаты полученные методом [5], а также с помощью формулы (9). Видно, что эта формула позволяет эффективно находить значения КИН для трещины, не прибегая к более сложному подходу, развитому в [5].

Таблица 1

\bar{M}	\tilde{k}	
	[5]	(9)
1	-0,2691	0
2	-0,2691	0
3	-0,2360	-0,2408
4	-0,2364	-0,2413
5	-0,2334	-0,2334
7	-0,2341	-0,2341
10	-0,2340	-0,2340
20	-0,2340	-0,2340

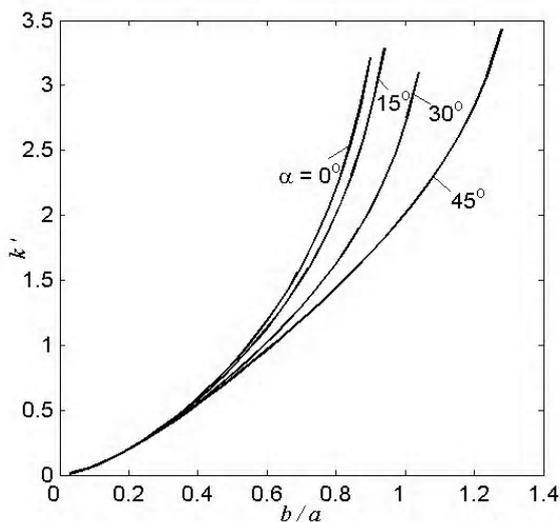


Рис. 2

На последующих рисунках приводятся рассчитанные значения коэффициента интенсивности напряжений, возникающих у края продольного разреза при кручении стержней, чьи профили показаны на рис. 1. Использована более употребительная нормировка

$$k' = -\frac{K_{III} a^2}{M}, \quad (12)$$

где $M = C\theta$ – крутящий момент, а C – жесткость стержня при кручении (расчет C методом ПО рассматривался в [6]).

Заключение

В рамках метода ПО для расчета значений КИН, связанных с краями продольных разрезов в полигональных стержнях при их кручении, получены простые формулы, выражающие эти значения через Фурье – коэффициенты функции напряжений, относящиеся только к граничному звену, представляющему разрез. Выполнено численное исследование зависимостей КИН от геометрии скручиваемых объектов для нескольких конкретных стержней, ослабленных продольными трещинами.

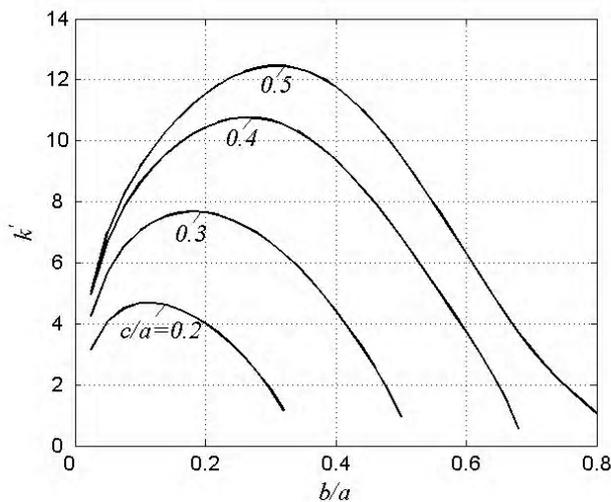


Рис. 3

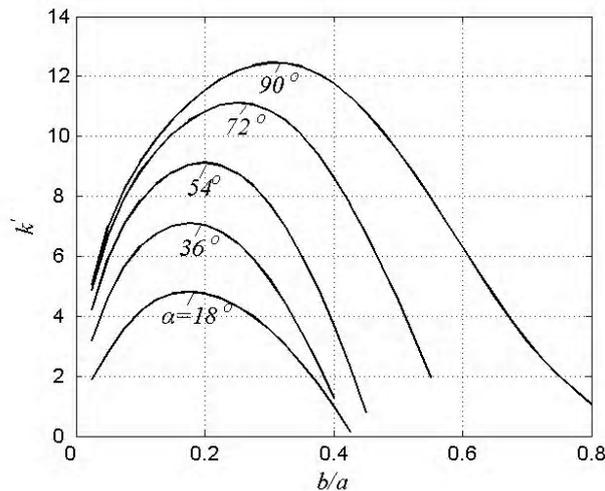


Рис. 4

Перечень ссылок

1. Черепанов Г.П. Механика хрупкого разрушения. – М.: Наука, 1974. – 640 с.
2. Панасюк В.В. Механика квазихрупкого разрушения материалов. – Киев: Наук. думка, 1991. – 441 с.

3. Механика разрушения и прочность материалов: Справочное пособие: В 4-х т./Под общей редакцией Панасюка В.В. – Киев: Наук. думка, 1988. Т.2: Коэффициенты интенсивности напряжений в телах с трещинами / Саврук М.П. – 1988. – 620 с.
4. Пожуев В.И., Чумаченко Я.В. К расчету коэффициентов интенсивности напряжений при решении задачи кручения призматического стержня с продольными полостями полигонального профиля // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2005. – № 1. – С. 137-141.
5. Арутюнян Н.Х., Баблюян А.А. Об особенностях напряжений вблизи угловых точек профилей однородных и составных призматических стержней при кручении // ДАН СССР. – 1982. – Т. 264. – № 4. – С. 842-845.
6. Пожуев В.И., Чумаченко Я.В. О кручении призматических стержней многосвязного полигонального профиля // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2004. – № 2. – С.79-83.

Одержано 12.06.2008

Задача скруту полігонального стрижня розв'язується методом добутку областей. Отримані формули, які спрощують в рамках цього методу знаходження коефіцієнтів інтенсивності напружень, що виникають біля краю розрізу. Теорія застосовується для розрахунку квадратного та трикутного стрижнів з тріщинами.

The torsion problem of a polygonal cross-section bar with longitudinal slits is considered using the domain-product technique. Formulas, which simplify computing the intensity factors of stresses that are formed at cut edge, have been obtained. The theory is applied to the square and the triangular bars with cracks.

УДК 621.771.23.09

Канд. техн. наук А. Б. Максимов

Государственный морской технологический университет, г. Керчь

ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ СТАЛЬНЫХ СТЕРЖНЕЙ

В работе представлены данные о характере развития пластического течения стали при кручении стержней круглого поперечного сечения. Предложена схема напряженно-деформированного состояния при пластическом кручении.

Введение

Известно, [1] что при деформации кручением как в упругой, так и в пластической области происходит уменьшение диаметра образца и увеличение его длины. Однако, количественные и качественные характеристики, а также сведения о механизме деформации в литературе не обнаружены. Поэтому представляло интерес определить количественные характеристики деформации и рассмотреть возможное напряженно-деформированное состояние при кручении стержней круглого поперечного сечения.

Материал и методика исследования

Из листовой стали 17Г1С-У в отожженном, нормализованном и термоупрочненном состояниях изготавливали цилиндрические образцы с головками. Диаметр рабочей части образца составлял 6мм, а длина – 60мм. Деформирование кручением проводили в специальной установке [2], соединенной с универсальным дилатометром ДКМ для определения изменения длины образца. Деформирование осуществляли кручением в одну сторону (односторонним) и циклическим по же-

стой схеме нагружения с симметричным циклом с амплитудой углов закручивания $\pm 720^\circ$, $\pm 540^\circ$, $\pm 360^\circ$, $\pm 180^\circ$ до полного разрушения образца при комнатной температуре. Изменение диаметра рабочей части образца проводили при помощи индикатора часового типа с точностью до 0,001 мм.

Теория и анализ полученных результатов

В результате проведенных экспериментов установлено, что при пластическом деформировании кручением стержней круглого поперечного сечения происходит увеличение их длины. При одностороннем кручении увеличение длины больше, чем при циклическом, рис. 1. Если при одностороннем кручении длина возрастает монотонно, то при циклическом кручении при изменении направления деформации происходит уменьшение длины, но в целом за цикл деформации наблюдается увеличение.

Величина амплитуды циклической деформации практически не влияет на конечное изменение длины образца, но значительно меньше, чем при одностороннем кручении, рис. 2.

Увеличение длины образца сопровождается уменьшением диаметра, т.е. площадью поперечного сечения. На рис. 3 показано изменение диаметра образцов в различном исходном структурном состоянии в зависимости от числа оборотов деформации кручением. Для образцов в отожженном состоянии (наименьшая

прочность) при деформации кручением выделяется три участка: первичное уменьшение диаметра, затем некоторое возрастание с последующим монотонным снижением. Для нормализованного состояния (промежуточная прочность) первый участок, характеризующийся снижением диаметра, отсутствует. А для образ-



Рис. 1. Изменение длины образца при одностороннем кручении (•) и циклической деформации (○) с амплитудой 360°

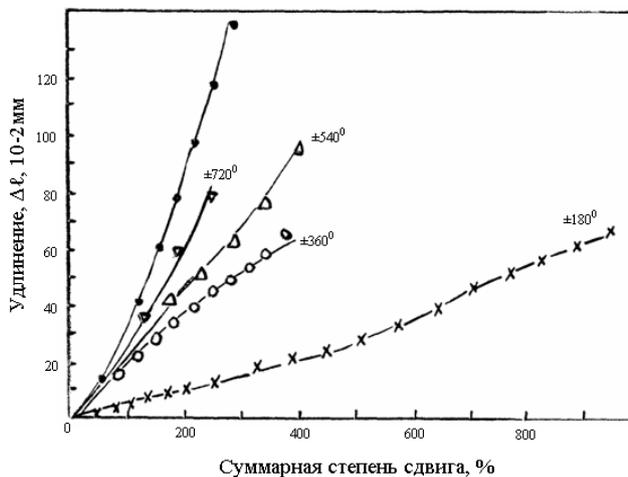


Рис. 2. Зависимость удлинения образца от суммарной степени сдвига:

(•) – односторонняя деформация; цифры у кривых – амплитуда деформации

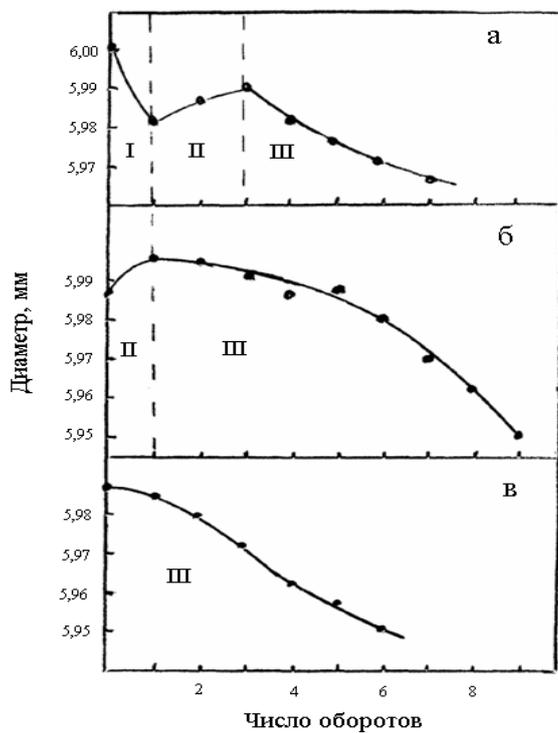


Рис. 3. Зависимость диаметра образца от числа оборотов деформации кручением:

а – отожженная сталь 17Г1С-У;
б – нормализованная сталь 17Г1С-У;
в – термоупрочненная сталь 17Г1С-У

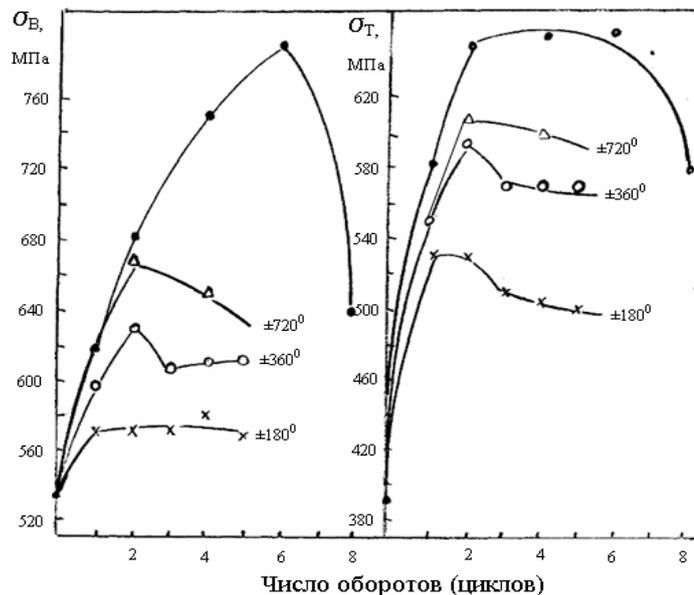


Рис. 4. Зависимость механических свойств нормализованной стали 17Г1С-У от числа оборотов или циклов деформирования:

(•) – односторонняя деформация; цифры у кривых – амплитуда деформации

цов в термически упрочненном состоянии характерен только третий участок, т.е. уменьшение диаметра образца.

Отмеченное изменение диаметра образца при кручении свидетельствует о сложном характере изменения поперечной деформации.

Деформация кручением как односторонняя, так и циклическая сопровождается вначале увеличением прочностных свойств стали, а затем, незадолго до разрушения – разупрочнением, рис. 4.

В таблице представлены результаты расчета относительного изменения объема образца в зависимости от числа оборотов при односторонней деформации кручением.

Анализ изменений продольной и поперечной деформаций при кручении показывает, что при первых двух оборотах происходит уплотнение металла, по-видимому, за счет уменьшения пор, связанных с выплавкой стали. Поперечная деформация характеризует степень трансформации продольной деформации в поперечном направлении. Высокое значение отношения $\epsilon_{\perp} / \epsilon_{\parallel}$ при первых двух оборотах свидетельствует о повышенной степени течения металла в поперечном направлении за счет закрытия пор. Между вторым и третьим оборотом отношение $\epsilon_{\perp} / \epsilon_{\parallel}$ принимает значение равное 0,5, которое соответствует неизменности объема при деформации. После этого с увеличением числа оборотов отношение $\epsilon_{\perp} / \epsilon_{\parallel}$ уменьшается до 0,33 и, соответственно, происходит увеличение объема. Увеличение объема при деформировании обусловлено пластическим разрыхлением за счет развития повреждаемости металла. [3] Пластическое разрыхление металла приводит к снижению прочностных свойств, рис. 4.

В области упругости отношение $\epsilon_{\perp} / \epsilon_{\parallel}$ называется коэффициентом Пуассона и для углеродистых и легированных сталей составляет 0,24-0,30 [4]. Согласно полученных данных в области пластической деформации после уплотнения это отношение несколько больше и составляет 0,38-0,33.

Если принять, что при деформации материала доминирующим фактором является возникновение микронапряжений [3, 5, 6], то при смене знака деформации происходит их частичная релаксация. Этим можно объяснить «пилообразный» характер изменения длины образца (рис. 1) при циклической деформации.

Известно [4], что при кручении, как частном случае сдвига, относительное изменение объема равно нулю, так как касательные напряжения не могут вызвать изменение объема. Изменение объема обусловлено растягивающими или сжимающими напряжениями.

Поэтому, логично предположить, что при кручении кроме касательных напряжений в плоскости сечения образца действуют радиальные сжимающие напряжения [7]. Это приводит к возникновению пластического течения в продольном направлении, т.е. вдоль длины образца.

Соответствующие схемы напряженного и деформированного состояния материала при кручении представлены на рис. 5.

На схемах не показаны касательные напряжения, возникающие в состоянии чистого сдвига, так как они не приводят к удлинению образца.

Исходя из экспериментальных данных, возможно предположить, что при пластическом кручении цилиндрических образцов возникает плоское напряженное состояние ($\sigma_x = \sigma_y < 0$) и объемное деформированное ($\epsilon_x = \epsilon_y < 0, \epsilon_z > 0$).

Таблица 1 – Относительное изменение объема ($\frac{\Delta V}{V}$) и деформации образца при одностороннем кручении в зависимости от числа оборотов (N) (сталь 17Г1С-У в отожженном состоянии)*

N	1	2	3	4	5	6
$\frac{\Delta V}{V} \cdot 100\%$	-0,60	-0,20	0,14	0,24	0,41	0,48
$\epsilon_{\perp} \cdot 100\%$	-0,33	-0,25	-0,22	-0,33	-0,24	-0,50
$\epsilon_{\parallel} \cdot 100\%$	0,07	0,28	0,58	0,92	1,25	1,50
$\frac{\epsilon_{\perp}}{\epsilon_{\parallel}}$	4,70	0,89	0,38	0,36	0,34	0,33

Примечание: ϵ_{\perp} – поперечная деформация; ϵ_{\parallel} – продольная деформация.

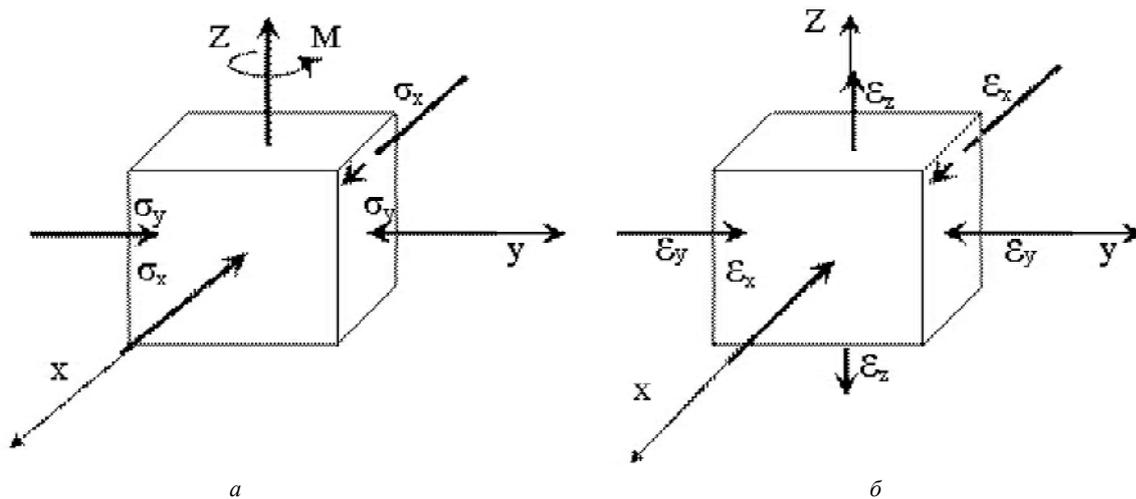


Рис. 5. Схема напряженного состояния (а), схема деформированного состояния (б):

M – приложенный скручивающий момент; σ_x, σ_y – нормальные напряжения;

$\epsilon_x, \epsilon_y, \epsilon_z$ – деформации вдоль соответствующих направлений

Выводы

На основании выполненных исследований и их обсуждения сделаны следующие выводы:

1. Установлено, что при пластическом кручении происходит увеличение длины образцов и уменьшение их площади поперечного сечения.
2. При циклической деформации увеличение длины меньше, чем при одностороннем кручении.
3. Предложено, что при пластическом кручении возникает плоское напряженное состояние, вследствие этого происходит продольное течение металла.

Перечень ссылок

1. А.С. 546456 СССР, МКИ² В23Р11/02. Способ демонтажа прессовых соединений деталей типа вал-втулка / Коркин В.В. – Опубл. 15.02.77. Бюл. № 6.
2. Максимов А.Б. Устройство для измерения деформаций образца // Механизация производственных процессов рыбного хозяйства, промышленных и аграрных предприятий. Сборник научных трудов Керченского морского технологического института. – Выпуск 5. – Керчь: КМТИ. – 2003. – С. 58-61.

3. Кадашевич Ю.И., Новожилов В.В. О влиянии начальных микронапряжений на макроскопическую деформацию поликристаллов / Прикладная математика и механика, 1968. – Вып. 5. – т. 32. – С. 908-922.
4. Дарков А.В., Шпиро Г.С. Сопротивление материалов. – М.: Высшая школа, 1989. – 623 с.
5. Максимов А.Б. Механизм повреждаемости стали при циклической деформации / Механизация производственных процессов рыбного хозяйства, промышленных и аграрных предприятий. Сборник научных трудов Керченского морского технологического института. Выпуск 4. – Керчь: КМТИ. – 2002. – С. 128-130.
6. Максимов А.Б., Наливайченко Т.М., Подгайский М.С., Бойко Ю.Ф. / Деформационное упрочнение листовой стали и вклад ориентированных микронапряжений. / Теория и технология производство толстого листа. – М.: Металлургия, 1986. – С. 100-102.
7. Максимов А.Б. Исследование механизма пластического деформирования при монотонном и циклическом кручении // Механизация производственных процессов рыбного хозяйства, промышленных и аграрных предприятий. Сборник научных трудов Керченского морского технологического института. – Выпуск 4. – Керчь: КМТИ. – 2002. – С. 197-199.

Одержано 14.03.2008

В роботі представлені дані про характер розвитку пластичного плину сталі при крутінні стержнів круглого поперечного перерізу. Запропоновано схему пружно-деформованого стану при пластичному крутінні.

Data about steel plastic flow development character for round cross-section rod torsion. Scheme of stress-strain conditions at plastic torsion is proposed.

V МЕХАНІЗАЦІЯ, АВТОМАТИЗАЦІЯ ТА РОБОТИЗАЦІЯ

УДК 620.178.3

Канд. техн. наук Л. М. Мартовицький¹, канд. техн. наук А. І. Сочава¹, Д. В. Кугай²

¹ Національний технічний університет, ²ООО «Зевс»
м. Запоріжжя

ЛІНІЇ ВПЛИВУ ДЛЯ СИСТЕМ ІЗ ЗМІННОЮ СТАТИЧНОЮ ВИЗНАЧЕНІСТЮ

Пласко-просторові рами металоконструкцій мостових кранів розглядаються як здатні за повний цикл роботи змінювати свою статичну визначеність та опорну конфігурацію, що є причиною завантаження поясів головних балок знакозмінними напруженнями, які впливають на втому металу.

В практиці проектування й експлуатації металоконструкцій вантажопідійомних кранів існують випадки, коли конструкція протягом одного робочого циклу може змінювати характер своєї статичної визначеності.

Так поведуть себе мости двобалкових мостових кранів, чотирьохопорні вантажні візки, порталні козлових, баштових і порталних кранів, тобто, конструкції, які завантажуються рухомими силами. Мости мають чотирьохточкове опирання крана (чотири опорно-ходових колеса) на підкранові рейки. Таку ж чотирьохточкову опорну конфігурацію мають рамні металоконструкції вантажних візків більшості двобалкових мостових, козлових, стрілових і інших вантажопідійомних кранів. Із класичної механіки відомо, що чотири точки опирання для пласкої системи призводять до статичної невизначеності, а для статичної визначеності системи достатньо трьох опорних точок. Таким чином, всі металоконструкції вантажопідійомних кранів мостових, козлових, порталних, баштових і інших кранів є один раз статично-невизначеними.

Ситуація ускладнюється тим, що металоконструкції в процесі експлуатації завантажуються візками з вантажем, що рухаються вздовж прогонів та на вильотах консолей кранів. Тобто, несучі елементи металоконструкцій завантажуються стаціонарними та рухомими навантаженнями. Проектувальні розрахунки в таких випадках слід проводити за допомогою ліній впливу.

Існують лінії впливу реакцій опор, перерізувальних сил, згинальних моментів, переміщень для балок, внутрішніх зусиль в стержнях ферм. Лінія впливу – це графічний закон зміни внутрішнього силового фактору в залежності від положення одиничного рухомого навантаження. Лінії впливу, як основний інструмент інженерного розрахунку, широко використовуються при проектуванні металоконструкцій вантажопідійомних кранів мостів, машин безперервного транспорту

тощо. Для балок, елементів рам, стержнів ферм, які не змінюють в процесі експлуатації свою статичну визначеність, в сучасній інженерній практиці лінії впливу добре вивчені [1].

В процесі експлуатації чотирьохопорна жорстка металоконструкція, яка є основою мостового, козлового і інших вантажопідійомних кранів кожен мить перебуває фактично у стані трьохопорної, тобто статично-визначеної структури. Розглянемо цю ситуацію на прикладі чотирьохопорної металоконструкції двобалкового мостового крана. Такі конструкції останнім часом називаються пласко-просторовими рамами [2]. Вони складаються із двох головних балок 1, 2, по яких переміщується візок з вантажем 5, приєднаних зварюванням до двох кінцевих балок 3, 4, які мають чотири опорно-ходових колеса A_1, A_2, A_3, A_4 (рис. 1).

В сучасній інженерній практиці несучі головні балки розраховуються окремо, кожна як двоопорна статично-визначена балка по лініях впливу на максимальні вертикальні реакції в опорах, перерізувальну силу, згинальний момент. Також відомий розрахунок консольних балок на максимальні перерізувальні сили та згинальний момент по лініях впливу [2, 3].

В процесі експлуатації чотирьохопорна пласко-просторова рама мостового крана має в умовах експлуатації в кожному конкретному положенні вантажного візка вздовж прогону крана фактично три конкретні точки опори, комбінація яких у залежності від переміщення візка з вантажем може змінюватися. При русі візка назад попередня комбінація опорних точок відновлюється. Сполучення опорних точок також постійно змінюється і відновлюється під час руху мостового крана з вантажем вздовж підкранової колії. Отже, під час переходу візка з вантажем через критичне положення відбувається миттєве обертання моста крана відносно його діагональної осі. При обертанні

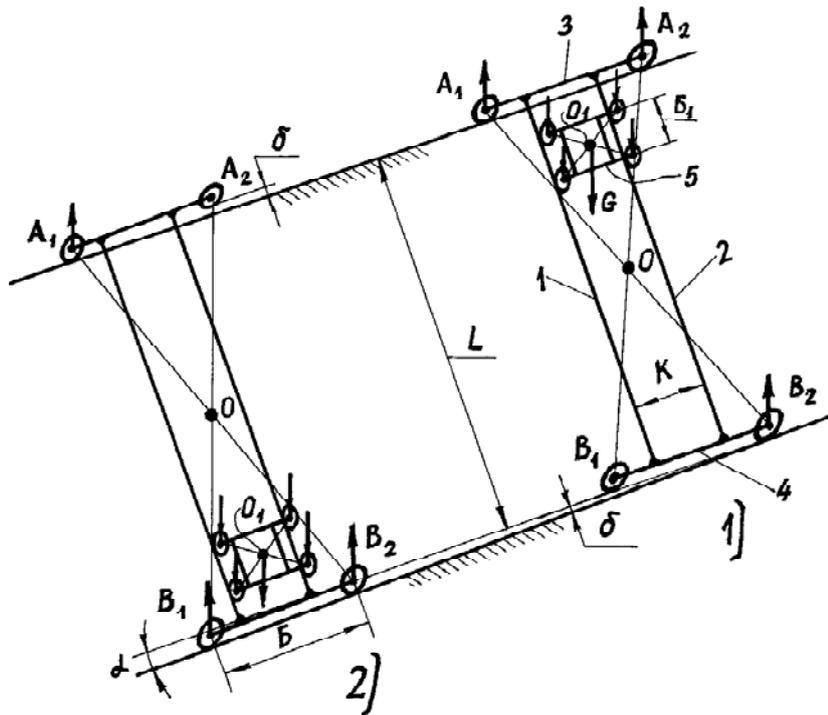


Рис. 1.

моста вибирається зазор між колесом, яке до цього не було опорним, та підкрановою рейкою і в ту ж мить утворюється зазор під діагонально-протилежним колесом. Вказані зазори є результатом допускної та експлуатаційної нерівномірності діаметрів усіх чотирьох опорно-ходових коліс, експлуатаційного зносу коліс, нормативного і не нормованого відхилення підкранової колії від горизонтальності з експлуатаційних причин, а також допускних відхилень розмірів металоконструкції моста при його виготовленні [4]. Ці зазори особливо відчутні для короткопрогінних і жорстких мостів і менш суттєві для довгих та податливих мостів.

На рис. 1 приведено два положення чотирьохопорного вантажного візка вздовж мосту. Припустимо, що в першій позиції пласко-просторова рама мосту опирається на опорно-ходові колеса $A_1A_2B_2$. Між колесом B_1 і рейкою є зазор δ , який утворюється за рахунок нормативних відхилень рівнів по вертикалі кожної підкранової рейки, а також експлуатаційної різниці діаметрів опорно-ходових коліс крана. Після переходу точки O_1 (центра ваги візка) через точку O (центр діагоналей моста), тобто візок переходить в другу позицію, відбувається миттєве обертання моста крана навколо діагоналі A_1B_2 , і балка 1 перетворюється з консольної на двоопорну, а пласко-просторова рама мосту отримує опорний контур $A_1B_1B_2$.

Для першого положення головна балка 1, як основний несучий елемент, є консольною. При подоланні вантажного візка критичного положення головна балка миттєво стає двоопорною статично-визначеною.

Відповідно, лінії впливу реакцій опор A , згинальних моментів M_{\max} для балки змінюють свій характер (рис. 2). В цю ж мить лінія впливу згинального моменту M_{\max} головної балки, як основного розрахункового фактора, змінює знак на протилежний. Якщо для консольної балки верхній пояс є розтягнутим, а нижній – стиснутим, то для двоопорної балки, навпаки, верхній є стиснутим, а нижній – розтягнутим. За повний цикл переміщення візка вздовж такої балки її верхній і нижній пояси завантажуються знакозмінними циклами з напруженнями, близькими до симетричного циклу. Часто при експлуатації малопрогінних кранів великої вантажопідйомності з важкими режимами роботи спостерігається наявність поперечних втомних тріщин як на верхніх, так і на нижніх поясах, що є доказом присутності в поясах знакозмінних напружень. Ці обставини слід враховувати при розрахунках головних балок на втому.

Статистичні дані по пошкодженнях і тріщинах металоконструкцій свідчать про те, що місце пристиковки головної балки до кінцевої є найбільш вразливе і таким, де виникає більшість втомних тріщин.

З метою уникнення статичної невизначеності кранових мостів зараз пропонуються різні заходи, наприклад, статично визначені мости. Але всі ці заходи малоефективні та невиправдані із затратних міркувань.

Прагнення уникнути статичної невизначеності пласко-просторової рами моста вантажопідйомного крана однозначно призводить до статичної невизначеності пласко-просторової рами вантажного візка. Відбувається декомпозиція зазорів пропорційно

співвідношенню геометричних розмірів моста крана і візка.

Рекомендується для короткопрогінних (до 20 м) мостів вантажопідійомних кранів, які працюють у режимах А5...А8, виконувати розрахунок місць пристиковки головних балок до кінцевих на опір втомі від знакозмінних напружень, які виникають в результаті зміни характеру статичної визначеності плоско-просто-

рових рам кранових мостів за кожний повний цикл роботи крана.

Необхідно також дотримуватись при експлуатації вантажопідійомних кранів нормативних відхилень стани підкранових та підвізкових рейок, не перевищувати допускних відхилень при виготовленні та монтажу ходових коліс та металоконструкцій вантажних візків і кранів.

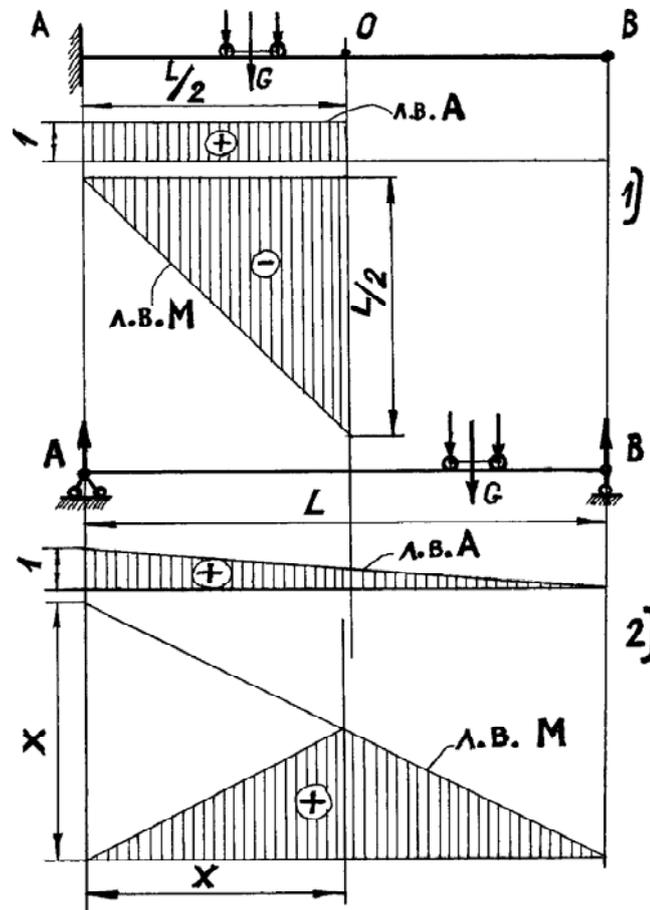


Рис. 2.

Перелік посилань

1. Вершинский А.В., Гохберг М.М., Семенов В.П. /Строительная механика и металлические конструкции: Учебник. – Л.: Машиностроение, 1984. –167 с.
2. Гохберг М.М. Металлические конструкции подъемно-транспортных машин. – Л.: Машиностроение, 1976. – 456 с.
3. Нормы расчета стальных конструкций мостовых и козловых кранов. – ОСТ 24.090.72-83/ВНИИПТмаш. М., 1983. – 92 с.
4. Правила будови і безпечної експлуатації вантажопідійомних кранів. НПАОП 0.00 – 1.01-07. – К.: Основа, 2007. – 312 с.

Одержано 19.05.2008

Плоско-пространственные рамы металлоконструкций мостовых кранов рассматриваются как способные за полный цикл работы изменить свою статическую определенность и опорную конфигурацию, что является причиной загрузки поясов главных балок знакопеременными напряжениями, влияющими на усталость металла.

The flat spatial frames of metallic constructions of bridge cranes are examined as capable for a complete cycle works to change static definableness and supporting configuration, that is a reason of belts load of main beams by tensions which change signs, influencing on the fatigue of metal.

Д-р техн. наук Г. Ф. Бабушкін¹, д-р техн. наук О. Д. Омельченко², С. О. Артемчук²

¹ Національний технічний університет, м. Запоріжжя

² Державний економіко-технологічний університет транспорту, м. Київ

ПОПИТ НА ПЕРЕВЕЗЕННЯ В УМОВАХ ЛОГІСТИЧНИХ СИСТЕМ З ПРЯМИМИ ЗВ'ЯЗКАМИ

Досліджується модель попиту на перевезення, в основу якої покладено класичну теорію «фірми» [1]. Обсяг перевезених вантажів у моделі є не вхідним параметром, а однією із керуючих змінних. У функції попиту на перевезення враховані не тільки тарифні ставки, але і час транспортування, витрати на зберігання, транспортні витрати тощо.

Вступ

З метою більшої наочності спочатку авторами побудовано модель для випадку, коли джерела сировини і підприємство-виробник розташовані в пункті А, а в пункті В знаходиться один ринок збуту, на якому для даного виду товару встановлена ціна Р (рис. 1, 2). Проста схема вантажопотоку (логістичний «ланцюг») представлена на рис. 1.

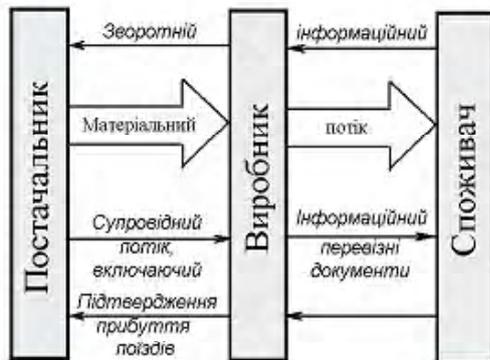


Рис. 1. Принципова схема логістичних ланцюгів

Логістичний «ланцюг» (logistical chain), логістичний канал (logistical channel) [2] – це лінійно упорядкована більшість фізичних або юридичних осіб (виборів, посередників, складів загального призначення і ін.), які виконують логістичні операції по доведенню зовнішнього **матеріального потоку** від однієї логістичної системи до іншої (у випадку підприємницького споживання) або кінцевого споживача (не підприємницька, особисте споживання), тобто логістична система з прямими зв'язками.

Таким чином, прості логістичні схеми вантажопотоку мають:

а) **логістичну систему** з прямими зв'язками (direct logistical system) – це система, в якій матеріальний потік

доставляється до споживача без участі посередників, на основі прямих господарчих зв'язків (рис. 1, 2);

б) **матеріальний потік** (material flow) – це потік товарно-матеріальних цінностей, який розглядається в процесі прикладених до них різних операцій (транспортування, складування та ін.) і віднесених до тимчасового інтервалу; потік має, таким чином, розмірність «об'єм» [кількість, маса]/годину (рис. 1.);

в) **інформаційний потік** (information flow) – це сукупний потік, циркулюючої системи, між логістичною системою і зовнішнім середовищем; повідомлень, необхідних для управління і контролю логістичних операцій [6]. Інформаційний потік відповідає матеріальному і може існувати у вигляді, наприклад, паперового або електронного документа. Він характеризується джерелом виникнення, направленням, періодичністю, об'ємом, швидкістю передачі та ін. Управління інформаційним потоком полягає в організації швидкості передачі до величини, яка відповідає швидкості приймання; в обмеженні об'єму потоку до величини пропускної спроможності окремого вузла «і» або ділянки шляху. Природно, що успішне функціонування перелічених факторів вимагає раціональної організації постачання вантажів і транспортно-складського господарства в логістичному «ланцюгу», який з'єднує поста-

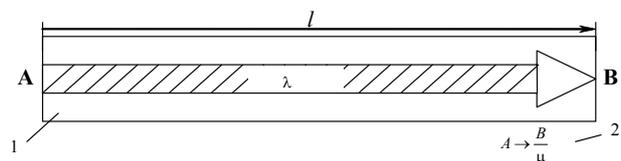


Рис. 2. З'єднувальний елемент чисто транспортної системи:

1 – з'єднувальний елемент; 2 – максимальна продуктивність; l – відстань транспортування; А – пункт постачання вантажу; В – пункт споживання вантажу

чальника, виробника і споживача продукції (рис. 1).

В основі логістики є системний підхід, при якому забезпечується ефективна комплексна організація всього процесу виробництва від постачання підприємства сировиною, матеріалами і покупними деталями до доставки споживачу готової продукції на основі об'єднання матеріальних та інформаційних потоків.

Найбільш важливою характеристикою з'єднувальних елементів є максимальна продуктивність μ , тобто максимальна кількість вантажоодиниць, яка вибраним транспортним обладнанням може бути переміщена за одиницю часу із пункту А в пункт В [6]. У транспортних обладнань циклічного типу (рухомий склад) максимальна продуктивність є функцією швидкості руху V , відстані транспортування l і кількості M використаних транспортних обладнань

$$\mu^{inter} = 3600 \cdot \frac{M}{t_0 + \frac{2 \cdot l}{V}}, \quad (1)$$

де t_0 – постійна складова тривалості робочого циклу, в якій враховані години зупинки, передачі вантажу, розгону і гальмування.

У випадку, якщо транспортне обладнання одночасно переміщує декілька вантажоодиниць, необхідно в рівняння (1) вводити допоміжний множник.

Необхідною умовою, від якої залежить працездатність з'єднувального елемента, полягає в тому, що в кожний даний момент задана продуктивність λ була меншою за максимальну μ , тобто щоб задовольнилась умова

$$\frac{\lambda}{\mu} \leq 1. \quad (2)$$

Аналіз літературних джерел і задача дослідження

Аналіз показав, що в логістичних «ланцюгах» розпізнають такі основні компоненти: зовнішню логістику, власне підприємство, внутрішню (внутрішньо-підприємницьку) логістику, збут продукції і сервісне обслуговування споживачів або замовників [3, 4, 5, 7]. У задачі дослідження розглядається мікромодель попиту на перевезення: об'єм вантажів, які перевозяться є не входним параметром моделі, а однією із керуючих змінних; враховані тарифні ставки, час транспортування, витрати на зберігання, транспортні витрати [1].

Розв'язання задачі

Насамперед введені такі пропозиції:

1. Криві залежності середніх змінних витрат і середніх загальних витрат від об'єму продукції, яка випускається, є U – подібної форми.

2. Перевезення між пунктами А і В забезпечує одне транспортне підприємство.

3. Транспортне підприємство у відомих обмежен-

нях може змінювати час транспортування вантажів із пункту А в пункт В.

4. Платню перевезень приводять після постачання вантажів.

5. Розглядається один часовий період, тому проблема управління запасами відсутня.

6. Підприємство, яке випускає продукцію, робить свій прибуток максимальним.

Пропонується також залежність тарифних ставок від кількості вантажів, що відправлені, і часу транспортування.

У моделі використані такі позначення:

π – прибуток підприємства виробника;

Q – кількість виробленої і відправленої продукції;

P – ринкова ціна продукції підприємства в пункті В;

α – час транспортування із пункту А в пункт В (в днях);

$T(Q, \alpha)$ – тарифна ставка для перевезення одиниці продукції із А в В;

i – відсоткова ставка (в день);

$f(Q)$ – функція витрат підприємства.

Пропонується, що тарифна ставка $T(Q, \alpha)$ і платня за перевезення $T(Q, \alpha)Q$ підкоряється наступним умовам:

$$\frac{\partial T(Q, \alpha)Q}{\partial Q} = T(Q, \alpha) + QT_Q(Q, \alpha) > 0, \quad (3)$$

$$\frac{\partial^2 T(Q, \alpha)Q}{\partial^2 Q} = 2T_Q(Q, \alpha) + QT_{QQ}(Q, \alpha) < 0, \quad (4)$$

$$\frac{\partial T(Q, \alpha)Q}{\partial \alpha} = QT_\alpha(Q, \alpha) < 0, \quad (5)$$

$$\frac{\partial^2 T(Q, \alpha)Q}{\partial \alpha^2} = QT_{\alpha\alpha}(Q, \alpha) > 0, \quad (6)$$

$$\frac{\partial T(Q, \alpha)}{\partial Q} = T_Q(Q, \alpha) < 0, \quad (7)$$

$$\frac{\partial^2 T(Q, \alpha)}{\partial Q^2} = T_{QQ}(Q, \alpha) > 0, \quad (8)$$

$$\frac{\partial T(Q, \alpha)}{\partial \alpha} = T_\alpha(Q, \alpha) < 0, \quad (9)$$

$$\frac{\partial^2 T(Q, \alpha)}{\partial \alpha^2} = T_{\alpha\alpha}(Q, \alpha) > 0, \quad (10)$$

Цим рівнянням задовольняють, наприклад, функції

$$T(Q, \alpha)Q = KQ^b \cdot \alpha^{\alpha-1}, \quad Q < \alpha, \quad b < 1, \quad (11)$$

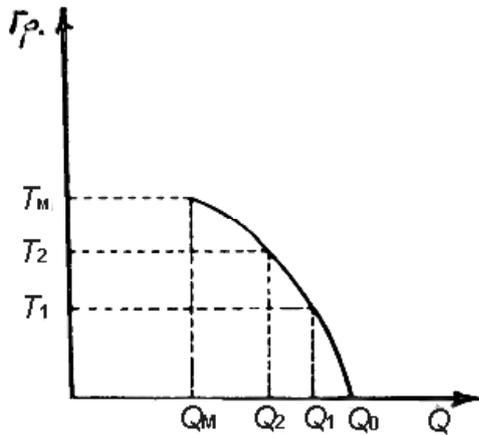


Рис. 3. Залежність попиту на перевезення від величини тарифної ставки

$$T(Q, \alpha) = KQ^{b-1}\alpha^{\alpha-1}. \quad (12)$$

Прибуток, одержаний підприємством-виробником, знаходиться по формулі

$$\pi = [P - T(Q, \alpha)]Qe^{-i\alpha} - f(Q).$$

Перший член у правій частині цього рівняння дорівнює загальному прибутку PQ , із якого відраховані транспортні витрати $T(Q, \alpha)Q$. Одержану різницю множать на $e^{-i\alpha}$, оскільки чистий прибуток поступає лише через α днів. Таким чином, цей член можна назвати дисконтованим чистим прибутком.

За керівницьку змінну в моделі вибрано Q – кількість виготовленої і відправленої продукції. Величину Q , при якій досягається максимум добутку, знаходять із умов:

$$f'(Q) = [P - T(Q, \alpha) - QT_Q(Q, \alpha)]e^{-i\alpha} \quad (13)$$

при

$$\frac{\partial^2 \pi(Q, \alpha) Q}{\partial Q^2} = -e^{-i\alpha} [2T_Q(Q, \alpha) + QT_{QQ}(Q, \alpha)] < f''(Q). \quad (14)$$

Позначимо праву частину рівняння (3) через \hat{P} і будемо називати \hat{P} чистою дисконтованою ціною. Тоді $d\hat{P}/dQ > 0$.

При постійних i, α, P рівняння (3) дозволяє побудувати криву залежності попиту на перевезення від величини тарифної ставки $T(Q, \alpha)$ (рис. 1). Тому $dQ/dT < 0$.

Крива залежності попиту на перевезення від тарифних ставок обривається в точці T_m , яка відповідає мінімуму середніх перемінних витрат, оскільки продовжуючи випуск продукції при великих тарифних ставках, підприємство несе великі збитки, чим від зупинення підприємства.

Рівняння (3) дозволяє побудувати криву залежності попиту на перевезення не тільки від тарифних ставок, але і від будь-якого із параметрів i, b, P (при умові, що значення останніх параметрів постійні). Не важко показати, що $(dQ/di) < 0, (dQ/d\alpha) < 0, (dQ/dP) < 0$.

Проведений аналіз показав, також, що кількість перевізної продукції (а, отже, і прибуток підприємства – виробника) визначаються величиною \hat{P} , яка залежить від умов перевезення, які гарантуються транспортним підприємством, тобто від T, α і, розуміється, таких факторів, як надійність, захист від втрат і пошкоджень і т. д.

Підприємство – виробник також може вплинути на значення деяких із цих параметрів. Зокрема, краще узгодивши графік підприємства з графіком відправлення, можна зменшити α , а покращуючи упаковку, можна знизити кількість втрат і пошкоджень. Низькі тарифні ставки, невелика ймовірність пошкоджень, висока швидкість перевезення сприяють збільшенню прибутку підприємства – виробника.

Залежність попиту на перевезення від факторів, які впливають на величину, можна виразити у формі властивості. Зокрема, еластичність E_d попиту на перевезенні по відношенню до часу транспортування дорівнює $(\alpha/Q) (dQ/d\alpha)$. Ця еластичність зв'язана з еластичністю E_s граничних витрат підприємства – виробника таким чином:

$$E_s = \frac{\hat{P}}{Q} \frac{Q}{\hat{P}}. \quad (15)$$

Зауважимо, що $E_d < 0$, так як $(d\hat{P}/d\alpha) < 0$ транспортному підприємству дуже важко знати коефіцієнти еластичності, тому що вони дозволяють оцінити, на скільки зміниться попит на перевезення при зміні керуючої змінної на відому величину.

Еластичність по відношенню до тарифних ставок використовують при виборі політики цін. Однак, ще більш важливо знати еластичність по відношенню до інших параметрів, які характеризують якість обслуговування (наприклад, α), оскільки звичайно вантажні тарифи однакові у всіх транспортних підприємств, які використовують один і той же вид транспорту. Тому конкурентноздатність того чи іншого транспортного підприємства в основному знаходиться якістю обслуговування вантажовідправників.

Якщо транспортне підприємство знає еластичність попиту, тоді воно може до прийняття рішень про покращення обслуговування вантажовідправників порівняти допоміжні витрати з очікуваним збільшенням прибутку.

Наприклад, якщо попит на перевезення не еластичний по відношенню до часу транспортування, тоді транспортному підприємству не доцільно зменшувати час транспортування, оскільки це не приборкає нових вантажовідправників і може лише збільшити вит-

рати транспортного підприємства. Транспортне підприємство може зменшити величину б деякими способами: наприклад, узгодити графік роботи транспортних пристроїв з графіком випуску продукції, підвищити швидкість транспортних обладнань тощо або закупити більш швидкісні обладнання. Вибір того чи іншого способу знаходять співвідношенням між витратами і добутками.

Одним із важливих факторів, який характеризує якість обслуговування вантажовідправників, є відносна кількість пошкоджень вантажу β .

З врахуванням β формула для \hat{P} має вигляд:

$$\hat{P} = (1 - \beta) [P - T(Q, \alpha, \beta) - QT_Q(Q, \alpha, \beta)] e^{-i\alpha}. \quad (16)$$

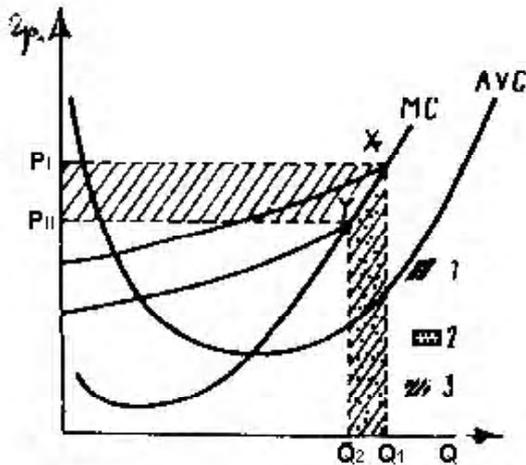


Рис. 4. Збільшення прибутку з ростом \hat{P} :

MC – крива межових витрат; AVC – крива змінних витрат;

1 – збільшення доходів в зв'язку з більшою величиною

$$\hat{P} = P_1 X Q_1 Q_2 Y P_{11};$$

$$2 - [P - T^1 - T_Q^1(Q, \alpha)] e^{-i\alpha} = \hat{P},$$

$$[P - T^2 - T_Q^2(Q, \alpha)] e^{-i\alpha} = \hat{P},$$

рівняння прибутків в зв'язку з великою величиною

$$\hat{P} = X Q_1 Q_2 Y;$$

3 – збільшення прибутків в зв'язку з великою величиною

$$\hat{P} = P_1 X Y P_{11}$$

За допомогою кривої, яка відображає попит на перевезенні від відносної кількості витрат і пошкоджень, транспортне підприємство може оцінити доцільність зменшення β , порівнюючи на величину β , наприклад, покращуючи упаковку вантажів.

Збільшення витрат на упаковку від нуля до F , щоб знизити β до $\bar{\beta}$, буде справедливим тільки в тому випадку, коли:

$$(1 - \beta) [P - T(Q, \alpha, \beta) - QT_Q(Q, \alpha, \beta)] e^{-i\alpha} < (1 - \bar{\beta}) [P - T(Q, \alpha, \bar{\beta}) - QT_Q(Q, \alpha, \bar{\beta})] e^{-i\alpha}. \quad (17)$$

У моделі, що розглядається, було запропоновано один вантажовідправник і одне транспортне підприємство. Слід передбачити, що збільшення кількості транспортних підприємств викликає зростання еластичного попиту на перевезення по відношенню до якості обслуговування.

Покажемо тепер, що збільшення β приводить до зростання добутку. Якщо \hat{P} збільшується від \hat{P}_2 до \hat{P}_1 , кількість відправленої продукції збільшується від Q_2 до Q_1 (оскільки крива межових витрат є монотонно збільшується). Загальні прибутки збільшуються від $P_{II} Q_2$ до $P_I Q_1$, що перевищує збільшення загальних витрат $\int_{Q_2}^{Q_1} (MC dQ)$ (рис. 4).

Розглянута модель легко узагальнюється на випадок декількох видів транспорту. Оскільки, прибуток, який одержує підприємство, прямо пропорційний величині, підприємство вибере той вид транспорту, для якого величина β буде найбільшою. Знаходження дозволяє не тільки вирішити проблему вибору найбільш вигідного виду транспорту, але і знайти оптимальний (з точки зору отриманого прибутку) об'єм продукції, що виробляється і відправляється.

У деяких випадках пропоновану модель можна узагальнити на випадок декількох ринків збуту. Для вибору необхідного виду транспорту і ринку збуту максимізують:

$$\hat{P} = \left[P_k - T^{kj}(Q, \alpha^{kj}) - QT_Q^{kj}(Q, \alpha^{kj}) e^{-i\alpha^{kj}} \right]. \quad (18)$$

де k – індекс ринку збуту,

j – індекс виду транспорту.

Висновки

1. У функції попиту на перевезення необхідно врахувати тарифні ставки, час транспортування, витрати на зберігання і транспортні витрати.

2. Знайдені залежності попиту на перевезення від тарифної ставки.

3. Прибуток, який одержує підприємство, прямо пропорційний величині чистої дисконтированої ціни, тому підприємство вибере той вид транспорту, для якого ціна буде найбільшою.

Перелік посилань

1. Allen Bruc W. The demand for freight transportstion: a micro approach. «Trans. Res». 1977, 11. – № 1.
2. Effective logistics Management // International journal of Physical Distribution Logistics Management, 1988. – № 2/3.
3. Baumgarlen, H.; Ziibbel, R.M.: Trends in der logistic, München: Huss Verlag 1988.
4. Jünemam, R.: Materialflub und Logistik. Berlin/Heidelberg / New York/Tokyo: Springer – Verlag 1990.
5. Krampe, H.; Lucke, H.-j. (Hrsg): Einführung in die logistic

- München: Huss-Verlag 1990.
6. Güdehus Timm, Grudgesetze fördertechnischer Systeme. Teil I. Materialflugesetze. «Fördern und Heben», 1973, 23. – № 11. – 601-605, All, A13.
7. Крамне Х. Логистика как фактор развития производства в условиях рыночной экономики // Подъемно-транспортная техника и склады. Научно-технические и производственный журнал. – М.: Транспорт, 1991. – № 6. – С. 43-45.

Одержано 28.08.2008

Исследуется модель спроса на перевозку, в основу которой положена классическая теория «фирмы» [1]. Объем перевезенных грузов в модели является не входным параметром, а одной из управляющих переменных. В функции спроса на перевозки учтены не только тарифные ставки, но и время транспортировки, затраты на хранение, транспортные расходы и прочее.

The model of demand for transportation based on a classical theory of «firm» is investigated. The volume of cargo transportations in model is not input parameter, but one of the operating variables. In function of demand for transportations are considered not only tariff rates, but also time of transportation, an expense for storage, transport charges and other.

СТАТИСТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ НАГРУЗОК В КЛЕТЯХ ШПС 1680

В работе [1] достаточно полно разработаны методы статистического анализа нагрузок в прокатных клетях. Указанные работы относятся к 1970-80 годам, когда имелись определенные трудности сбора данных о нагрузках. В настоящее время прокатные станы оснащаются компьютеризованными измерительными системами, позволяющими получать большие массивы информации, в частности о технологических нагрузках – усилие и момент прокатки, сила тока, мощность, потребляемая главным приводом, частота вращения и др. Однако, обзор публикаций показывает, что интерес к этой теме не проявляется должным образом.

Получаемая информация используется по прямому назначению, например, в системах регулирования, и остается в определенном смысле «недоиспользованной». Из опыта можно привести примеры, когда в нормальном режиме протекает технологический процесс и работает оборудование, поэтому большинство зафиксированных параметров не подвергается анализу, например, момент главного привода. К его анализу прибегают в тех случаях, когда происходят отклонения в технологии или работе клетей. Тогда сравнивают простейшие (традиционные) показатели работы с нарушениями и работы в нормальном режиме. Зафиксированная цифровая информация о параметрах работы в нормальном режиме остается не обработанной, из нее не «выжаты» наиболее информативные параметры и не представлены в наглядном виде. В результате отсутствуют нормальные (эталонные, образцовые) значения признаков, на которые следует ориентироваться, т.к. не разработаны способы и алгоритмы обработки данных, не определены и не исследованы информативные признаки, по которым следует вести сравнение.

В данной работе рассматривается такая статистическая характеристика распределения данных измерений, как коэффициент вариации v_x [1], равный отношению среднего квадратического отклонения σ_x к среднему значению или математическому ожиданию m_x величины x : $v_x = \sigma_x / m_x$. При таком определении коэффициент вариации является универсальной количественной оценкой рассеивания измеряемой величины. Его можно использовать как один из информативных признаков для оценки технологического процесса и работы оборудования: чем меньше коэффициент вариации, тем совершеннее процесс.

Рассмотрим возможные варианты оценки процесса прокатки по моменту в установившемся режиме прокатки.

1. Исходя из того, что при прокатке одной плавки (одна марка стали и практически постоянные исходные размеры слябов) скоростной и деформационный режим практически не перестраиваются, данная выборка должна обладать наименьшим значением коэффициента вариации v_1 . На основании анализа значений v_1 при прокатке плавков из аналогичных марок сталей и размеров слябов выбирают распределение нагрузки с наименьшим значением $v_{1из}$. Получая подобным образом значения $v_{1из}$ для других марок сталей с привязкой к размеру слябов, формируют таблицу (матрицу) оптимальных (эталонных) значений n по крайней мере для 10-15 основных марок сталей и размеров слябов. Эти значения служат в качестве образца, с которым сравнивают результаты последующих измерений и обработки данных.

2. На основании анализа и сравнения фактических значений $v_{1ф}$ для подобных плавков, прокатанных в разных сменах и разными бригадами, можно дать оценку работы смен и бригад в части выполнения технологического режима. При этом если однотипные плавки объединяются (например, в смене их прокатано 2-3 или более с интервалами и перестройками клетей), то очевидно, что определенное значение коэффициента вариации v_2 будет больше v_1 , т.е. $v_1 < v_2$.

3. Определяя v_1 для различных плавков, дают сравнительную оценку выполнения технологии прокатки этих плавков.

4. На стане 1680 близкие сорта размеры (плавки) прокатывают по технологиям «Транзит-1» и «Транзит-2», оценку которым можно дать, используя коэффициент вариации.

5. Исследования показывают, чем больше выборка, тем ближе распределение нагрузки к нормальному закону. Однако изменение среднего (матожидания) и среднего квадратического отклонения происходят таким образом, что коэффициент вариации увеличивается. Пусть v_p коэффициент для результирующей (генеральной) выборки за длительный промежуток времени, например, с начала года (или с начала работы стана, после окончания капитального ремонта). Тогда очевидно, что $v_1 < v_2 < v_p$, и отношения v_2/v_1 , v_p/v_1 и величина v_1 могут быть использованы как признаки, наглядно характеризующие совершенство технологии.

Таким образом, коэффициент вариации нагрузки является достаточно сильным информативным признаком технологического процесса.

В главных линиях всех клетей стана 1680 выполнили измерения статического $M_{ст}$ и пикового динамического $M_{дин}$ момента сил упругости в период захвата полосы валками и вычислили значения коэффициента динамичности

K , как отношение $K = M_{дин} / M_{ст}$. Построили гистограммы для $M_{ст}$, $M_{дин}$ и K . Поплавочный анализ полученных данных показал, что указанные величины в целом подчиняются нормальному закону распределения (рис. 1). Во многих работах для определения максимальной динамической нагрузки, необходимой например, для прочностных расчетов, предлагается пользоваться формулой $M_{дин} = K \cdot M_{ст}$. При этом не оговаривается, какие значения K и $M_{ст}$ следует принимать.

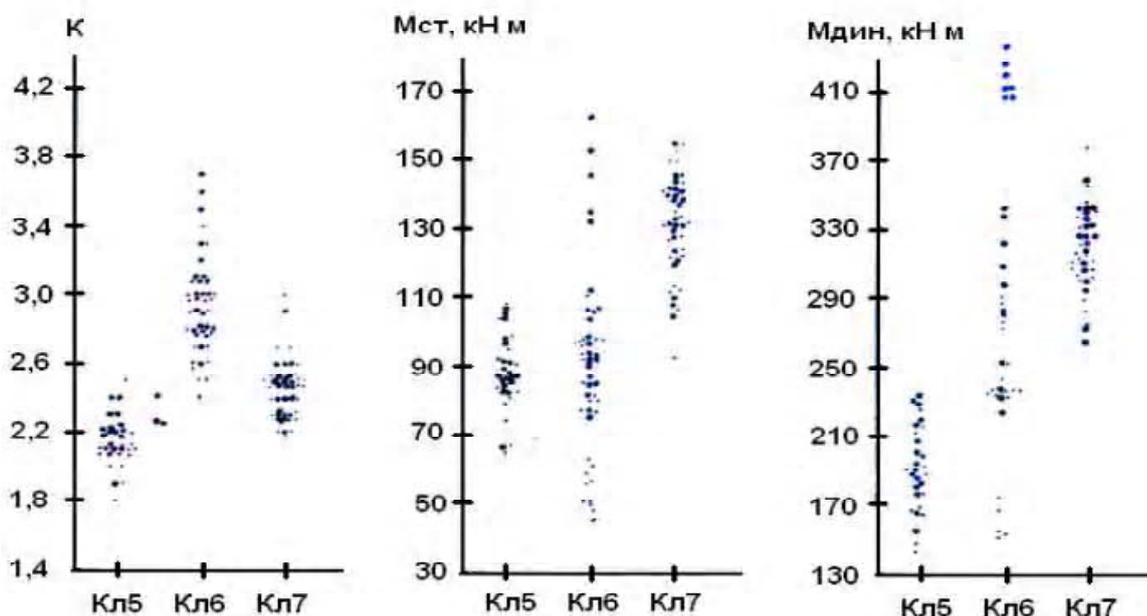


Рис. 1. Распределение по клетям средних значений статического ($M_{ст}$) и динамического ($M_{дин}$) моментов и коэффициента динамичности (K) на моторном участке

Установлено, что недопустимо принимать K_{max} и $M_{ст max}$, т.к. это приводит к существенному и не обоснованному завышению $M_{дин max}$. Ввиду влияния зазоров на динамику переходного процесса, необходимо учитывать зависимость коэффициента динамичности от статического момента. Качественно она выражается в том, что с уменьшением $M_{ст}$ коэффициент K увеличивается.

Результаты обработки данных массивов измерений сначала представили в виде распределения по клетям средних значений в плавках $M_{ст}$, $M_{дин}$ и K на рис. 1. Крупными точками отмечены данные для полос из стали ЗПССВ. Такой вид результатов позволяет сделать качественные выводы. В клетях № 5 и № 7 массивы $M_{ст}$, $M_{дин}$ и K для всех сталей представляют собой сравнительно сгруппированные поля, в то время как в клетях № 6 поля «растянуты». К максимумам тяготеет ряд партий полос из стали ЗПССВ, к средней и нижней части полей относятся остальные сортаменты. Большой диапазон изменения средних значений статической и динамической нагрузки в клетях № 6 можно объяснить некоторым несовершенством в установлении режима обжатий и худшим техническим состоянием оборудования главной линии по сравнению с клетями № 5 и № 7.

Рассмотрели возможность оценки технологии и состояния оборудования путем совместного анализа коэффициента вариации $v_{ст}$ статического момента, максимального динамического момента $v_{дин}$ и коэффициента динамичности v_K в нескольких клетях подряд. Исходили из следующего.

Статический момент (или момент прокатки) зависит от технологических параметров (температура металла, ширина и обжатие полосы и др.).

Максимальный момент сил упругости $M_{дин}$ отражает реакцию линии главного привода клетки с учетом ее технического состояния (ТС) и условий захвата полосы.

Коэффициент динамичности зависит одновременно от параметров ТС, к которым относят прежде всего износ в сочленениях и порождаемые им зазоры, и технологических параметров, от которых зависит статический момент.

Соответственно, коэффициент вариации каждого из трех параметров характеризует степень его рассеивания. Поэтому коэффициент $v_{ст}$ позволяет оценивать технологию, а $v_{дин}$ и v_K – техническое состояние. С их помощью можно дать не только качественную («лучше» или «хуже»), но и количественную оценку технологии и состояния оборудования. Эффективность такого анализа существенно повышается, если измерения выполнены одновременно в нескольких клетях при прокатке партий полос (плавков) одного сортаменты.

В общем случае из 8-ми сочетаний $v_{ст}$, $v_{дин}$ и v_K возможно появление одного из следующих.

1. Небольшое значение $v_{ст}$, небольшое значение $v_{дин}$, небольшое значение v_K . Такое сочетание возможно при стабильной («хорошей») технологии и нормальном («хорошем») техническом состоянием (ТС) линии привода.
2. Небольшое $v_{ст}$, большое $v_{дин}$ и большое v_K – «плохое» техническое состояние (увеличен износ и как следствие, угловые зазоры) линии привода при «хорошей» технологии.
3. Большое $v_{ст}$, большое $v_{дин}$ и большое v_K – нестабильная технология и «плохое» ТС линии.
4. Большое $v_{ст}$, небольшое $v_{дин}$ и большое v_K – нестабильная технология при «хорошем» ТС линии.

На основании обработки больших массивов данных измерений терминам «большое», «плохое» и др. можно придать конкретные численные значения с последующим их статистическим уточнением при проведении дальнейших измерений. Отмеченные сочетания коэффициентов n можно проследить по рис. 2, где приведены выборки n при прокатке трех размеров полос из сталей 2ПССВ и 3ПССВ (*а, б, в*) и для 20 партий (*г*). Рассмотрим, какую информацию можно получить на основании их анализа. Отметим при этом, что измерения выполнены в течение сравнительно короткого промежутка времени. Поэтому предполагается, что техническое состояние оборудования оставалось в среднем некоторым постоянным.

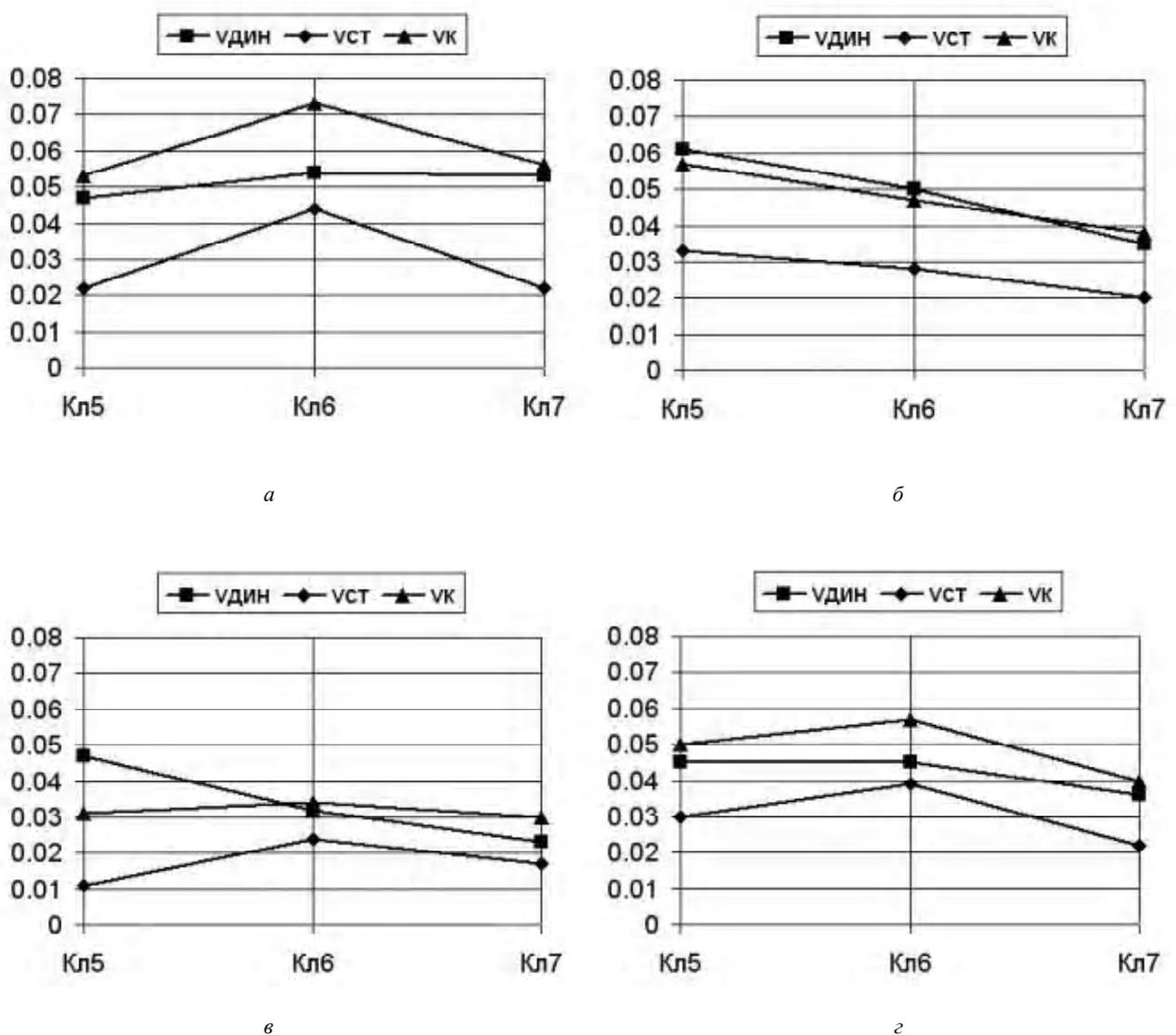


Рис. 2. Значение коэффициентов вариации для динамического ($v_{дин}$) и статического ($v_{ст}$) моментов, коэффициента динамичности (v_K) в клетях № 5, № 6, № 7 при прокатке различного сортамента:

а – 2,0×1000, *б* – 2,5×1250, *в* – 4,5×1500, *г* – среднее по ним

Полосы $2,0 \times 1000$ мм (рис. 2, а).

В клетях № 5 и № 7 небольшой разброс статической нагрузки, однако увеличенная динамика и «большой» коэффициент v_k (случай 2). В клети № 6 большой разброс статической нагрузки, «большое» $v_{дин}$ и v_k : нестабильная технология. «Большое» и близкое по величине значение $v_{дин}$ во всех трех клетях может указывать на то, что здесь проявилось некоторое систематическое возмущение, скорее всего охлажденный передний участок (кромка), свойственный для тонких полос.

Полосы $2,5 \times 1250$ мм (рис. 2, б).

Здесь явное уменьшение по клетям всех трех коэффициентов. При этом $v_{ст}$ лежит в области «малых» значений, что обусловлено тем, что этот размер полос по объему прокаток наибольший и технология прокатки отработана. Можно также отметить, что по сравнению с клетями № 6 и № 7 технология в клети № 5 при прокатке данных полос более стабильная.

Полосы $4,0 \times 1500$ мм (рис. 2, в).

Несколько нестабильная прокатка в клети № 6 при высокой стабильности в клетях № 5 и № 7. Клеть № 5 отличается сравнительно большим разбросом динамики, по-видимому, из-за температурных условий передней кромки. В целом прокатка данных полос отличается стабильностью, что можно объяснить меньшим разбросом температуры и стабильным режимом обжаривания.

Все партии полос (20 партий), (рис. 2, г).

Заметен повышенный разброс технологии в клети № 6 и стабильный в клети № 7.

Результаты анализа в целом близки к результатам анализа данных рис. 1, касающиеся нестабильности прокатки и динамики клети № 6.

Следует отметить, что в подобном аспекте анализ технологии, оборудования и динамики применительно к прокатным станам выполнен впервые. В настоящее время ведется набор статистических данных с учетом их связи с временем работы оборудования клетей и их ТС, направленный на развитие предложенного метода анализа непрерывных групп прокатных клетей стана 1680.

Перечень ссылок

1. Коновалов Л.В. Загруженность, усталость, надежность деталей металлургических машин / М.: Металлургия, 1981. – 280 с.

Одержано 10.12.2007

© 2008 В. В. Веренев¹, В. В. Коренной¹, А. П. Даличук¹,
С. В. Мацко², О. В. Симененко², В. А. Яценко²

¹Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова, г. Днепропетровск;

²ОАО «Запорожсталь», г. Запорожье

К ВОПРОСУ О ЗАМЕНЕ ЛИТЫХ ЦЕНТРОВ ЛОКОМОТИВНЫХ КОЛЕС НА КАТАНЫЕ

Введение

В последние годы все большую значимость приобретают проблемы повышения срока службы, прочности и надежности ходовых частей тягового состава, в частности колес и колесных центров. Составное колесо локомотива (центр + бандаж) работает в сложных условиях действия высоких циклических напряжений, температурных нагрузок, возникающих при длительном торможении состава и пиковых фактических напряжений, возникающих при ударно-импульсном характере нагружения в момент соударения колес с рельсами при высоких скоростях движения, при отрицательных температурах окружающей среды, в условиях применения рельсов тяжелых типов, железобетонных шпал, пластмассовых (композитных) тормозных колодок.

Центр, предварительно нагруженный усилием, вызванным горячей посадкой бандажа, воспринимает нагрузку от оси локомотива и через бандаж передает ее на рельсы. [1].

С увеличением скоростей движения подвижного состава значительно возрастают напряжения ударного характера [2]. Фактическая нагрузка, напряжения в контакте в зависимости от условий пути, упругости рельса, веса

неподдресоренных масс, величины дисбаланса колеса, диаметра центра, скорости движения может вырастать в 2...5 раз [2]. Это может приводить к образованию в металле центра дефектов усталостного характера и хрупкому разрушению.

Современные требования, предъявляемые к колесным центрам, включают необходимость повышения сопротивляемости циклическим нагрузкам, в частности, трещинам усталости (особенно на спицевых центрах). Развитие таких трещин связано с действием циклических сжимающих и растягивающих напряжений.

Таким образом, надежность и долговечность колесных центров в эксплуатации зависят от комплекса свойств и показателей качества, которые придаются им в процессе производства. Как уже отмечалось ранее, в связи с все увеличивающейся интенсивностью эксплуатации возрастают требования к качеству колесных центров. Повышение скорости движения, высокие нагрузки на ось, тепловые и динамические воздействия из-за частых торможений, повышенная жесткость рельсового пути – эти условия работы требуют от колесных центров наличия достаточных характеристик прочности, высокой устойчивости против тепловых нагрузок, долговечности.

Материал исследований

До последнего времени в Украине в колесных парах локомотивов применяли литые центры и катаные бандажи. Основные недостатки литых колесных центров – низкая усталостная прочность и большой вес, оказывающий разрушительное действие на рельсовый путь.

Процесс изготовления литых центров локомотивных колес включает такие операции, как подготовка форм, разливка металла, обработка отливок. Наличие большого числа ручных операций делает этот технологический процесс малоэффективным. Кроме того, коэффициент расхода металла при производстве литых колесных центров достаточно высок. Следует также отметить, что получение стальных колесных центров методом литья создает комплекс экологических проблем на предприятии, производящем эти отливки.

Цель работы и задачи исследований

Предлагается замена устаревшего физически и морально способа производства изделий литьем на прогрессивное штампо-прокатное производство, обеспечивающее экологическую чистоту процесса и повышающее надежность изделий в эксплуатации, а также дающее существенную экономию металла [3].

Для достижения намеченной цели необходимо решить следующие задачи:

- произвести расчет массы исходных заготовок и черновых изделий;
- определить энергосиловые параметры процесса прокатки;
- выполнить калибровку пресспрокатного инструмента.

Помимо этого само изготовление колесных центров на пресспрокатном оборудовании сопряжено с определенными трудностями, обусловленными геометрическими параметрами центров, в частности, их тонким ободом. С одной стороны, нагретый до температуры деформирования обод обладает низкой конструктивной прочностью, что в процессе прокатки приводит к искажению его формы валками – овальности обода. С другой стороны, малая масса обода приводит к быстрому снижению его температуры в процессе прокатки, что приводит к образованию закатов.

Жесткие допуски на геометрические параметры чистового центра, в частности на наружный диаметр обода, требуют получения в процессе прокатки наружного диаметра обода чернового центра с высокой точностью. Для этого в первую очередь необходимо обеспечить минимальный разовес исходных заготовок.

Кроме того, существующие колесопрокатные линии оснащены вспомогательным оборудованием, узко специализированным под железнодорожные колеса Ж950 мм. Это создает дополнительные трудности при производстве локомотивных центров.

Для производства центров способом, аналогичным тому, каким производятся железнодорожные колеса необходимо иметь в наличии оборудование для разделения комплектных слитков на индивидуальные заготовки, соответствующее прессовое оборудование, колесопрокатный стан, а также специальное печное оборудование для нагрева заготовок под прокатку, для противоблоксной обработки, для термической обработки после прокатки. Необходимость в наличии такого количества специфического дорогостоящего оборудования и, в то же время, сравнительно небольшая потребность Украины в такой продукции (потребность Украины в локомотивных центрах составляет порядка 2 тыс. штук в год, что определяется производственными мощностями локомотивостроительных заводов и локомотивным парком страны) не позволяют реализовать модную в последнее время практику мини-производств.

Экономически целесообразнее выпускать колесные центры, используя существующие на заводах колесопрокатные линии, выполнив соответствующую модернизацию и разработав транспортирующее оборудование для передачи изделий по технологической линии от агрегата к агрегату.

Для гарантированного получения необходимого уровня механических свойств металла и, особенно, ударной вязкости при отрицательных температурах, требуется корректировка химического состава стали центров.

Решение указанных задач в комплексе позволит разработать технологию производства катаных колесных центров для тягового состава железных дорог и обеспечить замену литых центров катаными.

Выводы

Научная значимость исследований – это информация о технологических возможностях замены способа производства осесимметричных изделий с литья на штамповку с прокаткой. Полученные данные смогут быть рекомендованы для специалистов металлургических и машиностроительных заводов, производящих подобную продукцию.

Итогом всего вышеописанного является более полное удовлетворение потребителей народного хозяйства Украины в производстве такого важного вида транспортного металла как локомотивные центры.

Перечень ссылок

1. Шифрин М.Ю., Соломович М.Я. Производство цельнокатаных колес и бандажей, М., Metallurgizdat. –1954. – 500 с.
2. Ганаго О.А., Кузько Ю.Т., Паршин В.А. Исследование качества штампованных колес. М., Metallurgizdat, –1971. – 83 с.
3. Тарновский И.Я., Макаев С.В., Ганаго О.А. Исследование возможности изготовления железнодорожных колесных центров штамповкой. М., Кузнечно-штамповочное производство. – № 12. – 1962. – С. 1-3.

Одержано 10.12.2007

© Д-р техн. наук С. М. Жучков, канд. техн. наук В. М. Кузьмичев,
канд. техн. наук О. Н. Перков

Институт черной металлургии НАН Украины г. Днепропетровск

СКЛАДНІ ВИПАДКИ ВИКОРИСТАННЯ УКРАЇНСЬКИХ НАУКОВО-ТЕХНІЧНИХ ТЕРМІНІВ

Українській науково-технічній спільноті, яка навчалася, спілкувалася і писала свої твори/звіти російською мовою, часто дуже важко перейти до використання питомих українських термінів, особливо коли вони не співпадають зі звичними (російськими) термінами. Особливо це стосується багатозначних російських термінів, для яких нема прямих відповідників в українській мові або можливе декілька варіантів перекладу залежно від конкретного змісту речення. Тому у цій статті зроблено спробу проаналізувати деякі складні випадки використання українських науково-технічних термінів у порівнянні не лише з відповідними англійськими чи німецькими, як це робиться зазвичай, але й з термінами близьких нам слов'янських мов – польської та болгарської.

Багато спорів викликають терміни *сплав* і *стоп*. Проаналізуємо їхнє походження.

Російський термін **плавление** означає процес переходу речовини з твердого стану в рідкий внаслідок нагрівання. Українською мовою це означає процес *плавлення* [1, 2]. Словник [2] додає як пояснення: «розтоплювати». Німецькою мовою цей процес означається *Schmelzen*, англійською – *heat melting* [1], а болгарською – *топя, разтопявам* [3].

У словниках [1, 2] термін *сплав* означає складну речовину, яка утворюється при твердінні рідких систем з двох або простих речовин. Сплав отримують *сплавленням* – з'єднанням шляхом плавлення вихідних компонентів [2].

Проте словник [4] визначає, що таку складну металеву речовину можна отримати *стопленням* вихідних компонентів, і називається вона *стоп*. А під *сплавом* він розуміє *сплавляння* деревини річками. Словник [2] зауважує, що *стоп* – «те саме, що й сплав», і *стоплювати* – це «розплавивши кілька речовин, з'єднати їх в одне ціле». Польською мовою сплавляти речовини в одне ціле перекладається як *stapiać*, а сплав – як *stop* [5]. Болгарською мовою *сплав* залишається *сплавом* [3].

О т ж е, з в своєю ети м о л о г і є ю (сплавляти, стоплювати) терміни **сплав** і **стоп** мають однакове право на існування і використання у науково-технічних текстах. Тим більше, що за часи радянської влади термін *сплав* набув в українській літературі значного поширення як запозичення з російської мови.

Щоб перевести речовину з твердого стану в рідкий існує ще один процес: **вытапливание**. Українською мовою *витоплювати* означає і «нагріваючи сало, вошину, виділяти жир, віск», і «добувати, виокремлювати метал з руди» [2]. По-німецьки це вже *Ausschmelzen* [6], англійською мовою *витоплювання жиру* – *rendering* [7], польською – *wytapienie* [5]. Лише болгарською мовою і *плавлення*, і *витоплювання* перекладається однаково – *топя, разтопявам* [3].

Окремішність процесу витоплювання використано в термінології ливарного виробництва: лиття за **витоплюваними** моделями [8], що дуже влучно відбиває суть процесу: модельна маса, як віск або жир, **витоплюється** з ливарної форми.

Деякі непорозуміння викликає переклад російського терміна **плавка** для означення металургійного процесу – «процесу перероблення матеріалів (шихти) у плавильних печах з одержанням сталі як кінцевого продукту» [1]. До речі, кінцевий продукт цього процесу по-російськи також називається **плавка**. В англійській мові для цього процесу існує влучний термін *steelmaking*, а певна кількість виплавленої сталі – це *melting* [7].

За словником [1] металургійний процес виробництва сталі означається як *виплавлення сталі*. Словник [2] означає процес «виокремлювання металів з руди» як **витоплювання**, а отриманий таким чином метал – як *витоп*. Його підтримують словники [4, 9]. По-польськи виробництво металу з руди перекладається як *wytapienie*, а отриманий метал – *wutor* [5]; по-болгарськи ж **плавка** – це *топене*.

Проте словник [10] вважає, що виробництво сталі краще означати терміном *варіння*, а порцію звареної сталі – терміном *вивар сталі*. У професійних колах, коли говорять про виготовлення сталі певного хімічного складу, використовують вираз: *зварити сталь*. У російській мові й досі зберігся термін **сталевар** – людина, яка варить сталь.

На думку авторів, для виробництва сталі (*steelmaking*) більше підходить все ж таки термін **сталеваріння**, а витоплювання, витоп – для означення процесу плавлення в тих чи інших умовах.

Багатозначний російський термін **течение** може означати і рух води в річці, і плавне безперервне звучання музики, і зміну часу, що минає, і перебіг у часі якого-небудь процесу (реакції), і деформування металу під дією сили. Що стосується процесів перероблення металів, то словник [2] називає «безперервний рух великої кількості чого-небудь» *плином*. У польській мові **течение металла** перекладається як *reizanie metalu*, але **текучесть** – як *płynność* [5]; а у болгарській – як *течение* [3]. В українській мові *течія* означає скоріше рух води в річці, а при обробленні металів руху металу більше підходить термін **плин**. Звідси й похідні від нього терміни: **плинність, рідноплинність**.

Цікаво подивитися, як трактуються у різних мовах терміни **настройка** і **наладка**, які іноді в технічних текстах не розрізняються.

Російський термін **настройка** означає регулювання вузлів, частин і параметрів (машин, приладів) для забезпечення заданого режиму роботи під час експлуатації. Українською мовою цей термін перекладається як *настроювання, налаштування*, а виконавець цієї операції – *настроювач* [2,4]. Досягнутий внаслідок цієї операції стан – *налаштунок, настроій* [4].

Польською мовою настроювання – це *nastawianie*, а настроювач (верстата) – *ustawiacz* [5]. Настроювати музичні інструменти по-болгарськи передається як *настроивам, акордирам*, а настроювач у такому випадку – *акордвор* [3].

Російський термін **наладка** означає підготовку технологічного обладнання та оснащення до виконання певної технологічної операції. Словники [2, 4, 10] називають цей процес *налагоджування*. Така підготовка (верстата) до роботи польською мовою називається *nastawienie, przygotowanie do pracy*, а *налагоджувач* – *ustawiacz, nastawiacz* [5]. Тобто, схоже польська мова, як, до речі, й англійська та німецька не бачить серйозної різниці у *настроюванні* та *налагоджуванні* обладнання.

В українській мові все ж є сенс розрізняти і процеси **настроювання, налаштування** та **налагоджування**, і професії **настроювач** і **налагоджувач**.

В машинобудуванні термін **установка** як процес означає надання деталі, інструменту або обладнанню необхідного положення; дію, пов'язану з необхідністю помістити щось у певному місці або з монтажем якогось обладнання. Українські словники [2, 4, 9] передають цю дію як *установлювання, установлення*.

Польською мовою процес складання, монтажу обладнання перекладається як *instalowanie*. Якщо мова йде про надання, визначення певного положення, величини, то використовують дещо інший термін – *nastawienie* [5]. В українській мові такої диференціації нема.

Дещо складніша справа з перекладом терміна **установка** в значенні механізм, сукупність машин та механізмів для здійснення єдиного технологічного процесу.

ДСТУ 2541-94 [8] у такому випадку наводить термін *устаткування* і тут же дає англійський і німецький відповідники: *equipment* та *Ausstattung*. Такий підхід підтримують словники [6, 7] та ДСТУ 3459-96 [11]. В польській мові такі механізми називаються *urządzenie, wyposażenie* [5], у болгарській – *уредба, оборудоване, установка* [3].

Але в українській мові є й інший переклад терміна **установка** як сукупність механізмів. Словники [4, 9] перекладають його як *устава*. Цей же термін використав і ДСТУ 3014-95 [12].

Отже, на сьогодні не можна однозначно сказати, як точніше передати українською мовою термін **установка** як сукупність механізмів: *устаткування* чи *устава*. Обидва мають право на існування, і з часом мовна практика визначить оптимальний варіант.

Досить часто в українських науково-технічних текстах можна зустріти термін **деформація** для означення і процесу зміни форми чи розмірів тіла (зразка) без зміни маси, і для визначення величини цієї зміни. Значною мірою це

відбувається тому що звична нам російська мова в обох випадках використовує єдиний термін – **деформація**. Так само підходить до цього й польська мова. І процес зміни форми, і його кількісна характеристика означаються однаково: odkształcenie, deformacja [5].

Проте в українській термінології треба виходити з вимог ДСТУ 3966-2000 [13] щодо терміноутворення: для означення процесу взаємного зміщення точок тіла під час його навантажування треба використовувати термін **деформування**, а для означення величини, що кількісно характеризує деформування тіла, – термін **деформація** [1,4, 9, 13].

Російський термін **усадка** використовується однаково і у ливарному виробництві, і у порошковій металургії для означення зменшення об'єму (лінійних розмірів) внаслідок тих чи інших технологічних процесів. Словники [4, 9] перекладають цей термін у значенні процесу термінами *осідання, зсідання, збігання*, а кількісний наслідок його – як *осід, зіступ*. У польській мові для цього використовуються терміни *osiadanie, skruczenie та skrucz* [5] відповідно.

ДСТУ 2751-94 [14] означає зменшення розмірів порошкової формовки під час спікання терміном *зсідання*, а словник [1] – терміном *усадка*. На жаль, ДСТУ 2541-94 [8] взагалі не містить терміна, який означав би зменшення об'єму металу під час кристалізації у формі.

Словник [2] дає таке пояснення. *Усадка* – це «зменшення об'єму (розмірів) при висиханні, охолодженні, застиганні і т.п.», а *зсідання* – це «ущільнюючись, зменшувати об'єм, розміри (про тканини, шкіру і т.п.)». Тому видається доцільним у ливарному виробництві використовувати термін **усадка**, а у порошковій металургії – **зсідання**.

В українській термінології нема згоди щодо перекладу досить широко вживаного терміна **несущая способность**. ДСТУ 2825-94 [13] вважає, що «здатність об'єкта зберігати при навантаженні стан, що відповідає його функціональному призначенню», – це *несівна здатність*. Словник [4] перекладає цей термін як *несна здатність, спроможність*. Практично це пряма калька німецького терміна *Tragfähigkeit* [6]. У польській мові прикметник **несущий** стосовно елементів конструкції перекладається як *поśny*.

Глумачний словник [2] пояснює, що українське слово *несіння* та похідні від нього прикметники пов'язані з кладкою яєць птахами. Одночасно в словнику [9] дається таке уточнення. Слово **несущий** перекладається як *носійний*, якщо мова йде про властивість матеріалу, конструкції, а слово **способность** – як *здатність*, якщо мається на увазі властивість, і як *спроможність*, якщо треба передати можливість об'єкта виконувати притаманну йому функцію. Власне саме ця спроможність означає по своїй суті можливість конструції **витримати** навантаження під час експлуатації. Враховуючи все вище згадане, треба визнати термін *несівна здатність* недоцільним до вживання. У цьому випадку треба використовувати термін **тримкість**, рекомендований протоколом № 7 від 15.10.2002 р. письмового голосування НТК з питань термінології при Держспоживстандарті України.

При аналізі різних словників виявляється досить дивне змішування таких різних понять, як *жорсткість* і *твердість*.

Властивість матеріалу, конструкції чинити опір пружному деформуванню означають як *твердість* словники [1, 4, 9]. Словники [4, 9] додають ще як пояснення терміни *жорсткість, цупкість*. У польській мові це поняття визначається як *sztywność* [5], а у болгарській – *твърдина* [3].

Властивість матеріалу чинити опір пластичному деформуванню при проникненні у нього твердішого тіла ці ж словники [1, 4, 9] також визначають як *твердість*. У болгарській мові це практично те ж саме, що й жорсткість: *твърдина, твърдост* [3]. Тобто, фактично має місце невизначеність понять. А у польській мові відповідний термін відмінний: *twardość* [5]. Враховуючи те, що глумачний словник [2] чітко розрізняє поняття *жорсткості* й *твердості*, у відповідних випадках треба використовувати саме ці терміни, не змішуючи цих досить різних понять.

У статті наведено далеко не повний аналіз складних випадків використання українських науково-технічних термінів, але співставлення їх з відповідними термінами братніх слов'янських мов дає можливість зрозуміти їхню етимологію і правильно використовувати у своїй роботі.

Перелік посилань

1. Терминологический словарь «Металлы»/ Блантер М.С., Кершенбаум В.Я., Мухин Г.Г. и др.; в 2-х т. – Москва-Запорожье: изд. «Мотор-Сич», 2005. – т. 1. А-М – 511 с.; т. 2 – Н-Я – 523 с.
2. Великий глумачний словник сучасної української мови / Гол. ред. В.Г.Бусел. – К.: Ірпень, ВТФ «Перун», 2005. – 1728 с.
3. Українсько-болгарський словник / Укл. К.К.Потапенко. – К.: Либідь, 2001.– 288с.
4. Російсько-український науково-технічний словник/ Укл. В.Перхач, Б. Кінаш. – Львів: Обл. кн. друкарня, 1997. – 456 с.
5. Большой русско-польский политехнический словарь. – Warszawa: Wyd. naukowo-techn., 1977. – 370 с.
6. Русско-немецкий политехнический словарь / П. Хютер. – Берлин: «Техника»; Москва: «Сов. Энциклопедия», 1969 – 1271 с.
7. Русско-английский политехнический словарь / Под ред. Б.В. Кузнецова. – М.: 1980. – 723 с.
8. ДСТУ 2541-94. Виробництво ливарне. Терміни та визначення.
9. Російсько-український словник з інженерних технологій / Укл. М. Ганіткевич, Б. Кінаш. – Львів: ТК СНТТ, 2004.
10. Войналович О., Моргунок В. Російсько-український словник наукової і технічної мови. – К.: Вирий. Сталкер, 1997. – 256 с.
11. ДСТУ 3459-96. Устаткування зварювальне механічне. Терміни та визначення.
12. ДСТУ 3014-95. Устави для електронно-променевого зварювання. Методи випробувань і вимірювань.

13. ДСТУ 2825-94. Розрахунки та випробування на міцність. Терміни та визначення основних понять.

14. ДСТУ 2751-94. Металургія порошкова. Терміни та визначення.

Одержано 11.09.2008

© Канд. техн. наук В. М. Плєскач, д-р техн. наук В. Ю. Ольшанецький

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

НОВЫЙ ПОДХОД К ОЦЕНКЕ КАЧЕСТВА ТЕПЛООВОГО ДВИГАТЕЛЯ

В [1] описан метод определения обобщенного показателя качества теплового двигателя, однако, пример практического использования не приведен. Необходимость в этом возникла после глубокого ознакомления с методом ведущих товаропроизводителей и специалистов. Главным образом интересуют особенности оценки качества двигателя и приложение метода к определению технической политики предприятия на перспективу.

Следует отметить, что с практическим использованием метода имелись затруднения при подготовке работы [1], остались они и до настоящего времени. К сожалению, оказаться в роли объекта анализа желающих не нашлось. Поэтому приводится пример определения показателя качества абстрактного теплового двигателя, его прототипа и аналогов, их товарные марки соответственно ДВС, П, А1, А2, А3. Из соображений удобства анализа технические характеристики этих вымышленных машин объединены в таблице 1, графическая иллюстрация определения обобщенного показателя качества ДВС по методу, описанному в работе [1], показана на рис. 1. И хотя двигатели с такими данными не проектировались и не производились, специалистам должно быть понятно, что это вполне реально.

В процессе общения с производителями моторной техники обнаружилось, что некоторые двигателисты отождествляют понятия «совершенство», «качество» и «соответствие продукта техническим заданию на проектирование и условиям на эксплуатацию». Совершенство товарного продукта не связано с техническим заданием и условиями никаким образом, под этим понимается достижение наивысших показателей конкретного вида продукции с минимальными затратами, наиболее доступными не обесценивающимися со временем способами и технологиями. Совершенство продукта достаточно динамичный показатель и меняется во времени очень быстро. Самым совершенным на данном этапе развития может быть конкретный реальный продукт или некий идеализированный объект с предписанными (желаемыми) показателями и характеристиками. Дабы положить конец дискуссии: метод разрабатывается не под конкретную группу специалистов, метод, как и закон, это всегда высокий уровень формализации, универсальность и самая широкая пригодность.

Понятия (выборочно), области определения и размерности анализируемых факторов:

$ПК = 0 \dots 100$, балл – обобщенный показатель качества теплового двигателя;

τ – коэффициент тактности;

i – число цилиндров;

$\gamma = (20 \dots 90)^\circ$ – угол развала V -образных двигателей; могут приниматься во внимание также углы ориентации двигателя к направлению движения транспортного средства, к горизонтальным (таких две: взаимно перпендикулярные) и вертикальной осям;

$V_h = (50 \dots 400) \cdot 10^{-6}$, м³ – рабочий объем цилиндра;

$D, S = (20 \dots 100) \cdot 10^{-3}$, м – диаметр цилиндра и ход поршня;

$\varepsilon = 7 \dots 10$ – степень сжатия;

$l_w = (50 \dots 300) \cdot 10^{-3}$, м – длина шатуна;

$m = 5 \dots 100$, кг – масса двигателя;

ОЧ = 70 ... 100, ед. – октановое число используемого бензина (по техническим условиям на эксплуатацию двигателя);

ЦЧ = 30 ... 60, ед. – цетановое число используемого дизельного топлива (по техническим условиям на эксплуатацию двигателя);

$\alpha = 0,8 \dots 1,2; 1,2 \dots 2,0$ – коэффициент избытка воздуха для карбюраторных двигателей и дизелей соответственно;

$n = 2000 \dots 12000$, об/мин, – частота вращения коленчатого вала;

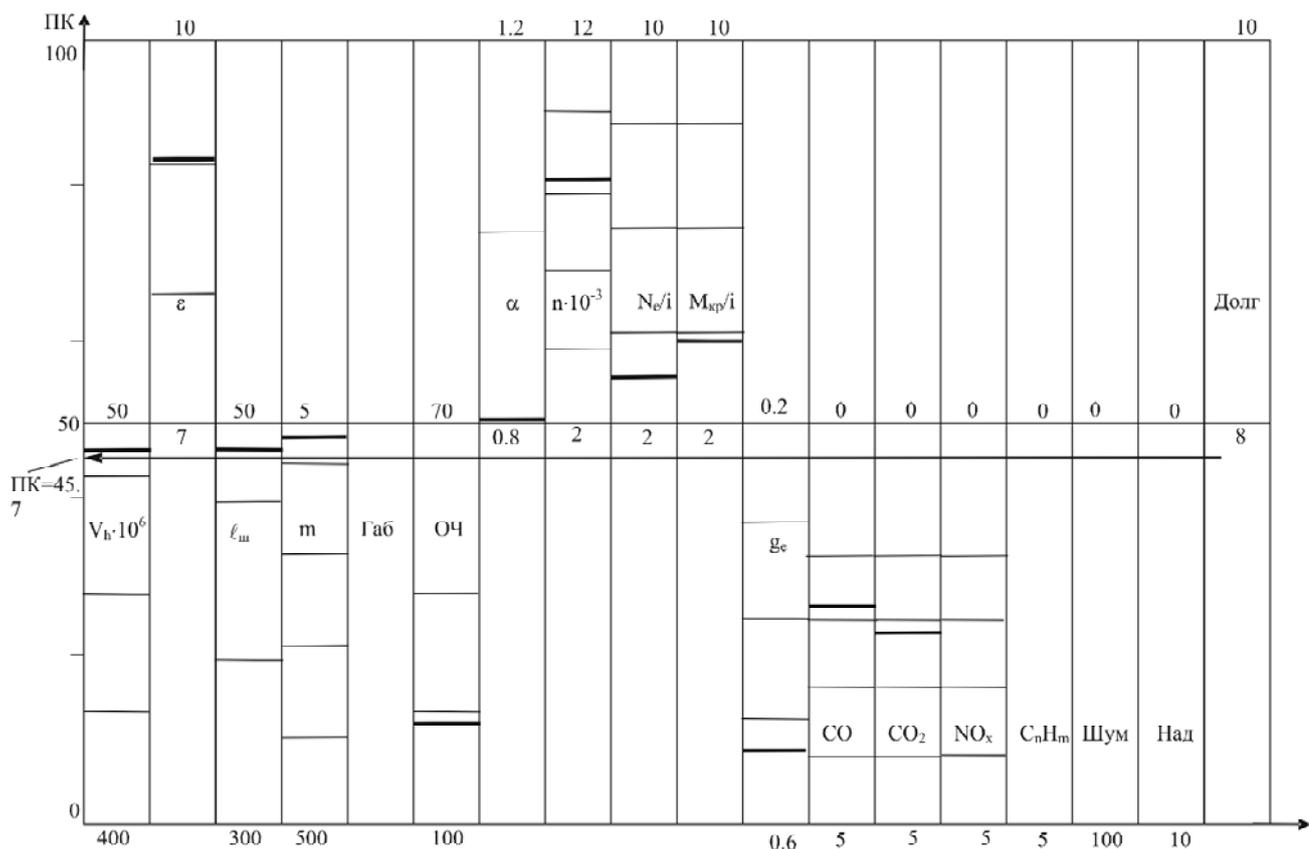


Рис. 1. Обобщенный показатель качества поршневого 2-х тактного микролитражного быстроходного двигателя

Таблица 1 – Технические характеристики двигателя ДВС, его прототипа и аналогов в пределах эксплуатационных режимов

Двигатели Технические характеристики	Объект	Прототип	Аналоги		
	ДВС	П	A1	A2	A3
τ	1	1	1	1	1
i	1	1	1	1	1
$\gamma_s, ^\circ$	0	0	0	0	0
$D, \text{ мм}$	48	52	52	50	55
$S, \text{ мм}$	34	36	38	38	40
ε	9	9	8,8	8,8	8,6
$\ell_{ш} \cdot 10^3, \text{ м}$	65	64	64	65	65
$m, \text{ кг}$	6,3	7,1	7,2	7,0	7,2
ОЧ	92	92	92	95	95
α	0,8	0,8	0,78	0,8	0,75
$n, \text{ об/мин}$	7000-9500	7000-10000	6500-8500	6500-10000	6000-8000
$M_{кр}/i, (\text{Н}\cdot\text{м})/\text{цил.}$	3,9	3,6	3,4	3,5	3,2
$N_e/i, \text{ кВт/цил.}$	3,15	3,00	2,90	3,00	2,60
$g_e, \text{ кг/кВт}\cdot\text{час}$	0,515	0,520	0,521	0,520	0,524
$\text{CO}_2, \%$	1,8	2,0	1,9	2,0	2,0
$\text{CO}_2, \%$	2,2	3,0	3,0	2,8	3,0
$\text{NO}_x, \%$	–	–	–	–	–
C_nH_m	–	0,2	–	0,3	–
Шум, дБ	84	85	88	85	–
Надежность, отказ, до 1 переборки	1	1	–	1	–
Долговечность, час	1250	1200	–	1220	–
(Длина×Ширина×Высота) · 10 ³ , м	180×85×94	185×82×100	–	–	190×92×100

$N_e/i = 2 \dots 10$, кВт/цил. – ефективна потужність на один циліндр;
 $M_{кр}/i = 2 \dots 10$, (Н·м)/цил. – крутячий момент на один циліндр;
 $g_e = 0,200 \dots 0,600$, кг/(кВт·час) – удельний ефективний расход топлива;
 $CO, CO_2, NO_x, C_nH_m = 0 \dots 5$, % – концентрация соответствующих составляющих в выпускном газе;
 $Шум = 20 \dots 100$, дБ (децибел) – уровень шума;
 $Над. = 0 \dots 10$ – надежность: количество отказов до первой переборки;
 $Долг. = (8 \dots 12) \cdot 10^3$, час, – долговечность, ресурс: весь срок службы двигателя;
 $Дл., Ш, В = (100 \dots 500) \cdot 10^{-3}$, м – длина, ширина и высота двигателя (габариты).

В таблице 1 приведен желательный комплект факторов для анализа качества теплового двигателя ДВС, чем он полнее и достовернее анализируемые данные, тем точнее определяемое значение обобщенного показателя качества. Это требование не всегда возможно выдержать, в основном из-за недоступности данных, поэтому допускается анализировать качество при неполном комплекте с последующим уточнением результата. При сопоставительном анализе нескольких двигателей, для патентных исследований например, должно быть выдержано требование идентичности комплекта сравниваемых факторов, ориентироваться следует на менее информированную машину (с меньшим количеством известных показателей и характеристик). При анализе возможны варианты использования факторов: если используется рабочий объем цилиндра V_h , то привлечение диаметра цилиндра и хода поршня D, S необязательно (но возможно), и наоборот.

Степень сжатия и коэффициент избытка воздуха e , а отнесены к факторам прямого действия (чем больше, тем лучше), поскольку с ними напрямую связаны совершенство смесеобразования и сгорания, а значит КПД и удельный расход топлива. Тактность и частота вращения коленчатого вала τ, n являются слагаемыми форсирования и, потому, их влияние на качество двигателя совпадает с влиянием мощности (т.е. это факторы прямого действия также).

Число цилиндров, рабочий объем цилиндра, диаметр цилиндра и ход поршня, длина шатуна i, V_h, D, S, ℓ_u отнесены к факторам обратного действия (чем меньше, тем лучше): считается положительным, когда энергия вырабатывается в меньших объемах, в пределе – если получается из ниоткуда. Чем меньше длина шатуна, тем больше динамические нагрузки на основные элементы двигателя, кроме того, т.е. ниже вероятность прогнозирования прочности, Чем меньше октановое и цетановое числа ОЧ, ЦЧ, тем меньше стоимость бензина и дизтоплива и меньше эксплуатационные затраты, из этих экономических соображений октановое и цетановое числа относят к факторам обратного действия также. Связь остальных факторов (мощности, крутящего момента, удельного расхода топлива и др.) с качеством теплового двигателя очевидна и специально не разъясняется. Для газотурбинных, роторно-поршневых и двигателей других типов комплект анализируемых факторов естественно отличается от приведенного в таблице 1.

Согласно [1], ПК теплового двигателя представляет собой среднюю геометрическую величину и определяется планиметрированием по графику многофакторной зависимости, имеющему вид ломаной линии. Вычисление обобщенного показателя качества двигателя ДВС (согласно рис. 1)

$$\begin{aligned}
 ПК &= 50 + \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (Z_i - 50) + \frac{1}{m} \sum_{j=1}^m (Z_j - 50) = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n Z_i + \frac{1}{m} \sum_{j=1}^m Z_j - 50 = \\
 &= \frac{1}{5} (83 + 50 + 81 + 56 + 60) + \frac{1}{7} (46 + 47 + 48 + 11 + 8 + 25 + 23) - 50 = 45,7,
 \end{aligned}$$

где Z – значение анализируемого фактора,

i, n – признак и количество факторов прямого действия,

j, m – признак и количество факторов обратного действия.

Для двигателя ДВС (см. рис. 1) установлен $ПК = 45,7$; это значение не точное, т.к. не учтено влияние некоторых факторов – из-за невозможности ознакомления с данными анализируемой машины (например); при расширении базы данных это значение уточнится, величина при этом, однако, существенно не изменится. Аналогичным образом определены значения обобщенного показателя качества прототипа и аналогов П, А1, А2, А3, они составили 42,6; 42,3; 42,5; 41,8 соответственно.

Удовлетворительным считается $ПК \geq 50$, Значение $ПК = 45,7 < 50$ заниженное, но соответствует аналогичным двигателям рассматриваемого класса (поршневые, двухтактные, микролитражные, быстроходные). В конкретном случае на занижение значения ПК влияют марка топлива (выше ОЧ – выше цена, больше эксплуатационные затраты, меньше ПК), завышенные удельный эффективный расход топлива (g_e) и концентрация окиси углерода и углекислого газа (CO, CO_2) в выпускном газе. Тем не менее, качество объекта, в сравнении с прототипом и аналогами, значительно выше (минимально на 3,1 балла).

Поскольку в настоящее время наблюдается устойчивая тенденция к использованию бензинов повышенной детонационной стойкости, марку топлива для ДВС менять, очевидно, нецелесообразно. Поэтому следует обратить внимание на расход топлива и содержание вредных веществ в отработавшем газе. Прежде всего, это касается топливной и регулирующих систем (газораспределения и зажигания). В качестве перспективных мероприятий по усовершенствованию двигателя ДВС рекомендуется использовать непосредственный впрыск топлива в камеру сгорания и нейтрализацию отработавшего газа одним из известных способов, не способствующим значительному увеличению массы изделия.

Аналогичным образом, возможно установить значение ПК любого теплового двигателя, проанализировать полученные результаты, наметить первоочередные мероприятия по усовершенствованию и перспективные направления развития (т.е. техническую политику предприятия). Метод пригоден для оценки действенности (результативности) используемых технического решения и совершенствующих мероприятий также. В настоящей работе на конкретном примере прошел апробацию и оттестирован метод, описанный в [1], результаты показали его высокую эффективность, корректность и достоверность.

Перечень ссылок

1. Мазин В.А. Обобщенный показатель качества теплового двигателя: метод определения // Вісник двигунобудування. – Запоріжжя: ОАО «Мотор-Січ», 2008. – № 1. – С. 13-16.
2. Автомобиль «Запорожец» модели ЗАЗ-965, Инструкция по эксплуатации и уходу. – Запорожье: Запорожское книжно-газетное издательство, 1962. – 172 с.
3. Краткий автомобильный справочник / Министерство автомобильного транспорта РСФСР, НИИАТ. – М.: Транспорт, 1971. – 512 с.
4. Bosch. Автомобильный справочник. Перевод с англ. – М.: За рулем, 1999. – 896 с.
5. ЗАО «ЗАЗ». Запорожский автомобилестроительный завод. Автомобили Т13010, Т13110: Приложение к Руководству по ремонту автомобиля «Ланос». – Украина, Запорожье: ЗАЗ, 2003. – 285 с.
6. Колчин А.И., Демидов В.П. Расчет автомобильных и тракторных двигателей. – М.: Высш. школа, 1980. – 400 с.

Одержано 18.01.2008

© Канд. техн. наук В. А. Мазин

Национальный технический университет, г. Запорожье

ПУТИ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ МОТОР-РЕДУКТОРОВ, РАБОТАЮЩИХ В УДАРНОМ РЕЖИМЕ

В настоящее время промышленностью выпускаются мотор-редукторы, как приводы рабочих машин, в которых рабочая нагрузка мало изменяется (типа 1Ц2С [1]). При работе в ударном режиме, характер которого предсказуем (рис. 1), для преодоления максимального значения крутящего момента ΔM , выбирается максимальное значение мощности или в привод устанавливается маховик. В первом случае получаем завышенную мощность двигателя и,

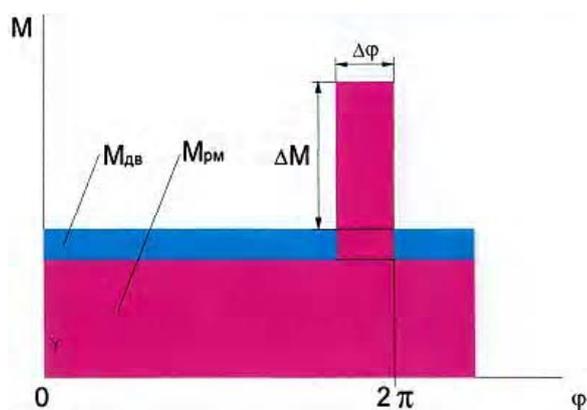


Рис. 1. Циклограммы нагрузок на выходном валу мотор-редуктора: от двигателя $M_{дв}$ и рабочей машины $M_{рм}$

естественно, повышенный расход потребляемой энергии. Во втором случае двигатель и редуктор располагаются отдельно, между ними устанавливаются маховик и муфта, что усложняет конструкцию и увеличивает ее габариты. В этой связи перспективным решением может быть изменение конструкции существующих мотор-редукторов в части замены фланцевого электродвигателя на двигатель с двумя выходными концами вала, на свободный конец которого устанавливается маховик (рис. 2).

Для рассматриваемого случая нагружения связь между кинематическими, силовыми характеристиками мотор-редуктора и его параметрами имеет вид

$$\delta = \frac{1}{\omega_a^2} \cdot \frac{\Delta T}{J_p + J_m}, \quad (1)$$

где δ – коэффициент неравномерности вращения, ω_a – синхронная частота вращения ротора двигателя, $\Delta T = \Delta M \cdot \Delta \varphi$ – изменение кинетической энергии, J_p – приведенный к валу двигателя момент инерции движущихся частей рабочей машины и мотор-редуктора, J_m – момент инерции маховика.

Как видно из (1), при выбранных параметрах δ , ω_a и малых значениях J_p , момент инерции маховика J_m

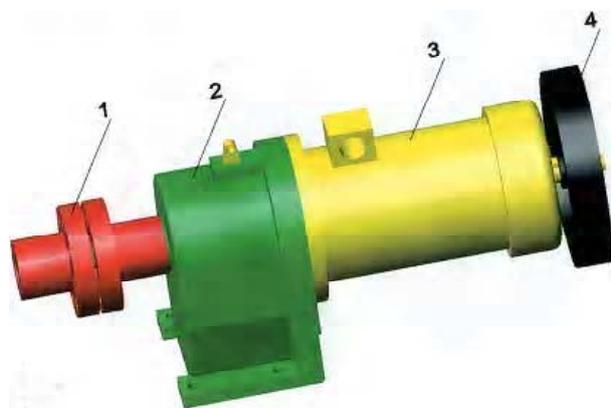


Рис. 2. Мотор-редуктор с маховиком на валу двигателя:

1 – муфта, 2 – редуктор, 3 – двигатель, 4 – маховик

пропорционален изменению кинетической энергии ΔT и не связан с ΔM . Поэтому преодоление больших пиковых нагрузок может осуществляться небольшими размерами маховиков. Особенно эффективно такое решение, когда постоянная составляющая M_{pm} мала (ножницы, прессы и т. д.). Тогда номинальный момент сил от двигателя может быть оценен выражением

$$M_{дв} = \frac{\Delta M}{2\pi / \Delta\varphi - 1} \quad (2)$$

В этой области использования, рассматриваемая конструкция имеет преимущество даже перед регулируемые двигателями.

Наличие ударных нагрузок требует повышения несущей способности передач, подшипников и корпуса

редуктора. Следует отметить, что в обычных редукторах максимальное значение момента сил превышает номинальный в 2,2-2,5 раза. В этих пределах можно рассматривать статическую прочность конструкции. Повышение усталостной прочности зубчатых передач может быть осуществлено заменой внешнего зацепления на внутреннее или зацепление Новикова, в первую очередь, на последней ступени редуктора. Это позволит снизить контактные напряжения, обеспечить наличие масляной пленки в зоне контакта и уменьшить относительное скольжение зубьев. Для повышения несущей способности опор выходной вал редуктора установить в подшипниках скольжения. Корпус редуктора выполнить равнопрочным.

Далее представлен анализ напряженного состояния корпуса редуктора мотор-редуктора типа 1Ц2С, работающего при постоянных нагрузках, с целью оценки его равной прочности (рис. 3, 4).

На редуктор действуют следующие внешние силовые факторы: момент сил на выходном валу редуктора, моменты сил от статора и ротора двигателя, силы и моменты сил от веса двигателя и маховика и силы в местах крепления редуктора к раме. Под действием этих сил в корпусе редуктора возникают (рис. 3): силы в опорах валов ($R_2 \div R_5$), силы в болтах крепления двигателя к корпусу редуктора ($F_2 \div F_5$), силы в местах посадки двигателя в корпус (R_1), силы в штифтах установки двигателя на корпус (F_7, F_8) и силы в местах крепления корпуса к раме ($F_9 \div F_{12}$).

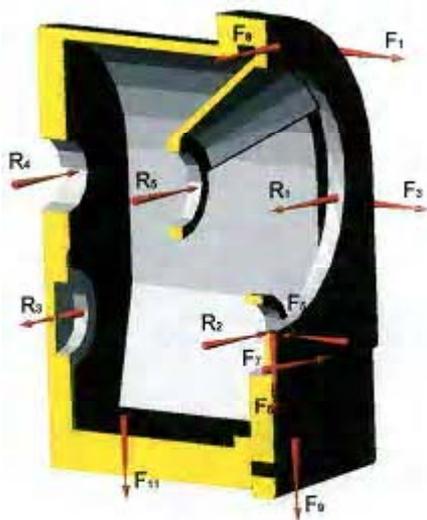


Рис. 3. Система сил, действующая на корпус редуктора

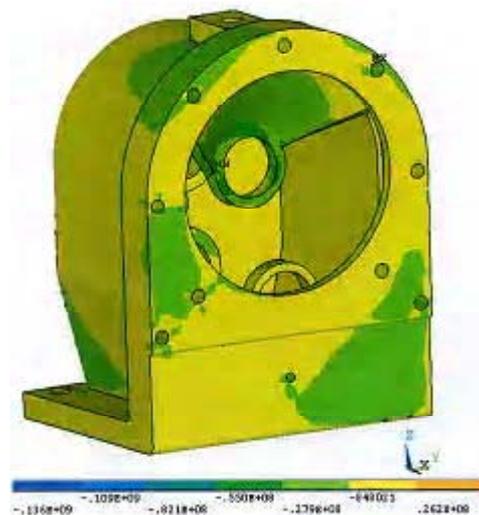


Рис. 4. Напряжения, возникающие в корпусе редуктора

При заданной геометрии корпуса редуктора и действующих силах выполнен, с использованием пакета программ ANSYS, расчет напряженного состояния корпуса редуктора с крышкой. Результаты расчетов показали (рис. 4), что наибольшие напряжения возникают в местах крепления второй опоры выходного вала к крышке редуктора. Здесь напряжения превышают средние по корпусу до 4-х раз (рис. 4). При ударном нагружении редуктора это место может оказаться самым слабым.

Таким образом, рассматриваемое направление совершенствования мотор-редуктора, в очерченной области его использования, позволяет создать простую работоспособную конструкцию с низкими энергетическими затратами выполнения технологического процесса. Область применения может быть расширена при наличии сменных маховиков.

Перечень ссылок

1. Редукторы и мотор-редукторы. Каталог. Ч. 1. – М.: ВНИИТЭМР, 1987. – 70 с.
2. Крейнин Г.В. Динамика машин и управление машинами. – М.: Машиностроение. – 1988. – 243 с.

Одержано 11.07.2008

© Канд. техн. наук А. Ф. Коляда, С. И. Климов, Г. К. Овсяник
Национальный технический университет, г. Запорожье

РАЗВИТИЕ ОБЩЕСТВА И МЕТАЛЛЫ. ЕВРОПА В СРЕДНИЕ ВЕКА

Более 5000 лет поиски металлов влекли людей к неизвестным странам и смелым приключениям; при этом тяжкие затруднения приводили либо к большому богатству, либо к разорению и прочим неудачам. Судьбы целых наций и народов формировались под действием этих поисков. Журнал JOM (Journal of Minerals, Metals, and Materials, USA) в течение ряда лет публиковал статьи о влиянии металлов на развитие общества в разных странах, равно как и статьи по археометаллургии. Автором многих статей с описанием истории различных регионов, и добычи и потребления различных металлов является Р.Л. Смит, которого можно назвать металлургом-историком (или историком-металлургом). Эти статьи имеют познавательный характер и могут представлять интерес для широкого круга читателей. К сожалению, большинство украинских металлургов по разным причинам лишены возможности знакомиться с публикациями зарубежных журналов. Руководство журнала «Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні», сочло желательным ознакомить своих читателей с некоторыми обзорами статей Р.Л. Смита по «историко-металлургии». В предлагаемом обзоре одной из его статей рассмотрены пути развития Европы в преддверии первой промышленной революции [1].

В пятом столетии римляне ушли из Испании, но оставались в странах, расположенных к западу от Дуная. Это было сделано с целью защиты Италии от нападений варваров. Правительство страны было слабое, жители искали защиты у лордов, заселяя земли вокруг крупных поместий, что способствовало переходу к крепостничеству и феодализму. В эти «темные» времена ограничение торговли толкало экономику к краху. Люди обходились минимальными потребностями, что приводило к ограничению спроса на металлы и закрытию шахт. В восьмом столетии римский папа провозгласил императором Шарлеманья, который объединил земли, вошедшие затем во Францию, Германию, Чехию и Словакию. В Кремнитце и Шемнитце были повторно открыты месторождения свинца, золота и серебра, что явилось существенным фактором выхода Европы из «темного» времени [2]. В 938 г. Раммельсбург открыл в Горах Храц месторождения серебра, свинца и меди, которые распространялись в восточном направлении. Позднее там же были открыты залежи золота, что способствовало преобразению восточной Европы и объединению западных государств [3]. Крестовых походы 11-13 веков вызвали повышенный спрос на восточные товары, заметно иссушавшие золотые запасы Европы, равно как и двойное бремя налогов и стоимость крестовых походов. В конце концов это привело к краху крепостничества. Права владельцев были закреплены епископом Трента (Южный Тироль) в 1185 г., когда жители этой области получили большую перспективу получения земельных участков. Наконец было признано, что не рабы, а свободные люди могли получить тяжелую работу шахтеров.

Возрождение экономики способствовало увеличению спроса на металлы. Широко развернувшиеся изыскательские работы в Восточной Европе привели к большим открытиям, особенно в рудных горах Богемии. Там были найдены богатые месторождения меди, никеля, серебра, свинца и олова. Добыча руд быстро выросла к середине 1300 г., однако затем развитие экономики драматически замедлилось в связи с более глубоким залеганием руд и

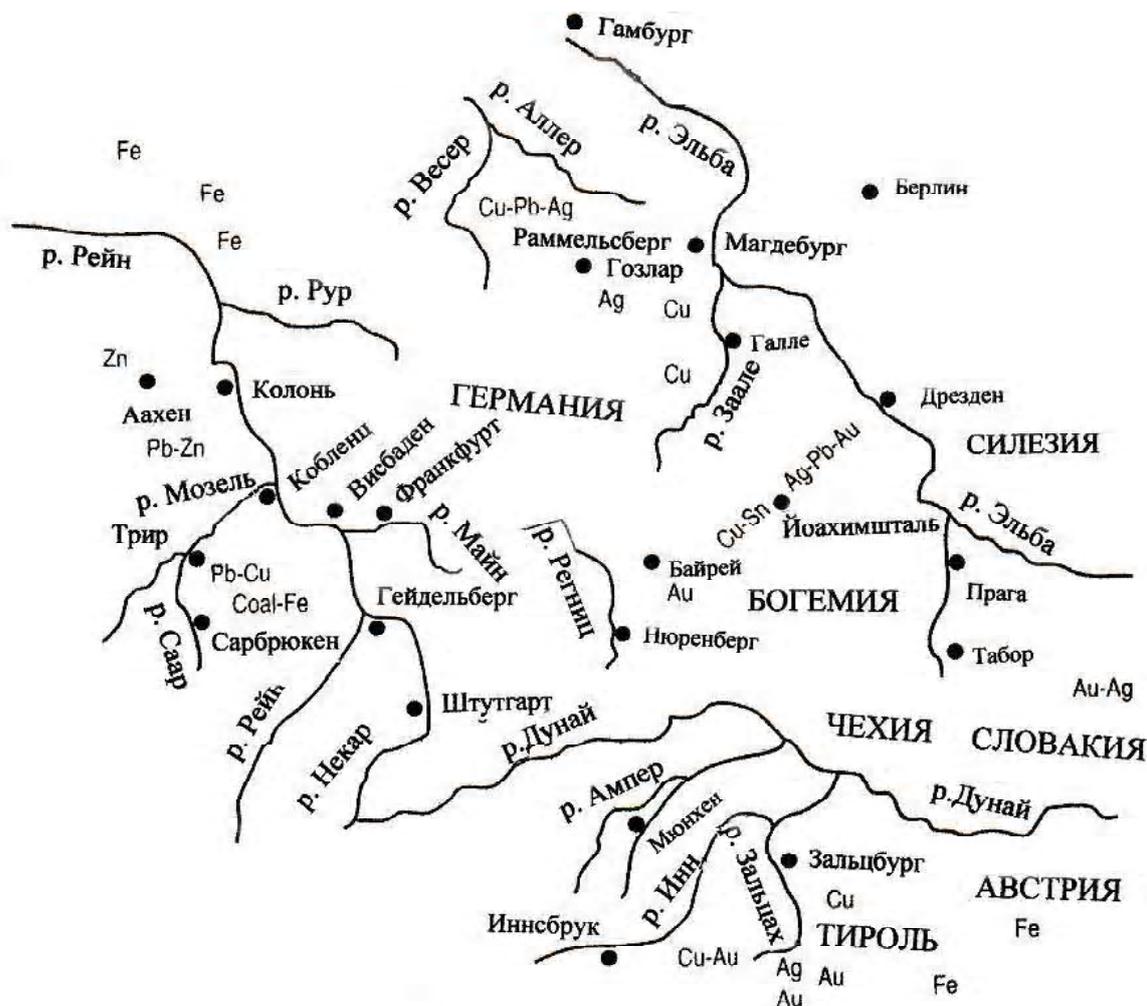


Рис. 1. Районы добычи металлов в Германии, Богемии, Тироле, Австрии, Силезии, Чехии и Словакии

более сложной их металлургической обработкой. Правда, экономическая депрессия в этой области была более умеренной по сравнению с охватившими Европу Столетней войной (1337-1453 гг) и следующей за ней войной Алой и Белой Роз (1455-1485 гг.). Эпидемия черной чумы (1347-1351 гг.) унесла треть населения Европы. Восстановление проходило медленно, но с ним пришла новая волна оптимизма. Академия горной промышленности в области Шлемитц процветала в Фрайберге. Использование свинца и олова привело Гутенберга к успеху книгопечатания. Первый доллар – йохимсталер (thaler) был отчеканен в 1519 г. В 1548 г. был установлен восьмичасовой рабочий день шахтерам, добывающим руду для производства йохимталера. Вновь возродилось старое римское понятие об аренде земли. Медленно осуществлялся переход средневековой практики владения землей государства к частному ее владению, что явилось главным стимулом роста капитализма. Появилась практика получения денег в долг и вложения их в акции шахт, что часто заканчивалось неплатежами, а давшие в долг деньги ростовщики брали шахты под свой контроль. Немцы обеспечили получение металла, необходимого для накопления валюты и коммерческого мирового лидерства [5]. На экономику начали оказывать мощное влияние семейства вроде Фуггеров. В их власти в течение столетий была габсбургская династия, существенно определяющая положение Испании. Семейство Фуггеров владело шахтами, на деньги которых был куплен немецкий электорат, в результате чего на трон был посажен Чарльз V вместо его основного соперника Френсиса I. Джакоб Фуггер вложил примерно 70 % денег в избирательную кампанию, большая часть которых была получена в виде процентов от инвестиций в горную промышленность, в частности в добычу ртути в Альмадене [4]. Металлопромышленность стимулировала появление изобретений, рост заработной платы и строительства.

Изобретение Ньюкоменом воздушного насоса для откачки воды из английских оловянных шахт стимулировало Джеймса Уатта на создание первого парового двигателя в 1763 г., что явилось главным толчком для Индустри-

альной революции. Естественным продуктом развития парового двигателя был паровой локомотив Ричарда Тревитика. Для буксировки угля из шахты Киллингуортом Джорджем Стивенсоном в 1814 г. была создана первая действующая рабочая модель паровоза. Следует отметить, что до этих изобретений шахтные механизмы и методы добычи медленно прогрессировали со времен Римской империи. Водяное колесо, водяной винт (винт Архимеда), зубчатый барабаны, ручная лебедка, цепные насосы, ручной привод поршня, ручные воздушные кузнечные мехи, описанные еще Агриколой стали использовать силу пара.

Индустриальная революция была бы невозможна без угля и железа. Мир был уже заметно изменен свинцом, добываемый в Великобритании. Использование Англией все новых и новых изобретений учетверял ежегодный доход на душу населения. Абрахам Дерби III успешно использовал литейный чугун для строительства первого железного моста через зеку Северн с 30-метровым пролетом, который был открыт для эксплуатации в 1781 г. В 1843 г. Исламбард Брунел в корабле «Великобритания» водоизмещением 2721 т, предшественнике современных океанских лайнеров, применил конструкцию с клепанными листами [5]. За этим кораблем последовал еще больший – «Великий Восток» водоизмещением 17236 т. Он оказался неудачным для пассажирских перевозок, однако вошел в историю при прокладке первого подводного атлантического кабеля в 1857 г. Таким образом, металлы внесли еще один вклад в развитие техники – железное судно и медный кабель позволили Кирасу Филду изменить наши международные коммуникации. Металлы сыграли огромную роль в войнах. История не знает сослагательного наклонения, но все же возникает вопрос: Возник ли бы Ренессанс, если бы в Европе не имело место развитие горного дела.

Перечень ссылок

1. R.L Smith. The Impact of Metals on Society. Part VIII: Europe. JOM June 1999, pp. 10 and 46.
2. J.Ross. Stones of Destiny. Houghton, VI: Michigan Tech. Univ. Press, 1975, p.135.
3. Agricola. De Re Metallica. Translated by Herbert and Lou Hoover/ London. Mining Magazine, Salisbury House, 1912, p.17.
4. Encyclopedia Britannica, Vol.5, p. 38.
5. R.Raymond. Out of the Fiery Furnace (University Park, Pennsylvania State University Press, 1984, pp. 174-182.

Одержано 26.06.2008

© 2007 Д-р техн. наук Б. Б. Винокур
Филадельфия, США

МОДИФІКУВАННЯ ЛИТОЇ КОНСТРУКЦІЙНОЇ СТАЛІ

Одним з визначальних чинників, які впливають на надійність і довговічність литих деталей, є присутність шкідливих домішок у вигляді неметалевих вкраплень, або розчинених у сталі. Тому у теперішній час актуальною є задача удосконалення існуючих і створення нових марок сталей шляхом введення в їх склад елементів, що забезпечують очищення від шкідливих домішок, а також керування структурою і природою неметалевих вкраплень з метою поліпшення фізико-механічних і службових властивостей литих виробів.

К таким елементам у першу чергу слід віднести лужноземельні (ЛЗМ) і рідкісноземельні (РЗМ) метали. При цьому барій, як ЛЗМ, є найменш застосованим, але перспективним елементом, який можна використати для підвищення довговічності і надійності деталей з литих конструкційних сталей.

Дослідження проводили на сталі 45Х2СФЛ, яка використовується для виготовлення литих деталей, що працюють в умовах ударного навантаження і абразивного зношування.

Для визначення оптимального варіанту модифікування використовували феросилікобарій ФС65Ба17 (18 % барію), ФС55Ба32 (33 % барію), силікокальцій СК30 (33 % кальцію) і силіциди РЗМ марки ФС30РЗМ30 (33 % РЗМ).

Для сталі 45Х2СФЛ із вмістом сірки (від 0,008 % до 0,032 %) при однакових присадках силікобарію одержали мінімальний індекс забрудненості неметалевими вкрапленнями, оптимальний коефіцієнт глобуляризації вкраплень і максимальне значення ударної в'язкості при відношенні введеного барію до сірки, що дорівнювало $2,0 \pm 0,5$.

Металографічні дослідження показали, що у сталі усіх варіантів модифікування присутні сульфіді, оксисульфіді і корунд. Зі збільшенням присадки силікокальцію більшість вкраплень набувала глобулярної форми, що підтверджується величиною коефіцієнта глобуляризації. При цьому слід відмітити, що коефіцієнт глобуляризації зменшується з підвищенням масової частки сірки в металі, який модифікований однаковими присадками феросилікобарію.

Мікрорентгеноспектральний аналіз глобулярних неметалевих вкраплень показав наявність у їх складі барію, алюмінію, сірки і відсутність фосфору. Відсутність силіцію у складі глобулярних вкраплень з барієм підтвердило ендогенний характер їх утворення. Такі оксисульфідні вкраплення випадають на початковій стадії кристалізації і розташовуються в середині зерен, що приводить до очищення меж литого зерна.

Підвищення забрудненості сталі неметалевими вкрапленнями через збільшення вмісту сірки від 0,008 % до 0,032 % призводить до різкого падіння ударної в'язкості від 0,46 МДж/м² до 0,25 МДж/м². Це доводить, що сірка і сульфідні вкраплення активно сприяють руйнації сталі. При цьому основна частина вкраплень (більше 60 %) розташована на межах литого зерна. Модифікування феросилікобарієм приводить до росту частини вкраплень, в осях дендритів і очищенню меж литого зерна. При оптимальних присадках лігатури з барієм на межах литих зерен залишається близько 35 % вкраплень.

Для сталі із вмістом сірки 0,03 % комплексне модифікування барієм, кальцієм і РЗМ дозволяє усунути можливість утворення грубих пливчастих вкраплень по межах зерен, одержати неметалеві вкраплення з коефіцієнтом глобуляризації 80 % і збільшити в'язкопластичні характеристики сталі у 1,5-2 рази, тобто досягти рівня показників сталі із вмістом сірки менше за 0,01 %.

© Канд. техн. наук В. Є. Самойлов, канд. техн. наук Г. А. Бялік
Національний технічний університет, м. Запоріжжя

Вимоги до структурних елементів тексту статті

Текст статті повинен відбивати подану інформацію у такій послідовності:

- об'єкт дослідження або розроблення;
- мета роботи;
- методи дослідження та апаратура;
- результати та їх новизна;
- основні конструктивні техніко-експлуатаційні характеристики та показники;
- ступінь впровадження;
- галузь застосування;
- значущість роботи та висновки;
- прогностичні припущення про дослідження або розроблення.

Вступ (Introduction)

У вступній частині коротко викладають:

- оцінку сучасного стану проблеми, відзначаючи практично вирішені завдання, прогалини знань, що існують у даній галузі, провідні фірми, провідних учених та фахівців певної галузі;
- світові тенденції вирішення поставлених завдань;
- мету роботи та галузь застосування.

Основна частина (Result and discussion)

Викладаючи суть, особливу увагу приділяють новизні в роботі, а також питанням надійності, взаємозамінності, безпеки, екології, ресурсощадності. Математичні повні докази, що не мають безпосереднього відношення до предмету дослідження та подробиці дослідження редакція залишає за собою право не публікувати, але зберігає для використання в суперечливих питаннях.

Слід викласти відомості про предмет чи об'єкт дослідження або розроблення, які є необхідними й достатніми для розкриття суті даної роботи (опис: теорії, методів роботи; характеристик і/або властивостей створеного об'єкта; принципів дії об'єкта та основних принципових рішень, що дають уявлення про його устрій, метрологічне забезпечення та методику дослідження і його результатів).

Якщо необхідно навести інформацію про нові аспекти роботи, інтерпретацію або коментар до результатів і причин, на ґрунті яких робляться висновки і рекомендації, вводять окремий розділ дискусійного характеру.

Виклад матеріалу повинен бути ясным і коротким, без формул і викладень проміжного характеру і громіздких математичних виражень. Варто уникати повторення даних таблиць, графіків, підписів до рисунків у тексті статті, а також наведення чисельних результатів у вигляді таблиць і графіків одночасно.

Висновки (Conclusions)

У висновках наводять оцінку одержаних результатів роботи або її окремого етапу (негативних також) з урахуванням світових тенденцій вирішення поставленого завдання; можливі галузі використання результатів роботи; народногосподарську, наукову, соціальну значущість роботи.

Коректура для перегляду не висилається.

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні №2/2008**

науковий журнал

Головний редактор:

д-р техн. наук, професор С. Б. Бєліков

Заступники гол. редактора:

д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький,

д-р техн. наук, професор Ю. М. Внуков

Журнал набраний та зверстаний у редакційно-видавничому відділі ЗНТУ

Комп'ютерний дизайн та верстка:

Н. О. Савчук

Коректори:

Н. М. Кобзар, В. К. Єршова, К. С. Бондарчук

Підписано до друку 04.12.2008. Формат 60×84/8. Ум. др. арк. 20,3.

Тираж 300 прим. Зам. № 1806.

69063, м. Запоріжжя, ЗНТУ, друкарня, вул. Жуковського, 64