Запорізький національний технічний університет

НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ В МЕТАЛЛУРГИИ И МАШИНОСТРОЕНИИ

INNOVATIVE MATERIALS AND TECHNOLOGIES IN METALLURGY AND MECHANICAL ENGINEERING

1’2009

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
2009

ISSN 1607-6885

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. Бєліков (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 Е. І. Цивірко (ЗНТУ), Україна
д-р техн. наук В. Ф. Терентьєв (ІММ РАН), Росія
д-р техн. наук С. Т. Мілейко (ІФТТ РАН), Росія
д-р техн. наук В. О. Богуслаєв («Мотор Січ»), Україна
д-р техн. наук В. І. Мазур (НМетА) Україна
д-р техн. наук З. А. Дурягіна (НУ «Львівська політехніка»), Україна
д-р техн. наук О. Я. Качан (ЗНТУ), Україна
д-р фіз.-мат. наук С. В. Лоскутов (ЗНТУ), Україна
д-р техн. наук Г. І. Слинько (ЗНТУ), Україна
д-р техн. наук Л. Р. Вишняков (ІПМ НАН), Україна
д-р фіз.-мат. наук В. І. Пожуєв (ЗДІА), Україна
д-р техн. наук М. І. Гасик (НМетАУ), Україна
д-р техн. наук Б. П. Середа (ЗДІА), Україна
д-р техн. наук А. Ш. Асатурян (ЗНТУ), Україна
д-р техн. наук Ю. Ф. Терновий (УкрНДІспецсталь), Україна
д-р техн. наук Л. Й. Івщенко (ЗНТУ), Україна
д-р техн. наук В. О. Толок (ЗНТУ), Україна

Редакційно-видавнича рада:

С. Б. Бєліков, 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 № 7 від 2 лютого 2009 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: rvv@zntu.edu.ua

© Запорізький національний технічний університет, 2009

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 Э. И. Цивирко (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук В. Ф. Терентьев (ИММ РАН), Россия
д-р техн. наук С. Т. Милейко (ИФТТ РАН), Россия
д-р техн. наук В. А. Богуслаев («Мотор Сич»), Украина
д-р техн. наук В. И. Мазур (НМетА), Украина
д-р техн. наук З. А. Дурягина (НУ «Львівська політехніка»), Украина
д-р техн. наук А. Я. Качан (ЗНТУ), Украина
д-р физ.-мат. наук С. В. Лоскутов (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук Г. И. Слынько (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук Л. Р. Вишняков (ИПМ НАН), Украина
д-р физ.-мат наук В. И. Пожуев (ЗГИА), Украина
д-р техн. наук М. И. Гасик (НМетАУ), Украина
д-р техн. наук Б. П. Середа (ЗГИА), Украина
д-р техн. наук А.Ш. Асатурян (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук Ю. Ф. Терновой (УкрНИИспецсталь), Украина
д-р техн. наук Л. И. Ивщенко (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук В. А. Толок (ЗНТУ), Украина

Редакционно-издательский совет:

С. Б. Беликов, В. Е. Ольшанецкий, Ю. Н. Внуков, Е. С. Бондарчук, Н. Н. Кобзарь, В. К. Ершова, Н. А. Савчук, 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 № 7 от 2 февраля 2009 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:

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

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 авторові.

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

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

Мазур В.І., Капустникова С.В., Шпортько Г.Ю., Бондарев С.В.
СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ПРИ ВИСОКОШВИДКІСНІЙ КРИСТАЛІЗАЦІЇ СПЛАВУ Al-11%Si 8

Спектор Я.И., Куницкая И.Н., Тумко А.Н., Ноговицын А.В., Ольшанецкий В.Е.
ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИЕ ДИАГРАММЫ И МЕХАНИЗМЫ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ МНОГОПРОХОДНОЙ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ 11

Климов О.В., Марченко С.В.
АЗОТ І ТИТАН У БІЛОМУ АБРАЗИВОСТІЙКОМУ ЧАВУНІ 17

Шаломеев В.А., Цивирко Э.И.
ЖАРОПРОЧНОСТЬ МАГНИЕВОГО СПЛАВА Мл-5 С ГАФНИЕМ 21

Сніжной Г.В., Сніжной В.Л.
КЛАСТЕРНИЙ МЕХАНІЗМ ЗАРОДЖЕННЯ МАРТЕНСИТУ В ЗАЛІЗОНІКЕЛЕВИХ СПЛАВАХ 24

Андрущенко М.И., Куликовский Р.А., Бережный С.П., Сопильняк О.Б.
СПОСОБНОСТЬ К САМОУПРОЧНЕНИЮ ПОВЕРХНОСТИ ТРЕНИЯ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА В УСЛОВИЯХ АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ 30

Кубич В.И., Ивщенко Л.И.
О СОСТОЯНИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ШЕЕК КОЛЕНЧАТЫХ ВАЛОВ ДВИГАТЕЛЕЙ ВНУТРЕННЕГО СГОРАНИЯ, ПОДВЕРГНУТЫХ АНТИФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКЕ 37

Григор'єв С.М., Петрищев А.С.
РЕНТГЕНОСТРУКТУРНИЙ ФАЗОВИЙ АНАЛІЗ ТА МІКРОСКОПІЧНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ПРИ ОДЕРЖАННІ СПЛАВУ ДЛЯ ЛЕГУВАННЯ ТА РОЗКИСЛЕННЯ ШВИДКОРІЗАЛЬНОЇ СТАЛІ 42

Дурягіна З.А., Лазько Г.В., Борисюк А.К.
МАГНІТОМЕТРИЧНА ОЦІНКА ПОВЕРХНЕВИХ ЯВИЩ ПІСЛЯ ЛАЗЕРНОГО ЛЕГУВАННЯ 46

ІІ КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

Самойлов В.Е., Лунев В.В., Самойлов Ю.В., Бялик Г.А.
О ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ БАРИЯ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ ЛИТОЙ СТАЛИ 51

ІІІ ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

Алиев И.С., Матвийчук В.А.
СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ЛОКАЛЬНЫХ МЕТОДОВ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ НА ОСНОВАНИИ АНАЛИЗА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И ДЕФОРМИРУЕМОСТИ МЕТАЛЛОВ 54

Янко Т.Б., Скачков В.О.
АНАЛІЗ ПРОЦЕСІВ ФОРМУВАННЯ ОКСИДНИХ ПОКРИТТІВ НА АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВАХ *59*

Роганов Л.Л., Попивненко Л.В.
СПОСОБЫ ПОЛУЧЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПРЕССУЕМЫХ В ЗАКРЫТЫХ МАТРИЦАХ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ 63

Голтвяница В.С., Баньковский О.И., Цивирко Э.И., Голтвяница С.К.
МОДИФИЦИРОВАНИЕ БОРОМ ЛИТЫХ ТИТАН-АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ *66*

Григоренко В.У., Нагній О.С., Хавкін Г.О., Чуб І.І.
ТЕХНОЛОГІЧНІ ПАРАМЕТРИ ПРОЦЕСУ ХОЛОДНОЇ ПІЛЬГЕРНОЇ ПРОКАТКИ ТРУБ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ КОМП'ЮТЕРНОЇ СИСТЕМИ «ХПТ-ЕКСПЕРТИЗА» 69

Дяченко С.С., Пономаренко І.В.
ІОННО-ПЛАЗМОВА ОБРОБКА ЯК ФАКТОР ПІДВИЩЕННЯ КОНСТРУКЦІЙНОЇ МІЦНОСТІ СТАЛЕВИХ ВИРОБІВ 71

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

Шамровський О.Д., Колесник Д.М., Лимаренко Ю.О.
РОЗРАХУНОК СТЕРЖНЕВИХ КОНСТРУКЦІЙ МЕТОДОМ ПОСЛІДОВНИХ ПЕРЕМІЩЕНЬ ІЗ УРАХУВАННЯМ ГЕОМЕТРИЧНОЇ НЕЛІНІЙНОСТІ 78

Бойко Ю.А., Драгобецкий В.В., Пузырь Р.Г.
РАСЧЕТ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ СВАРНЫХ ЗАГОТОВОК 86

Турпак С.М., Кузькін О.Ф., Грицай С.В.
ІМІТАЦІЙНА МОДЕЛЬ РОБОТИ ТРАНСПОРТУ МЕТАЛУРГІЙНОГО ПІДПРИЄМСТВА У ЗИМОВИЙ ПЕРІОД 91

Попов С.Н., Антонюк А.Д.
ОПТИМИЗАЦИЯ ИЗНОСОСТОЙКОГО НАПЛАВОЧНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Fe-C-Ti-B ДЛЯ УСЛОВИЙ ИЗНАШИВАНИЯ ЗАКРЕПЛЕННЫМ АБРАЗИВОМ 93

Репях С.И.
К ВОПРОСУ О КОРОБЛЕНИИ ОТЛИВОК 100

Левчук С.А.
РОЗРАХУНОК НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ ПОЛОГИХ ОБОЛОНОК З ОТВОРАМИ ЗА ДОПОМОГОЮ МАТРИЦЬ ГРІНА 102

Шамровський О.Д., Веселов А.І.
ДВОШАРОВА ДИСКРЕТНА МОДЕЛЬ НЕСТАЦІОНАРНИХ ХВИЛЬОВИХ ПРОЦЕСІВ У СТЕРЖНІ 106

Панченко О.М., Лищенко О.Г.
ОПТИМІЗАЦІЯ ОБЛІКОВОЇ ІНФОРМАЦІЇ В СИСТЕМІ УПРАВЛІННЯ ВИТРАТАМИ ДЛЯ ІННОВАЦІЙНОГО РОЗВИТКУ ПІДПРИЄМСТВ МЕТАЛУРГІЙНОЇ ГАЛУЗІ 109

Грищак Д.В.
НОВИЙ НАБЛИЖЕНИЙ АНАЛІТИЧНИЙ РОЗВ'ЯЗОК ЗАДАЧІ ПРО ВЛАСНІ КОЛИВАННЯ ТРИШАРОВОЇ ПЛАСТИНИ ЗІ ЗМІННИМИ ЗА ЧАСОМ, МАСОЮ ТА КОЕФІЦІЄНТОМ ДЕМПФІРУВАННЯ 114

Середа Б.П., Кругляк И.В., Ткаченко С.Н.
МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛУЧЕНИЯ СИЛИЦИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ЧУГУНАХ В УСЛОВИЯХ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА 118

V МЕХАНІЗАЦІЯ, АВТОМАТИЗАЦІЯ ТА РОБОТИЗАЦІЯ

Козирев В.Х., Сосик А.Ю.
ВИБІР ТА ОБГРУНТУВАННЯ СХЕМИ УПРАВЛІННЯ ДИСКОВИМ ГАЛЬМІВНИМ МЕХАНІЗМОМ АВТОМОБІЛЯ КАТЕГОРІЇ М1 З ЕЛЕКТРИЧНИМ ПРИВОДОМ 126

Бабушкін Г.Ф., Омельченко О.Д., Артемчук С. О.
ЦИКЛ ФІЗИЧНОГО РОЗПОДІЛУ ГОТОВОЇ ПРОДУКЦІЇ МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННЯ ВІД МІСЦЯ ВИРОБНИЦТВА ДО МІСЦЯ СПОЖИВАННЯ 130

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

Ольшанецкий В.Е., Лавренко А.С., Коробко А.В., Шмырко В.И.
О МОДЕРНИЗАЦИИ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОБРАЗЦОВ И ДЕТАЛЕЙ ИЗ ЛИСТОВЫХ МЕТАЛОКОМПОЗИТОВ С ЦЕЛЬЮ УЛУЧШЕНИЯ КАЧЕСТВА МАТЕРИАЛА И ПОВЫШЕНИЯ БЕЗОПАСНОСТИ ПРОЦЕССА 137

Геллер А.Л., Горелик В.С.
ЕЖЕГОДНАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МЕТАЛЛУРГОВ В ДЮССЕЛЬДОРФЕ (ГЕРМАНИЯ) «СТАЛЬ-2008» 139

Винокур Б.Б.
РАЗВИТИЕ ОБЩЕСТВА И МЕТАЛЛЫ. СОЕДИНЕННЫЕ ШТАТЫ АМЕРИКИ 153

Демиденко О.І., Поддубко Л.М.
ПИТАННЯ ЕКОДИЗАЙНУ В ХУДОЖНЬО-ЕСТЕТИЧНОМУ ВИХОВАННІ СТУДЕНТІВ МАШИНОБУДІВНИХ ТА МЕТАЛУРГІЙНИХ СПЕЦІАЛЬНОСТЕЙ 155

Плескач В.М.
ГОЛОВНИЙ ТЕРМІНОЛОГІЧНИЙ СТАНДАРТ 157

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 669.2.017

Д-р техн. наук В. І. Мазур, канд. техн. наук С. В. Капустникова,
канд. техн. наук Г. Ю. Шпортько, С. В. Бондарев

Національна металургійна академія України, м. Дніпропетровськ

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ПРИ ВИСОКОШВИДКІСНІЙ КРИСТАЛІЗАЦІЇ СПЛАВУ Al-11%Si

Вивчено можливість одержання дрібнокристалічної структури в Al-Si сплавах близькоевтектичного складу. Методом високошвидкісної кристалізації крапель розплаву отримані тонкі плівки сплаву, у структурі яких присутні кристали кремнію різної ґенези, які мають розміри від 200 нм і більше, а також метастабільна Х-фаза, що утворилася внаслідок перитектичної реакції.

Вступ

Потреби науково-технічного прогресу стимулюють інтенсивний розвиток матеріалознавства, суть якого полягає в удосконалюванні наявних матеріалів і пошуку й розробці нових матеріалів з новими, у ряді випадків незвичайними властивостями. Наприкінці минулого століття в матеріалознавстві сформувався новий напрямок, пов'язаний з одержанням і використанням речовин у *наностані*, тобто в такому стані, коли розмір кристала або конденсованої фази хоча б в одному з напрямів зменшується до сотень і одиниць нанометрів (10^{-9} м). Перехід речовин у наностан істотно змінює практично всі його властивості – електричні, магнітні, оптичні, термічні, механічні та ін., що дозволяє створювати принципово нові функціональні матеріали й пристрої з унікальними характеристиками, використовуючи добре відомі речовини й матеріали.

Одними з найбільш розповсюджених конструкційних матеріалів, які використовуються в авіапромисловості та двигунобудуванні, є алюмінієві сплави. Ливарні алюмінієві сплави і найбільш важливі з них – силуміни мають сприятливе поєднання фізико-механічних і технологічних властивостей. Однак такі технологічні прийоми, як модифікування і термічна обробка практично вичерпували ресурс підвищення властивостей. Використання таких механізмів структуроутворення, які приводять до отримання дрібнокристалічної структури з розміром зерна від декількох десятків до сотень нанометрів, дозволить отримати матеріал з високим рівнем властивостей. Технології високошвидкісної кристалізації, які достатньо добре відпрацьовані і забезпечені відповідним обладнанням. дозволяють одержувати об'єкти малої товщини при швидкостях охолодження розплаву $10^5...10^{10}$ К/с. При таких швидкостях охолодження відбувається суттєве подрібнення структури сплаву, а також структурні перетворення з утворенням метастабільних фаз.

Матеріали та методика досліджень

Матеріалами досліджень були алюмінієво-кремнієві сплави близькоевтектичного складу: Al-(10,3…11,8 % мас.)Si-(0,5…0,8 % мас.)Fe.

Для подрібнення структурних складових сплаву використовували метод високошвидкісної кристалізації крапель розплаву на підкладці (метод спінінгування). Ця методика включала ряд операцій, які виконувались послідовно. Навіску металу, що призначена для плавлення, розміщували в графітовому тиглі, який закривали кришками, встановлювали у піч і нагрівали до заданої температури. Через фільєру розплав витискали графітовим поршнем або видували аргоном. Краплі розплаву падали на мідний диск, що обертався зі швидкістю ≈ 30000 об/хв., і кристалізувались у вигляді плівок різної товщини і довжини.

Температуру розплаву контролювали за допомогою хромель-алюмелевої термопари і цифрового мілівольтметра.

Проведено металографічні дослідження сплаву в литому стані та плівок, одержаних з нього методом спінінгування. Для виявлення мікроструктури використовували стандартний протравлювач алюмінієво-кремнієвих сплавів – 0,5 % водний розчин плавикової кислоти.

Мікроструктуру сплавів досліджували за допомогою мікроскопа Neophot 30. Для виведення оцифрованого зображення використовували фотокамеру OLYMPUS C3040, сполучену з персональним комп'ютером.

© В. І. Мазур, С. В. Капустникова, Г. Ю. Шпортько, С. В. Бондарев, 2009

Рентгенофазовий аналіз проводили за допомогою дифрактометра ДРОН 2,0 в Cu Kα випромінюванні.

За допомогою комп'ютерної програми визначали розміри кристалів кремнію і будували криві розподілу Гаусса.

Аналіз отриманих результатів

У ході експериментів змінювали такі параметри технології: швидкість обертання гартувального диска, кут атаки, відстань між фільєром і диском; контролювали якість поверхні диску, відстань між центром диска і точкою зіткнення струменя рідкого металу з диском. Це дозволило вибрати режими, при яких отримували плівки з дисперсною і порівняно однорідною структурою.

Товщина цих плівок становила 10...30 мкм, однак, як показали результати статистичного аналізу, найбільша кількість плівок мала товщину 20 мкм. Ширина плівок коливалась від 200 до 900 мкм. Швидкість охолодження плівок такої товщини відповідала 10^6...10^7К/с [1]. Характерна структура наведена на рис. 1.

Видно, що в плівках дендритна структура повністю відсутня. В ділянках, які безпосередньо контактували з поверхнею мідного диска утворився дуже перенасичений твердий розчин (рис. 1). За результатами вимірювання рентгеноструктурним методом параметра ґратки α_{Al} твердого розчину та обчислення даних згідно з правилом Вегарда, вміст розчиненого кремнію становив від 4,5 % в середньому до 8 % у найтонших плівках. Далі від контактної поверхні сформувались округлі зерна α_{Al} твердого розчину і квазіевтектика між ними (рис. 1).

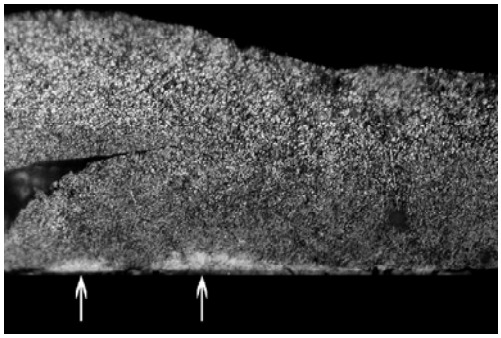


Рис. 1. Мікроструктура швидко затверділої плівки, × 500

Відомо, що в тонких плівках розплав переохолоджується на декілька сотень градусів [2]. В таких випадках утворюється велика кількість зародків кристалізації по всьому перетину плівки і формується структура, яка представлена на рис. 2 – у матриці α_{Al} твердого розчину розташовані кристали кремнію, які мають чіткі границі і неправильну форму. Результати вимірювань наведено на рис. 2. у вигляді математично згладжених кривих. Переважна більшість кристалів мала розмір від 200 до 900 нм в ширину і від 200 нм (ізометричні) до 2 мкм (витягнуті кристали) в довжину; найбільш імовірний розмір, визначений за кривими розподілу, становив 550 нм.

Крім цих кристалів, при оптичних збільшеннях мікроскопа (× 2000) виявляються дрібні частинки округлої форми, середній розмір яких становить 200...300 нм (рис. 2). Їх утворення – результат розпаду перенасиченого твердого розчину.

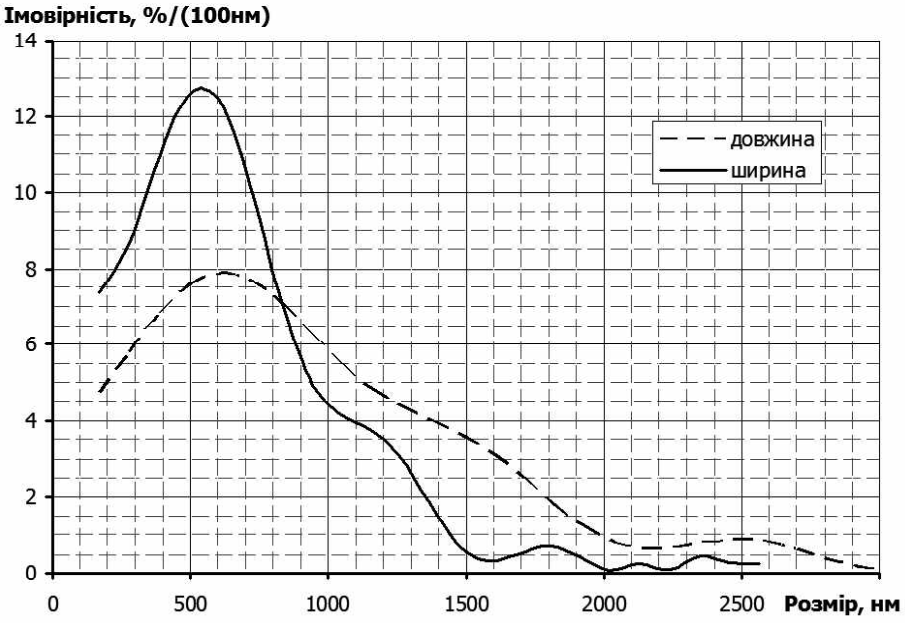


Рис. 2. Криві розподілу розмірів кристалів кремнію

Високі швидкості охолодження (великі переохолодження розплаву) приводять не тільки до підвищення ступеня перенасичення твердого розчину, а й можуть сприяти також утворенню метастабільних фаз [1, 2].

У сплавах системи Al-Si завдяки розробленій авторами [3] методиці гальмування розпаду перенасиченого твердого розчину виявлені такі метастабільні фази: *X*- фаза кубічної сингонії з параметром $a = 6{,}975$Å [4, 5], η - фаза орторомбічної сингонії з параметрами $a = 7{,}4525$Å, $b = 7{,}8184$Å, $c = 5{,}7579$Åі ω- фаза гексагональної сингонії з параметрами $a = 5{,}0597$Å, $c = 11{,}0255$Å [3]. Відповідно до схематичної діаграми метастабільних фазових рівноваг (рис. 3), що була запропонована авторами [3] і уточнена в [6] *X*- фаза утворюється за перитектичною реакцією $Ж + \alpha \leftrightarrow X$, η - фаза за евтектичною реакцією $Ж \leftrightarrow X + \eta$, ω - фаза за перитектичною реакцією $Ж + \kappa \leftrightarrow \omega$. Оскільки ω - фаза є висококремністою (область її гомогенності приблизно 30...32 % Si мас.), то характерна перитектична структура з обідками, що наведена на рис. 4, сформувалась у плівці, імовірніше за все, в результаті перетворення $Ж + \alpha \leftrightarrow X$ з утворенням метастабільної *X*- фази.

Рентгеноструктурні дослідження плівок показали, що основні максимуми відповідають α_{Al} і Si, однак на дифрактограмі є і інші, що не належать цим двом фазам (рис. 5). Внаслідок невеликої інтенсивності цих рефлексів, важко виділити їх із фону й вірогідно ідентифікувати. Не виключено, що вони можуть належати метастабільним проміжним фазам, що утворюються в системі Al-Si [4, 5].

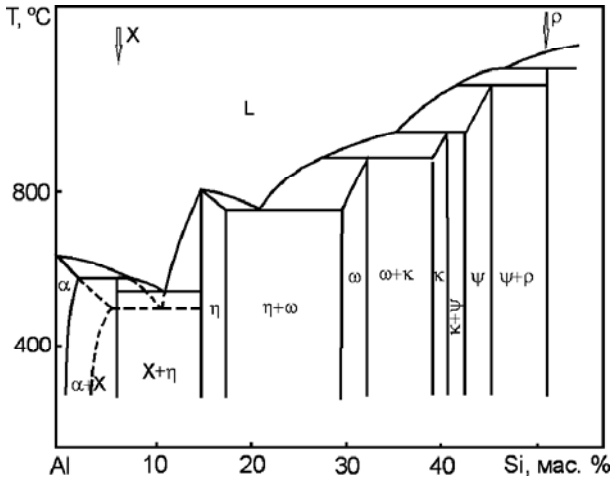


Рис. 3. Схематична діаграма метастабільних фазових рівноваг в системі Al-Si

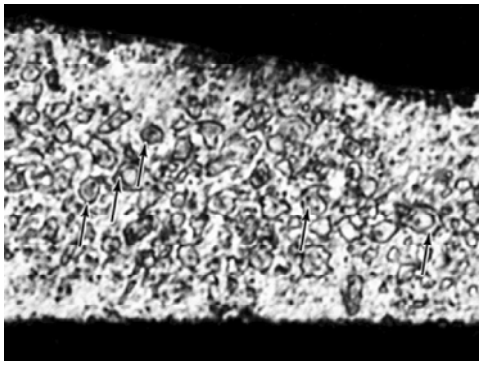


Рис. 4. Перитектичні обідки (вказано стрілками) навколо кристалів проміжної метастабільної фази, × 2000

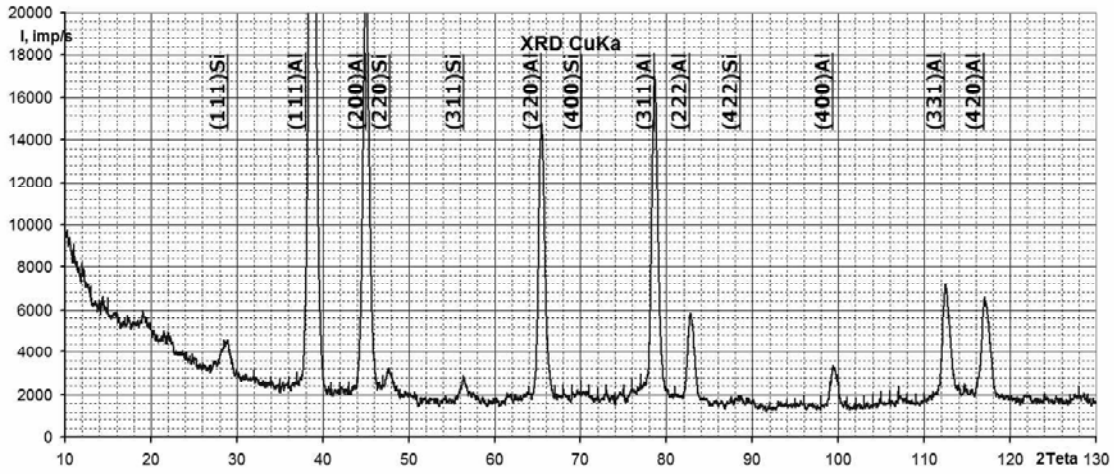


Рис. 5. Рентгенограма плівки Al-Si сплаву

Висновок

Таким чином, внаслідок використання методу високошвидкісної кристалізації Al-Si сплаву, одержано матеріал, характерною особливістю якого є наявність у структурі кристалів кремнію різного походження: одні – в результаті утворення в рідкій фазі зародків кремнію і подальшого їх росту в умовах швидкого охолодження (розмір таких кристалів коливається від 200 до 900 нм); другі, більш дрібні (200 нм), – в результаті твердофазного перетворення. Розмір обох типів кристалів можна регулювати за рахунок змінювання технологічних параметрів. Метод високошвидкісної кристалізації дає можливість отримати матеріал з більш дисперсною структурою.

Перелік посилань

1. Добаткин В. И. Закономерности быстрой кристаллизации как основа выбора составов гранулируемых сплавов / В. И. Добаткин // Металлургия гранул. – М., 1988. – С. 11–23.
2. Мирошниченко И. С. Закалка из жидкого состояния / И. С. Мірошниченко. – М. : Металургия, 1982. – 168 с.
3. Мазур В. И., Куцова В. З., Узлов К. И. Структурообразование в силуминах при высокоскоростной кристаллизации / В. И. Мазур, В. З. Куцова, К. И. Узлов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1985. – № 3. – С. 50-56.
4. Кушнерева А. К., Салли И. В. Об образовании пересыщенных твердых растворов в системах Al-Si и Al-Ge / А. К. Кушнерева, И. В. Салли // Известия АН СССР : Неорганические материалы. – 1970. – Т. 6, № 10. – С. 1867-1868.
5. Салли И. В. Кристаллизация при сверхбольших скоростях охлаждения / И. В. Салли. – К. : Наукова думка, 1972. – 135 с.
6. Мазур В. И., Рябова Н. С. Изучение метастабильных фаз в сплаве Al-7%Si / В. И. Мазур, Н. С. Рябова // Научные труды Международной конференции «Эвтектика IV». – Д. : ДНВП «Системні технології», 1997. – С. 45-46.

Одержано 12.01.2009

Изучена возможность получения мелкокристаллической структуры в Al-Si сплавах околоэвтектического состава. Методом высокоскоростной кристаллизации капель расплава получены тонкие пленки сплава, в структуре которых присутствуют кристаллы кремния разного генезиса, имеющие размеры от 200 нм и больше, а также метастабильная X- фаза, образовавшаяся в результате перитектической реакции.

Possibility of formation of fine-crystalline structure in Al-Si alloys of near-eutectic composition has been studied. Thin films of alloy have been obtained by the method of rapid solidification process. Crystals of silicon of different genesis are present in the structure of these films and have sizes about 200 nm and more. Metastable X- phase, which appeared as a result of peritectic reaction, also present in structure.

УДК 669.24:620.183

Канд. техн. наук Я. И. Спектор[1], И. Н. Куницкая[1], канд. техн. наук А. Н. Тумко[2], д-р техн. наук А. В. Ноговицын[3], д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий[4]

[1] Украинский научно-исследовательский институт специальных сталей, сплавов и ферросплавов «УкрНИИспецсталь», [2] ОАО «Днепроспецсталь»; г. Запорожье,
[3] Министерство промышленной политики Украины, г. Киев,
[4] Национальный технический университет, г. Запорожье

ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИЕ ДИАГРАММЫ И МЕХАНИЗМЫ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ МНОГОПРОХОДНОЙ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Для различных групп легированных специальных сталей – подшипниковых, инструментальных, коррозионностойких, жаропрочных, высокопрочных конструкционных – построены и уточнены термокинетические диаграммы рекристаллизации при прокатке в интервале температур 800-1200 °С. Рассмотрены механизмы рекристаллизации при горячей многопроходной деформации коррозионностойких аустенитных сталей. Показано влияние температурно-деформационных режимов во время прокатки и ковки на формирование различных типов рекристаллизованных структур сталей 08Х18Н10Т и 10Х17Н13М2Т.

Введение

Исследования кинетики рекристаллизации горячедеформированного прокаткой аустенита специальных сталей показывают, что его разупрочнение происходит, во-первых, непосредственно при горячей пластической деформации, во-вторых – в течение последе-

© Я. И. Спектор, И. Н. Куницкая, А. Н. Тумко, А. В. Ноговицын, В. Е. Ольшанецкий, 2009

формационной паузы между проходами. В первом случае разупрочнение осуществляется по механизму динамической рекристаллизации.

Междеформационное разупрочнение происходит за счет следующих механизмов: перераспределения и аннигиляции дислокаций, полигонизации, статической рекристаллизации. Процесс рекристаллизации определяется температурой, степенью и скоростью деформации, зависит от характера и степени легирования аустенита, а также наличия дисперсных выделений карбидов, карбонитридов, интерметаллидов.

В результате влияния указанных факторов механизмы структурообразования при горячей деформации могут различаться по сечению даже в пределах одной катаной или кованой заготовки.

Более полное представление о влиянии термокинетических параметров прокатки на структуру (прежде всего, размер зерна) дают диаграммы кинетики процесса рекристаллизации в координатах «температура-время» [1-8].

Цель работы – анализ и обобщение термокинетических диаграмм, структурных механизмов рекристаллизации аустенита и уточнение их использования в условиях неоднородной деформации, наблюдающейся при прокатке и ковке коррозионностойких сталей [9].

Материал и методика исследования

Построение диаграмм и изучение механизмов рекристаллизации выполнено на лабораторном прокатном стане ДУО-250, в условиях, моделирующих элементарный акт многопроходной прокатки специальных сталей на промышленных сортопрокатных станах: нагрев образцов размером 18×18×190 мм и 19,5×23×50 мм до температур 1180-1200°С; подстуживание и выдержка в печи до температур начала прокатки – 850-1150 °С; деформация за один проход со скоростью 1-7 $с^{-1}$ и степенью 20-25 %; последеформационная пауза в трубчатой печи – $5\text{-}10^4$ с, ускоренное охлаждение в воде. Описанный элементарный акт использовался также для выбора наиболее оптимальных параметров многопроходной прокатки для получения мелкозернистых (в т. ч. ультрамелкозернистых) структур и повышенных физико-механических свойств. Более подробно методика описана в работах [1-3, 7].

На диаграммах, исходя из металлографической оценки размера рекристаллизованных зерен и расчета степени рекристаллизации, показано начало (5-10 % степени рекристаллизации) и развитие (до 60-100 %) процессов рекристаллизации [1-3, 7-9].

Обсуждаются механизмы рекристаллизации при многопроходной горячей прокатке и ковке стали 10Х17Н13М2Т, в т. ч. в промышленных условиях. Произведена оценка величины рекристаллизованных зерен и степени рекристаллизации, а также твердости стали в зависимости от длительности последеформационной выдержки для построения в дальнейшем математической модели рекристаллизации.

Результаты исследований и их обсуждение

Для построения (уточнения) диаграмм рекристаллизации использованы зависимости степени рекристаллизации и твердости аустенита исследованных сталей от длительности выдержки после прокатки при разных температурах. Видно, что кинетика рекристаллизации аустенита легированных специальных сталей и сплавов (подшипниковых, коррозионностойких, инструментальных, высокопрочных конструкционных и др.) в процессе выдержки (паузы) после выхода проката из очага деформации существенно изменяется в зависимости от температуры деформации и характера легированности аустенита [9]. Обобщенные диаграммы рекристаллизации различных сталей показаны на рис. 1.

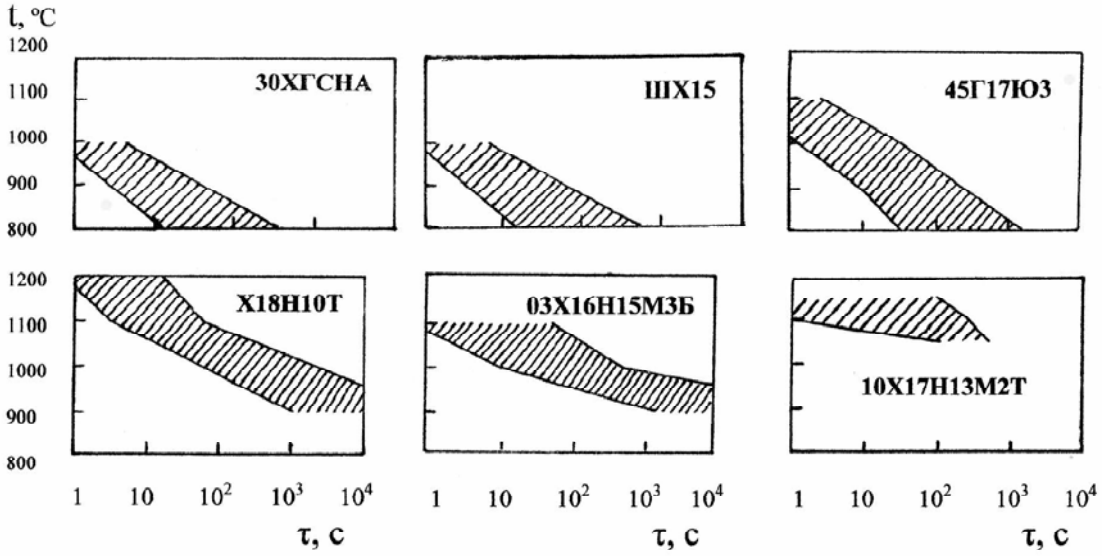


Рис. 1. Диаграммы рекристаллизации аустенита специальных сталей после горячей пластической деформации прокаткой (ε = 25 %) и выдержки (*t* – температура, τ – время выдержки). Заштрихованные области соответствуют началу (5 %) и концу (90 %, для стали 10Х17Н13М2Т – 60-70 %) рекристаллизации

В условиях промышленной горячей прокатки деформация происходит за 6-10 проходов и сравнительно небольших (5-20, редко – 40-50 с) паузах между проходами. Степень деформации за один проход отвечает 20-25 %, а общая степень деформации составляет 150-200 %. Непосредственно процесс горячей прокатки продолжается 5-8 мин. В процессе деформации в высокотемпературном интервале наблюдается широкий диапазон состояний аустенита. Например, полное разупрочнение и существенное измельчение зерна за счет 100 % рекристаллизации происходит при минимальных (900-950 °С) температурах в сталях ШХ15, 38ХС, 30ХГСНА, а незначительное развитие рекристаллизации и сохранение наклепа наблюдается даже при температурах, близких к максимальным температурам прокатки (1000-1050 °С) в высоколегированных сталях 10Х17Н13М2Т, 03Х16Н15М3Б, 110Х18М и др.

Как правило, при увеличении легированности и снижении температуры деформации завершение процесса рекристаллизации за время междеформационной паузы не происходит. Степень рекристаллизации исследованных коррозионностойких сталей 10Х17Н13М2Т и 03Х16Н15М3Б при температурах 1050-1150 °С и последеформационной выдержке 100-150 с составляет 40-50 %. Рекристаллизация после деформации до указанной величины, также как и дальнейшая рекристаллизация происходят с уменьшающейся интенсивностью в сравнении с образованием новых мелких зерен непосредственно в очаге деформации. По достижению указанной степени разупрочнения наблюдается резкое снижение твердости (рис. 2) и в результате становится менее опасным возможное резкое снижение технологических свойств металла при горячей сортовой прокатке.

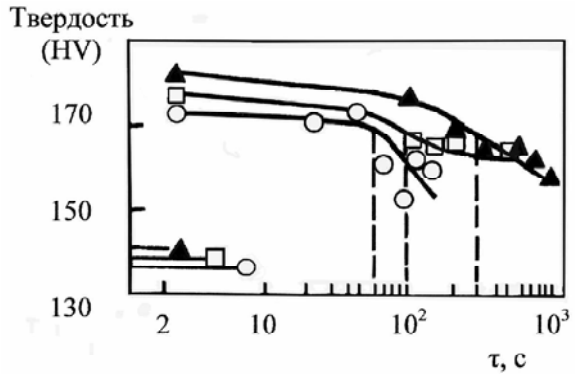


Рис. 2. Изменение твердости по Виккерсу стали 10Х17Н13М2Т при выдержке после однопроходной прокатки с температур 1050 °С (▲), 1100 °С (□) и 1150 °С (○); – – – – выдержка, соответствующая 50 % рекристаллизации, —— – исходная твердость

На основании исследований особенностей кинетики рекристаллизации, измельчения размера зерна аустенита, влияния длительности последеформационной паузы построены термокинетические кривые для 50-ти % рекристаллизации при используемых температурах прокатки (рис. 3). Определены температуры для получения этой степени рекристаллизации за время междеформационной паузы, равному 10 с, рис. 4.

Для определения причин торможения рекристаллизационных процессов выполнены исследования микроструктуры и изменения твердости для изотермических условий деформации вдоль оси (данные использованы для построения диаграмм рекристаллизации) и по сечению образцов, прокатанных в лабораторных условиях. Также исследована микроструктура на расстоянии 17,5 мм от поверхности (в зоне контроля механических свойств) катаной и кованой в промышленных условиях заготовок.

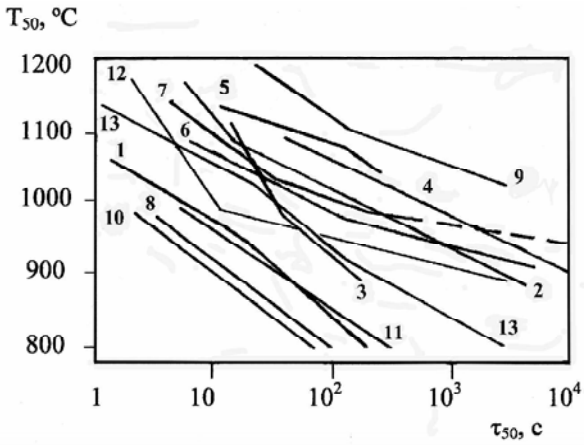


Рис. 3. Термокинетические кривые диаграмм рекристаллизации, соответствующие степени рекристаллизации 50 % для разных классов специальных сталей и сплавов:
корозионностойкие: 1 – 45Г17Ю3; 2 – Х18Н10Т; 3 – Х18Н11; 4 – Х18Н11Т; 5 – 10Х17Н13М2Т; 6 – 03Х16Н15М3Б; 13 – 08Х18Т1;
жаропрочные: 7 – ХН77ТЮР;
подшипниковые: 8 – ШХ15; 9 – 110Х18М;
конструкционные: 10 – 30ХГСНА; 11 – 40ХНВА; 12 – 10Х5Г2МБ

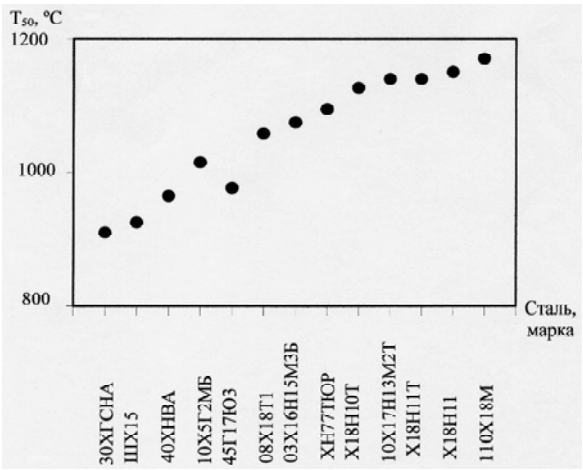


Рис. 4. Температуры, соответствующие степени рекристаллизации 50 % за время последеформационной выдержки 10 с для различных специальных сталей и сплавов

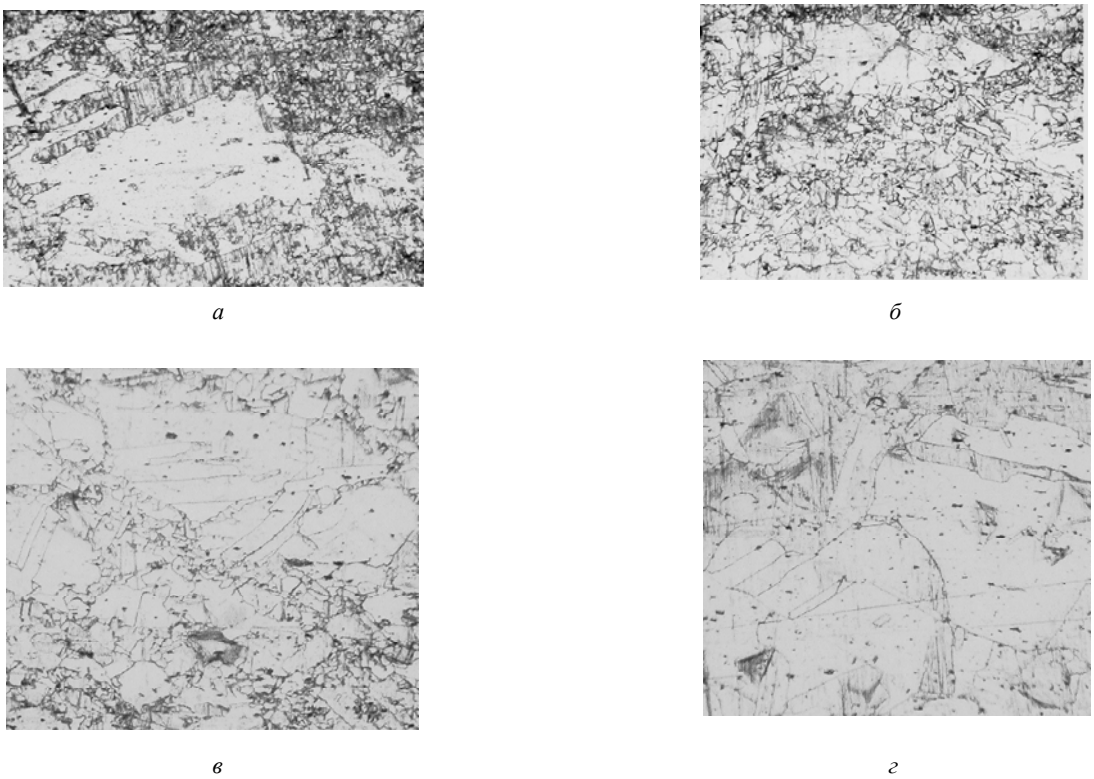
На всех опытных заготовках после прокатки выявлены три характерные зоны, в которых наблюдается различная по степени рекристаллизации микроструктура и твердость, рис. 5. После прокатки и ускоренного охлаждения стали 10Х17Н13М2Т микроструктура в центре образцов представлена чередованием областей динамически рекристаллизованных и нерекристаллизованных зерен, рис. 5, *а*. В направлении к поверхности образца объем динамически рекристаллизованной структуры уменьшается. Для твердости характерна иная зависимость: выявлена тенденция к повышению значений с наличием пика в направлении от центра к зоне, отвечающей примерно четверти толщины образца, а затем последующее снижение ее непосредственно у поверхности, рис. 6, *а*. Такой же характер распределения твердости по сечению наблюдается и в случае двухпроходной прокатки при температуре 1100 °С, рис. 6, *б*.

Указанные особенности микроструктуры и твердости по сечению объясняются снижением температуры прокатки и неоднородностью степени деформации за счет охлаждения образца, в т. ч. в результате контакта с поверхностью холодных валков.

При последеформационной выдержке происходит увеличение объема рекристаллизации и в большей степени в центральных зонах, где наблюдалась наиболее интенсивная деформация. Преимущественным механизмом образования новых мелких зерен в этих зонах является динамическая рекристаллизация. Скорость рекристаллизации во время последеформационной выдержки определяется степенью накопленной деформации и температурой процесса.

При исследованных температурах прокатки в течение последеформационной паузы происходит дополнительное образование новых зерен, размер которых сравним с величиной динамически рекристаллизованных зерен, рис. 5, *б*. Как и в очаге деформации, рекристаллизация при выдержке характеризуется мгновенным образованием мелких зерен. Отдельно зафиксировать начало стадии зарождения и постепенного роста новых зерен при изотермической выдержке зафиксировать не удалось. В течение 20-50 с после деформации наблюдается сохранение как динамически рекристаллизованных, так и статически рекристаллизованных зерен без заметного увеличения их количества и развития процесса рекристаллизации.

Таким образом, разупрочнение в стали 10Х17Н13М2Т при высокотемпературной прокатке происходит с участием следующих механизмов: динамической рекристаллизации – преимущественно в центральных зонах; за счет статической рекристаллизации «in situ» (в основном – в зонах, удаленных от оси, а также в центре образцов, где степень наклепа незначительна).



а *б* *в* *г*

Рис. 5. Микроструктура стали 10Х17Н13М2Т по сечению образца после динамической рекристаллизации (*а*) в центре образца и статической рекристаллизации «in situ» в центре (*б*), в зоне $\frac{1}{4}$ толщины (*в*) и у поверхности образца (*г*) после прокатки при 1150 °С; × 100, расширение 0,75

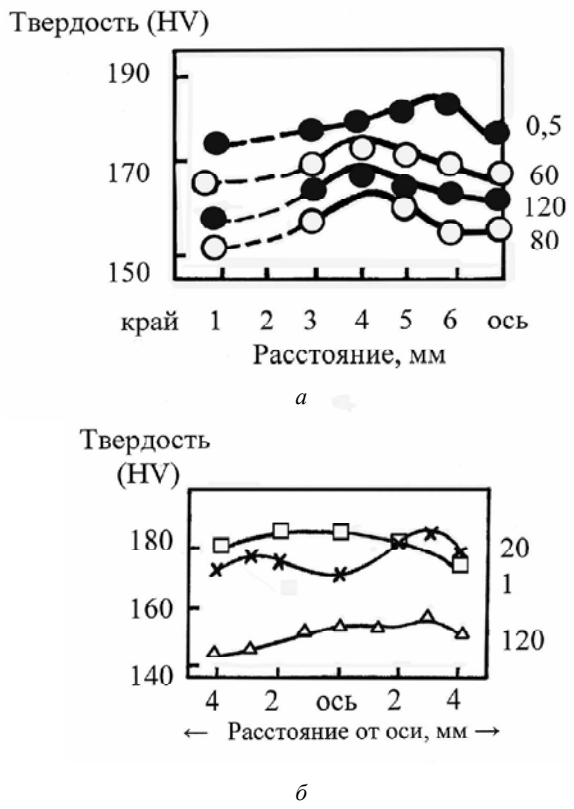


Рис. 6. Распределение твердости (HV) по сечению образцов стали 10Х17Н13М2Т после однопроходной при 1150 °С (*а*) и двухпроходной при 1100 °С (*б*) прокатки, последующей выдержки и ускоренного охлаждения. Возле кривых – длительность последеформационной выдержки, с; выдержка между проходами: □ – 20 с; х, Δ – 60 с

В динамически рекристаллизованной структуре наблюдаются также исходные зерна, в которых рекристаллизация прошла на 60-100 % по механизму зародышеобразования за счет формирования границ зерен в местах наибольшей концентрации микропластической деформациии: в первую очередь у границ зерен и в полосах скольжения внутри зерна. Другая часть динамически рекристаллизованной структуры представлена зубчатостью границ крупного исходного зерна. Зубчатость является начальной стадией формирования нового зерна путем окаймления рекристаллизованного участка большеугловой границей. Непосредственное участие в образовании зубчатости принимает граница исходного зерна. Она может мигрировать в сторону одного из зерен в места с наибольшей плотностью дефектов; разрываться под действием напряжений; рассыпаться. Зубчатость связана с большой неоднородностью горячей деформации у границ зерен, выходом на них пакетов плоскостей скольжения и миграцией границ зерен. Граница рекристаллизованного зерна на границе исходного зерна в своем составе имеет часть старой границы в случае разрыва границ исходного зерна. При образовании нового зерна на территории двух смежных исходных зерен наблюдается рассыпание старой границы с перераспределением дислокаций в объеме и на границы рекристаллизованого зерна.

Рекристаллизация «in situ» осуществляется в участках с устойчивыми зародышами рекристаллизации, имеющих средне- и большеугловые границы, образованные при деформации и присутствующие в динамически рекристаллизованной структуре. В этих местах при последеформационной выдержке происходит перераспределение дислокаций в устойчивые большеугловые границы за счет рассыпания несформировавшихся субзеренных границ.

Структурообразование можно представить в виде модели рекристаллизации в очаге деформации и паузе между проходами при горячей прокатке, рис. 7.

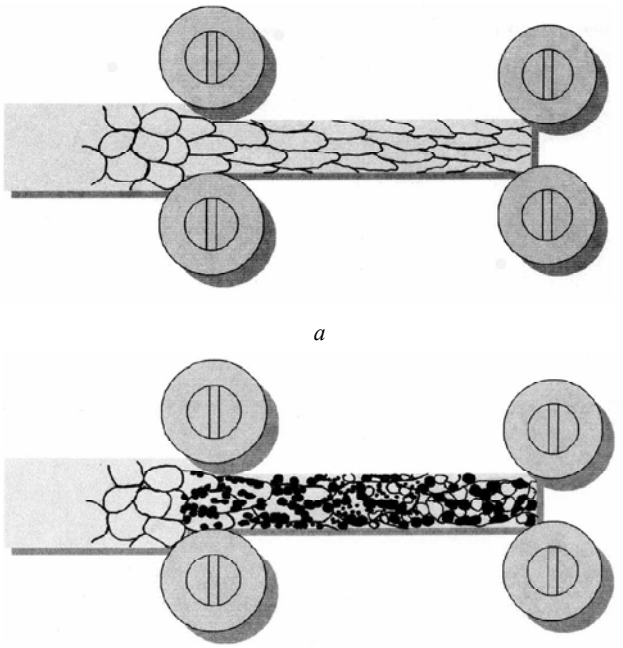


Рис. 7. Схема пластической деформации и модель рекристаллизации при холодной (*а*) и горячей (*б*) прокатке;
● – динамически рекристаллизованные зерна;
○ – рекристаллизация «in situ»

Аналогичное описанному расположение рекристаллизованных структур выявлено в металле кованых заготовок сталей 08Х18Н10Т и 10Х17Н13М2Т. В зонах контроля механических свойств (как правило, у поверхности) наблюдается сохранение крупных исходных нерекристаллизованных зерен с небольшим объемом рекристаллизованной структуры, рис. 8. Очевидно, что в указанных областях новые зерна возникают за счет процесса динамической рекристаллизации непосредственно при деформации. В результате исследований микроструктуры после закалки по действующей технологии развития процесса и образования новых зерен по механизму рекристаллизации на месте в

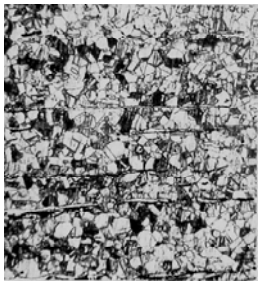
кованом металле не выявлено. Это согласуется с рассмотренными выше особенностями рекристаллизации, связанными с уменьшением степени наклепа у поверхности за счет снижения температуры и интенсивности деформации этих зон. В отличие от кованого металла, прокат исследованных сталей характеризуется высокой степенью однородности рекристаллизованной микроструктуры. Высокие температуры начала прокатки, невысокая длительность деформации и, соответственно, незначительное охлаждение заготовок (в сравнении с ковкой) обеспечивают ускорение образования новых мелких зерен по механизму динамической рекристаллизации и более полное завершение этого процесса. С учетом описанных выше особенностей деформации по сечению заготовок у поверхности, следует полагать, измельчение зеренной структуры происходит за счет двух конкурирующих процессов – динамической рекристаллизации и статической рекристаллизации «in situ» в течение междеформационной паузы.

Выводы

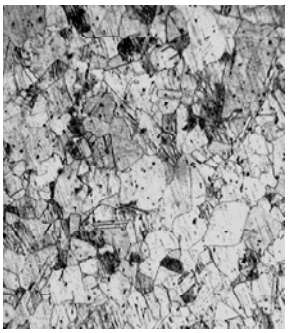
В результате анализа диаграмм рекристаллизации показана возможность их использования при выборе оптимальных термокинетических режимов прокатки и деформационно-термической обработки специальных сталей.

Рассмотрены механизмы рекристаллизации в очаге деформации и при последеформационной паузе при горячей прокатке стали 10Х17Н13М2Т.

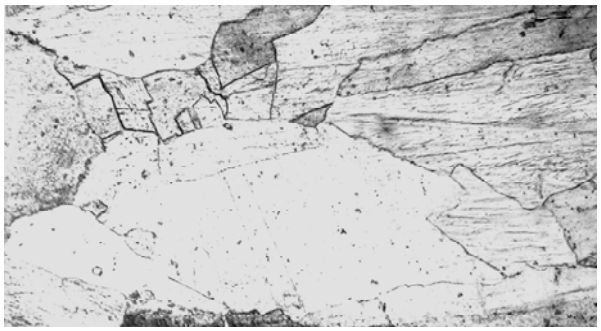
Выявленные особенности зеренной горячедеформированной микроструктуры являются результатом различных термокинетических условий по сечению деформируемых образцов и заготовок. Вследствие этого наблюдается различие кинетики и моделей процесса рекристаллизации при разупрочнении аустенита. Показано, что лучшим механизмом для формирования мелкозернистой структуры является динамическая рекристаллизация, а завершение рекристаллизационных процессов при последеформационной выдержке обеспечивается рекристаллизацией «in situ».



а ×100



б ×100



в ×530

Рис. 8. Микроструктура с рекристаллизованным и исходным нерекристаллизованным зерном катаной (сталь 10Х17Н13М2Т, *а*) и кованой (сталь 10Х17Н13М2Т, *б*; сталь 08Х18Н10Т, *в*) заготовок

Перечень ссылок

1. Кинетика разупрочнения и структура аустенита при горячей пластической деформации прокаткой / Н. В. Тихий, Я. И. Спектор, М. И. Синельников [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 1974. – Т. 38. – Вып. 6. – С. 1250–1255.
2. Кинетика рекристаллизации и особенности формирования структуры аустенита в процессе ВТМО прокаткой / Я. И. Спектор, М. И. Синельников, К. Н. Мурина [и др.] // Проблемы металловедения и физики металлов. – 1972. – № 1. – С. 174–178.

3. Особенности разупрочнения и структура горячедеформированного аустенита при прокатке / [Я. И. Спектор, Н. В. Тихий, Ю. В. Яценко, А. М. Прокопенко] // Физика металлов и металловедение. – 1978. – Т. 45. – Вып. 1. – С. 176–183.
4. Спектор Я. И. / О роли динамической рекристаллизации в формировании ультрамелкозернистой структуры аустенита при многопроходной горячей прокатке специальных сталей / Я. И. Спектор, И. Н. Куницкая // HighMatTech : междунар. конф., 15-19 окт. 2007 г. : тезисы докл. – К. : НАН Украины, Академпериодика, 2007. – С. 84.
5. Спектор Я. И. Особенности формирования сверхмелкозернистой структуры при горячей интенсивной пластической деформации порошковых инструментальных сталей / Я. И. Спектор, И. Н. Куницкая // Прочность неоднородных структур : IV-я Евразийская научно-практич. конф., 8-10 апр. 2008 г. : тезисы докл. – М., 2008. – С. 23.
6. Куницкая И. Н. О формировании динамически рекристаллизованных зерен при горячей деформации нержавеющей стали 10Х17Н13М2Т / И. Н. Куницкая, Я. И. Спектор, П. О. Сыревич // Прочность неоднородных структур : IV-я Евразийская научно-практич. конф., 8-10 апр. 2008 г. : тезисы докл. – М., 2008. – С. 58.
7. Измельчение зерна при рекристаллизации деформированного аустенита и свойства стали / [С. З. Некрасова, А. М. Сергиенко, Я. И. Спектор, Р. И. Энтин] // ФММ. – 1976. – Т. 41. – Вып. 6. – С. 1213–1218.
8. Синельников М. И. Ускорение отжига подшипниковой стали / М. И. Синельников, Е. А. Титаренко // Повышение качества и улучшение сортамента подшипниковых сталей в странах-членах СЭВ. – 1979. – Ч. II. – С. 48–52.
9. Термокинетические диаграммы рекристаллизации аустенита при горячей прокатке специальных сталей / [Я. И. Спектор, И. Н. Куницкая, Р. В. Яценко, А. Н. Тумко] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2008. – № 7. – С. 6–9.

Одержано 03.02.2009

Для різних груп легованих спеціальних сталей – підшипникових, інструментальних, корозійностійких, жароміцних, високоміцних конструкційних – побудовані та уточнені термокінетичні діаграми рекристалізації при прокатці в інтервалі температур 800-1200°С. Розглянуті механізми рекристалізації при гарячій багатопрохідній деформації корозійностійких аустенітних сталей. Показаний вплив температурно-деформаційних режимів під час прокатки і кування на формування різноманітних типів рекристалізованих структур сталей 10Х17Н13М2Т и 08Х18Н10Т.

Thermokinetic recrystallization diagrams for hot rolling at temperatures of 800-1200 °C for different groups of alloyed special steels – bearing, tool, corrosion-resistant, heat-resistant, high-strength structural – have been built and specified. The recrystallization mechanisms in hot multipass deformation of the two austenitic stainless steels 10Cr17Ni13Mo2Ti and 08Cr18Ni10Ti are considered. The effect of temperature-deformation conditions at rolling and forging on the formation of different types of recrystallized structures was shown.

УДК 621.791.92:669.018.25

Канд. техн. наук О. В. Климов[1], С. В. Марченко[2]

[1] Національний технічний університет, м. Запоріжжя,
[2] Державний університет, м.Суми

АЗОТ І ТИТАН У БІЛОМУ АБРАЗИВОСТІЙКОМУ ЧАВУНІ

Досліджується можливість легування титаном та азотом сплаву на основі білого чавуну. Визначається оптимальний склад та структура абразивостійкого металу з карбідним і карбонітридним зміцненням, отриманого електродуговим наплавленням.

Велкий відсоток деталей різних механізмів і машин працює у контакті з абразивним середовищем. Це насамперед деталі гірничодобувної, сільськогосподарської техніки, шляхоремонтного, металургійного обладнання. Руйнування від абразивного спрацювання є розповсюдженою проблемою, що веде до руйнації деталей і вузлів і може спричинити вихід з ладу механізму в цілому. У зв'язку з цим проблема підвищення довговічності деталей механізмів при дії абразиву є вкрай актуальною. На тепер вона вирішується загалом у спосіб розробки складно легованих сталей та чавунів, що містять такі елементи, як хром, нікель, вольфрам, бор тощо і не завжди є ефективними, зважаючи на їх вартість.

Серед абразивостійких металів широке застосовування мають залізовуглецеві сплави на основі білого чавуну. Одним із найважливіших чинників, що визначають опір зношуванню сплаву, є структурний стан, властивості, взаємне розташування, кількісне співвідношення і характер зв'язку окремих складових структури. При зношуванні вільним (зв'язаним) абразивом у відсутності або з незначною інтенсивністю ударів абразивотривкою є аустеніто-мартенситна або мартенситна матриця з твердими надлишковими дисперсними фазами – карбідною, боридною, інтерметалідною тощо [1].

© О. В. Климов, С. В. Марченко, 2009

Формування мартенсито-аустенітової матриці зі зміцненням надлишковою (карбідною) фазою потребує високої концентрації вуглецю і наявності сильних карбідоутворювачів. Хром широко застосовується для легування абразивостійких залізовуглецевих сплавів. Карбіди хрому Cr_nC_m мають твердість 16,3…18,4 ГПа, але хром здатний насамперед легувати цементит $(Fe,Cr)_nC_m$, а для утворення аустеніто-карбідової структури має міститися близько 23 %Cr і (або) застосовується нікель для аустенізації матриці. Зазначені елементи (також молібден, вольфрам, ванадій тощо) спричиняють вагоме підвищення вартості сплаву і є не завжди ефективними.

Титан застосовується обмежено (звичайно 0,3 % Ti, максимально 1,5 %), зважаючи на значний відсоток вигару титану (~ 35 %) у типовій металургії. За мікротвердістю карбіди титану (HV_{TiC} 31,06…34,79 ГПа) переважають карбіди, бориди хрому і поступаються тільки деяким сполукам на основі бору. Карбід титану також не розчиняється в цементиті, а легування сплаву титаном дозволяє зсунути евтектичну точку на діаграмі стану праворуч, зменшуючи кількість перліту. Одночасно підвищується розчинність вуглецю в аустеніті, що сприятиме виділенню вторинних карбідів.

Метою роботи є встановлення закономірностей взаємозв'язку складу, структури, властивостей при отриманні абразивостійкого сплаву на основі білого чавуну зі збільшеним вмістом титану і додатковим легуванням азотом.

Аналізуючи термодинаміку титану, його сполук з киснем і вуглецем, визначили можливість отримання карбідів титану та їх перехід у метал при усунені можливості окислення (рис. 1).

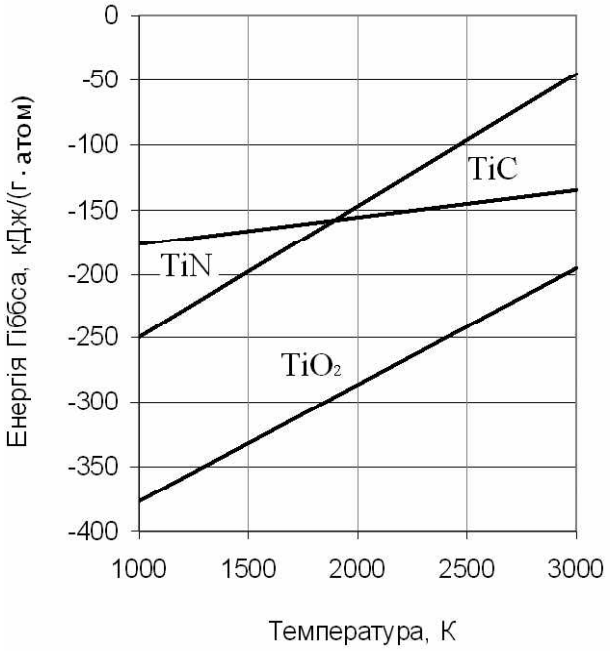


Рис. 1. Термодинаміка утворення деяких сполук в діапазоні температур

Температура системи має звести до мінімуму енергетичну різницю сполучення титану з киснем, вуглецем, що потребує використання потужного джерела тепла і ретельного захисту від кисню. При електрометалургійному процесі, а саме при електродуговому, стовп дуги має температуру ~ 6000 К, і краплі рідкого металу, що переносяться, розігріваються до ~ 3000 К.

В залізовуглецевих сплавах вплив азоту не є однозначним і може бути як позитивним, так і негативним, зважаючи на форму його існування у сплаві. Зменшення розчинності азоту при затвердінні і наступних фазових перетвореннях сплавів слугує чинником виділення молекулярного азоту і утворення газових пор. На розчинність азоту у сплаві насамперед впливає вміст легувальних домішок, а також їх здатність утворювати хімічні сполуки. Дані щодо впливу титану і азоту в спільній системі показують лише загальний характер збільшення розчинності азоту при наявності Ti і вмісті їх у сталі та максимальній кількості титану ~ 1 %, азоту ~ 0,02 % [2].

Введення додатково в систему з вуглецем і титаном азоту робить можливим утворення TiN (HV 19,6 ГПа) і, зважаючи на високу хімічну спорідненість до титану, азот може витісняти вуглець з карбіду, внаслідок чого утворюється карбонітрид титану Ti(C, N) (HV ≥ 30-35 ГПа).

Термодинаміка утворення сполук елементів, дані про їх розчинність дали можливість спрогнозувати поведінку вуглецю, титану, азоту за умов електродугового переплавлення:

- надлишкова кількість вуглецю виконує газоподібний захист, вуглець також сполучається з титаном, утворюючи карбід на стадії краплі. Можливим є частковий перехід титану у твердий розчин. Одночасно проходить процес засвоєння рідким металом азоту, кількість якого, зважаючи на максимальну розчинність у високовуглецевому сплаву, є значно меншою;

- з пониженням температури, переході до твердого стану, при окресленій швидкості охолодження, спостерігається зменшення розчинності азоту та вуглецю, які виділяється при цьому і можуть засвоюватися вже існуючими сполуками титану або утворювати нові. Можливість сполучання титану з азотом імовірніша, ніж з вуглецем у твердому стані – таким чином, переважаючими при електродуговому переплавленні мають бути карбіди, карбонітриди TiCN відповідної будови, що обумовлено й пропорціями легування.

Зважаючи на технологічність, використовували електродугове наплавлення порошковим дротом, яке дозволяє отримувати (відновлювати) локальні ділянки деталей і легувати наплавлений метал у широких межах. Для отримання системи легування C-Ti-N-Si-Mn, титан додаємо у складі феросплаву ФТи35С7; для введення вуглецю, утворення надлишкового газового захисту використовуємо графіт електродний марки ЕУТ. Вміст кремнію та марганцю регулюємо додаванням силікокальцію СК30 і феромарганцю ФМн88 відповідно. Азот вводимо через тверду азотовмісну сполуку –

карбамід (N = 46 %). Прийнято коефіцієнти переходу: K_C = 0,53, K_{Ti} = 0,39, K_{Mn} = 0,5, K_{Si} = 0,82 [3]. Коефіцієнт переходу азоту визначали експериментально K_N = 0,1.

Для отримання даних про розчинність титану та азоту при їх збільшеній концентрації досліджували вплив азоту в діапазоні від 0,01 до 0,1 % ваг. на білий наплавлений чавун із вмістом 3,5%C, 4 %Ti, 1%Si, 1% Mn.

Проводили вторинну іонну масспектрометрію зразків на пості ВУП за незмінних параметрів випробувань. Відкачувана атмосфера контролюється газоаналізатором, що дозволяє простежити відносну зміну вмісту елементів, які вивільняються внаслідок збільшення енергії активації з поверхні зразка.

Отримані дані характеристичних екстремумів для азоту відображали графічно як функцію результатів масспектрального аналізу від даних хімічного аналізу, який дає загальний вміст азоту в металі.

Графічний аналіз показує зміну характеру залежності вмісту азоту, зареєстрованого газоаналізатором при певній концентрації N у металі, визначеній хімічним аналізом. Це пов'язано з формою існування азоту, який може бути в металі по границях зерен, у молекулярному вигляді та у складі хімічних сполук, твердих розчинів. Сполучений, зокрема, в нітриди, карбонітриди титану, азот вимагає значно більшої енергії для вивільнення (стабільність Ti_3N зберігається до 1000-1100 °C). Відповідно, при перевищенні азотом кількості, яка може з'єднатися або засвоїтися металом досліджуваного хімічного складу, з «перенасиченого» зразка вивільнятиметься збільшена частка вільного N, що і відобразиться зміною характеру кривої графічно (рис. 2) і підтверджується металографічним аналізом.

Було досліджено низку сплавів із вмістом 2,5-3,5 %C, 1-4 % Ti, 0,02 по 0,04 %N для з'ясування вагомості впливу кількісного співвідношення хімічних елементів системи на процеси структуроутворення і на властивості отриманого електродуговим переплавленням сплаву (рис. 3).

Зміна пропорції хімічних елементів у наплавленому металі у вказаних межах за незмінних умов охолодження (30-40 °C/c) дозволила отримати структури різного типу – перліто-феритну, ледебуритну чи мартенситну, з графітом, надлишковими сполуками, з різною стійкістю в умовах дії абразиву.

Якісне підвищення зносостійкості відбувається лише за умов легування титаном за верхньою межею, що, разом зі збільшеною кількістю вуглецю, приводить до усунення зі складових структури графіту, ледебуриту, підвищення стійкості аустеніту, що позитивно відображається на зносостійкості сплаву. Чинником зменшення в структурі перлиту є і мікролегування азотом у збільшеній кількості (~ 0,04 %).

Таким чином, за різного кількісного співвідношення легувальних елементів у білому чавуні титан виступає як карбідоутворювальний елемент, як графітизувальний і як аустенітостабілізувальний. Якісне зростання опору зношуванню відбувається при підвищенні частки титану і азоту до верхньої межі, що обумовлена використовуваними розповсюдженими компонентами.

За результатами дослідження доведено можливість легування титаном і азотом наплавленого металу у визначених межах і отримано сплав Е350Т4АСГ (3,53 %C, 4,2 %Ti, 0,046 %N) з переважно мартенсито-аустенітною матрицею і вкрапленнями сполук титану. Застосування недорогих компонентів разом з високою ефективністю сплаву дозволяє використовувати такий метал для утворення захисного шару електродуговим наплавленням і отримати високу стійкість до дії абразивного (гідроабразивного) зношувань без або з незначними ударними навантаженнями.

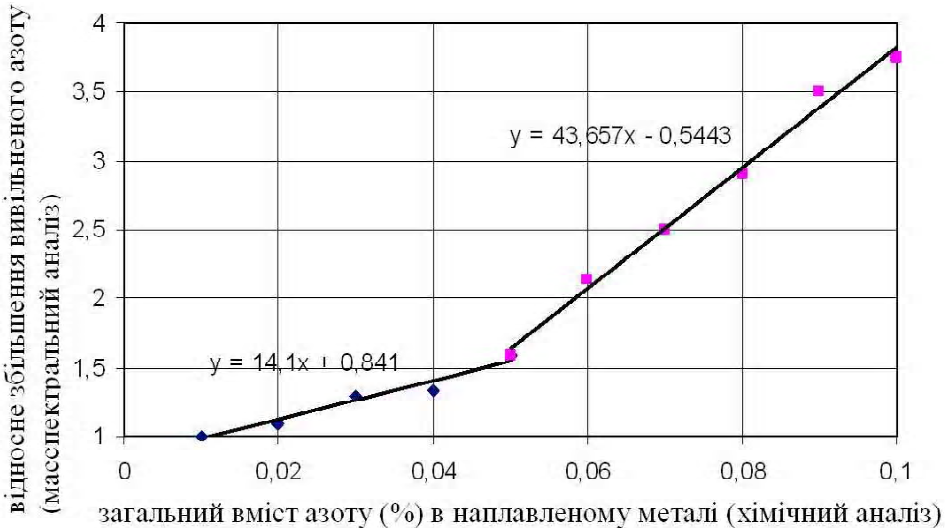


Рис. 2. Залежність кількості вивільненого азоту від його загального вмісту у сплаві

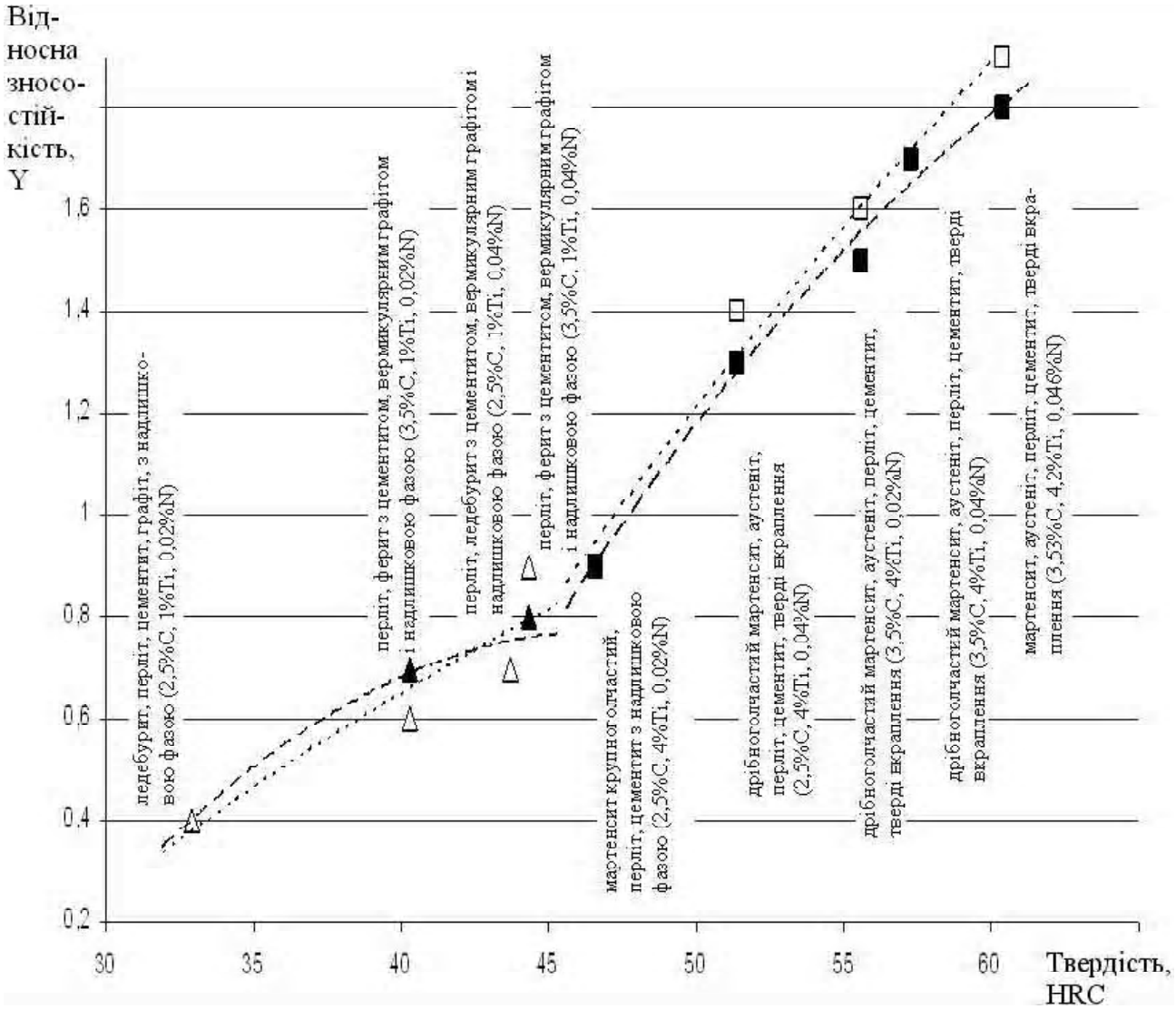


Рис. 3. Вплив хімічного складу на структуру, твердість, відносну зносостійкість сплавів на основі білого чавуну, легованих титаном та азотом:

а – при зношуванні закріпленим абразивом – «затінені» маркери
б – в гідроабразивному струмені (α = 10 °) – «незатінені» маркери

а *б* *в*

Рис. 4. Мікроструктура сплаву Е350Т4АСГ (3,53 %C, 4,2 %Ti, 0,046 %N), × 800:

а – нетравлений; *б* – травлений; *в* – фрактограма поверхні тертя закріпленим абразивом, × 350

Перелік посилань

1. Лейначук Е. И. Электродуговая наплавка деталей при абразивном и гидроабразивном износе/ Е. И. Лейначук. – К. : Наук. думка, 1985. – 160 с.
2. Войнов В. А. Износостойкие сплавы и покрытия / В. А. Войнов. – М. : Машиностроение, 1980. – 120 с.
3. Любич А. И. Термодинамическое обоснование выбора элементов и их переход из сварочных материалов в расплавленный металл при наплавке чугуна / А. И. Любич // Вопросы механизации сельского хозяйства : сб. науч. тр. – Х., 1996. – С. 169-174.

Одержано 05.11.2008

Исследуется возможность легирования титаном и азотом сплава на основе белого чугуна. Определяется оптимальный состав и структура абразивостойкого металла с карбидным и карбонитридным упрочнением, полученного электродуговой наплавкой.

The possibility of alloying by titanium and nitrogen of composition based on cast-iron is being analysed. The optimal composition and structure of abrasive-stable metal with carbide and carbonitride strengthening obtained by the arc welding is also determined.

УДК 669.721.5

Канд. техн. наук В. А. Шаломеев, д-р техн. наук Э. И. Цивирко

Национальный технический университет, г. Запорожье

ЖАРОПРОЧНОСТЬ МАГНИЕВОГО СПЛАВА Мл-5 С ГАФНИЕМ

Исследовано влияние гафния на структурообразование, механические свойства и жаропрочность отливок из магниевого сплава Мл-5. Установлено, что гафний в сплаве Мл-5 существенно повышает длительность прочности при повышенных температурах.

Развитие различных отраслей техники, требующих применения материалов, способных выдерживать большие нагрузки при высоких температурах с одновременным снижением веса конструкций обусловило все большее применение сплавов на основе магния. В настоящее время известны магниевые сплавы для работы при повышенных температурах, содержащие в своем составе редкие и редкоземельные металлы. Необходимость дальнейшего повышения уровня рабочих температур для деталей из магниевых сплавов потребовала проведение новых исследований с элементами, упрочняющими металлическую матрицу металла [1].

Известно положительное влияние элементов IV группы периодической системы Менделеева на жаропрочные характеристики магниевых сплавов. Так, цирконий входит в состав жаропрочных сплавов Мл-8 и Мл-10 [2]. Есть данные, свидетельствующие о положительном влияния титана на показатели жаропрочности [3]. Использование гафния для легирования магниевых сплавов, в отличие от его гомологов по IV группе – титана и циркония, до последнего времени практически не рассматривалось.

Поскольку гафний чаще всего присутствует в цирконийсодержащих минералах, в качестве техногенного источника для его получения используются отходы циркониевого производства. Основной областью применения циркония является ядерная энергетика, для которой он должен быть очищен от примесей гафния. Поэтому обязательное отделение гафния от циркония является основой создания сопутствующего промышленного производства гафния. Извлекаемые мировые запасы гафния оцениваются приблизительно в 450 тыс. т, из которых более 57 % приходится на ЮАР, 25 % – на Австралию и около 7 % – на США [4]. Украина также обладает данной сырьевой базой и технологиями производства гафния, поэтому представляет интерес изучение возможности создания магниевых сплавов, легированных гафнием.

Исследовали влияние гафния на структурообразование, механические свойства и длительную прочность при повышенных температурах 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, из которой порционно отбирали ковшом расплав. В него вводили возрастающие присадки лигатуры Mg-6 % Hf (0; 0,05; 0,1; 1,0 % Hf – по расчету) и заливали им песчано-глинистые формы для получения стандартных образцов с рабочим диаметром 12 мм. Образцы для механических испытаний проходили термическую обработку в печах типа Бельвью и ПАП-4М по режиму: (гомогенизация при температуре 415 °С (выдержка 24 часа), охлаждение на воздухе + старение при

© В. А. Шаломеев, Э. И. Цивирко, 2009

температуре 215 °С (выдержка 10 часов), охлаждение на воздухе).

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

Длительную прочность при температуре 150 °С и напряжении 80 МПа 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.

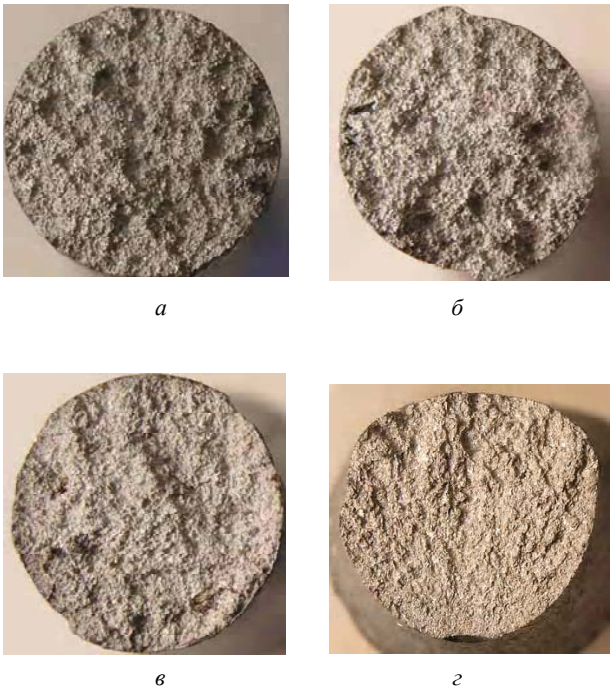
Химический состав сплава различных вариантов микролегирования удовлетворял требованиям ГОСТ 2856-79 и по содержанию основных элементов находился примерно на одном уровне (8,4 %Al; 0,25 %Mn; 0,4 %Zn; 0,02 %Fe; 0,005 %Cu; 0,05 %Si).

Макрофрактографическое исследование изломов исследуемого литого сплава показало, что с повышением концентрации гафния в сплаве структура измельчалась (рис. 1), характер ее меняется от крупнокристаллической к матовой мелкокристаллической.

Микроструктура сплава Мл-5 без гафния представляла собой д-твердый раствор с наличием эвтектики типа $\delta + \gamma(Mg_4Al_3)$, интерметаллида $\gamma(Mg_4Al_3)$ и мелкодисперсных частиц марганцовистой фазы (рис. 2, *а*).

Введение гафния от 0,05 % до 1,0 % практически не изменяло расстояние между осями второго порядка, однако способствовало уменьшению размеров структурных составляющих (табл. 1) и дроблению эвтектики (рис. 2, *б-г*).

С повышением концентрации гафния в сплаве размеры эвтектоида $\delta + \gamma(Mg_4Al_3)$ заметно уменьшались, а количество интерметаллидных выделений увеличивалось. Увеличение присадки гафния до 1,0 % приводило к уменьшению величины зерна в ~ 2 раза (табл. 1).



а *б* *в* *г*

Рис. 1. Изломы литых образцов сплава Мл-5, × 5:

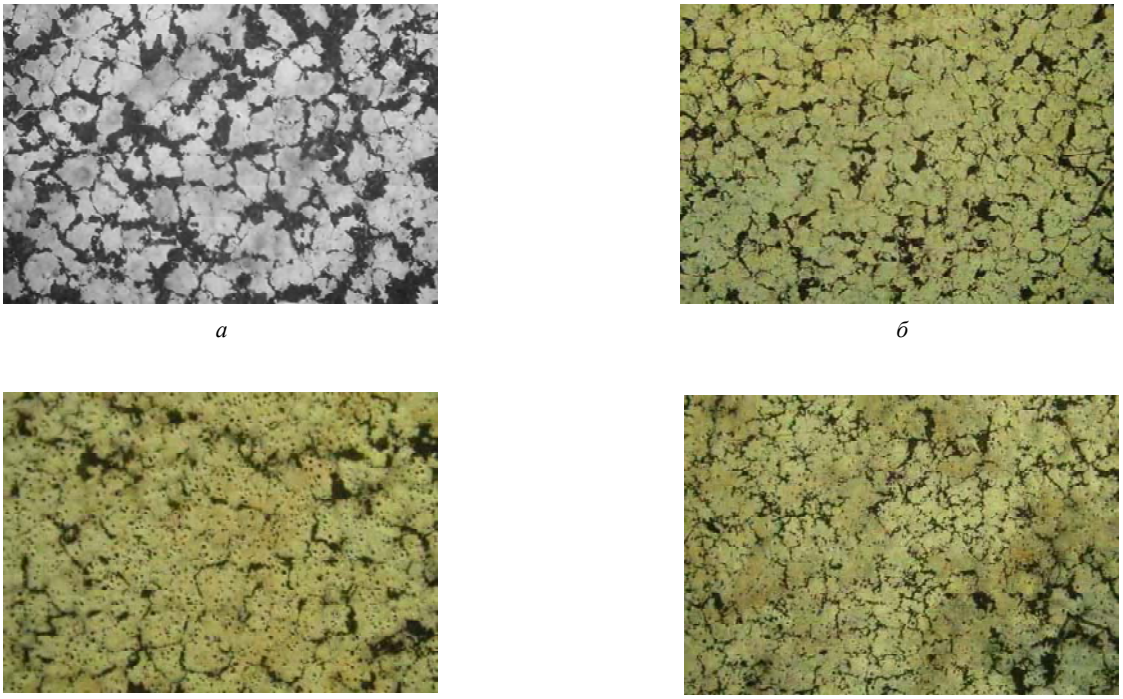
а – без Hf ; *б* – 0,05 %Hf; *в* – 0,1 %Hf; *г* – 1,0 % Hf

Увеличение присадки гафния от 0,05 % до 1,0 % повышало микротвердость сплава как в исходном, так и в термообработанном состоянии. Более высокие значения твердости имели образцы после длительных испытаний. Следует отметить, что в микроструктуре образцов, прошедших испытания на длительную прочность, проявлялись полосы скольжения, по которым происходило более интенсивное выделение мелкодисперсных частиц интерметаллидной фазы (рис. 3). Данные области характеризовались повышеной микротвердостью.

Таблица 1 – Размеры структурных составляющих и микротвердость образцов из сплава Мл-5 с различным содержанием гафния

Присадка Hf, % вес.	Величина микрозерна (после термообработки), мкм	Расстояние между осями дендритов 2-го порядка, мкм	Микротвердость матрицы, HV, МПа	
			после термообработки	после испытаний на длительную прочность
–	100…180 (140)	16…20	1064,0…1167,8 (1114,1)	1089,3…1225,5 (1179,5)
0,05	50…135 (110)	16…18	1064,0…1097,3 (1076,9)	1167,8…1354,4 (1256,8)
0,1	50…130 (100)	16…18	1110,8…1167,8 (1151,7)	1225,5…1504,7 (1399,3)
1,0	45…110 (70)	12…16	1167,8…1225,5 (1204,1)	1287,5…1681,6 (1511,4)

Примечание. В скобках представлены средние значения.

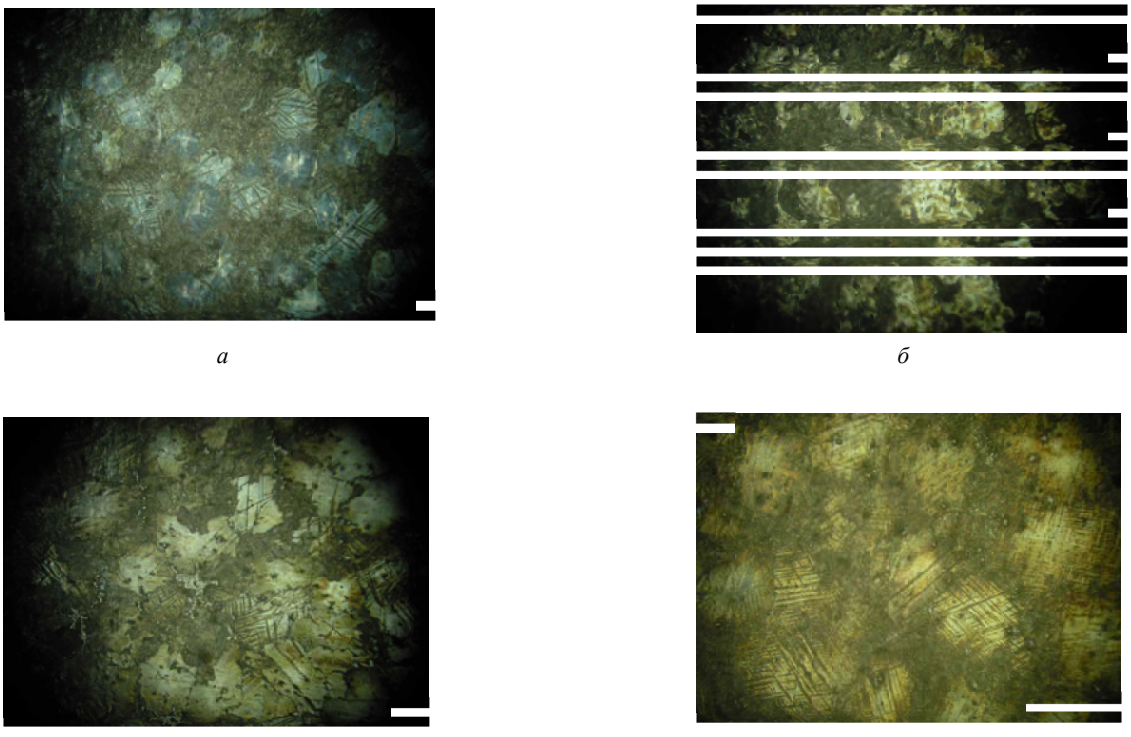


а *б*

в *г*

Рис. 2. Микроструктура термообработанного сплава Мл-5, × 100:

а – без Hf; *б* – 0,05 %Hf; *в* – 0,1 %Hf; *г* – 1,0 %Hf



а *б*

в *г*

Рис. 3. Микроструктура сплава Мл-5 после испытаний на длительную прочность при температуре 150 °С и напряжении 80 МПа, × 200:

а – без Hf ; *б* – 0,05 %Hf; *в* – 0,1 % Hf; *г* – 1,0 %Hf

Исследование микроструктуры образцов после длительных выдержек при температуре 150 °С показало, что нагрев при указанной температуре способствовал распаду эвтектоида и дополнительному выделению упрочняющей интерметаллидной фазы типа $\gamma(Mg_4Al_3)$.

Возрастающие присадки гафния незначительно повышали прочностные свойства сплава (табл. 2). При этом пластические характеристики сплава практически не менялись. В то время как значения длительной прочности сплава резко возрастали с увеличением содержания гафния до 1,0 % и увеличивались примерно в 3 раза.

Таблица 2 – Средние механические свойства и жаропрочность сплава Мл-5

Присадка Hf, % вес.	Механические свойства при комнатной температуре		Время до разрушения, τ_p, ч ($T_{исп.}$=150 °С; σ = 80 МПа)
	$\sigma_в$, МПа	δ, %	
–	214,0	2,2	141
0,05	216,0	2,6	196
0,1	221,0	2,4	337
1,0	225,0	2,5	498

Выводы

1. Присадки гафния до 1,0 % незначительно повышают прочностные свойства сплава Мл-5 при комнатных температурах и практически не меняют пластичность.

2. Установлено, что гафний измельчает эвтектику и тормозит эвтектоидное превращение.

3. Длительные испытания приводят к повышению микротвердости и структурной однородности магниевого сплава.

4. Введение в сплав Мл-5 гафния от 0,05 % до 1,0 % способствует значительному повышению жаропрочности вследствие дополнительного дисперсионного упрочнения твердого раствора.

Перечень ссылок

1. Дриц М. Е. Магниевые сплавы для работы при повышенных температурах / Дриц М. Е. – М. : Наука, 1964. – 230 с.
2. Сплавы литейные магниевые. Марки : ГОСТ 2856-79. – [Чинний від 1981.01.01]. – М. : Издательство стандартов, 1986. – 5 с. – (Государственный комитет СССР по стандартам).
3. Aust K.T. Influence of the titan on mechanical properties and thermal stability of magnesian alloys / K.T. Aust, L.M. Pidgeon // Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng. – 1949. – 186. – С. 585-563.
4. Шиков А. И. Что может гафний. О состоянии и перспективах его использования / Шиков А. И., Бочаров О. В. // Металлы Евразии. – 2005. – № 5. – С. 34–39.

Одержано 02.02.2009

Досліджено вплив гафнію на структуроутворення, механічні властивості й жароміцність виливок з магнієвого сплаву Мл-5. Установлено, що гафній у сплаві Мл-5 істотно підвищує тривалу міцність при підвищених температурах.

Influence hafnium on structure formation, mechanical properties and thermal stability of castings made of magnesium alloy Мл-5 is investigated. It is established, that hafnium in alloy Мл-5 essentially raises stress rupture strength at the high temperatures.

УДК 621.039.531

Канд. фіз.-мат. наук Г. В. Сніжной[1], канд. фіз.-мат. наук В. Л. Сніжной[2]

[1] Національний технічний університет, [2] Національний університет м. Запоріжжя

КЛАСТЕРНИЙ МЕХАНІЗМ ЗАРОДЖЕННЯ МАРТЕНСИТУ В ЗАЛІЗОНІКЕЛЕВИХ СПЛАВАХ

Показано, що в сплавах Н15, Н23, Н25 з ізотермічною кінетикою мартенсит зароджується з аустеніту, в якому існує антиферомагнітна і феромагнітна взаємодія між атомами. У сплавах з атермічною кінетикою Н26.6, Н27.3, Н29, Н31 мартенсит зароджується з аустеніту, в якому переважає або існує тільки феромагнітна взаємодія між атомами.

Вступ

У роботах [1, 2] показано, що магнетизм γ- фази (аустеніту) вуглецевих сплаві в Fe-Cr-Ni (Cr-2 %, Ni-15÷26 %, C-0,52 %, Fe- все інше) і сталей 43Х2Н19, 53Н20 зумовлений наявністю в ній маленьких феромагнітних областей (кластерів). Природа кластерів по-

© Г. В. Сніжной, В. Л. Сніжной, 2009

в'язана з магнітними і структурними неоднорідностями. Розглянуто, що суперпарамагнітні кластери в γ-фазі сприяють зародженню кластерів феромагнітної α- фази. Збільшення вмісту Ni у сплавах Cr-Ni призводить до значного збільшення намагніченості γ-фази, при цьому магнітний стан γ- фази змінюється зі зниженням температури від парамагнітного до суперпарамагнітного, а в сплавах з високим вмістом Ni – до феромагнітного стану. У зв'язку з цим виникає потреба дослідити магнітний стан γ- фази (аустеніту) низьковуглецевих залізонікелевих сплавів, у яких відбувається мартенситне $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення. Такі експериментальні дослідження дадуть можливість проаналізувати магнітний стан аустеніту поблизу T_s, а також прослідкувати зміну магнітного стану γ- фази та можливе утворення феромагнітних кластерів у сплавах з ізотермічною та атермічною кінетикою.

Дослідження магнітних властивостей Fe-Ni-сплавів досить в широкому інтервалі температур і з'ясування змін в аустеніті поблизу T_s з ізотермічною та атермічною кінетикою і є метою цієї роботи.

Матеріали та методика досліджень

Хімічний склад досліджуваних сплавів наведено в таблиці 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджуваних Fe-Ni сплавів

Сплав	Склад, мас., %			
	C	Ni	Mn	Si
Н15	0,05	15,1	0,41	0,35
Н23	0,05	23,1	0,45	0,35
Н25	0,04	25,0	0,40	0,38
Н26,6	0,06	26,6	0,37	0,60
Н27,3	0,05	27,3	0,39	0,49
Н29	0,04	29,3	0,42	0,37
Н31	0,02	31,2	0,28	0,35

Виплавлені сплави у відкритій індукційній печі проковували в заготовки перерізом 15×15 мм^2. Заготовки піддавалися гомонізуючому відпалу при 1400 К протягом 20 хв. з наступним гартуванням у воді. З центральної частини вирізалися зразки, близькі до сферичної форми діаметром 2÷4 мм, які хімічно травилися з метою зняття механічних напруг. Досліди здійснювалися на магнітометричних терезах [3], зручних для дослідження початкової стадії γ-α- перетворення. Зразки нагрівалися в аргоні до 1120 К, витримувались 3 хв., потім охолоджувалися в однаковому режимі зі швидкістю, яка виключає можливість дифузійного розпаду аустеніту. При підході до T_s середня швидкість охолодження становила 1,1 К/хв.

Для визначення досить низького вмісту мартенситу, починаючи з 0,005 % і вище, використовувався чутливий магнітометричний метод, який враховує вплив магнітного моменту парамагнітного аустеніту на визначення процентного вмісту мартенситу [4].

Результати та їх обговорення

На рис. 1 представлені типові залежності питомої магнітної сприйнятливості χ досліджуваних зразків сплавів Н15, Н23, Н25, Н26.6, Н27.3 в магнітному полі $H = 0{,}2 \cdot 10^6 \frac{\text{А}}{\text{м}}$ від температури T і подальшою витримкою відповідно в мартенситних точках T_s = 505, 446, 405, 307, 285 К.

На рис. 1 стрілками на осях ординат показані мартенситні точки T_s, питомі магнітні сприйнятливості χ_s і χ_n відповідно в початковий і кінцевий момент часу.

У сплавах Н15, Н23 і Н25 в точках T_s спостерігається ізотермічна мікрокінетика, для якої характерний розвиток мартенситної реакції з часом.

У сплавах Н26.6 і Н27.3 в точках T_s маємо різкий миттєвий перший стрибок зароджуваного мартенситу і з подальшим пониженням температури мартенситна реакція з часом не розвивається (горизонтальна площадка). Далі спостерігається другий і т.д. стрибки після горизонтальних площадок. Така поведінка мартенситного перетворення (МП) у сплавах Н26.6 і Н27.3 відповідає атермічному перетворенню.

Характер обмінної взаємодії між магнітними атомами речовини можна оцінювати, певною мірою, за температурною залежністю її магнітної сприйнятливості. Для опису поведінки магнітної сприйнятливості речовини в широкому температурному інтервалі використовувався вираз [5]:

$$\chi^{-1} = \frac{T}{C}\left(1 + \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\lambda_n}{T_n}\right), \qquad (1)$$

де коефіцієнт λ_n є функцією кристалічної структури, магнітного моменту атома і типу взаємодії між моментами; n – ціле число, C – константа.

Вираз (1) переходить у звичайний закон Кюрі- Вейса при $n = 1$, якщо $n > 1$, то залежність $\chi^{-1}(T)$ вже не є лінійною. Форма кривої $\frac{C}{\chi T}\left(\frac{1}{T}\right)$, яка визначається рівнянням (1), чутлива до типу обмінної взаємодії між атомами. На рис. 2 наведені запозичені із [5] теоретичні залежності $\frac{C}{\chi T}\left(\frac{T_c}{T}\right)$ (T_c – температура Кюрі) для різних випадків обмінної взаємодії між магнітними атомами речовини.

Розглянуті наступні випадки: A – тільки феромагнітна (позитивна) взаємодія між ближніми сусідами; B – тільки антиферомагнітна (від'ємна) взаємодія між ближніми сусідами; C – співіснування феромагнітної взаємодії між ближніми сусідами і далекої антиферомагнітної; D – співіснування антиферомагнітної взаємодії між ближніми сусідами і далекої феромагнітної.

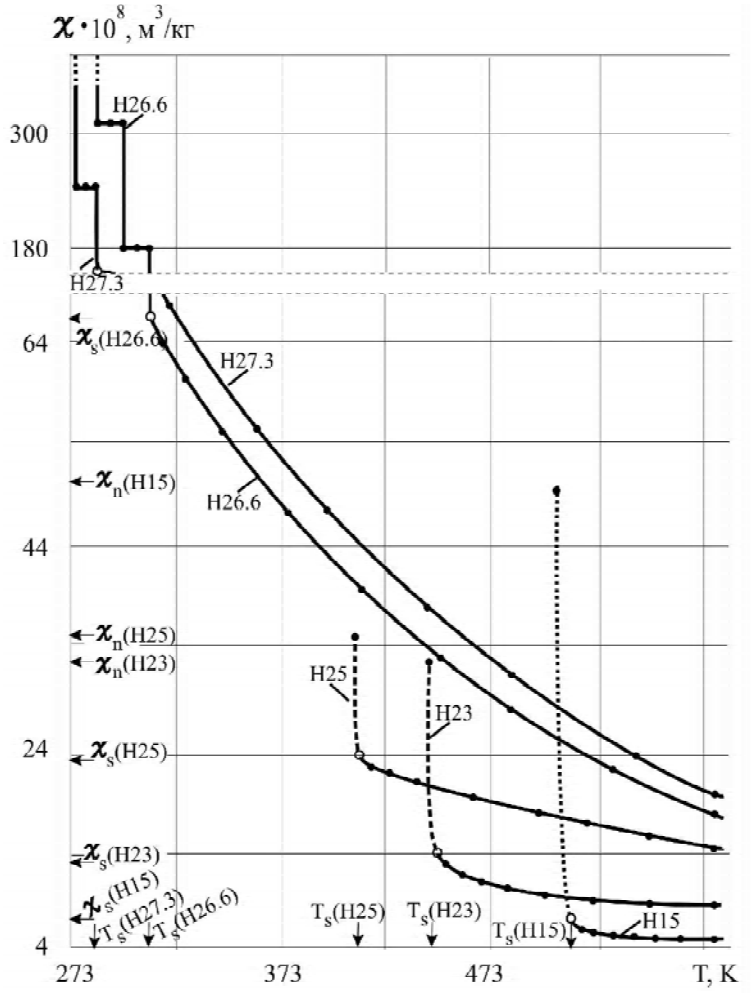


Рис. 1. Типові температурні залежності питомої магнітної сприйнятливості χ $\left(H = 0{,}2 \cdot 10^6 \frac{\text{А}}{\text{м}}\right)$ Fe-Ni сплавів з витримкою в точках T_s. Стрілками показані стартові (з індексом *s*) і кінцеві (з індексом *n*) значення χ в точці T_s

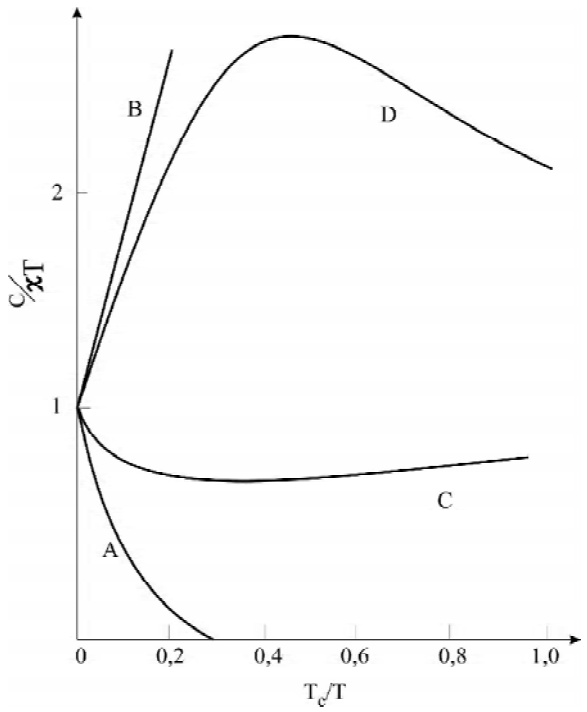


Рис. 2. Залежності $\frac{C}{\chi T}$ від наведеної температури, які теоретично отримані в [5]

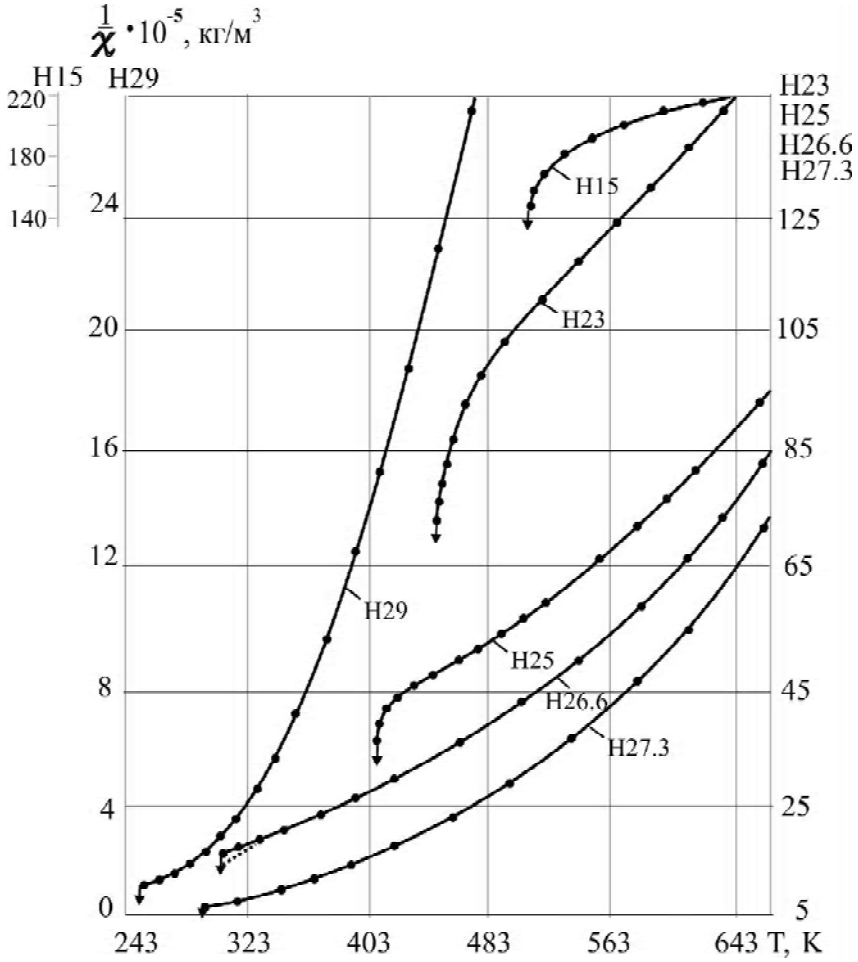


Рис. 3. Температурна залежність оберненої питомої сприйнятливості Fe-Ni сплавів

Теоретичні висновки, наведені в роботі [5], були підтверджені експериментально під час дослідження магнітних властивостей ряду аустенітних сталей [1].

На рис. 3 наведені знайдені нами експериментальні температурні залежності оберненої питомої магнітної сприйнятливості $\frac{1}{\chi}$ для сплавів Н15, Н23, Н25, Н26.6, Н27.3, Н29. Стрілками на кривих показані мартенситні точки T_S, в яких спостерігається початок утворення феромагнітного α-мартенситу. Видно , що при наближенні до мартенситної точки T_S в Н15, Н23, Н25 нахил кривих відрізняється від нахилу кривих для сплавів Н26.6, Н27.3, Н29. При цьому експериментальні залежності $\frac{1}{\chi}(T)$ не підлягають закону Кюрі-Вейсса:

$$\chi = \frac{C}{T-\theta}, \qquad (2)$$

де C – константа Кюрі; θ – парамагнітна точка Кюрі, яка визначається екстраполяцією лінійної ділянки залежності $\frac{1}{\chi}(T)$ на вісь температури.

Для сплаву Н26.6 в деяких зразках під час наближення до T_S спостерігалися відхилення залежності $\frac{1}{\chi}(T)$ (рис. 3, пунктирна лінія), що вказує на подібний характер вище розташованих кривих.

На рис. 4 подані залежності $\frac{1}{\chi T}\left(\frac{1}{T}\right)$ для досліджуваних сплавів. Порівнюючи з рис.1, бачимо, що нахил кривих $\frac{1}{\chi T}\left(\frac{1}{T}\right)$ поблизу T_S для сплавів Н15, Н23, Н25 є позитивним. Це свідчить про те, що зі збільшенням нікелю в сплавах зменшується антиферомагнітна і посилюється феромагнітна взаємодія між атомами в аустеніті під час наближення до мартенситної точки. З подальшим збільшенням нікелю в сплавах Н26.6, Н27.3, Н29 встановлюється переважно або тільки феромагнітна взаємодія між атомами в аустеніті.

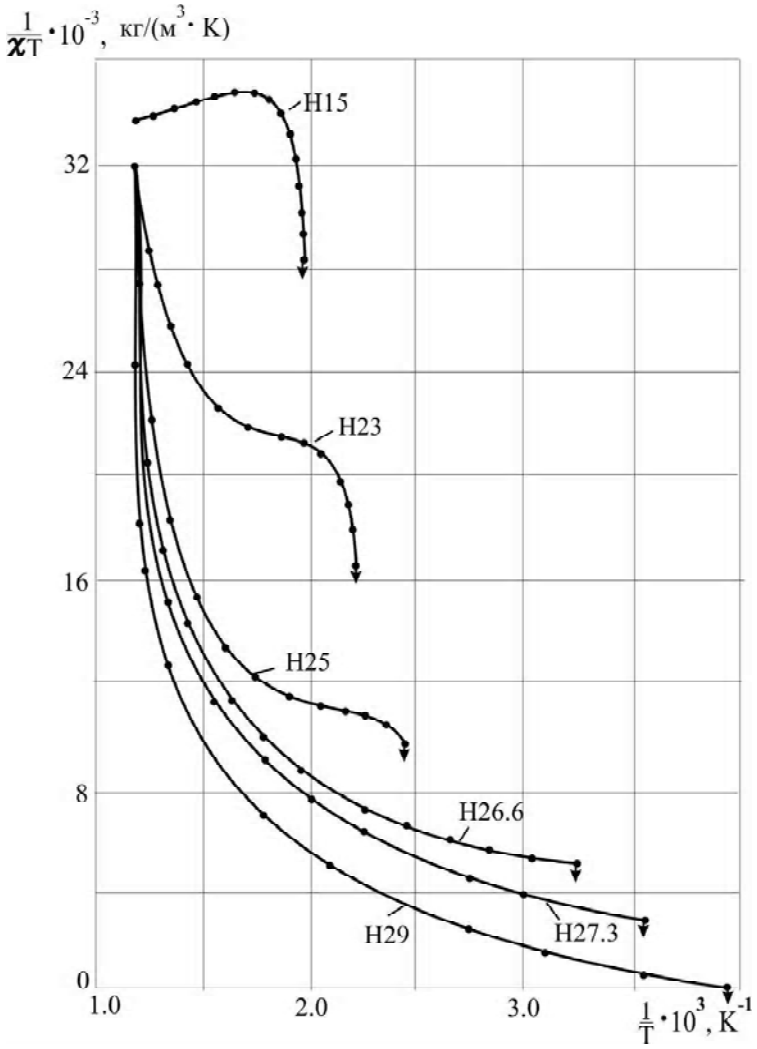


Рис. 4. Залежність $\frac{1}{\chi T}\left(\frac{1}{T}\right)$ для Fe-Ni сплавів

Як видно з рис. 4 (сплав Н15), при температурах більших за ~570 К нахил кривої $\frac{1}{\chi T}\left(\frac{1}{T}\right)$ є позитивним, що свідчить про те, що при цих температурах переважним видом є негативна обмінна взаємодія між атомами, тобто переважає антиферомагнетизм. А при температурах менших від 570 К нахил кривої стає від'ємним і магнітний стан сплаву Н15 буде зумовлений в основному позитивною обмінною енергією, тобто переважає феромагнітна взаємодія між атомами. Для сплавів Н23, Н25 спостерігається зі зниженням температури зменшення антиферомагнітної взаємодії між близькими атомами і посилюється феромагнітна. Для нашої варіації нікелю сплав Н26.6 є нібито критичним, в аустеніті якого поблизу T_s переважає позитивна взаємодія між атомами, тобто феромагнітна взаємодія між атомами. Для сплавів Н27.3, Н29 поблизу T_s переважає або існує тільки феромагнітний стан аустеніту.

Очевидно, що мартенсит з ізотермічною кінетикою зароджується в точці T_s з аустеніту, в якому існує антиферомагнітна і феромагнітна взаємодія між атомами.

У сплавах Н26.6, Н27.3, Н29 з атермічною кінетикою мартенсит зароджується в точці T_s з аустеніту, в якому існує переважно або тільки феромагнітна взаємодія між атомами.

Звідси можна припустити, що для нашого підбору сплавів вміст нікелю 26÷27 % (мас.) є граничним. Зі збільшенням нікелю у сплавах Н15, Н23, Н25 зменшується антиферомагнітний стан і посилюється феромагнітний стан аустеніту поблизу T_s, що призводить до затухання ізотермічної кінетики. У сплавах

Н26.6, Н27.3, Н29, для яких переважає феромагнітний стан аустеніту, спостерігається атермічна кінетика.

Природно припустити [1, 2], що у досліджуваних Fe-Ni сплавах зі зниженням температури до T_S позитивна обмінна взаємодія може привести до утворення маленьких однодоменних феромагнітно упорядкованих областей (кластерів), які мають магнітний момент не рівний нулю. Імовірно, кластери будуть мати різні розміри і тому різні магнітні моменти. Величина магнітного моменту кластера буде зростати зі зниженням температури, тому що умови для обмінної взаємодії атомів всередині області і на її периферії різні. При високих температурах основний внесок у результуючий магнітний момент кластера вносять внутрішньо феромагнітно упорядковані атоми. Зі зниженням температури все більша частина периферійних атомів буде брати участь у створенні результуючого магнітного моменту. Звідси можна припустити, що у Fe-Ni сплавах при підході до точки T_S в аустеніті виникають маленькі області феромагнітного порядку (кластери). Ці кластери є найбільш імовірними місцями зародження кристалів мартенситу.

Висновки

1. Магнітний стан залізонікелевих сплавів вище від температури початку $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення переважно описується співіснуванням від'ємної і позитивної обмінних взаємодій між магнітноактивними атомами. Мартенсит з ізотермічною кінетикою в мартенситній точці зароджується з аустеніту, в якому існує антиферомагнітна і феромагнітна взаємодія між атомами. У сплавах з атермічною кінетикою мартенсит зароджується з аустеніту, в якому переважає або існує тільки феромагнітна взаємодія між атомами.

2. Зі зниженням температури до мартенситної точки в залізонікелевих сплавах позитивна обмінна взаємодія між атомами призводить до утворення маленьких однодоменних областей (кластерів), які є найбільш імовірними місцями зародження кристалів мартенситу.

Перелік посилань

1. Ромашев Л. Н. Изменение магнитных свойств стали вблизи мартенситой точки / Л. Н. Ромашев, Л. Д. Ворончихин, И. Г. Факиров // ФММ. – 1973. – Т. 36. – С. 291–294.
2. Ромашев Л. Н. Роль магнитного состояния γ- фазы сплавов Fe-Cr-Ni в структурном $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении под влиянием магнитного поля / Л. Н. Ромашев, И. Г. Факиров // ФТТ. – 1974. – Т. 16. – С. 2793-2797.
3. Мирошниченко Ф. Д. Магнитометрические весы с униполярно-астатической системой и механико-магнитным зацеплением призмы / Ф. Д. Мирошниченко, В. Л. Снежной // Приборостроение. – 1966. – № 2. – С. 48–52.
4. Влияние магнитного момента парамагнитной матрицы на определение низких содержаний α- фазы в аустенитных сталях / [В. Л. Снежной, Ф. Д. Мирошниченко, В. Г. Каниболоцкий, Г. А. Охромий] // ФММ. – 1970. – Т. 30. – С. 363–370.
5. Daniellan A. On interpreting high temperature magnetic susceptibility data / A. Daniellan // Proc. Phys. Soc. – 1962. – Vol. 8. – P. 981–985.

Одержано 08.10.2008

Показано, что в сплавах Н15, Н23, Н25 с изотермической кинетикой мартенсит зарождается из аустенита, в котором существует антиферромагнитное и ферромагнитное взаимодействие между атомами. В сплавах с атермическою кинетикой Н26.6, Н27.3, Н29, Н31 мартенсит зарождается из аустенита, в котором преобладает или существует только ферромагнитное взаимодействие между атомами.

It is shown that in isothermal kinetic alloys H15, H23, H25 martensite arises from austenite which has an antiferromagnetic and ferromagnetic interaction between atoms. In athermal kinetic alloys H26.6, H27.3, H29, H31 martensite arises from austenite which has only ferromagnetic interaction between atoms.

УДК 621.791.92:539.538

Канд. техн. наук М. И. Андрущенко, канд. техн. наук Р. А. Куликовский,
канд. техн. наук С. П. Бережный, О. Б. Сопильняк

Национальный технический университет, г. Запорожье

СПОСОБНОСТЬ К САМОУПРОЧНЕНИЮ ПОВЕРХНОСТИ ТРЕНИЯ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА В УСЛОВИЯХ АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ

Исследованы способность к упрочнению поверхности трения и сопротивляемость абразивному изнашиванию наплавленного металла при отсутствии или незначительном количестве в нем упрочняющей фазы. Установлено, что износостойкость материалов различных структурных групп определяется, в основном, микротвердостью поверхности трения. Показано, что резервы увеличения износостойкости путем повышения способности наплавленного металла к упрочнению в процессе изнашивания к настоящему времени в полной мере не реализованы.

Одной из областей наиболее рационального использования процессов наплавки является восстановление деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания. Эффективность данной технологии в значительной мере зависит от соответствия выбранного наплавочного материала условиям эксплуатации. Перечень современных материалов для наплавки отечественного и зарубежного производства, в том числе и сертифицированных в Украине, включает сотни марок покрытых электродов и порошковых проволок [1-3]. Среди них большой ряд материалов, рекомендуемых для работы в условиях абразивного изнашивания. В большинстве случаев это сплавы, обеспечивающие в наплавленном слое значительное количество упрочняющей фазы (карбиды, карбобориды и др.). Однако известен широкий круг деталей, которые, кроме сопротивляемости абразивному изнашиванию, требуют более высокого уровня эксплуатационной надежности, чем могут обеспечить материалы данного класса. В частности, к таким деталям относятся штампы пресс-форм с науглероженным поверхностным слоем, применяемые при прессовании многих видов огнеупорных и строительных изделий и др.

Облегчить обоснованный выбор наплавочных материалов призваны системы их классификации. Наиболее понятной и приемлемой для практического применения представляется классификация электродов, проволок и др. по назначению [2], предусматривающая прямые рекомендации областей их рационального применения или даже указания конкретных деталей, для наплавки которых они предназначены. Однако такой подход может охватить только незначительную часть задач по восстановлению деталей, встречающихся на практике. Поэтому нередко выбор материалов производят путем длительных промышленных испытаний. При этом далеко не всегда можно гарантировать, что в группу электродов или проволок, выбранных для апробирования, были включены материалы, наиболее полно отвечающие условиям эксплуатации испытываемых наплавленных деталей. Информация о многих материалах в рекламных проспектах часто сопровождается выражениями: «…обладает превосходными свойствами…», «…великолепное качество…» и др., что может ввести потребителя в заблуждение при выборе материалов. Недостаточно ясны также понятия «умеренные…, тяжелые условия работы деталей » и др. Сложности выбора материалов являются одной из причин того, что до настоящего времени в ряде отраслей промышленности многие детали, которые целесообразно восстанавливать, используют однократно или наплавляются материалами, не отвечающими в полной мере условиям эксплуатации. Например, несмотря на остроту проблемы срока службы штампов пресс-форм, в огнеупорной промышленности эти детали не восстанавливаются или наплавляются сварочными неизносостойкими материалами. Поэтому дальнейший поиск критериев приемлемости известных материалов, их систематизация или разработка новых являются актуальными.

В соответствии с общепризнанными фундаментальными положениями теории абразивного изнашивания, результат взаимодействия абразива с изнашиваемым материалом определяется величиной отношения твердости абразивных зерен H_a к твердости материала $H_м$ - ($H_a/H_м$). Существуют два критических значения данного соотношения, в зависимости от которых механизм изнашивания металла может переходить от процессов одноактного резания к многократно менее интенсивному полидеформационному изнашиванию или слабо протекающему механо-химическому процессу поверхностного разрушения [4]. Поэтому одним из критериев оценки перспективности материала мог бы

© М. И. Андрущенко, Р. А. Куликовский, С. П. Бережный, О. Б. Сопильняк, 2009

служить показатель $H_a/H_м$. Для частиц наиболее распространенных абразивных масс средняя твердость в основном известна [5]. Паспортные характеристики наплавочных материалов, как правило, также содержат информацию об исходной твердости в состоянии наплавки или после термообработки. Однако известно, что даже при первом единичном акте процесса царапания поверхности абразивом материал неизбежно упрочняется. Фактически на протяжении всего периода работы детали, абразивные зерна взаимодействуют с поверхностным слоем, существенно отличающимся по механическим свойствам от исходного материала. Даже микротвердость армко-железа под влиянием многократного пластического деформирования может возрасти на 1…2 ГПа по отношению к исходному состоянию. А прирост микротвердости сплавов на основе твердых растворов еще выше, чем чистых металлов. Поэтому естественно, что прогнозирование сопротивляемости изнашиванию, ориентируясь на исходные механические свойства, невозможно. Однако данных о потенциальном уровне твердости поверхности трения металлических материалов, достигаемой в процессе изнашивания $H_{птм}$, в литературе недостаточно.

Максимально возможное использование потенциала металлической матрицы к упрочнению в процессе изнашивания является одним из перспективных материаловедческих направлений повышения износостойкости сплавов. Особенно это важно в тех случаях, когда по условиям эксплуатационной надежности присутствие в структуре упрочняющих фаз недопустимо [6]. Поэтому степень упрочнения поверхности трения можно рассматривать как один из тестов при оценке рациональности химического состава и структуры сплавов применительно к конкретным условиям эксплуатации.

В процессе абразивного изнашивания сплавов на основе железа упрочнение возможно, в основном, на основе двух основных механизмов:

- закрепление и повышение плотности дислокаций в результате многократного пластического деформирования металлической матрицы любого исходного фазового состава, который остается неизменным – механический наклеп [7];

- превращение метастабильного остаточного аустенита в мартенсит деформации (трения) [8-11] при одновременном участии механического наклепа как исходного твердого раствора, не претерпевшего превращений, так и образованного в процессе трения мартенсита. По образному выражению авторов работы [12], совместное действие обоих механизмов – «упрочнение двойной тягой». Степень упрочнения при участии деформационных фазовых превращений может быть выше, чем максимально достигаемая микротвердость в результате только механического наклепа. В дополнение к этим двум механизмам упрочнения закрепление дислокаций возможно также благодаря мелкодисперсным карбидам, выделяющимся по плоскостям скольжения кристаллической решетки в процессе трения [10].

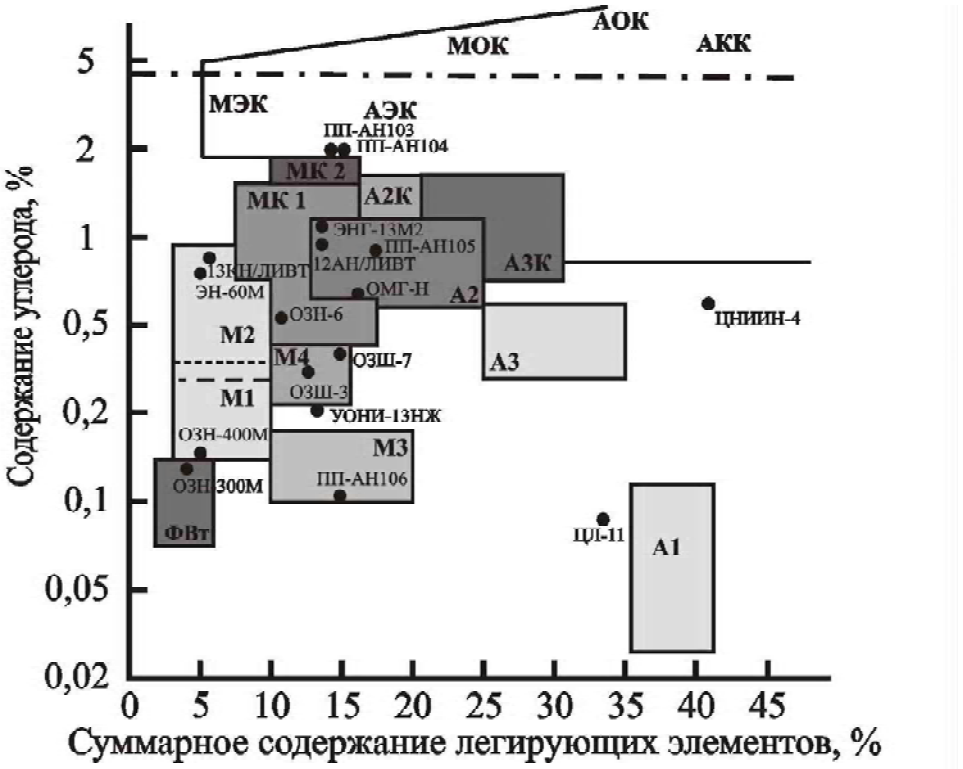
Вид механизма упрочнения и микротвердость поверхности трения определяются в основном исходным структурным состоянием и химическим составом твердого раствора. Учитывая тесную связь износостойкости и структурного состояния, последняя из известных классификаций материалов для наплавки предложенная Международным институтом сварки [13], основана на структурных признаках с учетом природы легирования структурных составляющих. Однако даже весьма детальное деление типов наплавленного металла на 16 структурных групп, предусмотренное в данной классификации, не позволяет прогнозировать возможность протекания фазовых превращений и степень упрочнения материалов в процессе изнашивания. Известно, что микротвердость поверхности трения одного и того же материала с одинаковой исходной твердостью, но в различном структурном состоянии может отличаться на 2…3 ГПа, а износостойкость в результате этого - на порядок [14]. С другой стороны, стали с однотипной исходной структурой и с одинаковой способностью к фазовым превращениям в процессе абразивного изнашивания, но различного химического состава как в пределах одной системы легирования (Fe-C-Cr), так и в более сложных композициях [15] также могут характеризоваться различной степенью упрочнения и многократно различаться по уровню износостойкости. Поэтому необходимо дальнейшее изучение закономерностей изменения свойств поверхности трения в процессе изнашивания как при создании новых материалов, так и на наплавочных сплавах, применяемых в настоящее время.

Целью данной работы являлось исследование способности к упрочнению в процессе абразивного изнашивания и износостойкости металла, наплавленного промышленно выпускаемыми материалами. При этом, одной из задач являлась сравнительная оценка степени упрочнения известных наплавочных материалов и максимально возможного уровня микротвердости, приобретенной материалами в процессе изнашивания, установленного на настоящее время на опытных сталях со структурой метастабильного аустенита [6, 15]. Кроме того, оценивалась эксплуатационная надежность материалов в условиях работы штампов прессформ огнеупорного производства. Критерием надежности являлось отсутствие скалывания фрагментов наплавленной кромки штампа до достижения износа предельно допустимой величины – 0,3…0,8 мм.

Выбор материалов в качестве объектов исследований осуществляли с использованием структурной диаграммы Международного института сварки [13] (рис. 1, табл. 1) с таким расчетом, чтобы в их перечень были включены представители всех структурных групп материалов, в которых упрочняющая фаза отсутствует или находится в незначительном количестве. Отсут-

ствие упрочняющей фазы, во-первых, позволяло более объективно оценить непосредственный вклад металлической матрицы различных типов в сопротивляемость изнашиванию в зависимости от ее способности к упрочнению, во-вторых, позволяло предполагать достаточную приемлемость материалов по эксплуатационной надежности применительно к условиям работы штампов пресс-форм.

Ориентиром способности аустенита к мартенситным превращениям в процессе изнашивания могут являться температуры начала его мартенситного превращения при охлаждении M_H и под влиянием деформации $M_Д$. Для расчета температуры M_H с удовлетворительной точностью данных в литературе по основным легирующим элементам и углероду достаточно [11, 12]. Взаимосвязь $M_Д$ с химическим составом прак-



Феррит упрочненный вторичной фазой - ФВт
Мартенсит тип I (низкоуглеродистый низколегированный сплав) - М1
Мартенсит тип II (высокоуглеродистый низколегированный сплав) - М2
Мартенсит тип III (низкоуглеродистый высоколегированный сплав) - М3
Мартепсит тип IV (среднеуглеродистый высоколегированный сплав) - М4
Мартенсит, упрочненный карбидами типа I - МК1
Мартенсит, упрочненный карбидами внедрения - МК2
Мартенсит, упроченный карбидами эвтектики - МЭК
Мартенсит,упрочненный основными карбидами - МОК
Аустенит типа I (Cr, Ni) + аустенит + феррит - А1-АФ
Аустенит марганцевый тип II (высокоуглеродистый среднелегированный сплав) - А2
Аустенит хромомарганцевый тип I (среднеуглеродистый высоколегированный сплав) - А3
Аустенит типа II и III, упрочненный карбидами - А2К, А3К
Аустенит, упрочненный основными карбидами - АОК
Аустенит, упрочненный карбидами эвтектики - АЭК
Аустенит, упрочненный основными карбидами, суперкарбидами и карбидами эвтектики - АКК

Рис. 1. Положение испытанных стандартных наплавочных материалов на структурной диаграмме Международного института сварки

тически не изучена, особенно применительно к условиям абразивного изнашивания. По данным [12], при деформировании материала одноосным растяжением или сжатием ее положение на 100…150 °С выше M_H По другим источникам, этот интервал может быть шире – до 250 °С [11]. При этом под $M_Д$ подразумевают температуру, при которой в результате деформации образуется 1 % мартенсита, что очевидно малозначимо с точки зрения вклада фазовых превращений в общий процесс упрочнения. Однозначно, что при деформировании сплавов с остаточным аустенитом, при температурах соизмеримых с M_H, интенсивность фазовых превращений наибольшая. Как изменяется кинетика образования мартенсита деформации с повышением температуры абразивного изнашивания от уровня M_H до величины $M_Д$, практически неизвестно. И все же, основываясь на известных данных как на качественном уровне, так и количественных результатах [11], в общем виде взаимосвязь M_H и $M_Д$ с химическим составом можно представить в виде схемы (рис. 2). При этом выбранные материалы по уровню M_H условно можно разбить на три группы:

1 – материалы с M_H, не менее чем на 200…250 °С превышающие комнатную температуру;

2 – материалы с расчетной M_H ниже температур эксплуатации на величину, превышающую интервал M_H- $M_Д$;

3 – материалы с расчетной M_H ниже, а $M_Д$ выше температуры эксплуатации.

Кроме наплавочных материалов (см. табл. 1), предназначенных для повышения износостойкости, в перечень исследуемых также включены сварочные электроды ЦЛ-11, которые (или их аналоги) несмотря на невысокий уровень износостойкости, периодически применяются на практике при восстановлении деталей, прежде всего благодаря достаточной эксплуатационной надежности наплавленных деталей. Поэтому сравнительная количественная оценка степени упрочнения и сопротивляемости изнашиванию металла, наплавленного этими материалами, с практической точки зрения представляет интерес.

Испытания на износостойкость, оценку способности к фазовым превращениям в процессе абразивного изнашивания и определение микротвердости поверхности трения до и после изнашивания проводили по методике [6]. В качестве эталона принимался металл, наплавленный электродами ЦЛ-11.

Изнашивание образцов (10×30×90 мм), совершающих возвратно-поступательное движение, осуществлялось столбом сжатой абразивной массы (шамот, фракция – 0,63…1,0 мм, средняя микротвердость зерен 12,3 ГПа, давление 5 МПа). Температура поверхности трения не превышала 50 °С.

Таблица 1 – Фазовый состав, микротвердость и эксплуатационная приемлемость металла, наплавленного стандартными электродными материалами

№ п/п	Марка электродов	Тип наплавленного металла	Микротвердость $H_{0,5}$, ГПа		Количество аустенита в матрице, %		Эксплуатационная приемлемость*
			До изнаш.	После изнаш.	До изнаш.	После изнаш.	
1	ЦЛ-11	08Х19Н10Г2Б	2,6	6,7	90	90	+
2	ЦНИИН-4	65Х25Г13Н3	3,2	7,0	100	100	+
3	ОЗН-300М	15Г3С1	4,8	7,5	0	0	+
4	ОЗН-400М	17Г4С1	5,2	8,0	10	0	+
5	ПП-АН106	10Х14Т	5,5	9,0	0	0	+
6	УОНИ-13НЖ	20Х13	6,0	9,2	0	0	-
7	ОЗШ-3	37Х9С2	7,9	9,2	10	0	-
8	ОЗН-6	50С4Г3Х2Р	7,6	9,7	15	0	-
9	ПП-АН105	90Г13Н4	5,0	8,5	100	100	+
10	ЭНГ-13М2	110Г13	5,4	8,6	100	100	+
11	ЭН-60М	70Х3СМТ	8,2	9,7	15	0	-
12	ОЗШ-7	40Х11С3М	7,8	10,0	15	0	-
13	13КН/ЛИВТ	80Х4С	7,5	10,0	15	0	-
14	12АН/ЛИВТ	95Х7Г5С	6,3	10,0	100	90	+
15	ОМГ-Н	65Х11Н3	6,0	10,0	100	85	+
16	ПП-АН104	200Х12ВФ	5,9	11,3	100	60	-
17	ПП-АН103	200Х12М	5,9	11,4	100	63	-

Примечание: «+» – скалывание фрагментов наплавленного металла восстановленных кромок штампов в процессе эксплуатации не происходит; «-» – надежная эксплуатация штампов исключена из-за скалывания фрагментов наплавленной кромки.

Такой режим лабораторных испытаний образцов обеспечивал воспроизводимость процессов, протекающих при изнашивании натурных деталей в производственных условиях.

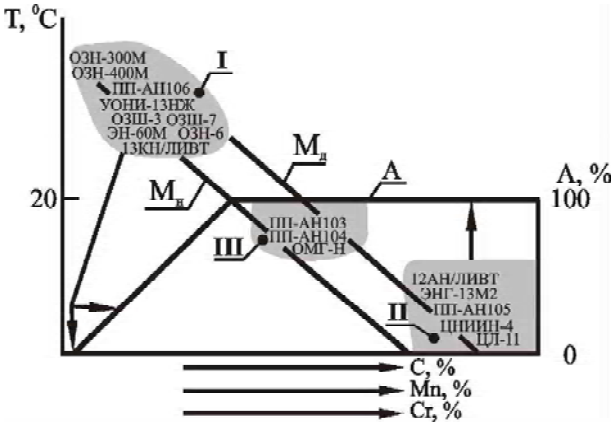


Рис. 2. Схема изменения температуры начала мартенситного превращения ($M_Н$, $M_Д$) и количества аустенита (A) в зависимости от химического состава сплавов

Структура наплавленного металла изменялась в широких пределах – от продуктов промежуточного распада аустенита с небольшим количеством низкоуглеродистого мартенсита (ОЗН-300), до 100 % остаточного аустенита, включающего до 10 % эвтектических карбидов типа $(Cr, Fe)_7C_3$ (ПП-АН103, ПП-АН104).

Установлено, что наименьшей сопротивляемостью абразивному изнашиванию, как и предполагалось, обладает металл, наплавленный электродами ЦЛ-11. Аустенит данного состава стабилен по отношению к фазовым превращениям в процессе изнашивания. В то же время в результате механического наклепа микротвердость поверхности трения относительно исходного состояния существенно возрастает. Однако по абсолютной величине из-за низкого содержания углерода в твердом растворе ее значение наименьшее среди всех испытанных сплавов. Поэтому доля процесса, интенсивно протекающего прямого микрорезания поверхности трения этого сплава наибольшая, что и обуславливает самый низкий уровень износостойкости.

Незначительно выше износостойкость металла, наплавленного электродами ЦНИИН-4. Высокий уровень легирования хромом и марганцем обуславливает положение $M_Н$ ниже температуры абсолютного нуля [11], что обеспечивает, как и в предыдущем сплаве, стабильную аустенитную структуру, неспособную к фазовым превращениям в процессе изнашивания. Однако благодаря более высокому содержанию углерода в аустените, в результате механического наклепа микротвердость поверхности трения достигает 7 ГПа, поэтому наблюдается тенденция к повышению износостойкости.

В группе сплавов с меньшим уровнем легирования (ОЗН-300М, ОЗН-400М, ОЗШ-3, ОЗН-6, ПП-АН106, УОНИ-13НЖ, ЭН-60М, ОЗШ-7, 13КН-ЛТИВТ) и высокой температурой начала мартенситного превращения преобладает мартенситная составляющая. Поэтому исходная твердость этих материалов заметно выше, чем предыдущих. Прирост микротвердости на данных материалах ниже, однако конечная микротвердость поверхности трения заметно превышает микротвердость, которая достигается в процессе изнашивания аустенитных наплавок с пониженным содержанием углерода. Отношение $H_д/H_{мпт}$ увеличивается, доля процессов прямого резания снижается, о чем свидетельствует уменьшение количества микростружки в продуктах изнашивания. Это обеспечивает увеличение износостойкости в сравнении с металлом, наплавленным электродами ЦЛ-11 и ЦНИИН-4 до двух раз.

На уровне средней износостойкости выше перечисленной группы электродов, обеспечивающих преимущественно мартенситную структуру, обладает металл, наплавленный электродными материалами ЭНГ-13М2 и ПП-АН105. Стабильная аустенитная структура, как и в металле, наплавленном электродами ЦНИИН-4 и ЦЛ-11, также не претерпевает фазовых превращений. Однако благодаря повышенному содержанию углерода, степень механического наклепа этих материалов заметно выше, чем низко- или среднеуглеродистого аустенита, что обеспечивает повышенный уровень износостойкости.

На более высоком уровне находится сопротивляемость изнашиванию металла, наплавленного электродами ОМГ-Н. Так же как и материалы ЭНГ-13М2, ПП-АН105, ЦНИИН-4 и ЦЛ-11, он содержит 100 % аустенита. Однако температура начала мартенситного превращения, в отличие от вышеназванной группы, находится намного ближе к температуре испытаний (см. рис. 2). Поэтому в данном случае, кроме механического наклепа, происходит незначительное превращение аустенита (до 15 %) в мартенсит деформации. Совокупное положительное влияние этих двух факторов обеспечивает сравнительно высокую микротвердость поверхности трения и наибольшую износостойкость металла, наплавленного электродами ОМГ-Н из всех вышерассмотренных материалов. При этом необходимо отметить, что и в материалах с преимущественно мартенситной структурой такое же количество остаточного аустенита (10…15 %) превращается в мартенсит в процессе изнашивания, однако износостойкость их ниже. Однако, по-видимому, из-за полного отсутствия аустенитной составляющей в поверхности трения, в противоположность наплавке 65Х11Н3, способность к многократному пластическому деформированию без образования усталостных микротрещин (сопротивлению полидеформационному изнашиванию) данных материалов ниже.

Наибольшей износостойкостью среди всех изученных 17 типов материалов обладает металл, наплавлен-

ный проволоками ПП-АН104 и ПП-АН103, характеризующийся повышенной полнотой мартенситных превращений в процессе изнашивания, кроме того, включающий до 10 % карбидной фазы (рис. 3). Оценить раздельно и сопоставить вклад каждого из этих факторов (фазовые превращения и наличие карбидов в структуре) без дополнительных исследований практически невозможно. В целом же их совокупное положительное влияние обеспечивает приближение микротвердости поверхности трения (11,4 ГПа) к твердости абразивных зерен, что и обуславливает сравнительно резкое, по отношению к предыдущим материалам, повышение износостойкости. Увеличение микротвердости поверхности трения на 3,3 ГПа, в диапазоне (6,7…10 ГПа) отдаленном от твердости абразива, обуславливает повышение износостойкости в 2,4 раза. В тоже время намного меньший по абсолютной величине прирост микротвердости (1,3 ГПа), но в диапазоне приближающемся к твердости абразива, обеспечивает еще двукратное увеличение износостойкости.

Таким образом, в пределах всего ряда испытанных материалов, как и следовало ожидать, отсутствует связь между исходной твердостью и износостойкостью, но в то же время, наблюдается сравнительно высокая корреляция износостойкости с твердостью, приобретенной в процессе изнашивания, по закону близкому к экспоненциальному. Вместе с тем и в данном наборе встречаются материалы, обладающие повышенной износостойкостью в сравнении с материалами, твердость поверхности трения которых немного выше их собственной (ПП-АН105 и ЭНГ-13М2 в сравнении с ПП-АН106, ОЗШ-3). Дополнительным фактором, кроме микротвердости, положительно влияющим на износостойкость, в данном случае могут быть вязкопластические свойства [16]. Однако определить уровень пластичности упрочненного слоя из-за малой его глубины крайне затруднительно. В то же время учитывая, что структура металла, наплавленного материалами ПП-АН105 и ЭНГ-13М2, и после изнашивания остается аустенитной, можно достаточно обоснованно предполагать, что уровень пластичности поверхностного упрочненного слоя в этом случае все же существенно выше, чем слоя, в котором аустенитная составляющая полностью отсутствует (ПП-АН106, ОЗШ-3). Поэтому износостойкость металла, наплавленного материалами ПП-АН105, ЭНГ-13М2 выше, чем ПП-АН106, ОЗШ-3.

В результате исследований [6, 15], выполненных ранее на модельных сплавах в бескарбидном состоянии, было установлено, что при оптимальных химическом составе твердого раствора и кинетике фазовых превращений микротвердость поверхности трения может достигать 12…12,5 ГПа.

Сопоставляя эти данные с результатами испытаний наплавленного металла, проведенными в данной работе, следует отметить, что степень упрочнения испытанных наплавочных материалов не достигает максимально возможного уровня, установленного на настоящее время [6]. Наиболее высокая микротвердость поверхности трения среди испытанных материалов (ПП-АН103, ПП-АН104) ниже на 0,7…1,2 ГПа, чем на лучших модельных славах [6]. Это может быть связано с недостаточно высокой полнотой превращений аустенита в процессе изнашивания или с пониженным содержанием углерода в твердом растворе, поскольку значительная часть его находится в карбидах. Однако несмотря на это, по уровню износостойкости эти материалы могли бы в значительной мере снизить остроту проблемы срока службы штампов пресс-форм. Но как показали производственные испытания, эти сплавы все же не обеспечивают достаточной эксплуатационной надежности (см. табл. 1) наплавленных штампов из-за присутствия в структуре карбидов, находящихся в составе эвтектики в основном по границам зерен.

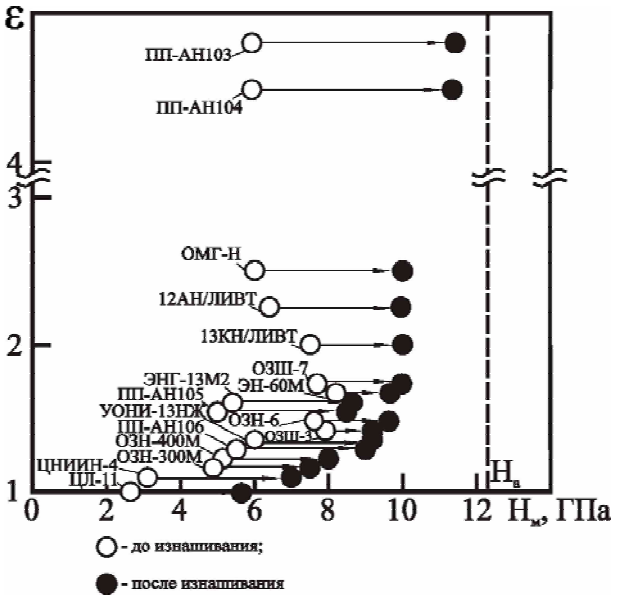


Рис. 3. Изменение относительной износостойкости (ε) металла, наплавленного стандартными электродными материалами в зависимости от его микротвердости до и после изнашивания

С другой стороны, износостойкость материалов, которые удовлетворяют условиям эксплуатационной надежности восстановленных штампов (табл. 1), не отвечает требованиям производства. Фазовый состав этих материалов в процессе изнашивания остается неизменным или изменяется незначительно. Поэтому повышение микротвердости поверхности трения происходит в результате действия, в основном, одного механизма упрочнения – механического наклепа, что не обеспечивает необходимого уровня упрочнения. Таким образом, существует потребность в разработке бескарбидных материалов с повышенной износостой-

костью за счет высокого уровня самоупрочнения в процессе изнашивания.

Основываясь на результатах этих и предыдущих исследований [6, 15], основные принципы создания таких материалов в общем виде можно сформулировать следующим образом. При достаточно активном превращении остаточного аустенита в мартенсит трения, обязательным условием высокой степени упрочнения поверхности трения (до 12,5 ГПа) и износостойкости, является высокое содержание углерода в исходном твердом растворе (1,1…1,7 %), но не выше предела растворимости при данном уровне легирования. При этом роль легирующих элементов является вспомогательной. Их количество должно быть достаточным, чтобы обеспечить устойчивость аустенита к распаду при охлаждении, в перлитном или бейнитном температурных интервалах, при термических циклах, характерных для процессов дуговой наплавки. С другой стороны, уровень легирования не должен привести к уменьшению предела растворимости углерода ниже оптимальных значений, чрезмерно низкому положению M_H и стабилизации аустенита к фазовым превращениям в процессе изнашивания.

Анализ диаграмм изотермического и термокинетического превращений сталей систем Fe-C-Cr и Fe-C-Cr-Mn и несложные расчеты критических скоростей охлаждения, в зависимости от химических составов, по методике [16] показывают, что при достаточно высоком содержании углерода (более 1 %) выполнение этих условий может быть обеспечено только при сравнительно низком уровне легирования (2…6 % легирующих элементов). Следует обратить внимание на то обстоятельство, что именно этот диапазон химического состава на структурной диаграмме является вакантным. В материалах структурной группы М2 (см. рис. 1), соседствующей с данным диапазоном, содержание углерода ниже необходимого с точки зрения способности к упрочнению. В сплавах группы МК1, соответствующих верхнему диапазону по углероду, содержание этого элемента достаточно, однако концентрация легирующих элементов чрезмерна либо по условиям недопустимости в структуре карбидной фазы, или по низкому положению M_H. Таким образом, к настоящему времени резервы повышения способности к упрочнению в процессе изнашивания и износостойкости наплавленного металла путем оптимизации химического состава и структуры в полной мере не использованы.

Выводы

Сопротивляемость абразивному изнашиванию наплавленного металла различных структурных групп, при отсутствии или незначительном количестве в нем упрочняющей фазы, определяется, в основном, микротвердостью поверхности трения. Существенное повышение износостойкости наблюдается при приближении твердости поверхности трения материала $H_{мтт}$ к твердости абразива H_a. При сопоставимых уровнях микротвердости поверхности, приобретенной в процессе изнашивания, в результате механического наклепа наплавленных слоев с мартенситной или аустенитной структурой, более высокий уровень износостойкости достигается у материалов, в которых в упрочненном слое преобладает аустенитная составляющая.

Среди испытанных промышленно выпускаемых наплавочных материалов, обладающих достаточной эксплуатационной надежностью в условиях работы штампов пресс-форм для изготовления огнеупорных или строительных изделий (см. табл. 1), наибольшей износостойкостью характеризуются материалы структурной группы А2 (см. рис. 2). Однако их способность к упрочнению и износостойкость все же значительно уступают уровню упрочнения и сопротивляемости абразивному изнашиванию, которые достигаются в бескарбидных сталях со структурой высокоуглеродистого метастабильного аустенита.

Резервы увеличения износостойкости путем повышения способности наплавленного металла к упрочнению до настоящего времени в полной мере не используются. Наибольшая степень упрочнения в процессе безударного абразивного изнашивания и износостойкость могут быть достигнуты при содержании в твердом растворе углерода выше, чем в материалах структурной группы М1 (структурная диаграмма МИС), но не более его предела растворимости в аустените. Содержание легирующих элементов должно быть ниже минимального уровня, предусмотренного структурной группой М2.

Перечень ссылок

1. Наплавочные материалы стран членов – СЭВ : каталог // К.-М. : ВИНИТИ. – 1979. – 620 с.
2. Биковський О.Г. Довідник зварника / О. Г. Биковський, І. В. Піньковський. – К. : Техніка, 2002. – 336 с.
3. Проценко Н.А. Производители сварочных материалов имеющие сертификат соответствия в системе УкрСепро, выданный НТЗ «Сепроз» (по состоянию на 01.07.2008) / Н. А. Проценко // Сварщик. – 2008, № 4. – С. 59–61.
4. Хрущев М. М. Абразивное изнашивание / М. М. Хрущев, М. А. Бабичев. – М. : Наука, 1970. – 251 с.
5. Добровольский А. Г. Абразивная износостойкость материалов : справочное пособие / А. Г. Добровольский, П. И. Кошеленко. – К. : Техника, 1989. – 128 с.
6. Влияние углерода и хрома на способность к упрочнению и износостойкость бескарбидных сталей в условиях абразивного изнашивания / [Андрущенко М. И., Рузов О. Э. Куликовский Р. А., Брыков Н. Н.] // Проблемы трибологии. – 2003. – № 2. – С. 112–116.
7. Костецкий Б. И. Трение, смазка и износ в машинах / Б. И. Костецкий. – К. : Техника, 1970. – 396 с.
8. Выбор состава хромомарганцевой стали с метастабильным аустенитом в качестве основы наплавочного материала / [Малинов Л. С., Чейлях А. П., Харланова Е. Я., Барышникова Т. В.] // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 1994. – № 8. – С. 45–46.

9. Счастливцев В. М. Роль принципа метастабильности аустенита Богачева-Минца при выборе износостойких материалов / В. М. Счастливцев, М. А. Филиппов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 1. – С. 6–9.
10. Долговечность оборудования огнеупорного производства / [Попов В. С., Брыков Н. Н., Дмитриченко Н. С., Приступа П. Г]. – М. : Металлургия, 1978. – 232 с.
11. Филиппов М. А. Стали с метастабильным аустенитом / Филиппов М. А., Литвинов В. С., Немировский Ю. Р. – М. : Металлургия, 1988. – 256 с.
12. Садовский В. Д. Остаточный аустенит в закаленной стали / В. Д. Садовский, Е. А. Фокина. – М. : Наука, 1986. – 113 с.
13. Мазель Ю.А. Классификация сплавов на основе железа для восстановительной и упрочняющей наплавки / Ю. А. Мазель, Ю. В. Кусков, Г. Н. Полищук // Сварочное производство. – 1999. – № 4. – С. 35–38.
14. Пугачев Г.А. Исследование износостойкости сплавов при трении в абразивной массе и разработка наплавочных материалов : дис. … канд. техн. наук : 05.16.01 / Г. А. Пугачев. – Запорожье, 1979. – 216 с.
15. Куликовский Р. А. Изменение способности сталей к упрочнению в процессе изнашивания в зависимости от структуры и химического состава / Р. А. Куликовский, М. И. Андрущенко, Н. Н. Брыков // Тезисы докладов Международной научно-технической конференции «Проблемы механики горно-металлургического комплекса». – Д. : НГУ. – 2004. – С. 79–80.
16. Гуляев А. П. Металловедение / А. П. Гуляев. – М. : Металлургия, 1978. – 645 с.

Одержано 05.12.2008

Досліджено здатність до зміцнення поверхні тертя та опір абразивному зношуванню наплавленого металу за відсутності або з незначною кількістю в ньому фази зміцнення. Встановлено, що зносостійкість матеріалів різноманітних структурних груп визначається в основному мікротвердістю поверхні тертя. Показано, що резерви збільшення зносостійкості шляхом підвищення здатності наплавленого металу до зміцнення в процесі зношування до цього часу не реалізовані.

Hardening ability of a friction surface and hard facing metal resistibility to abrasion wear without or with insignificant amount of a hardening phase was investigated. It is found, that wear resistance of different structural groups of materials is basically defined by friction surface microhardness. It is shown, that the reserves of wear resistance increase by rising the hard facing up metal hardening ability during the wear process are not fully realized till present time.

УДК 539.26:621.891

В. И. Кубич, д-р техн. наук Л. И. Ивщенко
Национальный технический угиверситет, г. Запорожье

О СОСТОЯНИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ШЕЕК КОЛЕНЧАТЫХ ВАЛОВ ДВИГАТЕЛЕЙ ВНУТРЕННЕГО СГОРАНИЯ, ПОДВЕРГНУТЫХ АНТИФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКЕ

Приведены результаты рентгеноструктурного и рентгеноспектрального анализа поверхностных слоев шеек коленчатых валов, подвергнутых финишной антифрикционной безабразивной обработке (ФАБО), что позволило предложить модель формирования медьсодержащего покрытия как основы создания модифицированных зон, обеспечивающих долговечность трибосопряжений.

Актуальность

Известно, что физико-механические свойства поверхностей, обуславливающие износостойкость элементов трибосопряжения «вал-покрытие-вкладыш», формируются как в процессе фрикционно-механического нанесения антифрикционных покрытий, так и в процессе последующей приспосабливаемости зон контакта в условиях сложного гидродинамического нагружения при эксплуатации двигателя внутреннего сгорания. Отмечено, что в таком покрытии могут происходить структурно-фазовые превращения, свойственные избирательному переносу (ИП), что дает возможность значительно повысить ресурс сопряжений такого типа [1, 2, 4].

В соответствии с предложенным способом [3] нанесения медьсодержащего покрытия в галлиево-индиевой среде, представляется интересным само состояние формируемого покрытия на поверхности шеек. Очевидным является то, что состав и структура покрытия могут вызвать определенные изменения в приповерхностных слоях основного материала шеек и в дальнейшем окажет влияние на его сопротивляемость изнашиванию.

© В. И. Кубич, Л. И. Ивщенко, 2009

Однако сведения о состоянии покрытия такого типа, характере его влияния на структуру приповерхностных слоев шеек валов, изготовленных из различных материалов, приведены не достаточно полно, а с позиций оценки приповерхностного микрообъема такими рентгенографическими характеристиками, как уширение рентгеновских линий и период кристаллической решетки отсутствуют [3, 5, 6].

Данный факт и вызывает определенный интерес в проведении рентгеноструктурного и рентгеноспектрального анализа исходных поверхностных слоев шеек валов с покрытием. Полученные результаты позволят оценить как исходное состояние формируемой структуры, так и представить модель медьсодержащего покрытия как основы для последующего проявления ИП в трибосопряжении «шейка-покрытие-вкладыш».

Методы исследования

Для проведения анализа использовались образцы шеек восстановленных под ремонтный размер коленчатых валов: рядного ЗМЗ – материал вала чугун ВЧ50; *V*-образного ЗИЛ – материал вала сталь 45. Поверхности шеек после шлифования поверхностному модифицированию (упрочнению) не подвергались.

Антифрикционное покрытие на поверхности образцов получили посредством ФАБО в галлиево-индиевой среде [3]. Образцы обрабатывали на приспособлении к токарно-винторезному станку путем прижатия инструмента – бронзового прутка (БРОФ4-0,25) с давлением 0,7-0,77 МПа к вращающемуся со скоростью 65 мин$^{-1}$ образцу при продольной подаче 0,8 мм/об и количестве проходов 4-6.

Из образцов шеек методом электроэрозионной резки были вырезаны фрагменты размером 5×25 мм, на поперечных срезах поверхностей которых выполнялись шлифы.

Для проведения исследований использовались по два фрагмента каждого образца без покрытия и с покрытием соответственно.

Рентгенографический анализ поверхностей образцов проводился на установках ДРОН-1, ДРОН-3 с использованием медной и кобальтовой рентгеновских трубок с при симметричной съемке. В соответствии с дифрактограммами по стандартным методикам [6-8] идентифицировались элементы покрытия, определялся характер изменения: периода кристаллической решетки – *a*; экспериментальной ширины рентгеновских линий – *B*, интенсивности интерференционных линий – *I*. Для оценки изменения характеристик структуры поверхностных слоев по толщине, что для трибопокрытия, особенно важно, аналитически определяли глубину эффективно отражающего слоя *h*. Для этого была использована следующая зависимость [7]:

$$h \approx \frac{1{,}5\sin\Theta}{\mu}, \qquad (1)$$

где Θ, град – угол дифракции от серии параллельных кристаллографических плоскостей фаз, входящих в структуру покрытия; μ, см$^{-1}$ – коэффициент линейного ослабления данного элемента.

Поскольку анализировалось покрытие, состоящее из ряда химических элементов, то коэффициент линейного ослабления определялся как для сложного вещества:

$$\mu = \rho\sum_{i=1}^{n} C_i\left(\mu_m\right)_i, \qquad (2)$$

где ρ, г/см^3 – плотность сложного вещества, определялась как средняя величина плотностей элементов; C_i – весовые концентрации элементов, использовались данные спектрального анализа; $\left(\mu_m\right)_i$ – массовые коэффициенты ослабления элементов, определялись по справочнику в соответствии с длиной волны излучения.

Для кобальтового и медного излучения линейные коэффициенты ослабления покрытия равнялись соответственно 806 см$^{-1}$ и 682 см$^{-1}$. Для железа как основы материалов сталь 45 и ВЧ50 линейные коэффициенты ослабления кобальтового и медного излучения равнялись 642 см$^{-1}$ и 571 см$^{-1}$.

Рентгеноспектральный анализ поперечных шлифов фрагментов образцов выполнялся на установке РЭММА в режиме линейного перемещения зонда. При этом определяли химический состав покрытия, концентрацию химических элементов по зонам и их распределение по глубине анализируемого слоя образца.

Результаты исследований и обсуждение

Общий анализ дифрактограмм образцов показал, что при наличии структурных составляющих покрытия наблюдается изменение рентгенографических характеристик подложки основного материала образцов. Уменьшается период кристаллической решетки α-Fe как основы сплава, о чем свидетельствуют расчетные значения периодов по линиям отражения, приведенные в табл. 1. При этом, если для образца стали 45 изменение периода решетки по глубине носит нелинейный характер, то для ВЧ50 линейный и по средней величине превосходит в два раза. Происходит 30-35 %-ное снижение интенсивности интерференционных линий (табл. 2), а также увеличение экспериментальной ширины рентгеновских линий для α-Fe фазы. На глубине эффективно отражающего слоя $H \approx 20$ мкм увеличение ширины рентгеновских линий для образца стали 45-23 %, для образца ВЧ50 – 15 %.

На рис. 1, 2 приведены дифрактограммы для образцов из чугуна ВЧ50. Отличие для дифрактограмм аналогичных образцов для стали 45 составляют лишь величины смещения углов отражения 2θ относительно углов эталонных образцов (поверхности без покрытия). Для образцов с покрытием перед пиком отражения первого порядка для α-Fe фазы (110) появились

пики отражения значительно меньшей интенсивности и характерные не для α-Fe фазы, а для иных элементов поверхностной структуры. Диапазоны углов 2θ таких отражений составили от 33° до 43°.

Сравнение вычисленных значений межплоскостных расстояний d_{HKL} с табличными данными [8] свидетельствует о том, что в покрытии присутствуют: медь Cu линия (111) d_{HKL} = 0,208 нм, галлий Ga линия (113) d_{HKL} = 0,1996 нм, а также возможно интерметаллидное соединение Cu_5Sn линия (110) d_{HKL} = 0,211 нм. Однако для анализа состояния этих элементов необходим другой метод сканирования поверхности и исследования ее тончайших слоев – метод скользящего рентгеновского луча. Вопрос об исследовании рентгенографических характеристик структуры покрытия такого типа остается открытым.

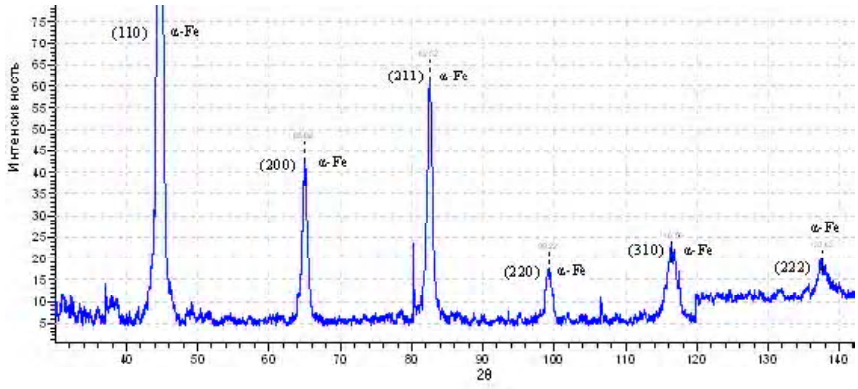


Рис. 1. Дифракторграмма образца ВЧ 50 без покрытия

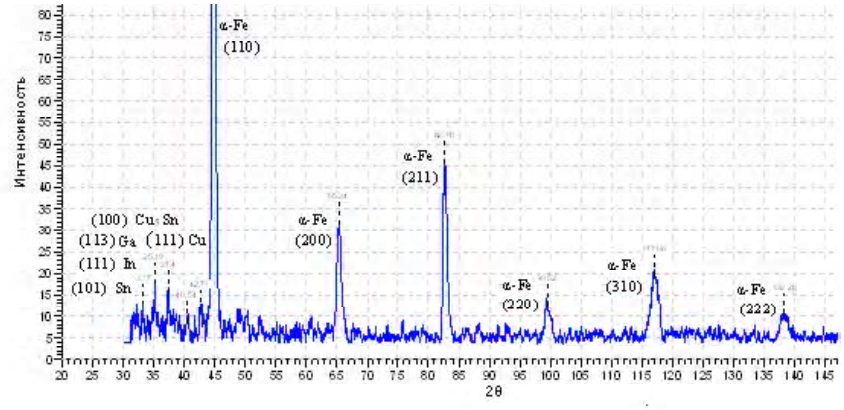


Рис. 2. Дифракторграмма образца ВЧ 50 с покрытием

Таблица 1 – Значения периода кристаллической решетки α-Fe фазы в Си*К*α- излучении

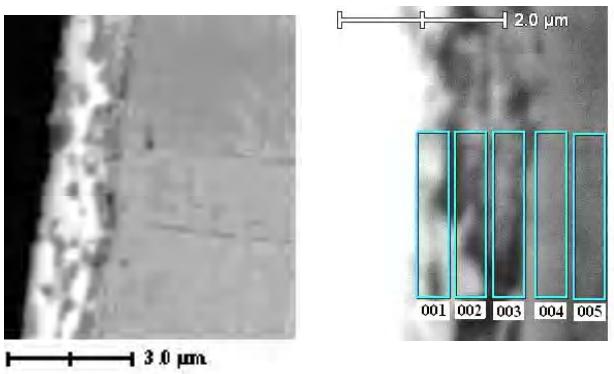
Индексы линий	для образца сталь 45				для образца ВЧ50			
	без покрытия		с покрытием		без покрытия		с покрытием	
	a, нм	*h*, мкм	*a*, А	*h*, мкм	*a*, нм	*h*, мкм	*a*, нм	*h*, мкм
(110)	0,28665	9,9	0,28269	8,5	0,28663	9,9	0,28578	8,3
(200)	0,28673	14,2	0,28358	11,9	0,28688	14,1	0,28562	11,8
(211)	0,28617	17,2	0,28304	14,5	0,28626	17,3	0,28560	14,5
(220)	0,28652	20,1	0,28549	16,7	0,28626	20,3	0,28309	16,7
(310)	0,28661	22,2	0,28534	18,7	0,28639	22,3	0,28560	18,7
–	0,28653*	16,7*	0,28402*	14,0*	0,28648*	16,7*	0,28513*	14*

*Примечание: * – приведены средние значения периода кристаллической решетки, полученные с соответствующей глубины отражения h.*

Таблица 2 – Значения рентгенографических параметров α-Fe фазы вCoK_β- излучении

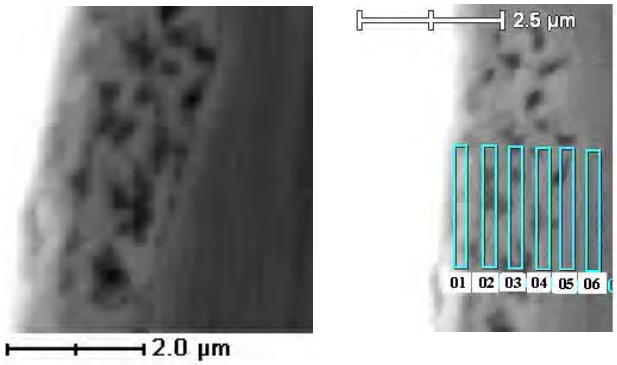
Индексы линий	для образца сталь 45				для образца ВЧ50			
	без покрытия		с покрытием		без покрытия		с покрытием	
	I, имп/с	*h*, мкм	*I*, имп/с	*h*, мкм	*I*, имп/с	*h*, мкм	*I*, имп/с	*h*, мкм
(110)	390	11,1	226	7,9	544	10,9	358	7,9
(211)	365	18,6	241	13,2	481	18,6	361	13,4

CoK_β- излучение позволяет определить значения рентгенографических характеристик при иной толщине эффективно отражающего слоя, численные значения приведены в табл. 2. Для расчетов были использованы лишь пики с углами отражения только для α-Fe фазы – линии (110) $2\theta_1$ и (211) $2\theta_2$, поскольку остальные, ввиду сильного фона, выделить не представлялось возможным.



а × 10000 *б* × 20000

Рис. 3. Структура поперечного шлифа образца ВЧ50 с покрытием: *а* – общий вид; *б* – зоны измерений



а × 20000 *б* × 12000

Рис. 4. Структура поперечного шлифа образца из стали 45 с покрытием: *а* – общий вид; *б* – зоны измерений

Представленная общая картина характера изменения анализируемых характеристик показывает, что в подповерхностных слоях толщиной от 7,9-22,2 мкм в сплавах α-Fe происходит их модифицирование, вызванное способностью материала к пластическому деформированию. В результате модифицирования предположительно создаются условия в исходной структуре материала для движения дислокационных скоплений в процессе нанесения покрытия, а также благоприятные условия, но уже для образования упрочненной подложки под покрытием при последующем контактном нагружении. Последнее представляется как одно из структурно-фазовых превращений, свойственных ИП.

Общий анализ результатов рентгеноспектрального анализа: фотографии структур поперечных шлифов, интенсивностей распределения химических элементов в покрытии по глубине (рис. 3, 4, табл. 3, 4) свидетельствует о следующем.

Покрытие представляет собой относительно сплошную неоднородную структуру толщиной порядка 2,0-2,5 мкм с характерно выраженными светлыми и темными включениями, что указывает на взаимодействие компонентов бронзы БРОФ4-0,25 как с адгезионной галлиево-индиевой средой, так и среды с поверхностью образцов.

Распределение состава химических элементов, в % -ном выражении их массового количества по слоям, относительно равномерное.

Наблюдается постепенное уменьшение количества элементов (Cu, Ga, Sn) с верхних слоев в глубину подложки, в то время как для In – амплитудное: увеличение-уменьшение для ВЧ50, уменьшение-увеличение-уменьшение для стали 45.

Однако если для образца сталь 45 характерны ровные соотношения %-ных частей меди и галлия по слоям и составляют от 0,75 до 1,05 до глубины порядка

Таблица 3 – Распределение химических элементов по глубине поперечного шлифа образца из чугуна ВЧ50

№ точки	O	Si	P	Fe	Cu	Ga	In	Sn	Всего, %
1	2,04	0,74	0,19	6,03	37,14	50,29	1,85	1,74	100
2	3,41	0,7	0,41	7,74	25,41	55,7	2,91	3,72	100
3	2,83	1,16	0,13	33,64	16,12	40,98	2,07	3,07	100
4	0	2,68	0	96,53	0,04	0,76	0	0	100
5	0	2,33	0	97,67	0	0	0	0	100

Таблица 4 – Распределение химических элементов по глубине поперечного шлифа образца сталь 45

№ точки	O	Si	P	Fe	Cu	Ga	In	Sn	Всего, %
1	0,8	0,11	0,27	3,91	39,04	51,81	1,37	2,69	100
2	1,04	0,28	0,33	6,57	38,92	48,95	1,37	2,54	100
3	0,87	0,25	0,29	5,32	43,28	46,44	1,01	2,54	100
4	0,49	0,04	0,15	14,34	41,35	39,34	1,46	2,84	100
5	0	0,32	0	68,78	13,56	14,76	0,86	1,74	100
6	0	0,31	0	99,69	0	0	0	0	100

2,5 мкм, то для образца ВЧ50 картина иная. Наблюдается преобладающий рост галлия, и соотношения убывают по слоям от 0,73 до 0,05. Галлий диффундирует в подложку образца ВЧ50 несколько больше, чем в положку образца стали 45.

Для основного элемента ВЧ50 и стали 45-железа – картина распределения выглядит иной. Количество железа по слоям среза увеличивается в глубину от минимального 3-6 % до максимального – 100 %. Рост % -го содержания Fe отображает относительную форму профиля поверхности образцов. Такой профиль может рассматриваться как основа конструкции, в которой размещаются элементы формируемой структуры.

Модель медьсодержащего покрытия

На основании полученных результатов общего рентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализа модель формирования структуры медьсодержащего покрытия на поверхности шеек коленчатых валов можно представить в следующем виде, рис. 5.

Поверхностный слой чугуна ВЧ50, стали 45, представляется насыщенным массой медьсодержащего покрытия, которое распределяется слоями по глубине поверхности и играет роль наполнителя в своеобразном структурном каркасе, который образует галлий с индием.

Оксидные слои поверхности под воздействием поверхностно-активной галлиево-индиевой среды в местах контакта разрыхляются, а материал покрытия – частицы бронзы БРОФ4-0,25 пластически деформируются. В результате этого происходит интенсивное схватывание свободных от окислов поверхностей трения со свободными от окислов частицами бронзы. Восстановительная среда за счет своей активности обеспечивает адгезию покрытия к подложке поверхности. Медьсодержащие слои связываются с подложкой основного металла, а шероховатость поверхности усиливает эту связь.

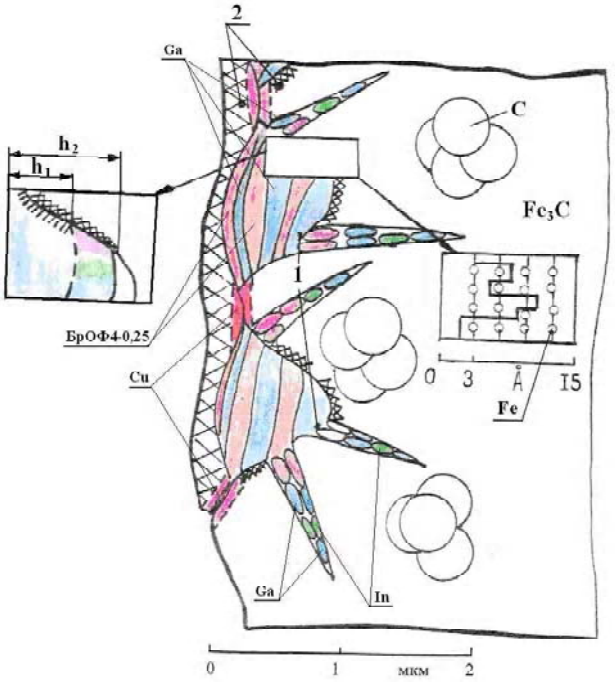


Рис. 5. Модель формирования медьсодержащего покрытия на поверхности шейки коленчатого вала:

1 – зоны повышенной адгезии; 2 – зоны пластификации

В имеющиеся на поверхности и образующиеся в процессе деформации микротрещины, обладающие избыточной свободной энергией, интенсивно адсорбируют атомы галлия, индия. Микротрещины способствуют проникновению в объем металла материала покрытия. Индий значительно повышает смачивающую способность галлия [9], за счет чего возрастает фактическая площадь контакта между адгезионной средой и поверхностью шейки ($h_2 > h_1$), повышается способность галлия заполнять дефекты кристаллической решетки, макро- и микропустоты, образуя зоны повышенной адгезии материала покрытия к поверхности.

Образуемая подложка из мягкого галлия обеспечивает деформационную способность поверхности, что предопределяет ее хорошие антифрикционные характеристики [9].

Выводы

Результаты проведенного общего рентгеноструктурного и рентгеноспектрального анализа показали, что поверхностные слои образцов шеек представляют собой своеобразный композиционный материал, состоящий из покрытия на основе меди и модифицированного подповерхностного слоя сплава на основе α-Fe. Характер влияния наносимого покрытия на модифицирование подповерхностных слоев материалов шеек ВЧ50 и стали 45 неоднозначный. Однако отмеченные изменения в рассмотренных характеристиках в целом указывают на возможности создания благоприятных предпосылок к формированию вторичных модифицированных зон в деформируемых объемах, что позволит увеличить износостойкость элементов трибосопряжения «шейка-покрытие-вкладыш».

Полученные данные могут быть рассмотрены как основа для корректирования состава используемой галлиево-индиевой среды для получения более оптимальных триботехнических характеристик покрытий, формируемых на обрабатываемых поверхностях шеек коленчатых валов ДВС.

Перечень ссылок

1. Гаркунов Д. Н. Триботехника. Износ и безызносность / Д. Н. Гаркунов. – М. : Издательство МСХА, 2001. – 616 с.
2. Кубич В. И. К методике исследования избирательного переноса в трибосопряжении «шейка-покрытие-вкладыш» ДВС / В. И. Кубич, Л. И. Ивщенко // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2007. – № 2. – С. 134–138.
3. Пат. № 20603000 Российская Федерация, МПК[6] С23С26/00. Способ фрикционно-механического нанесения антифрикционного покрытия / Колчаев А. М., Степанов В. Б.; заявитель и патентообладатель Рязанское высшее военное автомобильное инженерное

училище. – № 93057526/02 ; заявл. 28.12.93 ; опубл. 20.05.96, Бюл. 17/2000.
4. Кубич В. И. Кинематика, динамика работы трибосопряжения «шейка-покрытие-вкладыш» и реализация в нем избирательного переноса / В. И. Кубич, Л. И. Ивщенко // Вісник двигунобудування. – 2008. – № 2 – С. 27–32.
5. Рыбакова Л. М. Структура и износостойкость металла/ Л. М. Рыбакова, Л. И. Куксенова. –М. : Машиностроение, 1982. – 346 с.
6. Куксенова Л.И.Рентгеноструктурный и триботехнический методы контроля качества антифрикционных покрытий./ Куксенова Л.И., Л.М. Рыбакова. // Заводская лаборатория. 1998. – № 1 – С. 19-24.
7. Иванов А. Н. Рентгеноструктурный анализ поверхностного слоя / А. Н. Иванов, Ю. Д. Ягодкин // Заводская лаборатория. – 2000. – № 5 – С. 24–34.
8. Горелик С.С. Рентгенографический и электронооптический анализ / С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. – М. : Металлургия, 1970. – 367 с.
9. Еремин Н. И. Галлий / Н. И. Еремин. – М. : Металлургия, 1964. – 161 с.

Одержано 16.01.2009

Наведено результати загального рентгеноструктурного і рентгеноспектрального аналізу поверхневих шарів шийок колінчастих валів, які піддані фінішній антифрикційній безабразивній обробці (ФАБО. Це дозволило представити модель формування покриття, що містить мідь як основи створення модифікованих зон, що забезпечують довговічність трибоз'єднань.

The results of X-ray structural and spectral analysis of crankpin surface layers which were subjected to finishing antifrictional nonabrasive treatment (FANT) are shown. It allowed to present the model of copper-bearing coating forming as a basis of creation of modificated areas which provide durability of tribology connections.

УДК 669.169.6:669.283

Канд. техн. наук С. М. Григор'єв, А. С. Петрищев

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

РЕНТГЕНОСТРУКТУРНИЙ ФАЗОВИЙ АНАЛІЗ ТА МІКРОСКОПІЧНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ПРИ ОДЕРЖАННІ СПЛАВУ ДЛЯ ЛЕГУВАННЯ ТА РОЗКИСЛЕННЯ ШВИДКОРІЗАЛЬНОЇ СТАЛІ

Досліджені фазові перетворення при одержанні сплаву для легування та розкислення швидкорізальної сталі типу «SiR» з відносно низьким вмістом кремнію за ТУ14-437-87-90. Встановлені фізико-хімічні властивості сплаву, які забезпечують високе засвоєння тугоплавких та рідкісних металів розплавом сталі.

Вступ

Практично виплавка всіх спеціальних сталей, легованих вольфрамом, молібденом, ванадієм, хромом та іншими елементами нерозривно пов'язане з промислово значимими незворотними втратами цих дорогих елементів завдяки їх окисленню киснем атмосфери печі. Утворені великі обсяги техногенних металооксидних відходів на різних переділах отримання металопродукції (окалина, шліфувальний шлам, циклонний пил, некондиційний порошок та ін.) не знаходять на практиці широкого застосування, зважаючи на відсутність надійних та достатньо ефективних технологій їх переробки. Результатом цього є неконкурентоспроможність багатьох видів продукції спеціальної металургії та зняття їх з виробництва. Зважаючи на це напрямок, присвячений підвищенню ступеня використання та утилізації дорогих легувальних елементів з різних джерел утворення, безсумнівно, являє науковий та практичний інтерес.

Матеріали та методика випробувань

Метою даних досліджень було розробити спосіб утилізації легувальних елементів з дрібнодисперсних забруднених металооксидних відходів виробництва товарних заготівель швидкорізальних сталей, а конкретне завдання полягало у вивченні фазових перетворень при одержанні сплаву для легування та розкислення швидкоріжучих сталей.

Зразки для досліджень виплавляли в печі непрямого нагріву із графітовим тиглем в інтервалі температур 1773-1823К. Як вихідний матеріал, використовували окалину швидкорізальної сталі. У першій серії плавок відновлення проводили додаванням у шихту вуглецю, циклонного пилу вуглеграфітного виробництва в кількості 15 %. Розкислення сплаву й збільшення залишкового вмісту кремнію в ньому досягали введенням 45 %-го феросиліцію. Залишкова масова частка кремнію й вуглецю у сплаві перебувала в межах 0,08-8,19 і 0,073-2,47 % відповідно. У другій серії експери-

© С. М. Григор'єв, А. С. Петрищев, 2009

ментів сплав виплавляли з більшим надлишком відновника. Залишкова масова частка кремнію змінювалася в границях 9,31-34,75 %. Вуглець в цих плавках не використовували. Масова частка легувальних елементів в сплаві вихідних компонентів шихти з надлишковим вмістом відновника перебувала в границях, % мас.: 1,01-4,92 W; 1,08-4,18 Mo; 1,22-3,44 Cr; 0,57-3,65 V.

Фазові дослідження виконано на дифрактометрі ДРОН-1 у мідному K_α випромінюванні з монохроматизацією дифракційних променів. Природу фаз визначали, порівнюючи експериментальні значення $d_{HKL} = \frac{d_{hkl}}{n}$ із табличними даними [1, 2].

Дослідження мікроструктури сплавів проводилися на мікроскопі МИМ-8М, що обладнаний цифровою фотокамерою, при збільшенні 420 разів. Зразки травили в реактивах «Марблі» (100 мл HCl, 20 г $CuSO_4$, 100 мл H_2O) та «Муракамі» (10 г NaOH, 10 г $K_3[Fe(SN)_6]$, 100 мл H_2O) протягом 5-8 секунд у кожному розчині.

Дослідження зразків сплаву «SiR» з відносно низьким вмістом кремнію

На рис. 1 представлено дифрактограму для зразків отриманого сплаву з відносно низьким вмістом кремнію. На рис. 2 представлені мікрофотографії сплаву з відносно низьким вмістом кремнію.

З рис. 1 витікає, що сплав «SiR» з відносно невисоким вмістом кремнію має досить різноманітний фазовий склад. Основу складає α-Fe твердий розчин, в якому розчинена деяка частка вуглецю та легувальних елементів, таких як Mo, W, Cr, Co, V. У зв'язку з підвищеним вмістом вуглецю та вагомою часткою кремнію в даному сплаві присутня значна кількість карбідів, карбосиліцидів та силіцидів заліза та інших легувальних елементів, таких як Fe_3C, FeSi, $FeSi_2$, Mo_2C. Значна частина заліза і легувальних елементів знаходиться в складних сполуках, таких як спільний карбід заліза та вольфраму – Fe_3W_3C та Fe(W,C), сполуках типу карбіду $[Cr, Fe, Mo, W]_{23}C_6$ на основі карбіду хрому $Cr_{23}C_6$ та складному карбіді (Fe_3W_3C-Fe_2W_3C)(Fe_3Mo_3C). Вище зазначені сполуки дають сплаву підвищену твердість та крихкість. Деяка частка кремнію та вуглецю переходить в карбід кремнію SiC, який також є дуже твердим та крихким.

Невелика частка оксикарбіду заліза Fe(O,C) може знаходитись у сплаві в фазах, що неповністю відновились. Також можливе утворення інтерметалідів заліза та легувальних елементів. Прикладом можливості їх утворення є виявлені з достатньою чіткістю інтерметаліди заліза та вольфраму Fe_2W та Fe_7W_6.

Така велика різноманітність фаз в даному сплаві призводить до утворення складного напруженого стану в ньому.

На рис. 2 чітко видно присутність в сплаві декількох фаз, що підтверджує проведений вище аналіз. Округлі частинки фаз на рисунку це, імовірно, карбіди або карбосиліциди, в яких присутні тугоплавкі легувальні елементи [Fe_3W_3C, Fe(W,C), Mo_2C, (Fe_3W_3C-Fe_2W_3C)(Fe_3Mo_3C)]. При підготовці шліфа ці частки найгірше піддавались травленню. Також можна сказати, що частинки даної фази імовірніше за все виділялися першими. При кристалізації їх оточувала рідка фаза, що обумовлює відносно правильну округлу форму даних частинок. Навколо них спостерігається розташування ще однієї фази, яка також складно протравлювалась. Це карбіди або силіциди, які виділялися при зменшенні розчинності вуглецю та легувальних елементів в твердому розчині при охолодженні. Частинки даної фази мають неправильну «рвану» форму, на відміну від округлих частинок попередньо розглянутої, що, очевидно, може свідчити про виділення даних частинок вже в твердому стані. Причому потрібно зазначити, що є істотна різниця за розміром одних частинок по відношенню до інших (рис. 2 *а*, *б*). Темним кольором зображено твердий розчин α-Fe та інші менш стійкі до травлення сполуки, такі як Fe_3C, FeSi, SiC та інші.

Оскільки карбіди кремнію вносять кремній та вуглець у сплав, лімітує якість сплаву ступінь його рафінування від сірки. Масова часка сірки в стружці силового шліфування у нашому випадку знаходилася в границях 0,12-0,18 %, але переробці можуть піддаватись забруднені відходи з масовою часткою сірки до 0,61 % [3]. Як правило вміст сірки в окалині знаходиться на рівні її вмісту в відповідній товарній продукції (з врахуванням кисню). В зв'язку з цим загальну концентрацію сірки в розплаві визначали співвідношенням окалини та пилу у складі шихти для отримання сплаву, яке з точки зору техніко-економічної доцільності в промисловому варіанті встановлено оптимальним (1,0-0,66) – 1,0 [4].

При випуску промислових партій сплаву залишкова масова доля сірки була на рівні або нижче її долі у відповідних марках швидкорізальної сталі, практично 0,015-0,022, а ступінь десульфурації змінювався в границях від 1,35 до 3,73 [5, 6].

Промислові випробування розробленої шихти та технологій отримання сплаву типу «SiR», техніко-економічні показники яких детально описані в роботі [7], дозволили виявити ряд переваг:

- знизити вигар кремнію з 36-48 до 2-19 % мас. завдяки наведення шлакової суміші, що значно зменшує контакт розплаву металу з киснем атмосфери печі;
- підвищити концентрацію тугоплавких елементів на 1,26-7,14 кг/т сплаву завдяки відновлення та додаткового вилучення з оксидів тугоплавких елементів із шлаку алюмотермічного виробництва;
- із-за різкого зниження непроплавів окалини, металевого порошку та шлакових включень в сплаві та підвищення повноти розділення металевої і шлакової складової плавки підвищити вихід придатного з 65-82 до 94-99 % мас.

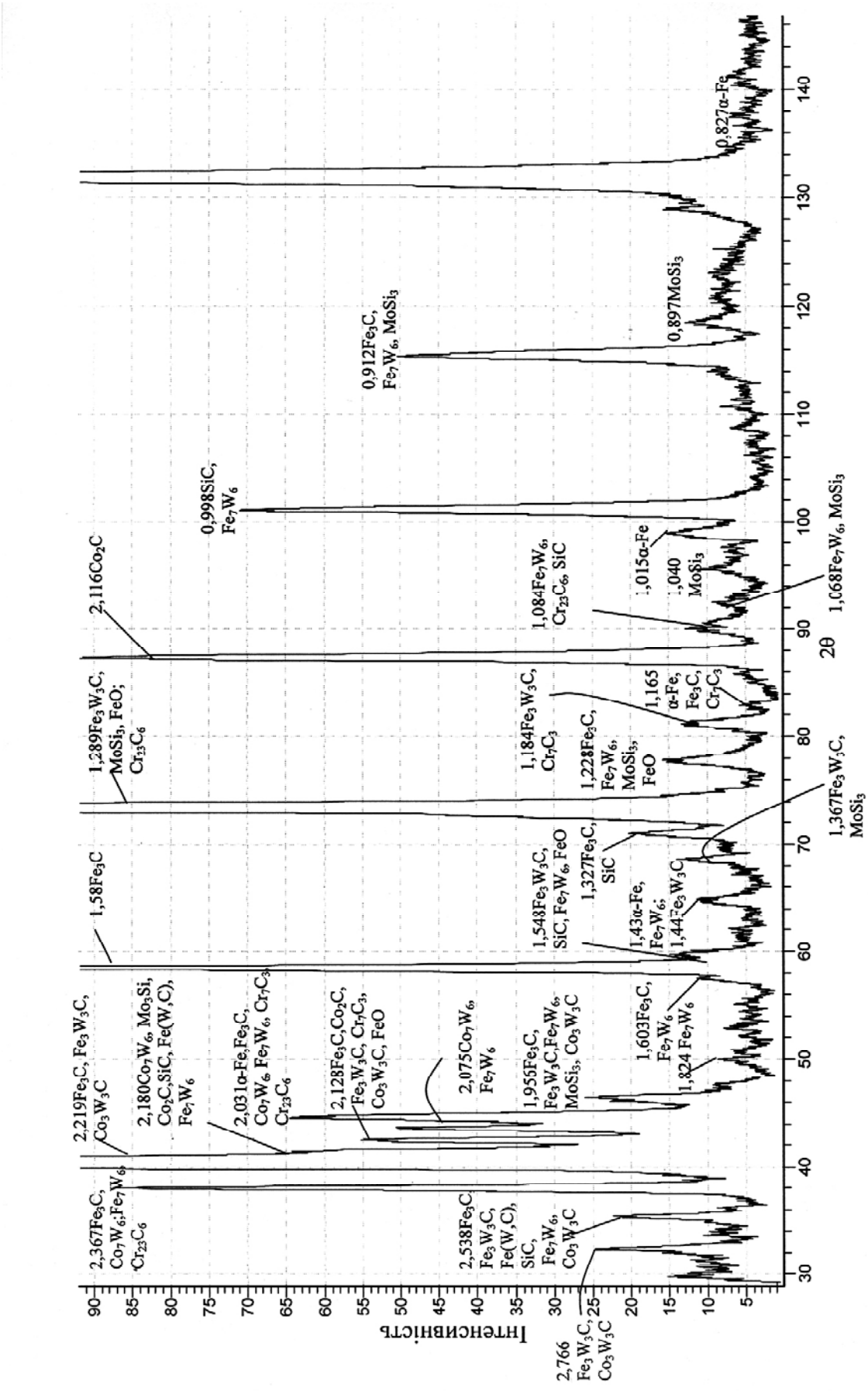
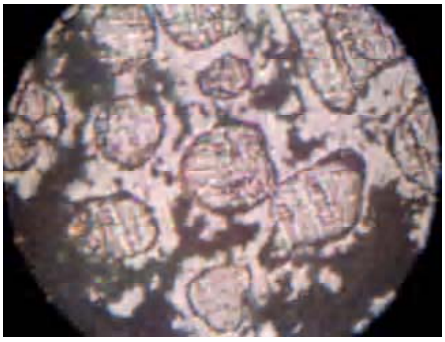
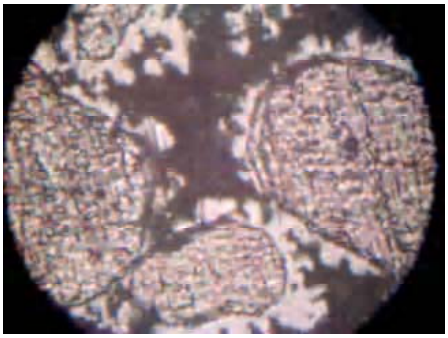


Рис. 1. Дифрактограма сплаву «SiR» з відносно низьким вмістом кремнію, де 2θ в межах від 30 до 140 градусів



а



б

Рис. 2. Мікрофотографії сплаву «SiR» з відносно низьким вмістом кремнію (протравлений шліф), ×420

Висновки

Виявлено, що рафінуюча плавка одержання сплаву «SiR»з відносно низьким вмістом кремнію супроводжується утворенням твердих розчинів силіцидів W, Mo, Cr, V та Co в α-Fe. Підвищення вмісту вуглецю у складі сплаву сприяє утворенню карбідів, карбосиліцидів і силіцидів заліза та інших легувальних елементів, таких як FeSi, Co_2C, Fe_3C та ін. Виявлені складні з'єднання карбідів – Fe_3W_3C, Co_3W_3C, Fe(W,C), $[Cr,Fe,Mo,W]_{23}C_6$ на основі карбіду $Cr_{23}C_6$. Наявна деяка частка невідновлених оксидів FeO.

Промисловими випробуваннями технології отримання сплаву типу «SiR» підтверджені переваги в порівнянні з діючими способами утилізації легувальних елементів із техногенних відходів, деякі з них: зниження вигару кремнію з 36-48 до 2-19 % мас; підвищення концентрації тугоплавких елементів на 1,26-7,14 кг/т сплаву; підвищення виходу придатного з 65-82 до 94-99 % мас.

Перелік посилань

1. Миркин Л. И. Справочник по рентгеноструктурному анализу / Л. И. Миркин. – М. : Металлургия, 1978. – 687 с.
2. Нарита К. Кристаллическая структура неметаллических включений в стали / К. Нарита. – М. : Металлургия, 1969. – 166 с.
3. Гуляев А. П. Металловедение. – 5-е изд. перераб. / А. П. Гуляев. – М. : Металлургия – 1978. – 647 с.
4. Васютинский В. Н. Металлургические шлаки / В. Н. Васютинский. – К. : Техника, 1990. – 152 с.
5. Григорьев С. М. Получение и использование сплава для легирования и раскисления быстрорежущей стали / С. М. Григорьев // Сталь. – 1994. – № 5. – С. 45–48.
6. Пат. 18705 Украина, МкИ СИС 5/54. Шлакообразующая смесь / Григорьев С.М., Ревун М.П., Пивень А.Н., Лазебнов П.П. и др. – № 4924938/SU ; заявл. 14.01.91 ; опубл. 25.12.97, Бюл. № 6. – С. 3.
7. Григорьев С. М. Использование шлака алюмотермического производства лигатур при получении сплава для легирования и раскисления быстрорежущей стали / С. М. Григорьев, Б. П. Середа, В. И. Иванов и др. // Электрометаллургия. – 1999. – № 10. – С. 25–30.

Одержано 20.10.2008

Исследованы фазовые превращения при получении сплава для легирования и раскисления быстрорежущей стали типа «SiR» с относительно низким содержанием кремния по ТУ14-437-87-90. Установлены физико-химические свойства сплава, которые обеспечивают высокое усвоение тугоплавких и редких металлов расплавом стали.

Phase transformations during the production of an alloy for alloying and deoxidation of high-speed steel such as «SiR» with relatively low silicium content according to TУ14-437-87-90 were investigated. Physicochemical properties of an alloy which provide high assimilation of refractory and rare metals with steel melt are fixed.

УДК 669.017.3:669.056.9

Д-р техн. наук З. А. Дурягіна, Г. В. Лазько, А. К. Борисюк

Національний університет «Львівська політехніка», м. Львів

МАГНІТОМЕТРИЧНА ОЦІНКА ПОВЕРХНЕВИХ ЯВИЩ ПІСЛЯ ЛАЗЕРНОГО ЛЕГУВАННЯ

Проведено магнітометричні дослідження фазових перетворень у поверхневих шарах корозійнотривкої сталі ЭП 823 після лазерного легування із обмазок на основі рідкого скла з наповнювачами складу (50 %SiC + 50 %Al) та (20 % Fe + 40 % Ni + 30 % B + 10 % Si). Визначено температурні інтервали перетворення залишкового аустеніту та температур мартенситного та магнітного перетворень.

Вступ

Актуальним завданням сучасного металознавства є дослідження кінетики фазових перетворень на процеси структуроутворення під час лазерного легування конструкційних матеріалів для встановлення механізму формування на їх поверхні шарів з наперед заданими властивостями, необхідними для певних умов експлуатації. Одним із найбільш ефективних методів аналізу фазових перетворень є магнітний фазовий аналіз. За допомогою даного методу можна визначити основні технологічні параметри термічної обробки, провести корегування їх режимів з метою оптимізації.

Мета роботи полягає в оцінці кількості залишкового аустеніту, визначенні температурних інтервалів перетворення залишкового аустеніту, температур мартенситного та магнітного перетворень у поверхневих шарах корозійнотривкої сталі ЭП 823 після лазерного легування складними сумішами.

1 Матеріали та методика досліджень

Об'єктом дослідження обрано поверхневі шари, сформовані на корозійнотривкій сталі ферито-мартенситного класу ЭП 823 (хімічний склад наведено у табл. 1.) після лазерного легування дисперсними порошками сумішей: 50 %SiC + 50 %Al (*обмазка 1*) та 20 %Fe + 40 %Ni + 30 %B + 10 %Si (*обмазка 2*) на основі рідкого скла. Поверхневе лазерне легування в режимі оплавлення здійснювали CO_2-лазером неперервної дії фірми «TRUMF» потужністю 6,5 кВт за методикою, описаною у попередніх роботах [1-3].

Кінетику фазових перетворень у сформованих під час лазерного легування поверхневих шарах сталі ЭП 823 досліджували на вібраційному магнітометрі з напруженістю магнітного поля 800 кА/м [4]. Питому намагніченість насичення поверхневих шарів досліджуваних зразків (масою близько 30 мг) реєстрували в інтервалі температур 20-800 °С під час нагрівання зі швидкостями від 10 град/хв до 30 град/хв та охолодження зі швидкостями від 10 град/хв до 400 град/хв.

Металографічний аналіз торцевих шліфів зразків досліджуваної сталі проводили на мікроскопі «Neofot-21» з приставкою для вимірювання мікротвердості. Ідентифікація фазового складу поверхневих шарів здійснювалась за результатами кількісного мікрорентгеноспектрального аналізу, що проводили на рентгенівському мікроаналізаторі SUPERPROBE 733 (JEOL, Японія).

2 Теорія та аналіз отриманих результатів

Проведені магнітометричні дослідження дозволяють спостерігати за характером фазових перетворень у поверхневих шарах досліджуваної сталі після лазерного легування із обмазок різного складу для подальшого визначення оптимальних параметрів обробки.

Зокрема, під час нагрівання зразків досліджуваної сталі після лазерного легування з *обмазки 1* в інтервалі температур 20-500 °С (рис. 1, *а*) спостерігається зменшення питомої намагніченості насичення, що спричинено руйнуванням під впливом температури доменної структури у феромагнітних фазах (мартенситі відпуску та карбідах) і утворенням легованих карбідів заліза $(Fe,Cr)_3C$ та карбідів хрому Cr_7C_3, $Cr_{23}C_6$, що призводить до зменшення намагніченості вихідної мартенситної фази.

При подальшому нагріванні вище 500 °С спостерігається сповільнення зниження та підвищення намагніченості з температурою, обумовлене розпадом залишкового аустеніту, який є парамагнітною фазою. В результаті його розпаду утворюються феромагнітні фази – мартенсит відпуску та карбідів.

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджуваної сталі (мас. %)

Марка сталі	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	Ti	Інші елементи
ЭП 823	0,17	2,04	0,74	13,50	0,28	–	–	–	1,6Mo; 0,2V; 0,2Nb; 0,19W

© З. А. Дурягіна, Г. В. Лазько, А. К. Борисюк, 2009

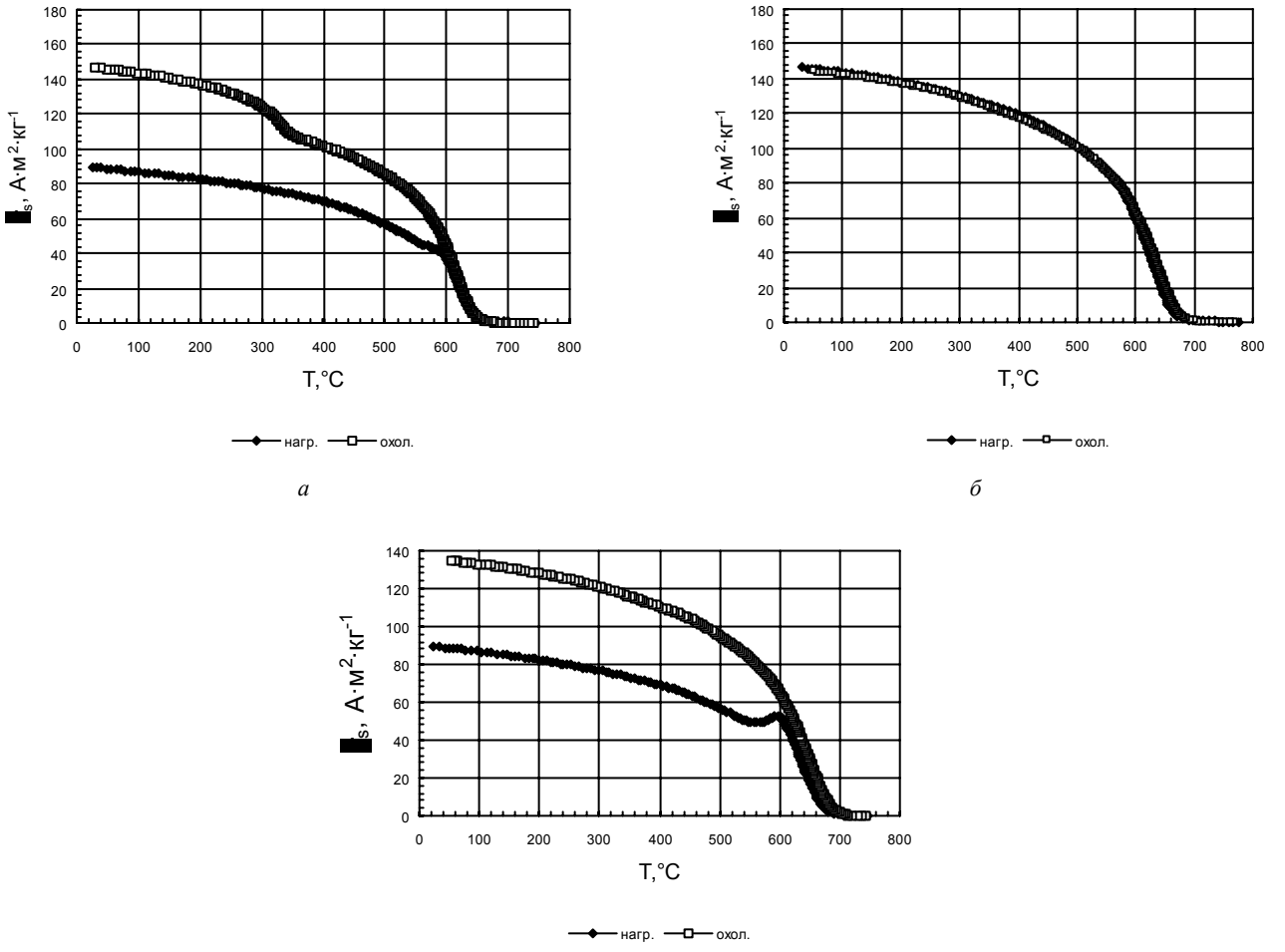


Рис. 1. Температурна залежність питомої намагніченості насичення сталі ЭП 823 після лазерного легування з обмазки 1:

а – Vнагр.=30 град/хв, *Vохол.* = 30 град/хв, *б* – при повторному нагріванні *Vнагр* = 30 град/хв, *Vохол* = 30 град/хв, *в – Vнагр* = 10 град/хв, *Vохол.*=30 град/хв

Для обчислення кількості залишкового аустеніту в поверхневих шарах як еталони застосовували зразки сталі ЭП 823 після відпалу. Використання таких еталонів дозволяє одержувати задовільні результати лише при значних кількостях залишкового аустеніту – від 10 % до 15 % [5]. Проведені нами обчислення показали, що кількість залишкового аустеніту в сформованих після лазерного легування з *обмазки 1* поверхневих шарах складає 37 % (мас.). Це дає підстави говорити про коректність здійсненої оцінки за даною методикою.

Магнітне перетворення при нагріванні та охолодженні фіксували при 660 °С. Характер кривої, побудованої при охолодженні від 750 °С, вказує не тільки на наявність легованого фериту, але й на процес утворення мартенситу. Про наявність легованого фериту свідчить і той факт, що температура появи намагніченості при охолодженні збігається з точкою Кюрі цієї фази. При чому в інтервалі температур 660-350 °С магнітограма має зворотний хід, що встановлено шляхом проведення послідовних операцій нагрівання та охолодження в даному температурному інтервалі. Різке зростання намагніченості нижче від 350 °С вказує на протікання мартенситного перетворення $\gamma \rightarrow \alpha$ (точка Мп). Підтвердженням того, що зміна намагніченості в цьому інтервалі зумовлена фазовим перетворенням І роду, є незворотний хід кривої, виявлений при повторному нагріванні зразка (рис. 1, *б* крива нагрівання). На кривій охолодження повторно нагрітого зразка не спостерігається перегин, яким супроводжується мартенситне перетворення. Очевидно, температура 780 °С недостатня для процесу аустенізації.

Зазначимо, що під час нагрівання досліджуваного зразка зі швидкістю 30 град/хв (рис. 1, *а*) перетворення залишкового аустеніту при його кількості 37 (% мас.) не встигає пройти повністю. При цьому залишковий аустеніт поводить себе аналогічно до переохолодженого нижче температури рівноважного переходу, аустеніту з наступним мартенситним перетворенням у процесі охолодження.

Дослідження впливу швидкості нагрівання 10 град/хв та 30 град/хв (рис. 1, *в*) на перебіг фазових перетво-

рень при нагріванні та подальшому охолодженні досліджуваних зразків показало таке. Зі зменшенням швидкості нагрівання зростання намагніченості під час розпаду залишкового аустеніту (при температурах вищих за 500 °С) стає чіткіше вираженим з більшою амплітудою піку на кривій температурної залежності. Швидкість нагрівання 10 град/хв є достатньою для того, щоб перетворення залишкового аустеніту завершилось при нагріванні до температури 760 °С. На кривій температурної залежності намагніченості при подальшому охолодженні немає перегинів, відповідальні за фазові перетворення I роду.

Шляхом послідовного підвищення температури циклів «нагрівання-охолодження» зразка під час реєстрації температурних залежностей питомої намагніченості насичення побудовано залежності намагніченості при кімнатній температурі від температури нагрівання та визначено інтервал розпаду залишкового аустеніту. Початок розпаду відповідає температурі 520 °С, а завершення – 640 °С (рис. 2, *а*). Однакові значення питомої намагніченості насичення при кімнатній температурі зразка перед нагріванням та після охолодження вказують на відсутність перетворення залишкового аустеніту при даній швидкості нагрівання.

Коректність проведеного фазового аналізу підтверджується дослідженнями особливостей структуроутворення, що відбуваються в поверхневих шарах сталі після лазерного легування з обмазки 1. Зокрема, за результатами металографічного аналізу торцевих шліфів досліджуваних зразків встановлено, що сформований поверхневий шар, інтегральне значення мікротвердості якого коливається в межах 7,5-9,5 ГПа, складається з трьох зон (рис. 3, *а*). Перша зона, товщиною порядку 100 мкм, характеризується дрібнозернистою будовою. Друга зона, на глибину до 20 мкм переважно складається зі стовпчастих дендритів, а третя зона, товщиною 100 мкм, являє собою механічну суміш рівновісних дендритних кристалітів основного твердого розчину з включеннями вторинних фаз.

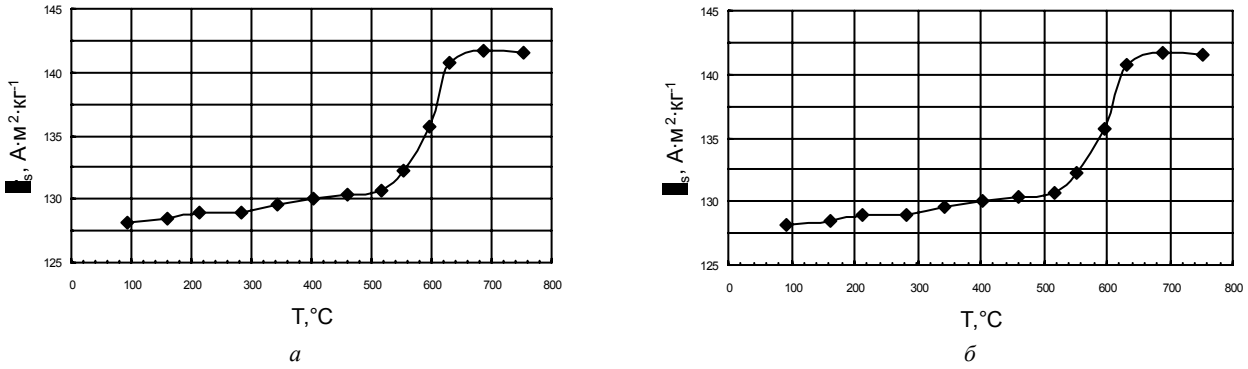


Рис. 2. Залежність питомої намагніченості насичення поверхневих шарів сталі ЭП 823 після циклічних нагрівань (*Унагр.*=30 град./хв. *Уохол.*=30 град/хв) після лазерного легування:
а – з обмазки 1, *б* – з обмазки 2

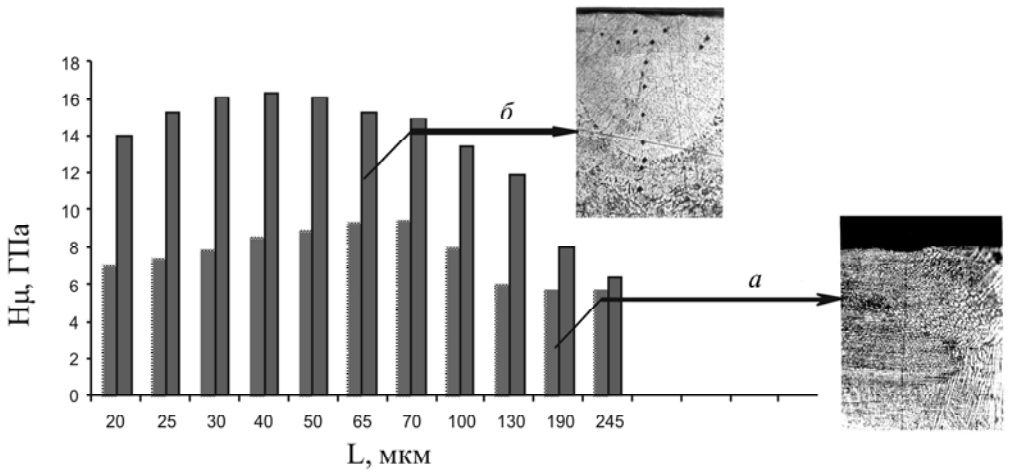


Рис. 3. Характер розподілу мікротвердості та мікроструктура (× 250) поверхневих шарів сталі ЭП 823 після лазерного легування з обмазки 1(*а*) та з обмазки 2 (*б*)

Проведені нами термодинамічні розрахунки ймовірності утворення вторинних фаз [3] разом із аналізом відповідних подвійних та потрійних діаграм стану Fe-Si, Fe-Ni-B, Fe-Cr-B та результи якісного і кількісного мікрорентгеноспектрального аналізу дали можливість проідентифікувати утворені фази як: карбіди (Cr_7C_3, $Cr_{23}C_6$); нітриди (SiN_4, AlN, Cr_2N); силіциди (Mo_3Si, FeSi) та карбонітриди. Це здійснено опосередковано за характером розподілу елементного складу (Al, Si, C, Cr) за глибиною синтезованих шарів (рис. 4, *б*).

Аналогічні магнітометричні дослідження проведені для поверхневих шарів сталі ЭП 823, сформованих після лазерного легування з обмазки 2. Встановлено, що в даному випадку кількість залишкового аустеніту значно менша і становить близько 4 %. Більш точно визначити його кількість не видається можливим у результаті меншої придатності використання як еталону відпаленого зразка, або вірогідніше за все часткової аморфізації сформованих поверхневих шарів (з огляду на склад легувальної обмазки).

Зокрема, за даними металографічного аналізу, такі шари на відміну від поверхневих шарів, сформованих з обмазки 1, травляться дуже слабо, але можна відзначити існування декількох зон. Перша зона, товщиною порядку 20-30 мкм, складається з дисперсних дендритних кристалів твердого розчину основи та великої кількості рівномірно розташованих вторинних фаз, проідентифікованих нами як карбіди (Cr_7C_3, $Cr_{23}C_6$) та нітриди (SiN_4, BN). Це підтверджується суттєвим підвищенням мікротвердості до 16 ГПа на цих ділянках (рис. 3, *б*). Друга зона, товщиною 50-60 мкм характеризується збільшенням розмірів дендритних кристалів та переміщенням вторинних фаз до границі розділу з першою, зовнішньою зоною поверхневого шару. Тому логічно, що мікротвердість цієї зони знижується до 13 ГПа. Перехідна дифузійна зона має товщину порядку 100-150 мкм і плавно переходить у структуру основного матеріалу. Слід зазначити, що металографічно залишкового аустеніту у поверхневих шарах не виявлено, що корелює із даними магнітного фазового аналізу. Тому у зв'язку з низьким вмістом залишкового аустеніту зростання питомої намагніченості насичення, викликане розпадом залишкового аустеніту, на кривих нагрівання мало помітне (рис. 5, *а*).

При охолодженні від температури 750 °С відбувається $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення, відмічено точку Кюрі утвореного легованого фериту. Розпад аустеніту на ферито-карбідну суміш відбувається не повністю – частина аустеніту переохолоджується і при температурі близько 350 °С перетворюється в мартенсит. Питома намагніченість насичення при кімнатній температурі зменшується за рахунок перетворення залишкового аустеніту. При охолодженні з вищою швидкістю повторно нагрітого зразка (рис. 5, *б*) дещо більша кількість переохолодженого аустеніту зазнає мартенситного перетворення. Рівність значень питомої намагніченості насичення при кімнатній температурі зразка перед нагріванням та після охолодження вказує на відсутність залишкового аустеніту при даній швидкості охолодження. Температурні залежності питомої намагніченості, виміряні при охолодженні з різними швидкостями, наведені на рис. 5, *в*.

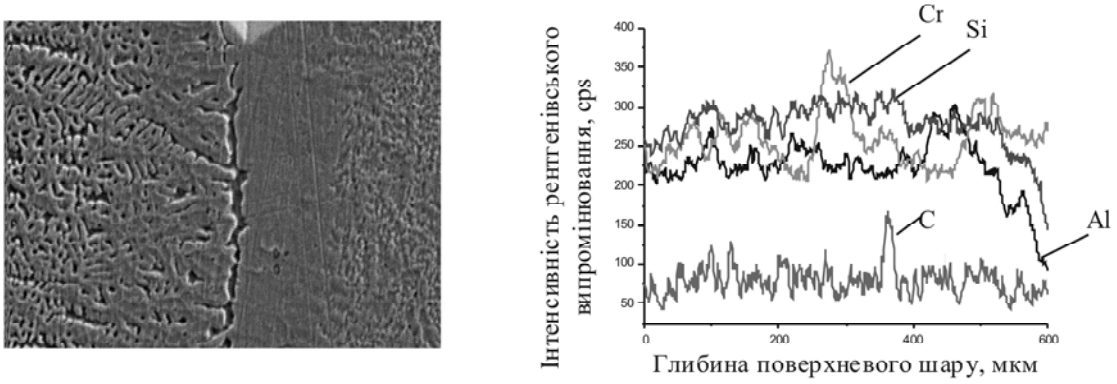
Температурний інтервал розпаду залишкового аустеніту, визначений методом циклічних нагрівань, становить: початок розпаду – 520 °С , завершення – 630 °С (рис. 2, *б*).

Висновки

1. Кількість залишкового аустеніту в поверхневих шарах корозійнотривкої сталі ЭП 823, сформованих після лазерного легування з обмазок 1 і 2, становить відповідно 37 (% мас.) та 4 % (мас.).

2. Температура початку мартенситного перетворення Мп сформованих шарів становить 350 °С. Магнітне перетворення спостерігається в поверхневих шарах сталі ЭП при 600 °С після лазерного легування з обмазки 1.

3. Розпад залишкового аустеніту в поверхневих шарах , сформованих після лазерного легування досліджуваної сталі з обмазки 1 відбувається в інтервалі температур від 520 °С до 640 °С, а після лазерного легування з обмазки 2 – від 520 °С до 630 °С.



а *б*

Рис. 4. Мікроструктура сталі ЭП 823(*а* × 2000) та профілі розподілу елементів за глибиною зразка (*б*) після лазерного легування з обмазки 1

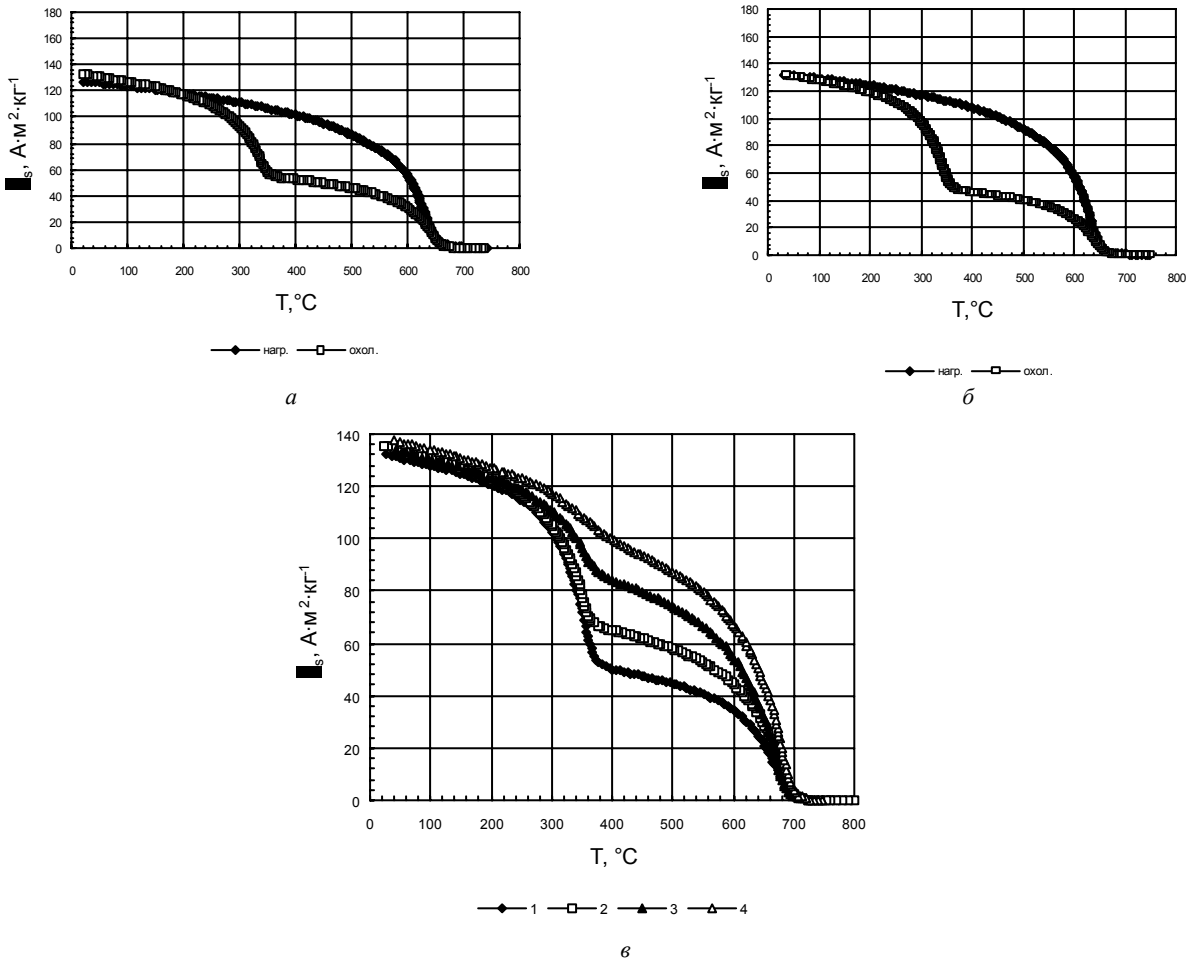


Рис. 5. Температурна залежність питомої намагніченості насичення сталі ЭП 823 після лазерного легування з обмазки 2:

а – Vнагр. = 30 град/хв, *Vохол.*= 30 град/хв; *б – Vнагр.* = 0 град/хв, *Vохол.* = 100 град/хв; *в* – при охолодженні з різними швидкостями: 1 – 400 град/хв; 2 – 100 град/хв; 3 – 60 град/хв; 4 – 30 град/хв

Перелік посилань

1. Оптимізація режимів лазерного легування нержавіючої сталі 12Х18Н10Т шляхом комп'ютерного моделювання розподілу температурного поля оплавленої поверхні : зб. праць 7 міжнар. конф. 24–28 квіт. 2006 р. : Обладнання і технології термічної обробки металів і сплавів «ОТТОМ–7». – Х., 2006. – Т. 1. – С. 168–172.
2. Дурягіна З. А. Визначення оптимальних параметрів лазерного легування сталі шляхом комп'ютерного моделювання / З. А. Дурягіна, Г. В. Лазько // Металознавство та обробка матеріалів. – 2007. – № 4. – С. 48–53.
3. Дурягіна З. А. Комп'ютерне моделювання оптимальних параметрів лазерного легування корозійнотривких сталей / З. А. Дурягіна, Г. В. Лазько, Н. В. Пилипенко // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2008. – № 1. – С. 20–25.
4. Кондир А. І. Застосування вібраційного магнітометра для фазового аналізу спеціальних сталей та сплавів / [А. І. Кондир, А. К. Борисюк, І. П. Паздрій, С. Г. Швачко] // Вибрации в технике и технологиях. – 2004. – Т. 34, № 2. – С. 41–43.
5. Апаев Б. А. Фазовый магнитный анализ /Апаев Б. А. – М. : Металлургия, 1976. – 280 с.

Одержано 12.04.2009

Magnetometric analysis of the phase changes in the surface layers of the stainless steel ЭП 823 after laser alloying by coating mixtures of the alkali silicate base (50 % SiC + 50 % Al) and (20 % Fe + 40 % Ni + 30 % B + 10 % Si) are performed. The temperature intervals of the retained austenite transformation and the temperatures of martensitic and magnetic transformation were determined.

Magnetometric analysis of the phase changes in the surface layers of the stainless steel ЭП 823 after laser alloying by coating mixtures of the alkali silicate base (50 % SiC + 50% Al) and (20 % Fe + 40 % Ni + 30 % B + 10 *% Si) performed. The temperature intervals of the retained austenite transformation and the temperatures of martensitic transformation and magnetic transition were determined.*

II КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

УДК 669.14:893.256

Канд. техн. наук В. Е. Самойлов, д-р техн. наук В. В. Лунев,
Ю. В. Самойлов, канд. техн. наук Г. А. Бялик

Национальный технический университет, г. Запорожье

О ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ БАРИЯ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ ЛИТОЙ СТАЛИ

В работе исследовано влияние модифицирования как отдельно барием так, и в комплексе с кальцием и РЗМ на улучшение качественных показателей стали 45Х2СФЛ. Установлено, что оптимальные присадки бария по действию на комплекс свойств стали аналогичны кальцию. Максимальный положительный эффект получен при комплексном раскислении – модифицировании стали алюминием, барием, кальцием и РЗМ.

Введение

Анализ причин выхода из строя деталей из конструкционных марок сталей показывает, что одним из определяющих факторов, влияющих на надежность и долговечность литых деталей, является концентрация вредных примесей как растворенных в стали, так и находящихся в виде неметаллических включений. Поэтому актуальной задачей в настоящее время является совершенствование существующих и создание новых марок сталей путем ввода в их состав элементов, обеспечивающих очищение от вредных примесей, позволяющих управлять структурой и природой неметаллических включений с целью улучшения физико – механических и служебных свойств литых изделий [1].

Среди различных компонентов, обладающих наибольшими рафинирующими свойствами и позволяющих управлять природой, формой и топографией неметаллических включений, а также структурой стали, щелочноземельные (ЩЗМ) и редкоземельные металлы (РЗМ) нашли широкое применение. При этом барий как ЩЗМ является наименее используемым, но перспективным элементом, который может быть применен для повышения надежности и долговечности деталей из конструкционных литых сталей.

Методика исследований

Исследования проводили на стали 45Х2СФЛ, которая используется для изготовления литых деталей, работающих в условиях ударных нагрузок и абразивного износа.

Для определения оптимальной присадки бария, которая обеспечивает эффективное его взаимодействие с вредными примесями в стали, использовали ферросиликобарий марки ФС65Ба17 (18 % бария). Раскисление металла проводили алюминием – 0,8 кг на тонну стали.

Модифицирующее действие бария оценивали по следующим показателям:

- *KCU* – ударная вязкость, которую определяли на образцах типа I по ГОСТ 9454-80 на маятниковом копре МК-30А;
- $K_{гл}$ – коэффициент глобуляризации неметаллических включений, который определяли как отношение индексов загрязненности глобулярными ($I_{гл}$) включениями к общему индексу загрязненности ($I_{общ}$);
- индекс загрязненности неметаллическими включениями, который определяли линейным методом по ГОСТ 1778-70.

Неметаллические включения с барием анализировали на рентгеновском микроанализаторе фирмы «Хитачи» – ХМА-5В.

При изучении комплексного модифицирования использовали ферросиликобарий ФС55Ба32 (33 % бария), силикокальций СК30 (33 % кальция) и силициды РЗМ марки ФС30РЗМ30 (33 % РЗМ). При этом учитывали разные механизмы действия модификаторов в стали: кальций испаряется и действует в газообразном состоянии, РЗМ растворяется, а барий работает в жидком состоянии и практически не растворяется в металле [2].

Твердость замеряли на приборе Бринелля (вдавливанием шарика диаметром 10 мм, нагрузкой 3 тонны и длительностью испытания 10 с) по ГОСТ 9012-79.

Обсуждение полученных результатов

Для стали 45Х2СФЛ с содержанием серы (от 0,008 % до 0,032 %) при одинаковых присадках ферросиликобария получили минимальный индекс загрязненнос-

© В. Е. Самойлов, В. В. Лунев, Ю. В. Самойлов, Г. А. Бялик, 2009

ти неметаллическими включениями, оптимальный коэффициент глобуляризации включений и максимальное значение ударной вязкости при отношении введенного бария к сере равном 2,0±0,5 (табл. 1).

Металлографические исследования показали, что в стали всех вариантов модифицирования присутствуют сульфиды, оксисульфиды и корунд. С увеличением присадки ферросиликобария большее количество включений приобретало округлую форму, что подтверждается повышением коэффициента глобуляризации. При этом нужно отметить, что коэффициент глобуляризации уменьшается с повышением массовой доли серы в металле, который модифицирован одинаковыми присадками ферросиликобария.

Микрорентгеноспектральный анализ глобулярных неметаллических включений показал наличие в их составе бария, алюминия, серы и отсутствие фосфора. Отсутствие кремния в составе глобулярных включений с барием подтвердило эндогенный характер их образования. Такие оксисульфидные включения выпадают на начальной стадии кристаллизации и располагаются в середине зерна, что приводит к очищению границы литого зерна.

Повышение загрязненности стали неметаллическими включениями за счет увеличения содержания серы от 0,008 % до 0,032 % приводит к резкому падению ударной вязкости от 0,46 МДж/м^2 до 0,25 МДж/м^2. Это доказывает, что сера и сульфидные включения активно способствуют разрушению стали. При этом основная часть включений (более 60 %) располагается на границе литого зерна. Модифицирование ферросиликобарием приводит к росту доли включений в осях дендритов и очищению границ литого зерна. При оптимальных присадках лигатуры с барием на границах литых зерен остается около 35 % включений (табл. 2).

Анализ результатов комплексного модифицирования ЩЗМ и РЗМ стали 45Х2СФЛ с содержанием серы 0,03 % показал увеличение вязкости в 1,5-2,0 раза, что превышает вязкопластические характеристики стали с содержанием серы 0,008 % при неизменных показателях твердости. При этом изменилась природа неметаллических включений. Уменьшилась доля сульфидов и увеличилась доля оксисульфидов преимущественно глобулярной формы. Практически полностью исчезли остроугольные включения корунда и увеличилась доля глобулярных оксидов. При совместном модифицировании барием, кальцием и РЗМ отметили самый высокий коэффициент глобуляризации (80 %) для стали с содержанием серы 0,03 % (табл. 3).

Таблица 1 – Модифицирование ферросиликобарием стали 45Х2СФЛ (С-0,45 %; Mn-0,45 %; Si-0,98 %; Cr-1,9 %; Al-0,05 %; V-0,14%; P-0,015 %). Нормализация 1163 К, отпуск при 873 К с охлаждением в воду

Массовая доля, %		Присадка, %		Отношение введенного бария к сере	*KCU*, МДж/м^2	$K_{гл}$	$I_{общ}$, $\times 10^{-3}$
сера	барий	ФС65Ба17	барий				
0,008	–	–	–	–	0,46	0,34	1,50
	0,0010	0,05	0,009	1,13	0,48	0,52	1,45
	0,0030	0,10	0,018	2,25	0,54	0,70	1,30
	0,0033	0,20	0,036	4,50	0,54	0,74	1,42
	0,0040	0,30	0,054	6,75	0,52	0,76	1,35
	0,0042	0,40	0,072	9,00	0,50	0,78	1,45
0,020	–	–	–	–	0,30	0,15	2,06
	0,0010	0,05	0,009	0,45	0,34	0,23	2,02
	0,0032	0,20	0,036	1,80	0,44	0,51	2,00
	0,0043	0,40	0,072	3,60	0,44	0,59	1,84
	0,0048	0,60	0,108	5,40	0,42	0,64	1,95
0,032	–	–	–	–	0,25	0,05	3,02
	0,0035	0,2	0,036	1,13	0,28	0,20	2,98
	0,0047	0,4	0,072	2,25	0,35	0,28	2,84
	0,0054	0,6	0,108	3,38	0,34	0,32	2,90
	0,0062	0,8	0,144	4,50	0,32	0,39	2,95

Таблица 2 – Влияние модифицирования на распределение неметаллических включений

Массовая доля, %		Присадка, %	Индекс загрязненности $I_{общ}$, $\times 10^{-3}$			KCU, МДж/м^2
сера	алюминий	ФС65Ба17	граница	оси дендритов	общий	
0,008	0,05	–	0,93 62,0	0,57 38,0	1,50 100	0,46
		0,10	0,42 32,0	0,88 68,0	1,30 100	0,54
0,020	0,05	–	1,36 66,0	0,70 34,0	2,06 100	0,30
		0,20	0,74 37,0	1,26 63,0	2,00 100	0,44
0,032	0,05	–	2,05 68,0	0,97 32,0	3,02 100	0,25
		0,40	0,99 35,0	1,85 65,0	2,84 100	0,35

Примечание: числитель – абсолютные значения, знаменатель – относительный процент.

Таблица 3 – Сравнительное влияние модификаторов на качество стали 45Х2СФЛ (С-0,42 %; Mn-0,45 %; Si-1,0 %; Cr-1,7 %; Al-0,025 %; V-0,10 %; P-0,020 %; S-0,03 %;). Нормализация 1163 К, отпуск при 873 К с охлаждением в воду

Присадка, %			$I_{общ}$, $\times 10^{-3}$	$K_{гл}$	KCU, МДж/м^2	Твердость по Бринеллю, МПа
СК-30	ФС55Ба32	ФС30РЗМ30				
–	–	–	2,92	0,15	0,26	2150
–	0,2	–	2,61	0,32	0,35	2200
0,15	–	–	2,57	0,33	0,34	2200
0,15	0,2	–	2,09	0,61	0,51	2100
–	–	0,1	2,35	0,53	0,40	2170
–	0,2	0,1	2,46	0,78	0,44	2250
0,15	–	0,1	2,46	0,67	0,43	2230
0,15	0,2	0,1	2,60	0,80	0,60	2290

Выводы

1. Установили оптимальное соотношение введенного бария к сере, равное 2,0±0,5 и обеспечивающее высокий комплекс свойств литой стали.

2. Отметили повышение модифицирующей активности бария при его совместном вводе с кальцием за счет более интенсивного и равномерного распределения бария в объеме металла под действием паров кальция.

3. Показали, что для стали с содержанием серы 0,03 % комплексное модифицирование барием, кальцием и РЗМ позволяет предотвратить образование грубых пленочных включений по границам зерен, получить неметаллические включения с коэффициентом глобуляризации 80% и увеличить вязкопластические характеристики стали в 1,5-2,0 раза, то есть достичь уровня показателей стали с содержанием серы менее 0,01 %.

Перечень ссылок

1. Лунев В. В. Сера и фосфор в стали / В. В. Лунев, В. В. Аверин. – М. : Металлургия, 1988. – 256 с.
2. Самойлов В. Е. Перспективы применения бария при производстве стальных отливок / В. Е. Самойлов, В. В. Лунев // Новые конструкционные материалы и эффективные методы их получения и обработки. – К. : УМК ВО.– 1988.– С. 128-131.

Одержано 13.11.2008

У роботі досліджено вплив модифікування як окремо барієм так, і в комплексі з кальцієм і РЗМ на покращення якісних показників сталі 45Х2СФЛ. Встановлено, що оптимальні присадки барію по дії на комплекс властивостей сталі аналогічні кальцію. Максимальний позитивний ефект отримується при комплексному розкисленні – модифікуванні сталі алюмінієм, барієм, кальцієм і РЗМ.

Influence of 45Х2СФЛ steel modification separately with barium and in complex with calcium and rare – earth metals (REM) on the improvement of quality indices is researched. It is found, that the optimal barium addition is analogous to calcium on effecting steel property's complex. Maximum positive effect was received with aluminum, barium, calcium and rare – earth metals complex deoxidation and modification of steel.

III ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 621.771

Д-р техн. наук И. С. Алиев, канд. техн. наук В. А. Матвийчук

Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ЛОКАЛЬНЫХ МЕТОДОВ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ НА ОСНОВАНИИ АНАЛИЗА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И ДЕФОРМИРУЕМОСТИ МЕТАЛЛОВ

Произведен анализ напряженно-деформированного состояния в зоне локализации очага деформирования при поверхностном пластическом деформировании, торцевой раскатке и вальцовке. Исследовано влияние технологических параметров на накопление поврежденности в материале заготовки и служебные характеристики изделий.

Целью данной работы являлась разработка путей развития и совершенствования локальных методов ОМД на основании анализа НДС, деформируемости металлов и влияния на них активных сил трения на контакте инструмента с заготовкой.

Локализация очага деформации позволяет изготавливать необходимые, в т.ч. крупногабаритные изделия, при относительно небольших усилиях деформирования и использовании оборудования малой мощности. Ограниченная площадь приложения усилий обуславливает гидростатический подпор пластической зоны со стороны прилежащих слоев деформируемого материала, что создает благоприятное напряженно-деформированное состояние (НДС) непосредственно в очаге деформации. Вместе с тем НДС деформируемой заготовки в целом зависит от схемы деформирования и характера течения металла, обусловленного направлением движения инструмента и активными силами трения в зоне контакта

К факторам, ограничивающим технологические возможности большинства локальных методов ОМД, относятся, прежде всего, разрушение деформируемого материала, потеря устойчивости заготовки и возникновение неблагоприятных контактных напряжений, снижающих стойкость оснастки и возможность получения точных изделий. Кроме того, значительный интерес представляет решение проблемы обеспечения заданных служебных характеристик изделий, которые также преимущественно зависят от НДС и величины накопленных микроповреждений в деформируемом металле.

Рассмотрим возможные пути совершенствования локальных методов ОМД на примере процессов поверхностного пластического деформирования (ППД), холодной торцевой раскатки (ХТР) и вальцовки.

ППД применяется для формирования необходимых служебных характеристик поверхностного слоя и готовых изделий путем попеременного локального внедрения или обкатки заготовки инструментом. Для исследования НДС пластической области отпечатков, при вдавливании в заготовку шарика (осе симметричная задача) и ролика (плоская задача), нами использован метод координатных делительных сеток [1]. По результатам обработки экспериментальных данных в пластической области отпечатков были построены изолинии интенсивности деформаций ε_u, напряжений σ_u, и показателя напряженного состояния $\eta = 3\sigma / \sigma_u$, где σ – среднее напряжение (рис. 1).

Анализ полученных результатов показал, что интенсивность деформаций на поверхности отпечатка составляет всего лишь 50-80 % от максимальной, которая наблюдается вблизи оси симметрии отпечатка на глубине $h \approx 0{,}1d$ (где d – диаметр отпечатка). Это объясняет характер разрушения металлов при ППД в виде шелушения и отслоения частиц поверхностного слоя.

При произведении инженерных расчетов максимальную интенсивность деформаций в области отпечатка можно определить из соотношения $\varepsilon_u^{\max} \approx (0{,}4 - 0{,}5)d / D$, а глубину пластической области – $h_\varepsilon = (1{,}4 - 1{,}6)d$, где D – диаметр шарика. Таким

© И. С. Алиев, В. А. Матвийчук, 2009

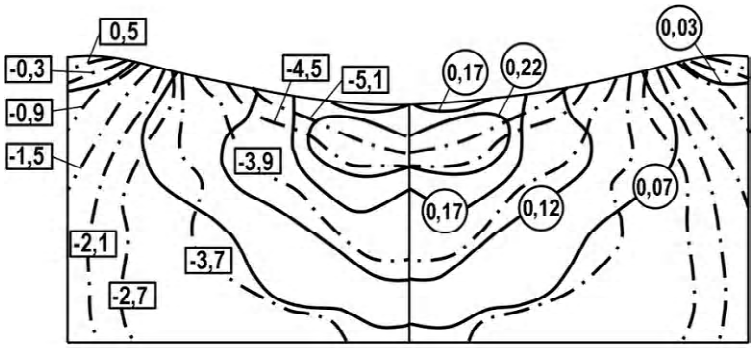


Рис. 1. Характер распределения в пластической области отпечатка изолиний $\boxed{\eta}$ = const , $\left(\varepsilon_u\right)$ = const по результатам метода координатных делительных сеток

образом, если необходимо сформировать тонкий, сильно упрочненный слой, то следует использовать деформирующие тела малых диаметров с большей относительной глубиной их вдавливания, назначая много переходный процесс. При необходимости формирования умеренно упрочненного поверхностного слоя большой глубины, следует назначать мало переходный процесс деформирования телами относительно больших диаметров.

Деформация при ППД является немонотонной. На основании повторения комбинации двухэтапного деформирования, определенной из анализа НДС отпечатков, с использованием тензорно-нелинейной модели накопления повреждений, получено соотношение для расчета накопленного ресурса пластичности ψ_u при ППД [2].

Установление факта, что максимальное накопление деформаций, разуплотнение и разрушение металлов происходит на некоторой глубине под поверхностью изделия определяет пути совершенствования процессов ППД. Для повышения служебных характеристик изделий необходимо ограничивать величину использованного ресурса пластичности и применять технологические приемы, смещающие области с максимальной деформацией, а следовательно, и с максимальной твердостью и остаточными сжимающими напряжениями к поверхности. К таким приемам можно отнести: использование на заключительных этапах ППД тел деформирования меньших размеров; использование эффективной смазки для уменьшения сил трения; обеспечение силы действия инструмента под углом к поверхности, для уменьшения размеров застойных зон; использование абразивных примесей для срезания образованных гребешков и приближения зон $\varepsilon_u^{\max}$ к поверхности и пр.

ХТР позволяет производить изделия сложного профиля с высокой точностью и чистотой поверхности при высокой производительности процесса [3]. В случае ХТР, как и при ППД, имеет место локальное деформирование. Однако деформирование при ХТР отличается от ППД тем, что здесь инструмент (цилиндрический или конический валок) имеет относительно большой диаметр и, вращаясь, деформирует заготовку в направлении или под некоторым углом к ее оси на значительную глубину (рис. 2).

Характер распределения НДС в зоне контакта валка с заготовкой, полученный путем моделирования процесса высадки раскаткой на свинцовых заготовках бурта поляризационно-оптическим методом, представлен, для средней части высаживаемого бурта на рис. 3.

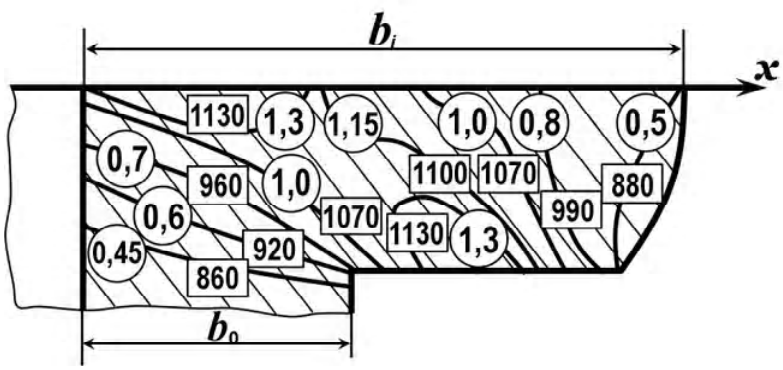
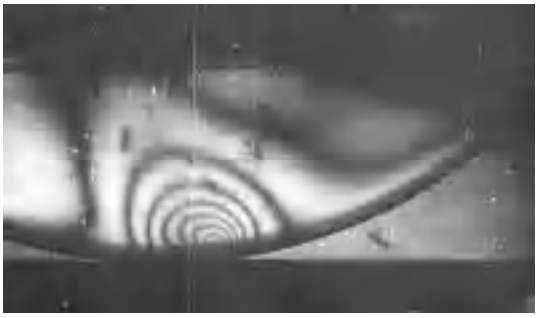


Рис. 2. Характер распределения в в сечении наружного бурта трубчатой заготовки из стали 30ХГСА параметров $\left(\varepsilon_u\right)$ = const , $\boxed{\sigma_u}$ = const по результатам измерения твердости



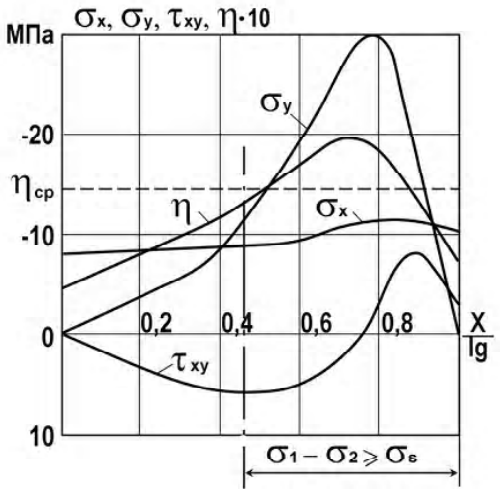


Рис. 3. Кинограмма процесса раскатки (*а*) и характер НДС вдоль дуги ($\lg$) контакта валка с заготовкой (*б*)

Таким образом, нормальные напряжения σ_x и σ_y в зоне контакта валка с заготовкой сжимающие. При этом напряжение σ_y изменяется от нуля на входе в контакт и на выходе из контакта, до значений $\sigma_y^{max} = (2-3)\sigma_s$ в промежуточных точках дуги контакта. Показатель напряженного состояния достигает значений $\eta = -2$ в зоне максимальных напряжений. На характер распределения показателя η по ширине бурта (рис. 2) существенно влияют активные силы трения, обусловленные величиной и направлением смещения δ вершины конического валка по отношению к центру вращения заготовки, а также углом наклона валка α (рис. 4).

Увеличение угла наклона валка α и величины смещения его вершины в направлении пятна контакта $(+\delta)$ увеличивает интенсивность центробежного течения приконтактных слоев материала заготовки. В результате при свободной высадке буртов происходит отход материала периферийных участков от контакта с валком в виде утяжки. Впоследствии деформирование периферийных участков бурта происходит в жестких условиях раздачи, за счет внедрения валка на его срединных участках.

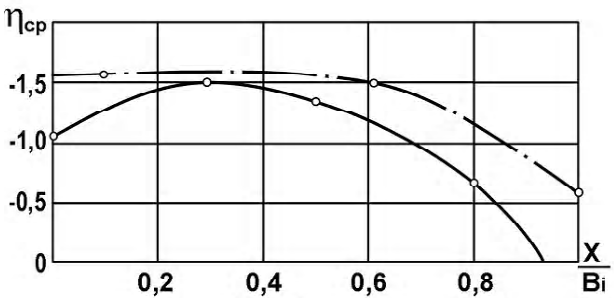


Рис. 4. Характер распределения показателя напряженного состояния по ширине бурта:

——— – при $\delta = 0$, при < 0; —·— – при $\delta < 0$

На рис. 5 представлены диаграммы пластичности металлов и пути деформирования частиц свободной периферийной поверхности буртов, полученные с использованием метода делительных сеток. Из рис. 5 наглядно видно влияние величины относительного смещения валка на предельную деформацию. Уменьшая исходную высоту деформируемого участка заготовки h_0 и величину смещения валка δ, можно существенно повысить предельные до разрушения деформации.

Оценка деформируемости материала заготовок при раскатке [4], произведенная с использованием феноменологической теории разрушения [5], позволила определить предельные до разрушения размеры заготовки, а также величину использованного ресурса пластичности на промежуточных стадиях раскатки для участков с ε_u^{max} и свободной поверхности бурта.

Вальцовка, представляющая собой разновидность продольной прокатки, является одной из основных операций технологического процесса изготовления лопаток газотурбинных двигателей. Вальцовка компрессорных лопаток относится к нестационарным процессам с локальным очагом деформации. Холодной вальцовке подвергаются трудно деформируемые малопластичные сплавы, что делает анализ НДС и оценку деформируемости материала заготовок особенно актуальным. Не менее актуальным является также оценка технологического наследия процесса вальцовки, поскольку изделия работают в агрессивной среде при повторно-переменной нагрузке.

Расчет НДС материала заготовок при вальцовке производили по результатам измерения координатно-делительной сетки и экспериментально полученных значений функций тока. Построение аппроксимаций функций тока, удовлетворяющих всем граничным условиям, а также определение по полученной кинематике деформирования напряженного состояния, осуществляли с помощью методики, основанной на теории *R*-функций [1]. На рис. 6 представлен характер

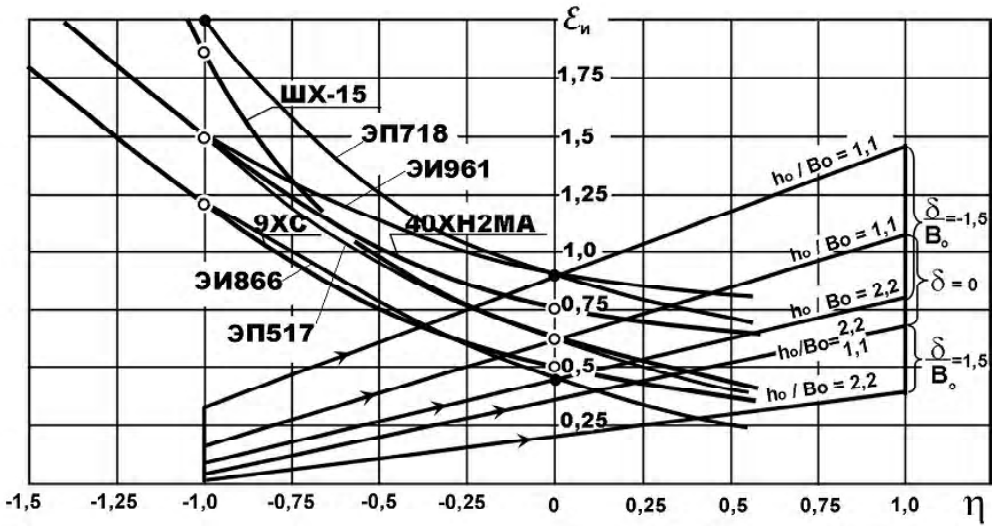


Рис. 5. Диаграммы пластичности сталей —o— и пути деформирования ⟶ свободной поверхности периферийной части буртов, высаживаемых раскаткой (h_0, b_0) – исходная под раскатку высота и толщина стенки трубчатой заготовки)

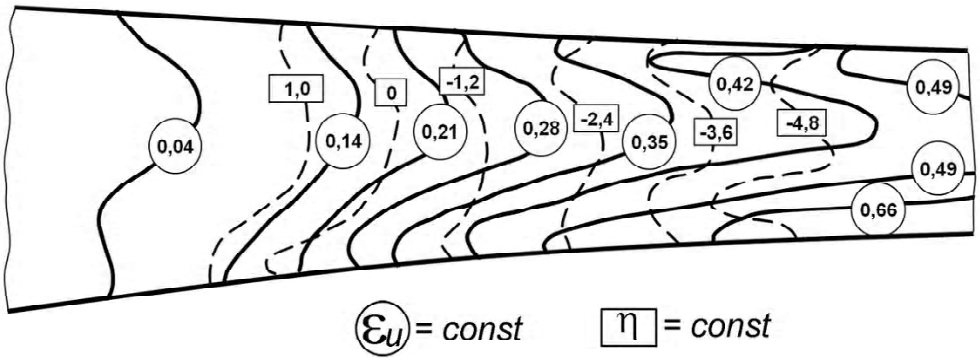


Рис. 6. Характер распределения интенсивности деформации и показателя напряженного состояния в продольном сечении очага деформации срединного сечения заготовки при вальцовке

распределения значений ε_u и η в зоне очага деформации срединного продольного сечения лопатки с обжатием заготовки 35 %.

Как следует с рис. 6, показатель η изменяется от величин $\eta = 1$ на входе в очаг деформации до значений $\eta = -3...-5$ в зоне наибольших обжатий. Деформации распространяются на всю толщину заготовки, однако на поверхности контакта наблюдаются застойные зоны, обусловленные контактным трением.

Исследование НДС на поверхности заготовок с помощью метода сеток показало, что его характер по перу заготовки лопатки существенно зависит от формы припуска. При эквидистантном припуске интенсивность деформаций в поперечном сечении имеет наибольшее значение у боковых кромок лопаток. Обжим в поперечном сечении начинается у кромок и распространяется к средине лопатки. Такой характер формоизменения создает гидростатический подпор течению металла. И хотя у кромок наблюдается наибольшая в поперечном сечении интенсивность деформаций, однако здесь имеет место относительно «мягкая» схема НДС ($\eta = -0{,}5...-1{,}0$).

В случае пропорционального припуска, интенсивность деформаций в поперечном сечении заготовки распределяется равномерно. При этом внедрение валка начинается в средней части сечения, что приводит к первоначальному удлинению срединных по ширине участков заготовки. По мере увеличения степени обжатия, продольные напряжения от удлинения средней части заготовки достигают такого уровня, что вызывают растяжение частиц вблизи кромок. В итоге у кромок появляется полоска утяжки не контактирующего с валками металла ($\eta = 0{,}5...1{,}0$), на которой даже при незначительных степенях деформации возникают трещины (рис. 7).

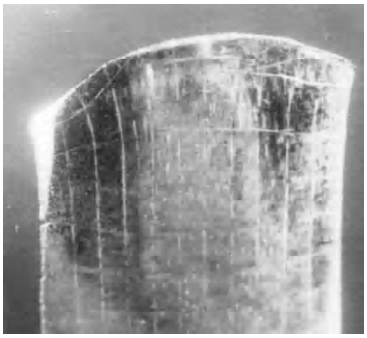


Рис. 7. Преимущественное удлинение срединных по ширине участков заготовки, появление утяжки и трещин вблизи кромки при назначении пропорционального припуска

В результате проведенной оценки деформируемости заготовок получены выражения для определения использованного ресурса пластичности [6]. Изготовленные вальцовкой заготовки испытывали на статический изгиб и выносливость. Испытания на изгиб подтвердили достоверность расчетов по определению остаточного ресурса пластичности при вальцовке [7]. Испытаниями на выносливость установлено, что усталостные свойства материала сохраняются до значений $\psi \le \psi^* \approx 0{,}4$. Поэтому наиболее нагруженные при эксплуатации участки лопатки, отстоящие на 1/3 ее длины от замка, не должны превышать указанных значений.

В случае превышения указанных предельных значений использованного ресурса пластичности следует проектировать многопереходный процесс вальцовки с назначением промежуточной термообработки. Согласно проведенным исследованиям, применяемая термообработка полностью снимает накопленную поврежденность при величине использованного ресурса пластичности $\psi \le 0{,}4$. Максимальный восстановленный ресурс пластичности для материала, деформированного до значений $\psi \ge 0{,}7$, составляет $\psi_в \approx 0{,}5$. Превышение значений $\psi > 0{,}75$ ведет к резкому увеличению остаточной поврежденности, не залечиваемой термообработкой.

Разработанные на основании проведенных исследований НДС и оценки деформируемости материала заготовок рекомендации позволили интенсифицировать процессы ППД, ХТР и холодной вальцовки. Полученные в результате совершенствования локальных процессов изделия обладают повышенными служебными характеристиками.

Выводы

В случае локального деформирования очаг внедрения инструмента в заготовку характеризуется «мягкой» схемой напряженного состояния. Показатель напряженного состояния изменяется от значений $\eta = -4...-5$ в центре очага деформации до $\eta = 0...1$ у его края. Основное накопление деформации происходит при отрицательных значениях показателя η. Однако при деформировании заготовки путем последовательного смещения локального очага деформации, напряженное состояние всего деформируемого объема существенно зависит от формы заготовки и действия активных сил трения на контакте. Изменяя форму припуска и направление активных сил трения на контакте инструмента с заготовкой, можно избежать появления утяжек и обеспечить гидростатический подпор, необходимый для замедления процесса накопления поврежденности материала.

Перечень ссылок

1. Рвачев М. А. Применение метода *R*-функций для экспериментально-расчетного исследования напряженного состояния и деформируемости в осесимметричных процессах ОМД / М. А. Рвачев, В. Д. Покрас // Изв. Вузов. Черная металлургия. – 1991. – № 11. – С. 59–60.
2. Анализ деформируемости металлов при поверхностном упрочнении деталей / [В. А. Матвийчук, В. П. Егоров, В. М. Михалевич, В. Д. Покрас] // Кузнечно-штамповочное производство. – 1990. – № 10. – С. 10–13.
3. Экономические методы формообразования деталей / [под ред. К. Н. Богоявленского, В. В. Риса]. – Л., 1984. – 144 с.
4. Матвийчук В.А. Оценка влияния технологических параметров процесса ХТР на деформируемость заготовок / В. А. Матвийчук, И. А. Васянович // Электронная техника. – 1985. – Сер. 4, вып. 6. – С. 42–45.
5. Огородников В. А. Оценка деформируемости металлов при обработке давлением / В. А. Огородников. – К. : Вища школа, 1983. – 175 с.
6. Матвийчук В. А. Разработка процессов изготовления компрессорных лопаток с заданными служебными характеристиками / В. А. Матвийчук / Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. – 2006. – № 1 (3). – С. 32–36.
7. Матвийчук В. А. Анализ поврежденности металла и оценка качества компрессорных лопаток, изготовленных холодной вальцовкой / В. А. Матвийчук, И. Г. Савчинский // Металлообработка. – 2007. – № 4(40). – С. 26–29.

Одержано 21.10.2008

Проведено аналіз напружено-деформованого стану в зоні локалізації осередку деформування при поверхнево пластичному деформуванні, торцевому розкочуванні і вальцюванні. Досліджено вплив технологічних параметрів на накопичення ушкоджуваності в матеріалі заготовки і службові характеристики виробів.

The analysis of the strained-deformed state in the localization area of the deformation centre during surface plastic deformation, expansion and rolling was done. The influence of technological parameters on the deformability accumulation in the billet material and service characteristics of products is researched.

УДК 669.715/621.794.61

Т. Б. Янко, канд. техн. наук В. О. Скачков

Державна інженерна академія, м. Запоріжжя

АНАЛІЗ ПРОЦЕСІВ ФОРМУВАННЯ ОКСИДНИХ ПОКРИТТІВ НА АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВАХ

Проведено аналіз літературних витоків з анодування алюмінію та його сплавів. Розглянуто теорії утворення анодної плівки, а також фактори, що впливають на її ріст. Розглянуто вплив легувальних компонентів алюмінієвих сплавів на процес анодування та товщину анодної плівки.

1 Теорії утворення анодного оксиду

На основі даних електронної мікроскопії [1] встановлено, що анодні оксиди складаються з двох шарів: щільного тонкого – бар'єрного, що прилягає до металу, та зовнішнього пористого сильно гідратованого шару значної товщини (100 мкм та більше). На цій основі були створені так звані фізико-геометричні уяви (рис. 1) про ідеальну модель анодної плівки [2]. Згідно з вищезазначеними припущеннями, зростання анодної плівки зводиться до росту бар'єрного шару і для алюмінію може бути зазначено як

$$Al - 3e \rightarrow Al^{3+};$$

$$2Al^{3+} + 3O^{2-} \rightarrow Al_2O_3.$$

Внаслідок взаємної дифузії іонів Al^{3+} та O^{2-} під плівкою утворюється новий шар Al_2O_3. Утворена плівка взаємодіє з електролітом і частково розчинюється. При цьому враховується, що на металі спочатку утворюється безпоровий бар'єрний оксидний шар. Його початком слугують лінзоподібні мікроосередки, що зростаються в процесі окислення металу в суцільний шар окису. Анодний окис являє собою щільно упаковані осередки, які спрямовані перпендикулярно до поверхні металу й рівнобіжно одне до одного. Пори виникають в центрі осередку у вигляді циліндричних каналів. Їх основою є безпоровий бар'єрний шар (рис. 1). Зростання анодного окису відбувається під бар'єрним шаром за рахунок подовження пори осередку від підтравлювальної дії електроліту. Напівсферична форма дна осередку, що зростає при цьому зберігається.

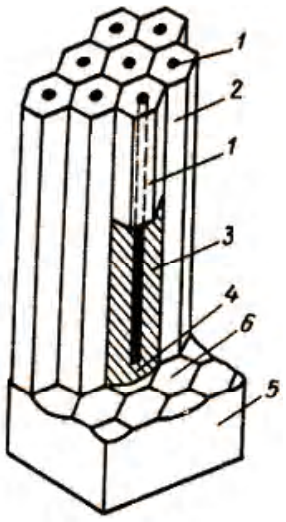


Рис. 1. Схема моделі потовщених анодних плівок:

1 – пора; 2 – окисний осередок; 3 – стінка окисного осередку; 4 – безпоровий анодний шар; 5 – відбитки основи окисного осередку; 6 – алюміній

Фізико-геометрична модель не враховує: зв'язок між складом і структурою бар'єрного та пористого шару, хімічних реакцій під бар'єрним шаром; у ній незрозумілий механізм перетворення суцільного бар'єрного шару в закономірно перетворений пористий і т.д. Ці недоліки не були зняті і спробою ввести уяву про додатковий перехідний (або псевдобар'єрний) шар, про його неоднорідний склад [2].

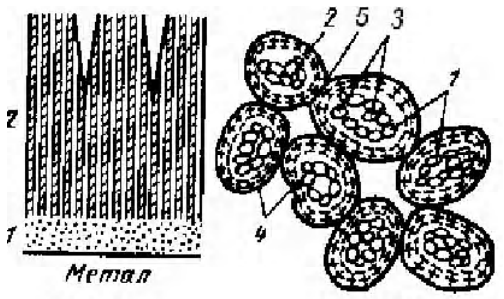
Застосування нових методів аналізу дозволило виявити складність сполуки оксиду. Зокрема, було встановлено [3], що до складу оксиду входить значна кількість аніонів електроліту. З урахуванням цих даних була розроблена колоїдно-електрохімічна теорія, що розглядає фазові (товщиною більше 1 мкм) анодні оксиди як колоїдні утворення специфічної (орієнтованої) структури й властивостей, а також показує вплив на них аніонів електроліту (рис. 2). За цією теорією анодний оксид являє собою орієнтований електричним полем гель оксиду металу. Частки гелю розташовані перпендикулярно до поверхні металу. Пори розташовуються між волокнистими частками оксиду й заповнені електролітом. Аніони електроліту адсорбують на зовнішній поверхні міцел орієнтованого гелю, допроваджують ним необхідну для гідратації воду й перешкоджають злиттю часток у суцільний безпоровий шар. Природно, що ступінь «оводненості» часток гелю й кількість аніонів у ньому залежать від умов експерименту, природи електроліту й металу. У результаті електрохімічних реакцій окислювання на аноді виникають зародкові частки окису алюмінію, названі мононами.

Одночасно під плівкою оксиду виникає електродекристалізація металу (вихід іонів з решітки $Al^{3+} \times 3e \rightarrow Al^{3+} + 3e$). Цей процес протікає інтенсивно на активних ділянках поверхні (мікровиступи, грані кристалітів

© Т. Б. Янко, канд. техн. наук В. О. Скачков, 2009

і т.п.). Зустріч іонів металу з іонами окислювача, що дифундують до анода, приводить до утворення оксиду, наприклад, за рівнянням:

$$2Al^{3+} + 6OH^- \rightarrow Al_2O_3 + 3H_2O.$$



а *б*

Рис. 2. Спрощена схема будови анодного окису алюмінію:

а – наявність двох шарів у окисі

1 – бар'єрного (мононого); 2 – зовнішнього пористого (частокіл міцел з мікро- та макропорами);

б – вид зверху

1 – монони; 2 – поліони; 3 – субмікропори (поміж точок дотику моноіонів); 4 – міцели, що складають окис; 5 – мікропори (поміж міцел, що торкаються)

Гідратуючись, частина іонів металу прориває фронт зростаючих часток оксиду й переходить в електроліт:

$$Al^{3+} + 6H_2O \rightarrow Al(H_2O)_6^{3+}.$$

Інша частина витрачається на утворення багатоядерних гідроксо- і оксокомплексів з координаційним числом «шість». Такий процес завершується утворенням паличкоподібних часток колоїдного ступеня дисперсності (у перетині). Виникають частки поліалюмодіаланів, тобто частки полімеру гідрооксиду алюмінію, у якому проявляються водневі зв'язки й зв'язки через ол-групи (ОН-групи).

Розглянуті процеси протікають безпосередньо в поверхні металу, «під плівкою», через яку проникають аніони електроліту й сорбуються на зростаючих (без відриву в електроліт) частках. Заряджені частки (паличкоподібні, волокнисті міцели) орієнтуються електричним полем по нормалі до поверхні металу.

Негативні заряди міцел, що адсорбували аніони електроліту, перешкоджають їхньому злиттю в суцільний поверхневий шар полімеру. Колоїдно-електрохімічна теорія набула порівняно широкого поширення, але й вона не пояснює деякі особливості росту й будови оксиду (наприклад, неясні причини світіння анода при анодній поляризації, швидкій полімеризації фазового оксиду, орієнтації полііонів нормально до поверхні металу, тріщиноутворення оксиду й т.д.).

Велика подібність кінетичних характеристик окислювання й електрофізичних параметрів оксидів уже давно порушує питання про єдиний механізм для всіх способів окислювання. Викладеним вимогам повною мірою відповідає тільки плазмена теорія окислювання [4].

Згідно з цією теорією бар'єрний шар постійного типу, як це зазвичай розуміють, не існує. Схема утворення анодного окису наведена на рис. 3. Теорія припускає наявність у процесі анодної поляризації прилягаючого до металу й дуже тонкого шару, що перебуває під оксидною плівкою, плазми. У цьому випадку під дією електричного поля, аніонів електроліту й води виростають частки орієнтованого гелю. Розташований під анодним оксидом, плазмений шар обумовлює рівне (без мікропробоїв) світіння анода, а при вимиканні струму він перетвориться в суцільний бар'єрний шар (рис. 3, III стадія). Зростання часток у висоту походить із низькотемпературної плазми, яка безупинно обновляється, що силою електричного поля виштовхує із себе потоки іонів $A1^{3+}$ і доповнює їхню втрату за рахунок решітки металу.

Основні положення, що підкреслюють плазмену природу світіння, зводяться до наступного. Вид кривої яскравість – формуюча напруга при анодуванні аналогічній залежності яскравість – прикладена напруга для тліючого розряду постійного струму. При анодуванні чітко відзначається напруга виникнення світіння (своєрідний аналог потенціалу запалювання розряду). Для світіння характерний безперервний спектр. Такий спектр дають іонізовані гази при високому тиску. Припущення про наявність високого тиску в прианодному шарі добре пояснює тріщиноутворення оксиду при анодуванні. Присутність плазми створює передумови для швидкої полімеризації фазового оксиду, а також добре пояснює неоднорідність електрофізичних параметрів оксиду по товщині, зокрема те, що анодний оксид поблизу металу має більш щільне упакування. Плазма й пов'язані з нею гідродинамічні явища сприяють орієнтації полііонів нормально до поверхні металу. Спектр струмових шумів при анодируванні аналогічний спектру струмових шумів плазми. Яскравість анодного спалаху на початку анодування набагато більша, ніж при закінченні процесу. Відношення яскравостей залежить від товщини й оптичних властивостей оксиду.

Добавки в електроліт, що роблять окис непрозорим, гасять світіння, що може бути тільки в тому випадку, якщо світіння перебуває «під плівкою». Яскравість світіння пов'язана з потенціалами іонізації компонентів електроліту й металу [5].

2 Дослідження впливу факторів на анодування

2.1 Вплив температури та щільності струму

Як було зазначено вище, для одержання оксидних плівок великої товщини необхідно створити такі умови електролізу, при яких зменшується розчинення оксиду, що формується. Швидкість розчинення плівки в

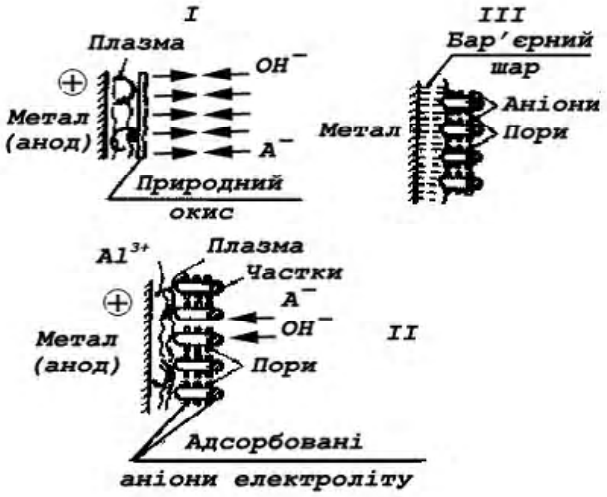


Рис. 3. Схема утворення анодного окису

I стадія: на аноді – $Al^{3+}\cdot 3e^-(H_2O)\rightarrow Al^{3+}aq + 3e^-$,
утворення ядра окису
$2Alaq^{3+} + 6OH^-\rightarrow Al_2O_3 + 3H_2O$,
полімеризація ядер – $n\cdot Al_2O_3 \rightarrow [Al_2O_3]_n$;
II стадія: часткова гідратація окису
$Al^{3+} + 3OH^-\rightarrow Al(OH)_3$,
$Al_2O_3 + Al(OH)_3 \rightarrow 3HAlO_2$
(входить до ядра частки разом з Al_2O_3);
III стадія: після вимикання струму – адсорбовані на частках аніони перешкоджають злиттю часток в суцільний шар

сірчанокислому електроліті зростає майже в 10 разів при підвищенні температури на 22-23 °С. Очевидно, що одним з ефективних шляхів зниження розчинності оксиду є зниження температури, при якій відбувається його формування. При цьому потрібно враховувати температуру не тільки електроліту, але й металу, що обробляється.

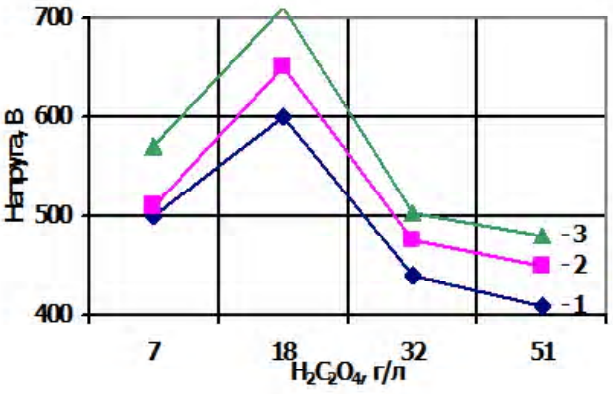


Рис. 4. Вплив вмісту щавлевої кислоти в електролітові й щільності струму на пробивну напругу електроізоляційної плівки при витримці 2,5 години:

1 – *Ia* =2,5 а/дм^2; 2 – *Ia* = 3,0 а/дм^2; 3 – *Ia* = 3,5 а/дм^2

З ходу кривих рис. 4 також видно, що підвищення анодної щільності струму сприяє утворенню плівок з більш високим електроізоляційними властивостями. Крім того, виконання процесу при більш високій щільності струму дозволяє інтенсифікувати процес електроізоляційного анодування. Так, в електроліті, що містить 200 г/л сірчаної кислоти й 19 г/л щавлевої кислоти при щільності струму 2,5-3 а/дм^2, гладкі темносірі плівки з величиною пробивної напруги 600 В можуть бути отримані при витримці 2,5 години, а при *Ia* = 3,5 і 4 а/дм^2 окисні плівки з такими ж електроізоляційними властивостями утворюються за 2 години й 1 годину відповідно. Однак слід зазначити, що при *Ia* – 3,5 і 4 а/дм^2 на поверхні окисних плівок після ущільнення спостерігається слабко виражена волосоподібна сітка поздовжніх і поперечних тріщин, що пояснюється різною величиною коефіцієнту об'ємного розширення окисної плівки й алюмінієвого сплаву. В електроліті, що містить одну щавлеву кислоту, високоякісні окисні плівки були отримані при *Ia* = 2,5 а/дм^2 і терміну витримки 2,5 години. Однак величина пробивної напруги окисних плівок становить тільки 350 В, а при подальшому збільшенні тривалості електролізу ріст плівки припиняється й спостерігається її підтравлювання. Так, за 120 хв товщина плівки складала 115 мк, а за 180 хв – 118 мк, що пояснюється неприпустимо великим підвищенням температури електроліту з 8 до 23 °С незважаючи на інтенсивне перемішування й охолодження. При збільшенні щільності струму до 3–4 а/дм^2 спостерігається різке підвищення напруги на електродах і пробив плівки безпосередньо в процесі електролізу [6, 7].

2.2 Вплив напруги, потужності й часу

Оксидування за режимом постійної потужності починають при високій щільності струму й підтримують стабільне значення потужності, контролюючи її за ватметром. Щільність струму при цьому досить швидко знижується, а напруга зростає. При використанні режиму падаючої потужності початкову щільність струму також установлюють досить високою, після чого допускають мимовільну зміну всіх електричних параметрів – сили струму, напруги, потужності. В обох зазначених випадках електроліз проходить із меншим виділенням джоулевої теплоти в порівнянні зі звичайним режимом і, як наслідок цього, з меншим нагріванням електроліту й анода. Сприятливий вплив режимів постійної й падаючої потужності на тепловий баланс процесу оксидування уможливлює формування оксидних плівок великої товщини без глибокого охолодження електроліту. У порівнянні з глибоким анодуванням при постійній щільності струму режими постійної або падаючої потужності дозволяють зменшити тривалість електролізу за рахунок використання високої початкової щільності струму.

При режимі постійної або падаючої потужності збільшення напруги на ванні відбувається значно по-

вільніше й, отже, повільніше зростає температура металу. Зі збільшенням кількості струму, пропущеного через анод, різницю температур анод – електроліт при звичайному режимі електролізу, коли потужність струму зростає, збільшується тим більше, чим вищою була щільність струму. При режимові постійної потужності зміна цієї температурної характеристики незначна.

Анодний вихід струму зі збільшенням товщини плівки падає, а витрата електрики на утворення одиниці ваги плівки зростає. Ці зміни стають понад помітними зі зменшенням чистоти алюмінію.

При 65-70 В сильно збільшується швидкість розчинення плівки в електроліті. При напрузі більше 80 В на металі не утвориться компактного твердого покриття, а залишається на поверхні м'яка плівка, що легко стирається

Режим товстошарового анодування при безупинно зменшуваній потужності запропоновано проводити в 16 %-ній кислоті при температурі 10-20 °С, початкової щільності струму 15-18 А/дм^2, при її поступовому падінні, супроводжуваному одночасним мимовільним підвищенням клемової напруги (режим саморегулювання електричних параметрів). На початку процесу плівка швидко росте, підвищується її електричний опір, знижується сила струму. Цей процес проводиться за умови невеликої потужності джерела струму (напруга джерела струму не повинна перевищувати клемову напругу на ванні більш ніж у 2 рази). Початкова напруга на ванні встановлюється не більше 45 В.

Збільшення тривалості понад певну величину при цих умовах (електролітові, температурі й т.д.) приводить до розрихлення плівки [7].

2.3 Вплив інтенсивності механічного перемішування електроліту й ультразвукового поля на процес анодування

На якість покриттів суттєво впливає інтенсивність перемішування електроліту. Перемішування найчастіше здійснюють механічною або магнітною мішалкою, стисненим повітрям або азотом і ультразвуковим полем малої потужності.

При малій щільності струму (1 А/дм^2) механічне перемішування й ультразвукове поле мало змінюють параметри анодного оксиду (за винятком пористості оксидів, що були отримані в ультразвуковому полі).

Плівки, формовані при щільності струму 3 і 5 А/дм^2 в ультразвуковому полі, виходять товщими. Їхня товщина зростає майже пропорційно збільшенню щільності струму, що дозволяє зробити висновок про незначність травлення електролітом в ультразвуковому полі.

Для механічного перемішування характерно те, що підвищення щільності струму приводить до незначного збільшення товщини оксидів і різкого збільшення пористості. Особливо різко це проявляється при великій частоті обертання. Відомо, що при високій щільності струму (3-5 А/дм^2) виділяється значна кількість теплоти, що приводить до роз'ятрювання плівки й погіршення її параметрів. Ультразвукове поле енергійно перемішує електроліт, видаляє газову фазу з електродів і сприяє створенню рівномірної температури в об'ємі ванни. Через це застосування ультразвукового поля невеликої потужності (декілька Вт/дм^3) варто вважати доцільним у тих випадках, коли необхідне одержання оксидів з підвищеними параметрами.

Перемішування електроліту стисненим повітрям або азотом застосовують порівняно часто. Переваги методу полягають у простоті устаткування, рівномірному перемішуванні всього об'єму, а також у тім, що дзеркало ванни вільне від додаткового устаткування (електродвигунів і мішалок, ультразвукових вібраторів). Перфоровані труби, виготовлені звичайно із пластику або корозійностійкої сталі, прокладають по дну ванни, так що практично вони не заважають проведенню процесу. Але в цього методу є суттєвий недолік. Бульбашки газу, проходячи через електроліт і утворюючі піну на поверхні, безупинно змінюють опір міжелектродного проміжку. Постійний струм таким чином ніби перетворюється в пульсуючий, що накладає певні особливості на процес анодування. У випадку, коли до параметрів оксиду висуваються тверді вимоги, необхідне застосування електронних пристроїв, що стабілізують струм.

У загальному випадку можна рекомендувати проводити вимір змінної складової струму в ланцюзі формування й збільшувати тиск газу доти, поки пульсації струму не перевищать 2-3 % [8].

2.4 Вплив домішок

У випадку, якщо легувальні присадки утворять гомогенні тверді розчини з алюмінієм, процес анодування сплавів і характер анодних плівок, що утворяться на них, порівняно мало відрізняються від процесу анодування і якості плівок на чистому алюмінії. Якщо легувальні компоненти утворять нові гетерогенні фази в структурі алюмінію, то подібні присадки спричиняють значно більший вплив як на протікання прогину анодного окислювання, так і на властивості одержуваних анодних плівок.

При анодуванні гетерогенних алюмінієвих сплавів збільшуються швидкість побічних процесів (головним чином виділення кисню на нерозчинних у сірчаній кислоті включеннях і анодне розчинення нестійких у сірчаній кислоті фаз, що викликає додаткову витрату електричного струму. Хід кривих напруга-час звичайно змінюється. Так, більш швидке зростання напруги порівняно з чистим алюмінієм є характерним для випадку нагромадження в плівці нерозчинних у сірчаній кислоті кристалів інтерметалевих сполук. Навпаки, зменшення швидкості зростання напруги в часі спостерігається, якщо фазова складова гетерогенного сплаву частково або повністю розчиняється [8].

Перелік посилань

1. Томашов Н. Д. Толстослойное анодирование алюминия / Н. Д. Томашов, М. Н. Тюкина, Ф. П. Заливалов. – М. : Машиностроение, 1966. – 216 с.
2. Аверьянов Е. Е. Справочник по анодированию / Е. Е. Аверьянов. – М. : Машиностроение, 1988. – 224 с.
3. Томашов Н. Д. Толстослойное анодирование алюминия и его сплавов / Н. Д. Томашов, М. Н. Тюкина, Ф. П. Заливалов. М. : «Машиностроение», 1968. – 157 с.
4. Томашов Н. Д. Влияние различных факторов на рост анодной пленки на алюминии в растворе сернгой кислоты / Н. Д. Томашов, А. В. Бялобжеский // Сб. «Исследования по коррозии металлов». Труды ИФХ АН СССР. – М. : Изд-во АН СССР, 1955. – № 4. – 109 с.
5. Анодные оксидные покрытия на металлах и анодная защита / [под ред. И. Н. Францевича]. – К. : Наукова думка, 1985. – 278 с.
6. Суминов И. В. Микродуговое оксидирование (теория, технология, оборудование) / И. В. Суминов. – М. : Экомет, 2005. – 368 с.
7. Черненко В. И. Теория и технологтя анодних процес сов при високих напряжених / [В. И. Черненко, Л. А. Снежко, И. И. Папанова, К. И. Литовченко]. – К. : «Наукова думка», 1995. – 198 с.
8. Вячеславов П. М. Контроль электролитов и покритий / П. М. Вячеславов, Н. М. Шмелева. – Л. : Машиностроение, 1985. – 96 с.

Одержано 21.10.2008

Проведен анализ литературных источников по анодированию алюминия и его сплавов. Рассмотрены теории образования анодной пленки, а также факторы, влияющие на ее рост. Рассмотрено влияние легирующих компонентов алюминиевых сплавов на процесс анодирования и толщину анодной пленки.

The references analysis of aluminium anodizing and its alloys was carried out. Theories of formation of an anode film and factors influencing its growth have been considered. Influence of alloying components of aluminium alloys on anodizing process and anode film thickness has been considered.

УДК 621.762.4

Д-р техн. наук Л. Л. Роганов, Л. В. Попивненко

Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск

СПОСОБЫ ПОЛУЧЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПРЕССУЕМЫХ В ЗАКРЫТЫХ МАТРИЦАХ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ

В статье предложен ряд способов получения качественных изделий из порошковых материалов, прессуемых в закрытых матрицах при высоких давлениях.

Из практики прессования порошковых материалов известно, что наиболее распространенным способом их уплотнения является прессование в закрытых матрицах. К преимуществам метода относят высокую производительность, сравнительную простоту штамповой оснастки, простоту реализации процесса, возможность использовать прессовое оборудование широкой номенклатуры и т.д. [1]. Однако при всех своих достоинствах способ прессования порошковых материалов в закрытых матрицах имеет существенный недостаток: невозможность получать качественные прессовки (без расслаивающих трещин) высокой плотности (более 0,9-0,92 относ. ед.). Указанный недостаток имеет существенное влияние при уплотнении смесей порошковых материалов с высокими прочностными свойствами, которые имеют частицы сферической, осколочной или чешуйчатой формы. Причиной появления расслаивающих трещин при прессовании в закрытых матрицах является упругое последействие.

Явление упругого последействия проявляется внутри матрицы после снятия давления прессования, а также при выходе прессовки из матрицы пресс-формы в процессе операции выпрессовки. Давление выталкивания пропорционально давлению прессования и зависит от коэффициента внешнего трения и коэффициента Пуассона прессуемого порошка. Известно, что чем больше давление прессования, тем больше боковое давление, действующее на стенку матрицы и распирающее ее, и тем выше вероятность растрескивания прессовки на выходе из матрицы вследствие проявления эффекта упругого последействия [1].

Величина упругого последействия зависит от ряда

© Л. Л. Роганов, Л. В. Попивненко, 2009

факторов: от характеристик прессуемого порошка (дисперсности, формы и состояния поверхности частиц, содержания окислов, механических свойств металла), давления прессования, наличия смазки, упругих свойств матрицы пресс-формы и пуансонов и других факторов [1].

В настоящее время для уменьшения вероятности появления расслаивающих трещин в процессе выпрессовки прессовок, имеющих относительные плотности в диапазоне 0,75-0,9 (в первую очередь это касается конструкционных материалов), в прессуемую шихту вводят различные смазки (стеараты, дисульфид молибдена, графит, парафин и др.) и ПАВ (поверхностно-активные вещества: растворы мыла, спирты и др.). Однако даже введение в порошковую шихту смазок и ПАВ не позволяет получать в закрытых матрицах прессовки высокой плотности близкую к плотности компактных тел: порядка 0,95-0,98 относ. ед. Кроме того, любые добавки в исходную шихту увеличивают себестоимость готового изделия.

Согласно [2], изделия высокой плотности можно получать путем их допрессовки в холодном или горячем состоянии после операции спекания сырых прессовок. Используя технологию допрессовки, можно добиться получения практически компактного изделия. Однако применение технологии допрессовки удлиняет технологический цикл изготовления изделия и значительно повышает его конечную цену.

В рамках данной статьи предлагается ряд способов прессования порошковых материалов, которые позволяют получать качественные прессовки (без расслаивающих трещин) высокой плотности (до 0,98 относ. ед.) в закрытых матрицах.

На рис. 1 показаны этапы прессования порошковой шихты в цилиндрической матрице.

Конструкция пресс-формы, представленная на рис. 1, предусматривает возможность запрессовки и распрессовки цилиндрической матрицы 1 в бандаж 2 по мере необходимости. Первым этапом цикла прессования является запрессовка матрицы 1 в бандаж 2 с небольшим натягом. Натяг в соединении матрицы с бандажом необходим для обеспечения прилегания всей наружной боковой поверхности матрицы к соответствующей контактной поверхности бандажа.

После этапа запрессовки матрицы в бандаж в матрицу вставляют нижний пуансон 3, после чего указанные элементы пресс-формы устанавливают на стол пресса и засыпают в матрицу порошковую шихту (см. рис. 1, II этап). Затем в матрицу вставляют верхний пуансон и осуществляют этап прессования. Уплотнение порошковой шихты выполняют по требуемому давлению. В процессе прессования порошковой шихты, вследствие действия бокового давления, матрица раздается в плоскости перпендикулярной направлению прессования, что ведет к увеличению натяга в соединении матрица-бандаж. Величина раздачи матрицы и, как следствие, величина натяга зависит от величины давления прессования.

Следующим этапом цикла прессования является снятие бандажа 2 с матрицы 1 при помощи двух втулок 5 и 6 (см. рис. 1, IV этап). Результатом распрессовки бандажа и матрицы будет значительное уменьшение напряжений в теле прессовки, что позволяет существенно уменьшить влияние упругого последействия в процессе операции выпрессовки прессовки из матрицы.

Следующим этапом цикла прессования является выпрессовка прессовки из матрицы (см. рис. 1, V этап). После выполнения этапа выпрессовки прессовку удаляют из пресс-формы. Далее цикл прессования при необходимости повторяют в указанной последовательности снова.

Предлагаемый второй способ прессования порошковой шихты в закрытой матрице до высоких плотностей, по мнению авторов статьи, является более предпочтительным и перспективным, чем выше описанный. Предлагается контактные поверхности матрицы и зажимной втулки (бандаж) выполнить коническими. Это позволит регулировать величину предварительной (до начала этапа прессования) деформации матрицы. Этапы прессования порошковой шихты в конусной матрице приведены на рис. 2.

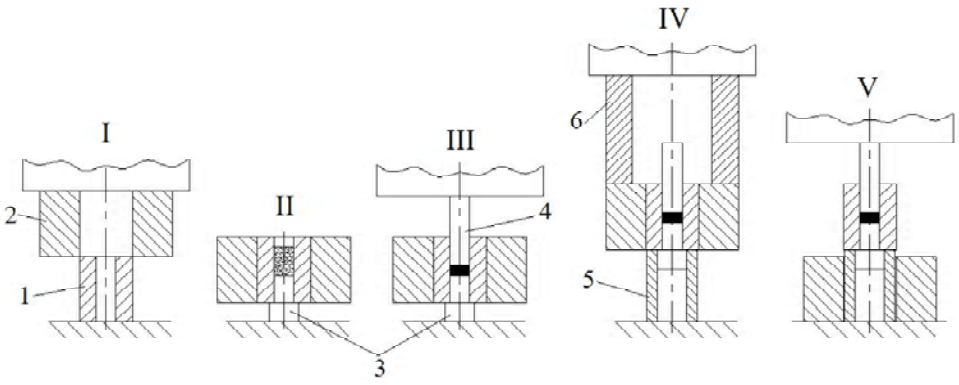


Рис. 1. Этапы цикла прессования порошковых материалов в цилиндрической матрице:

I – запрессовка матрицы в бандаж; II – засыпка порошка в матрицу; III – прессование; IV – снятие бандажа с матрицы; V – выпрессовка; 1 – матрица цилиндрическая; 2 – бандаж; 3 – пуансон нижний; 4 – пуансон верхний; 5, 6 – втулки

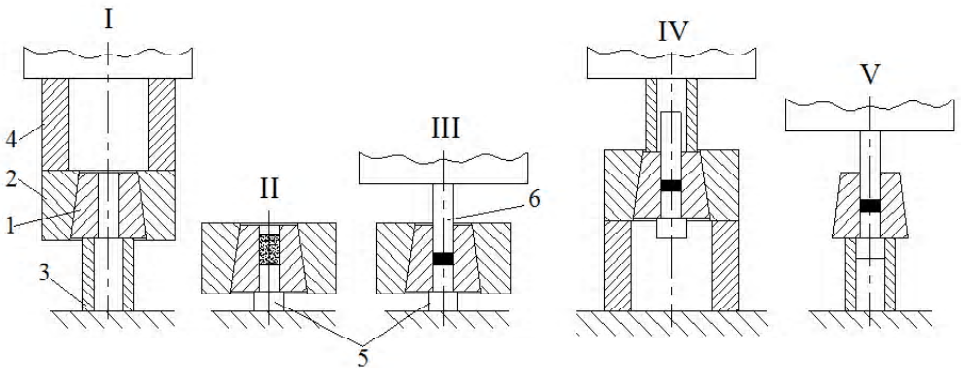


Рис. 2. Этапы цикла прессования порошковых материалов в конусной матрице:

I – зажим матрицы в зажимной втулке; II – засыпка порошка в матрицу; III – прессование; IV – выпрессовка матрицы из зажимной втулки; V – выпрессовка; 1 – матрица коническая; 2 – втулка зажимная; 3, 4 – втулки; 5 – пуансон нижний; 6 – пуансон верхний

Первоначально до этапа прессования, на матрицу 1 напрессовывают зажимную втулку 2 (см. рис. 2, I этап). Результатом этого является контролируемое уменьшение размеров матрицы в направлении перпендикулярном плоскости прессования на расчетную величину, которая определяется в зависимости от свойств шихты и требуемой величины давления прессования. Далее этапы цикла прессования порошковой шихты аналогичны описанным в первом способе с той лишь разницей, что при снятии зажимной втулки 2 с матрицы 1 (см. рис. 2, IV этап) произойдет увеличение размеров матрицы в диаметральной плоскости. В результате этого релаксация напряжений в теле прессовки произойдет внутри матрицы еще до начала этапа выпрессовки. Таким образом, при выходе прессовки из матрицы ее размеры в диаметральной направлении изменяться не будут, что обеспечит отсутствие расслаивающих трещин.

Первоначально до этапа прессования на матрицу 1 напрессовывают зажимную втулку 2 (см. рис. 2, I этап). Результатом этого является контролируемое уменьшение размеров матрицы в направлении, перпендикулярном плоскости прессования на расчетную величину, которая определяется в зависимости от свойств шихты и требуемой величины давления прессования. Далее этапы цикла прессования порошковой шихты аналогичны описанным в первом способе, с той лишь разницей, что при снятии зажимной втулки 2 с матрицы 1 (см. рис. 2, IV этап) произойдет увеличение размеров матрицы в диаметральной плоскости. В результате этого релаксация напряжений в теле прессовки произойдет внутри матрицы еще до начала этапа выпрессовки. Таким образом, при выходе прессовки из матрицы ее размеры в диаметральном направлении изменяться не будут, что обеспечит отсутствие расслаивающих трещин.

На рис. 3 изображена пресс-форма, у которой предварительное деформирование матрицы осуществляют не механическим способом, а при помощи жидкости высокого давления, которую подают в зазор между матрицей и бандажом.

Источником жидкости высокого давления является мультипликатор с насосным приводом. Если обеспечить неподвижность матрицы в процессе прессования, то появляется возможность уплотнения порошковой шихты как по односторонней, так и по двухсторонней схеме.

Цикл прессования порошковой шихты в пресс-форме, изображенной на рис. 3, осуществляется следующим образом. После засыпки порошковой шихты в матрицу и установки верхнего пуансона, в зазор между матрицей 1 и бандажом 2 подается жидкость высокого давления, что вызывает контролируемую деформацию матрицы до начала этапа прессования на заранее рассчитанную величину. После завершения стадии уплотнения осуществляют сброс давления, что ведет к релаксации напряжений в теле прессовки внутри матрицы. Затем осуществляют операцию выпрессовки прессовки из матрицы с гарантированным отсутствием расслаивающих трещин.

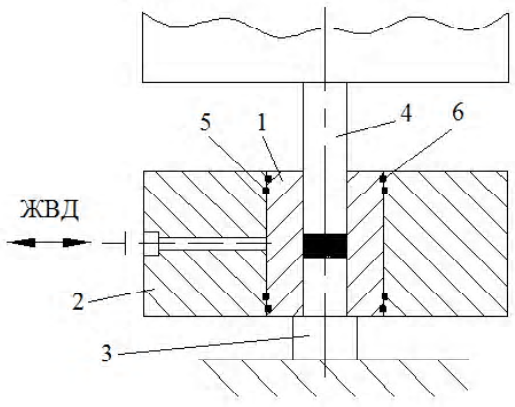


Рис. 3. Пресс-форма с регулируемой степенью обжатия матрицы при помощи жидкости высокого давления:

1 – матрица; 2 – бандаж; 3 – пуансон нижний; 4 – пуансон верхний; 5, 6 – уплотнения

Выводы

Предлагаемые способы прессования порошковой шихты в закрытых матрицах при высоких давлениях прессования позволяют получать качественные прессовки (без расслаивающих трещин), плотность которых близка к плотности компактных тел. Применение выше описанных способов прессования позволит сократить время изотермической выдержки в процессе спекания, значительная часть которой необходима для процесса «залечивания» пор, отказаться от операции допрессовки спеченных брикетов, а также в значительной мере от смазок и ПАВ, вводимых в шихту. Таким образом, рассмотренные способы прессования порошковой шихты в закрытых матрицах являются экономически целесообразными и эффективными.

Перечень ссылок

1. Кипарисов С. С. Порошковая металлургия / С. С. Кипарисов, Г. А. Либенсон. – М. : Металлургия, 1971. – 528 с.
2. Ермаков С. С. Порошковые стали и изделия / С. С. Ермаков, Н. Ф. Связников. – 4-е изд., перераб. и доп. – Л. : Машиностроение, 1990. – 319 с.

Одержано 12.01.2009

У статті запропоновано низку способів отримання якісних виробів у закритих матрицях за умови високих тисків.

The methods of formation of qualitative products from powder materials, which are pressed in the closed dies under high pressure, has been considered.

УДК 669.295.5

В. С. Голтвяница[1], канд. техн. наук О. И. Баньковский[2],
д-р техн. наук Э. И. Цивирко[1], канд. техн. наук С. К. Голтвяница[3]

[1] Национальный технический университет, г. Запорожье,
[2] Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, г. Киев,
[3] ООО «Риал», г. Запорожье

МОДИФИЦИРОВАНИЕ БОРОМ ЛИТЫХ ТИТАН-АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Установлено, что модифицирование бором (0,1-0,2 %) интерметаллидного сплава Ti-36Al приводит к образованию в структуре мелких частиц фазы TiB (0,3-9,7 мкм), упрочняющей металлическую матрицу. При 900 °С жаропрочность модифицированных бором составов практически одинакова, хотя и остается несколько выше (на ~ 140-130 МПа) жаропрочности исходного состава Ti-36Al.

Одним из действенных средств воздействия на литую структуру металлов и сплавов является их модифицирование. При введении небольших добавок – модификаторов (B, Sc, Y, La, Ce, Nb, Mo, C) – изменяются основные параметры процесса кристаллизации, что приводит к изменению структуры металла и, как правило, к улучшению его свойств [1].

Известно, что малые добавки бора к обычным титановым сплавам заметно изменяют их микроструктуру и свойства [2]. Бор полностью растворяется в жидком титане, однако практически нерастворим в твердом (≤ 0,05 мас. % при 750 °С). При легировании титана бором (>14 мас. %) выделяется тугоплавкая TiB-фаза, упрочняющая металлическую матрицу. Поэтому боридное упрочнение может быть перспективным для повышения жаропрочности титановых сплавов [3, 4]. Успешно применяют боридное упрочнение порошкового материала XDTiAl [5], а также карбидно-боридное упрочнение литого сплава Ti-6Al-4V [1] [6]. Бор применялся в качестве самостоятельной легирующей добавки в количестве 0,1-1,5 % для повышения упругих свойств многокомпонентных титановых сплавов системы Ti-Al-Sn-V-Cr-Mo [7]. В качестве рафинирующей добавки (0,02-0,2 ат. %) бор широко используется при выплавке многих титановых сплавов [8].

Таким образом, бор достаточно широко и успешно применяется для улучшения свойств титановых

[1] *Здесь и далее цифры рядом с химическим элементом (кроме титана – основа) – мас. %*

© В. С. Голтвяница, О. И. Баньковский, Э. И. Цивирко, С. К. Голтвяница, 2009

сплавов. Однако аналогичное использование бора для литых сплавов на основе γ-TiAl малоизвестно.

Цель настоящего исследования – оценить влияние добавок бора на структуру и механические свойства литых сплавов на основе γ-TiAl.

Материалы и методика исследования

Сплав Ti-36Al с различными вариантами модифицирования бором (0,1-0,2 %), был получен методом сплавления спрессованных шихтовых брикетов (губчатый титан марки ТГ 110М ГОСТ 17746-79, алюминий марки А8 ГОСТ 11070-74, лигатура TiB с содержанием бора 1 %) в лабораторной вакуумно-дуговой печи при силе тока около 420-450 А и напряжении 40-45 В. В начальный период плавки вакуумированием в камере печи достигали остаточного давления 0,12 Па, после чего камера заполнялась аргоном марки А чистотой 99,8 % (ГОСТ 10157-73) до давления 50 кПа. Слитки массой 200 г и размерами ∅ 65×12 мм получали в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе.

Твердость по Виккерсу (HV, табл. 1) измерялась на приборе HPQ 250 при нагрузке 30 кг. Испытания на жаропрочность (HV1, табл. 1) проводились одним из ускоренных методов – определением длительной твердости (значение твердости после выдержки 1 ч и нагрузке 1 кг) при гомологических температурах $0{,}4T_{пл}$Ti (500 °C), $0{,}5T_{пл}$Ti (700 °C) и $0{,}6T_{пл}$Ti (900 °C) [2]. Перед испытаниями образцы отжигали при $0{,}6T_{пл}$ в течении 1 ч для снятия литейных напряжений и выравнивания твердого раствора по примесям внедрения.

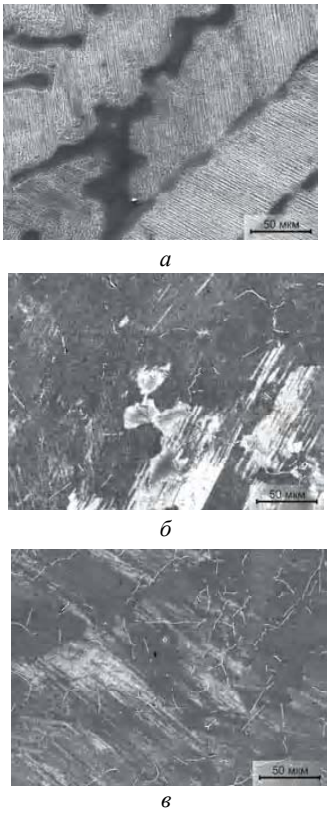
Химический состав (табл. 1) и микроструктуры травленых шлифов сплава определили при помощи растрового электронного микроскопа JSM, оснащенного системой рентгеноспектрального энергодисперсионного микроанализа (РСМА) JED 2200 при ускоряющем напряжении 20 кВ и диаметре электронного зонда 4 нм.

Длину и индекс неметаллических включений в сплавах определяли методом секущих на фотографиях (с увеличением × 500) шлифов, обеспечив ошибку определения 3 % (табл. 1).

Результаты исследований и их обсуждение

Интерметаллидный сплав Ti 36Al (рис. 1, *а*) характеризовался наличием темной матрицы γ-TiAl и светлых зерен длиной 79-100 мкм α_2-фазы.

С введением в исходный сплав 0,1 % B в структуре сплава выделились включения (табл. 1), содержащие ~ 4,27 % бора, а структура сплава стала более однородной (размер зерна ~54-64 мкм) (рис. 1, *б*).



а

б

в

Рис. 1. Микроструктуры титанового сплава Ti-36Al с различными вариантами модифицирования, × 500:

а – без B; *б* – 0,1 %B; *в* – 0,2 %B

Таблица 1 – Влияние различных вариантов модифицирования на физико-механические свойства литого сплава Ti-36Al

Присадка бора (расчетная), %	Массовая доля элементов, %		Размеры НМВ, мкм	Индекс НМВ	HV, ГПа	Длительная горячая твердость (HV1, ГПа) при температуре, °C		
	Al	B				500	700	900
–	33,03	–	–	–	2,23	2,20	1,50	0,50
0,1	34,11*/29,67	0/4,27	0,3–5,4**/1,2	0,01	2,22	2,65	2,01	0,64
0,2	34,95/29,26	0/12,87	0,3–9,7/1,0	0,02	2,43	2,61	1,82	0,63

*Примечание: * – в числителе – содержание химического элемента в матрице сплава, в знаменателе – в неметаллических включениях (НМВ);*

*** – числитель – минимальный и максимальный размер НМВ, знаменатель – средний размер НМВ.*

Поскольку атомный радиус бора (0,91 Å) отличается от атомного радиуса титана (1,46 Е) на ~ 40 %, то В при содержании более 0,05 % (при 750 °С) не может образовывать твердый раствор замещения в титане, а образует с ним соединения TiB (до 48-50 ат. % В), Ti_3B_4 (50-57 ат. % В), TiB_2 (65-67 ат. % В) [9]. При температуре < 884 °С и малых содержаниях бора в системе Ti-B присутствуют две фазы: α-Ti и TiB. Таким образом, эти включения, выделившиеся по границам зерен, – неметаллические соединения состава TiB, оказывающие упрочняющий эффект, за счет которого длительная твердость в интервале температур 500-900 °С по сравнению с исходным сплавом увеличилась на 20-34 % (табл. 1).

В структуре сплава при модифицировании его 0,2 % бора по сравнению с 0,1 % В увеличилось содержание бора в неметаллических включениях до ~ 12,87 % (табл. 1), а также размеры неметаллических включений (до 9,7 мкм) и индекс НМВ (рис. 1, *в*, табл. 1). В итоге снизилась жаропрочность на ~5 % по сравнению со сплавом Ti 36Al 0,1B (табл. 1).

При 900 °С жаропрочность модифицированных бором составов практически одинакова, хотя и остается несколько выше (на ~140-130 МПа) жаропрочности исходного состава Ti-36Al (табл. 1).

Выводы

Установлено, что модифицирование бором интерметаллидного сплава Ti-36Al приводит к образованию в структуре мелких частиц фазы TiB (0,3-9,7 мкм), упрочняющей металлическую матрицу.

Для повышения жаропрочности интерметаллидных титановых сплавов типа Ti-36Al целесообразно модифицировать их бором в количестве 0,1 %, что является перспективным материалом для конструкционных деталей с улучшенной жаропрочностью.

Перечень ссылок

1. Магницкий О. Н. Литейные свойства титановых сплавов / Олег Николаевич Магницкий. – М. : Машиностроение, 1968. – 120 с.
2. Miracle D.B. Titanium Alloyed with Boron / D. B. Miracle, R. Srinivasan, J. S. Gunasekera // Advanced Materials & Processes. – 2006. – December. – P. 41–43.
3. Захаров М. В. Жаропрочные сплавы / М. В. Захаров, А. М. Захаров. – М. : Металлургия, 1972. – 384 с.
4. Titanium'92, Science and Technology. The Minerals, Metals, Materials Society / [Edited by F. Froes and I. Caplan]. – 1993. – 2500 p.
5. Yolton C. F. Evaluation of a Discontinuously Reinforced Ti-6Al-4V Composite / C. F. Yolton, I. H. Moll // Titanium'95, Science and Technology. Edited by Froes F. and Storer I. – 1995. – V.2. – P. 2755–2761.
6. Development of High Elastic Modulus and High Strength Titanium Alloys / W. Xizhe, Z. Zhinai, H. Songxiao [and others] // Titanium'95, Science and Technology. Edited by Froes F. and Storer I. – 1995. – Vol. 2. – P. 659–665.
7. Saito T. Development of Low Cost Ti-matrix composite / T. Saito, T. Furuda // Titanium'95, Science and Technology. Edited by Froes F. and Storer I. – 1995. – Vol. 2. – P. 845–900.
8. Furrer D. TiAl-based ingot conversion via forging / D. Furrer, R. Hoffman., G. Fucks // Titanium'95, Science and Technology. Edited by Froes F. and Storer I. – 1995. – Vol. 2. – P. 1245–1258.
9. Диаграммы состояния двойных металлических систем : справочник в 3 т. / [ред. Лякишев Н. П.]. – М. : Машиностроение, 1996. – Т. 1. – 992 с.

Одержано 16.09.2008

Установлено, що модифікування бором (0,1-0,2 %) інтерметалідного сплаву Ti-36Al приводить до утворення в структурі дрібних часток фази TiB (0,3-9,7 мкм), що зміцнюють металеву матрицю. За 900 °С жароміцність модифікованих бором складів є практично однаковою, хоча й залишається трохи вищою (на ~140-130 МПа) жароміцності вихідного складу Ti-36Al.

Effect of modification with boron (0,1-0,2 %) of intermetallic Ti-36Al alloy leads to formation of small particles of TiB-phase (0,3-9,7 мм) in structure, which harden metal matrix, was determined. High-temperature strength of compositions which were modified with boron is almost the same at 900 °C, although it is a little higher (~140-130 MPa) than high-temperature strength of base Ti-36Al alloy.

УДК 621.774.35.016.3

Д-р техн. наук В. У. Григоренко[1], О. С. Нагній[1], Г. О. Хавкін[2], І. І. Чуб[2]

[1] Національна металургійна академія України, [2] ВАТ «ДТЗ»;
м. Дніпропетровськ

ТЕХНОЛОГІЧНІ ПАРАМЕТРИ ПРОЦЕСУ ХОЛОДНОЇ ПІЛЬГЕРНОЇ ПРОКАТКИ ТРУБ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ КОМП'ЮТЕРНОЇ СИСТЕМИ «ХПТ-ЕКСПЕРТИЗА»

Виконано експерименти для визначення «пружини кліті» стану холодної пільгерної прокатки труб і оцінка математичної моделі визначення реальних параметрів процесу. Суть моделі – виміри геометричних параметрів робочого конуса й твердості металу по довжині робочого конуса для наступних розрахунків силових параметрів процесу й «пружини кліті» на цій базі.

Виробництво труб способом холодної пільгерної прокатки характеризується жорсткими вимогами до якості готових труб. Характеристика процесу представлена взаємозалежними геометричними й силовими параметрами, а також механічними властивостями металу, що змінюються по довжині робочого конуса.

Постановка задачі

Через вплив багатьох причин, наприклад «пружини кліті», неточності настройки й ін., запроектовані параметри процесу не відповідають реальним [1]. Отримання інформації про реальні параметри процесу ХПТ дозволяє здійснювати оцінку процесу, а також адекватні заходи щодо усунення можливих відхилень від планованого режиму.

Аналіз досліджень

Вплив неточної установки калібрів на відхилення параметрів процесу від запланованих значень описано в роботі [2]. Однак відхилення параметрів від запланованих значень при роботі вже настроєного стана залежить не тільки від точності установки деформувального інструменту, що здійснює процес холодної пільгерної прокатки. У роботі будь-якого стану ХПТ має місце пружна деформація деталей кліті. На виробництві для регулювання валкового зазору здійснюють осьове переміщення оправки й вертикальне переміщення валків. Наукові дослідження, спрямовані на нейтралізацію впливу пружної деформації деталей кліті, в основному представлені пропозиціями щодо: збільшення жорсткості кліті [3], урахування «пружини кліті» у режимі обтиснень при прямому ході, урахування пружності металу й оправки [4].

Мета дослідження

Розробка методики експериментально-розрахункової оцінки процесу ХПТ обумовлена необхідністю отримання дійсних даних про параметри процесу , у тому числі про рівень «пружини кліті».

Було здійснено [5, 6] дослідження зміни «пружини кліті» по довжині робочого конуса й розроблена методика оцінки реальних параметрів процесу, реалізована в комп'ютерній системі «ХПТ-експертиза».

Система «ХПТ-експертиза» [6] дозволяє встановлювати зв'язок геометричних розмірів робочого конуса й зміни твердості по його довжині з реальними силовими параметрами й величинами «пружини кліті», що характеризують процес холодної пільгерної прокатки.

Виклад основного матеріалу

Порівняння дійсного рівня сумарної пружної деформації деталей кліті, обмірюваної безпосередньо на стані ХПТ, з рівнем розрахункової сумарної пружної деформації деталей кліті являє собою логічний етап розвитку наведених вище досліджень.

Дослідження були проведені на стані ХПТ-55 у виробничих умовах ВАТ «ДТЗ». Для експерименту були обрані рядові випадки прокатки тонкостінних і товстостінних труб за маршрутом $57\times3{,}5 \rightarrow 30\times2{,}0$ і $57\times7{,}5 \rightarrow 30\times5{,}0$ зі сталі 20.

У кожному контрольному перетині робочого конусу труби, що прокатується, визначали геометричні розміри і вимірювали рівень твердості за Брінелем (HB_i).

Теоретичні дані про «пружину кліті» стану ХПТ отримали за допомогою системи «ХПТ-експертиза», оцінюючи пружну деформацію деталей, що представляють найбільш виражені складові в пружній деформації кліті. До них належать валки, підшипники, клини, подушки й станина.

Сумарна пружна деформація деталей кліті в системі «ХПТ-експертиза» визначається на значеннях сили прокатки, що розраховується на підставі експериментальних даних про геометричні параметри робочого конуса й значення твердості металу в контрольних перетинах робочого конусу.

© В. У. Григоренко, О. С. Нагній, Г. О. Хавкін, І. І. Чуб, 2009

Значення межі міцності металу отримуються за допомогою перерахування (1), [7] експериментальних даних щодо твердості металу в контрольних перетинах робочого конуса (рис. 1).

$$\sigma_в = (0{,}46 \times HB_i - 22{,}0) \times \frac{\text{Н}}{\text{мм}^2}, \qquad (1)$$

де HB_i – твердість за Брінелем в i-му перетині робочого конусу.

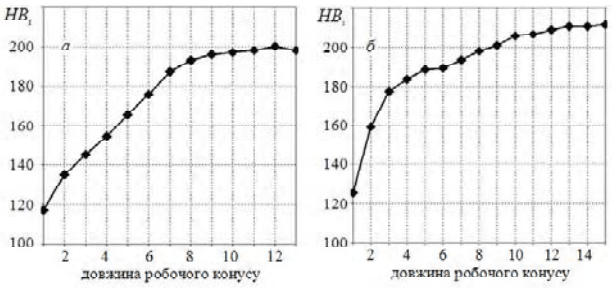


Рис. 1. Експериментальні дані про зміну твердості за Брінелем по довжині робочого конуса, сталь 20, подача – 6 мм:

а – маршрут 57×3,5 → 30×2,0; *б* – маршрут 57×7,5→30×5,0

При обтисненні більш товстостінної заготовки опір деформації є більшим (рис.1, *б*). У розрахунок в системі «ХПТ-експертиза» приймається ділянка, що відповідає обтискній зоні робочого конуса. Це відповідає патрубкам № 4-10 робочого конуса 57×3,5 → 30×2,0 і 57×7,5→30×5,0.

Практичне визначення «пружини кліті» було реалізовано методом прокатки планок з відпаленої латуні між ребордами калібрів при порожньому ході при прокатці труби за маршрутом 57×3,5 → 30×2,0 і 57×7,5→30×5,0 зі сталі 20 (рис. 2).

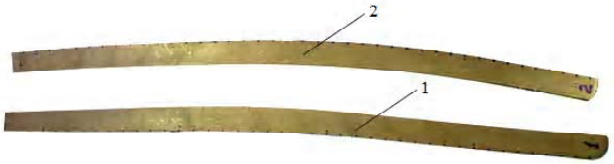


Рис. 2. Латунні планки для виміру зазору між валками на стані ХПТ:

1 – порожній прямий хід кліті;
2 – при прокатці труби (прямій хід кліті)

Різниця між результатами вимірів товщини планок, прокатаних таким чином, показує величину «пружини кліті» при її прямому ході. Порівняння розрахунково-практичного й експериментального значень величини пружної деформації деталей кліті (рис. 3) показує, що зміна кривих порівнянна. Це свідчить про прийнятну точність підходу реалізованого в системі «ХПТ-експертиза» щодо визначення реальних параметрів, що характеризують процес холодної пільгерної прокатки труб. Криві, що ілюструють характер зміни «пружини кліті» по довжині робочого конуса (рис. 3), визначеної методом експериментальних вимірів зміни зазору між навантаженими й ненавантаженими валками й експериментально-розрахунковим методом, розташовуються в одній області, тобто порівнянні.

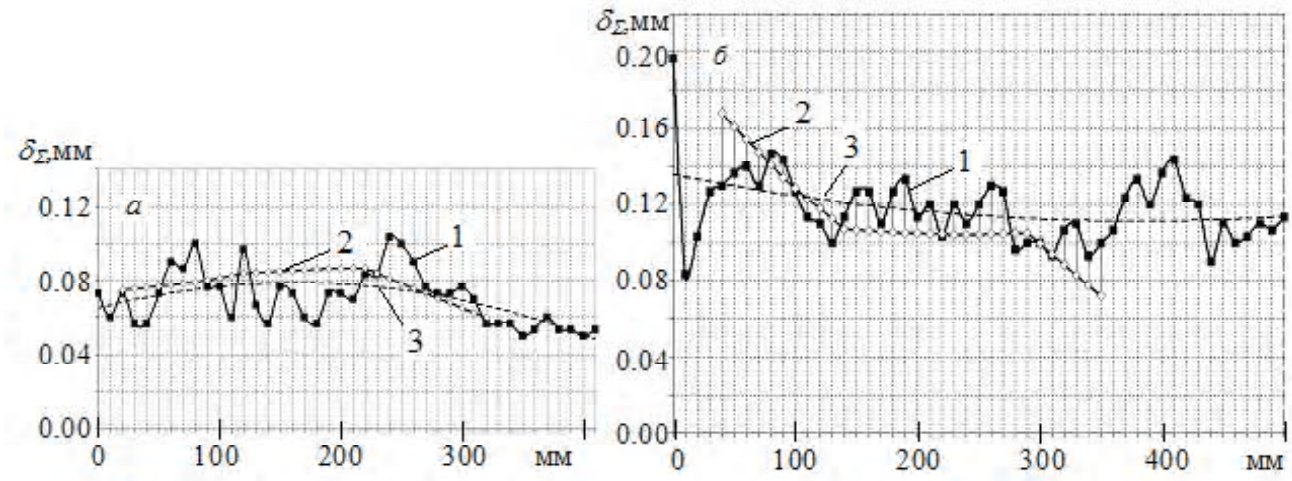


Рис. 3. «Пружина кліті»при прокатці труб за маршрутом:

а – 57×3,5 → 30×2,0; *б* – маршрут 57×7,5→30×5,0;
1 – експериментальна; 2 – розрахунково-практична; 3 – лінія, що усереднює експериментальні дані по кривій 2

Відповідність кривих «пружини кліті», визначених за допомогою експерименту й залежно від експериментальних даних по геометрії та зміни твердості по довжині робочого конуса (рис. 3), доводить можливість застосування системи «ХПТ-експертиза» як ефективного методу визначення реальних параметрів, що характеризують процес ХПТ.

Рекомендації й висновки

Визначено реальні значення «пружини кліті» при прокатці труб у виробничих умовах ВАТ «ДТЗ» на стані ХПТ-55. Збіжність значень «пружини кліті», визначеної за допомогою застосування системи «ХПТ-експертиза» і шляхом експерименту із прокаткою планок при холостому й навантаженому прямому ході кліті, свідчить про успішне тестування комп'ютерної системи «ХПТ-експертиза». Це, у свою чергу, підтверджує ефектність застосування пропонованого методу, реалізованого в системі «ХПТ-експертиза», для визначення дійсних параметрів холодної пільгерної валкової прокатки труб.

Перелік посилань

1. Шевакин Ю. Ф. Калибровка и усилия при холодной прокатке труб / Ю. Ф. Шевакин. – М. : Металлургия, 1963. – 212 с.
2. Фролов Я.В. О влиянии параметров настройки инструмента на режим деформации при прокатке на станах ХПТ / Я. В. Фролов // Удосконалення процесів і обладнання обробки металів тиском в металургії і машинобудуванні : тематический сборник. – Краматорск. – 2002. – С. 33–334.
3. Гриншпун М. И. Станы холодной прокатки труб / М. И. Гриншпун, В. И. Соколовский. – М. : Машиностроение, 1967. – 240 с.
4. Фролов В. Ф. Холодная пильгерная прокатка труб / В. Ф. Фролов, В. М. Данченко, Я. В. Фролов : монография. – Д. : Пороги, 2005. – 255 с.
5. Григоренко В. У. Режим деформирования рабочего конуса на станах холодной периодической прокатки труб с учетом упругих деформаций деталей клети / В. У. Григоренко, О. С. Нагній // Системні технології. – 2005. – № 5 (40). – С. 75–81.
6. Экспертная оценка процесса холодной пильгерной прокатки труб / [В. У. Григоренко, Б. П. Середа, О. С. Нагний, І. В. Кругляк] // Металургія : збірник наукових праць. – 2006. – № 13. – С. 80–86.
7. Третьяков А. В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением / А. В. Третьяков, В. И. Зюзин. – 2-е изд. – М. : Металлургия, 1973. – 224 с.

Одержано 11.02.2009

Выполнены эксперименты по определению «пружины клети» стана холодной пильгерной прокатки труб и оценка экспериментально-расчетного метода определения реальных параметров процесса. Суть метода – замеры геометрических параметров рабочего конуса и твердости металла по длине рабочего конуса для последующих расчетов силовых параметров процесса и «пружины клети».

Experimental research to determine the cold-pilger rolling «stand's springing» and estimation of experimental calculation method of determination of process actual parameters have been carried out. The essence of the method lies in the measuring of geometrics and hardness of metal along the working cone and in the successive calculations of power parameters and «stand's springing».

УДК 669.017:621.73

Д-р техн. наук С. С. Дяченко, І. В. Пономаренко

Національний автомобільно-дорожній університет, м. Харків

ІОННО-ПЛАЗМОВА ОБРОБКА ЯК ФАКТОР ПІДВИЩЕННЯ КОНСТРУКЦІЙНОЇ МІЦНОСТІ СТАЛЕВИХ ВИРОБІВ

Оцінено вплив шорсткості поверхні та тонкої структури на конструкційну міцність виробів після шліфування, полірування, іонно-плазмової обробки (ІПО). Показано, що при ІПО головну роль у підвищенні конструкційної міцності відіграє іонне бомбардування, за рахунок якого тимчасовий опір збільшується на 20 %, границя текучості на 37 % без зниження пластичності. Запропоновано пояснення встановленого явища.

Вступ

В сучасному виробництві дуже широке розповсюдження набуває поверхневе зміцнення виробів. Головним чином, воно використовується для зміни властивостей саме поверхневих шарів. Так, поверхневе гартування та всі види хіміко-термічної обробки, в першу чергу призначені для підвищення зносостійкості. Ту ж мету переслідує і нанесення на поверхню виробів різних видів покриттів. При цьому можуть змінюватися й інші властивості, наприклад, підвищуватися ко-

© С. С. Дяченко, І. В. Пономаренко, 2009

розійна стійкість при азотуванні або опір втомі у разі утворення поверхневих напружень стиску.

В останній час багато уваги приділяється нанесенню на поверхню виробів іонно-плазмових покриттів з нітридів, карбідів, карбонітридів тугоплавких елементів. Такі покриття суттєво підвищують зносостійкість та довговічність деталей, забезпечують корозійну стійкість і деякі інші спеціальні властивості [1, 2]. Їх особливістю є нанокристалічна структура [3, 4 та ін.] і саме з нею пов'язують високі експлуатаційні характеристики виробів після іонно-плазмової обробки (ІПО). Що ж до можливостей зміни властивостей серцевини виробів, оброблених таким способом, то до недавнього часу таке питання не розглядалося.

Авторами даної роботи було вперше показано, що ІПО не тільки змінює властивості поверхні, але й підвищує об'ємні механічні характеристики виробів, причому зростання міцності не супроводжується зниженням пластичності [5, 6]. Метою цих досліджень було зіставлення зміни об'ємних механічних характеристик залежно від шорсткості поверхні виробу та способу впливу на неї (ІПО, азотування), а також спроба проаналізувати фактори, які викликають такі зміни властивостей, і оцінити внесок кожного з них у конструкційну міцність.

Матеріали та методика досліджень

Як відомо, ІПО складається з двох операцій – іонного бомбардування (ІБ), призначенням якого є очищення поверхні від домішок і підвищення адгезійного зв'язку покриття з основним металом, та нанесення того чи іншого покриття. В роботі вивчався вплив на властивості як самого процесу ІБ (без покриття), так і ІБ з наступним нанесенням покриття TiN. Основним матеріалом дослідження обрана сталь 18ХГТ, яка належить до тих, що азотують. Це дозволило зіставити зміну об'ємних властивостей після азотування і ІПО.

Оскільки було необхідно отримати дані про об'ємні властивості, експерименти виконували безпосередньо на стандартних зразках для випробувань на розтяг. Заготовки зі сталі 18ХГТ піддавали покращенню (гартування в оливі з 880 °С, відпуск 500 °С), після чого з них були виготовлені зразки (ГОСТ 1497-84, діаметр зразків 5 мм, довжина робочої частини 25 мм). Для аналізу впливу шорсткості поверхні на властивості були використані зразки двох видів – після шліфування та механічного полірування. Іонно-плазмову обробку здійснювали на установці «ННВ-66-И1». Режим бомбардування: струм дуги $I_д$ = 105 А, напруга $U_В$ = 1000 В; тиск аргону в камері P = 0,133 Па; режим нанесення покриття: струм дуги $I_д$ = 105 А, напруга U = 170 В, тиск азоту в камері P = 0,2 Па. Оскільки енергія іонів титану при ІБ значно вища, ніж при конденсації покриття, то для запобігання перегріву зразків бомбардування проводили циклічно, забезпечуючи їх охолодження під час пауз – 2 хв бомбардування, 1 хв пауза, 2 хв бомбардування. В усіх випадках зразки оберталися відносно катода за допомогою планетарного механізму для забезпечення однорідності властивостей їх поверхні.

Були проаналізовані зміна шорсткості поверхні, мікротвердості, макронапружень σ_I, мікронапружень σ_{II}, розмірів ОКР L та густини дислокацій с при переході від шліфування до полірування та ІБ.

Шорсткість і профіль поверхні визначали контактним методом за допомогою профілографа-профілометра TR-200 (радіус вершини алмазного щупа 5 мкм). Дані безпосередньо передавалися на ПК і систематизувалися. Похибка вимірювання параметра Ra не перевищувала 10 %, діапазон вимірювань – 0,005-16 мкм.

Метод визначення мікротвердості як характеристики механічних властивостей є одним із найбільш розповсюджених для виробів після ІПО, що обумовлено його простотою та мінімальними вимогами до підготовки зразків. Мікротвердість зразків досліджували у вихідному стані (покращення), після ІБ та після нанесення покриття. Дослідження проводили на мікротвердомірі ПМТ-3, використовуючи різне навантаження – 200 та 20 г, що дозволило зіставити твердість на різній відстані від поверхні. Глибина проникнення індентора в матеріал зразка для навантаження 200 г становила близько 5 мкм, для навантаження 20 г – 0,9 мкм. Кількість випробувань становила 10 (при 200 г) і 15-20 (при 20 г). Мікротвердість шліфованих зразків не вимірювали, через те що нормативні документи регламентують проведення таких досліджень на поверхнях, шорсткість яких не перевищує Ra = 0,32 мкм, тобто після полірування.

Тонку структуру поверхні вивчали за допомогою дифрактометра ДРОН-3 у випромінюванні K_α-Cr при нормальній температурі. Для визначення розмірів ОКР та σ_{II} зіставляли ширину ліній (110) та (211), апроксимацію профілю дифракційних ліній здійснювали з використанням функції Гаусса. Для вимірювання σ_I застосовували $\sin^2\psi$-метод. Густину дислокацій ρ оцінювали за відомою формулою [7] виходячи з того, що коефіцієнт Пуассона ν = 0,3, а кристал є пружно-ізотропним

$$\rho = 4\beta^2 \mathrm{ctg}\theta / 5b^2,$$

де b – вектор Бюргерса, Å;
β – фізичне розширення лінії, рад;
θ – кут Вульфа-Брегга.

Теорія та аналіз отриманих результатів

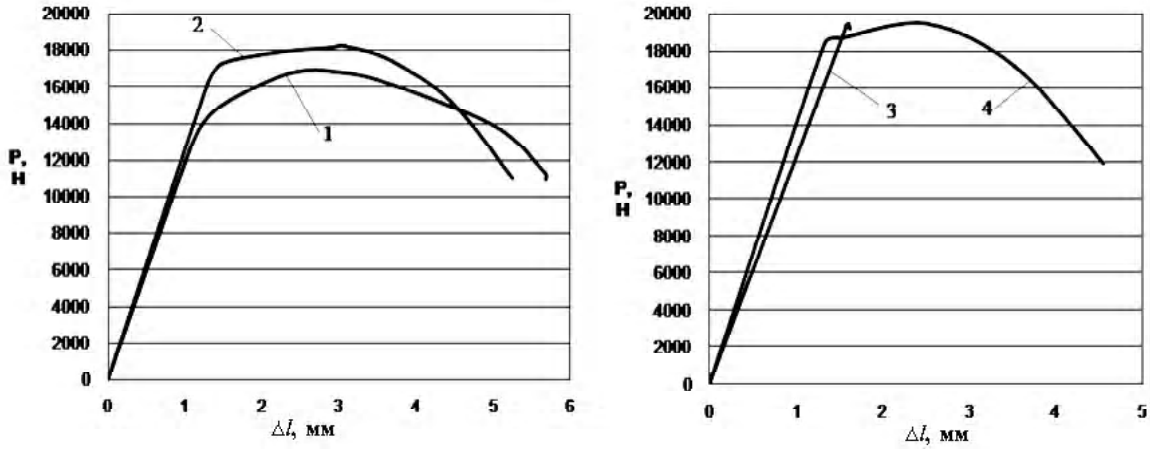
Зіставлення властивостей після різної обробки. Криві розтягання після різних обробок поверхні зразків показані на рис. 1, механічні властивості узагальнені в табл. 1.

Перш за все слід відзначити, що сама по собі шорсткість поверхні суттєво впливає на механічні властивості при випробуванні на розтяг. У нашому випадку шорсткість шліфованої поверхні становила Ra = 0,

49 мкм, для полірованої – *Ra* = 0, 12 мкм. З рис. 1, *а*, видно, що для покращених зразків після полірування крива розтягання (2) розташована вище від кривої 1 після шліфування. Це свідчить про підвищення характеристик міцності. За даними табл. 1 перехід від шліфованих зразків (така обробка регламентується при випробуванні на розтяг) до полірованих підвищує тимчасовий опір з 855 до 934 МПа, а границю текучості з 715 до 875 МПа, тобто на 9 і 22 % відповідно, при практично однакових показниках пластичності. Зазвичай вважається, що якість поверхні має вирішальне значення для опору втомі і менше впливає на статичні характеристики. Ці ж експерименти свідчать, що знижуючи шорсткість поверхні виробів, можна суттєво збільшити їх механічні властивості і при статичному навантаженні. Але слід враховувати, що після полірування розкид показників механічних властивостей зразків значно вищий, ніж після шліфування. Так, якщо для шліфованих зразків у покращеному стані при випробуваннях на розтяг мінімальні та максимальні значення тимчасового опору складали 840 і 870 МПа (Δ = 30 МПа), границі текучості – 697 і 736 МПа (Δ = 39 МПа), то після механічного полірування вони змінювалися в межах 906-964 МПа (Δ = 58 МПа) і 837-912 (Δ = 75 МПа) відповідно. Таким чином, розсіювання показників міцності збільшилося в 2 рази.

Ще сильніше підвищується міцність після ІБ (крива 4 на рис. 1, *б*): $\sigma_в$ зростає до 1023 МПа, тобто на 20 %, $\sigma_{0,2}$ до 980 МПа (на 37 %). При цьому звертає на себе увагу збереження пластичності. Подальше нанесення покриття практично не впливає на вигляд кривої, тому на рисунку для спрощення крива розтягання для зразка після ІБ з покриттям не показана. З табл. 1 видно, що нанесення покриття товщиною 5 мкм незначно підвищує показники міцності у порівнянні з отриманими після ІБ – усього приблизно на 4 %. Після повного циклу ІПО (ІБ + покриття 5 мкм) загальне зростання $\sigma_в$ становить 24 %, $\sigma_{0,2}$ 41 %. Збільшення товщини покриття до 10 мкм дещо знижує характеристики міцності, що може бути пояснено нагрівом зразка у зв'язку з довшим процесом нанесення покриття.

Позитивний вплив ІБ проявляється також у суттєвому – приблизно удвічі – зменшенні розсіювання значень показників міцності. Так, мінімальні та максимальні значення тимчасового опору та умовної границі текучості після такої обробки становили 1015 і 1030 МПа (Δ = 15 МПа) та 952 і 971 (Δ = 19 МПа) відповідно.



а *б*

Рис. 1. Криві розтягання *P*-Δ*l* для сталі 18ХГТ після різної обробки:

1 – покращення (шліфовані зразки); 2 – покращення (полірованні зразки);
3 покращення (шліфовані зразки) + азотування; 4 – покращення (шліфовані зразки) + ІБ

Таблиця 1 – Механічні властивості сталі 18ХГТ після різних режимів обробки

Термічна обробка	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %
Покращення (шліфовані зразки)	855	715	17	64
Покращення (полірованні зразки)	934	875	16	64
Покращення + ІБ	1023	980	15	67
Покращення + ІБ +покриття TiN 5 мкм	1062	1015	16	67
Покращення + ІБ +покриття TiN 10 мкм	1046	988	16	66
Покращення + азотування	947	947	0,6	0,13

Заслуговує на увагу той факт, що іонне бомбардування по-різному впливає на шорсткість поверхні шліфованих і полірованих зразків: для шліфованих зразків шорсткість зменшилася з Ra = 0,49 мкм до Ra = 0,18 мкм, для полірованих вона дещо погіршилася (з Ra = 0,12 мкм до Ra = 0,16 мкм). Профілі поверхні після різних обробок наведені на рис. 2 (масштаб по осі ординат для шліфованих та полірованих зразків різний).

Шорсткість поверхні. Різниця в параметрах шорсткості після ІБ для зразків з різною попередньою механічною обробкою (0,18 та 0,16 мкм) перебуває в межах похибки вимірювань (10 %). З цього можна зробити висновок, що після іонного бомбардування як для шліфованих, так і для полірованих зразків формується практично однакова шорсткість Ra ~ 0,16-0,18 мкм, характерна для даного режиму іонного бомбардування.

Мікротвердість. Дослідження мікротвердості дозволили встановити її зміну в тонкому поверхневому шарі зразків після різних видів ІПО. Кількісні характеристики мікротвердості наведені в табл. 2.

Аналізуючи дані табл. 2, бачимо, що механічне полірування викликає наклеп поверхні. Так, твердість, визначена при навантаженні на індентор 20 г на 34 % вища, ніж при навантаженні 200 г, тобто існує градієнт твердості в перерізі зразка – чим далі від поверхні, тим вона менша.

Іонне бомбардування викликає аналогічний ефект – після такої обробки H_{20} більше на 61 % порівняно з H_{200}. Як відомо, при іонному бомбардуванні відбуваються два конкуруючі процеси: термоактивація поверхні, що призводить до зниження її твердості та наклеп іонами плазмоутворюючого металу, який викликає збільшення твердості. Зростання мікротвердості H_{20} після ІБ порівняно з покращеним станом свідчить, що при даному режимі обробки домінуючим є саме процес наклепу. Для зразків з покриттям значення твердості при різних навантаженнях ще більше відрізняється: 11050 (H_{20}) та 3640 (H_{200}), тобто різниця становить 204 %. Це обумовлено тим, що при меншому навантаженні значення мікротвердості наближаються до твердості самого покриття, при більшому – до значень інтегральної твердості покриття та основи матеріалу.

У той же час, аналіз зміни мікротвердості залежно від обробки дає такі результати: ІБ збільшує твердість матеріалу, визначену при навантаженні 200 г, на 13,1 % порівняно з вихідним станом, нанесення покриття нітриду титану – на 19 %; ІБ підвищує її на 36,5 %, покриття – на 169,5 % при використанні навантаження 20 г. Підвищення твердості, яке спостерігається після ІБ навіть при навантаженні 200 г, дає підставу для твердження, що зміцнення матеріалу відбувається при цій обробці на глибину більше 5 мкм.

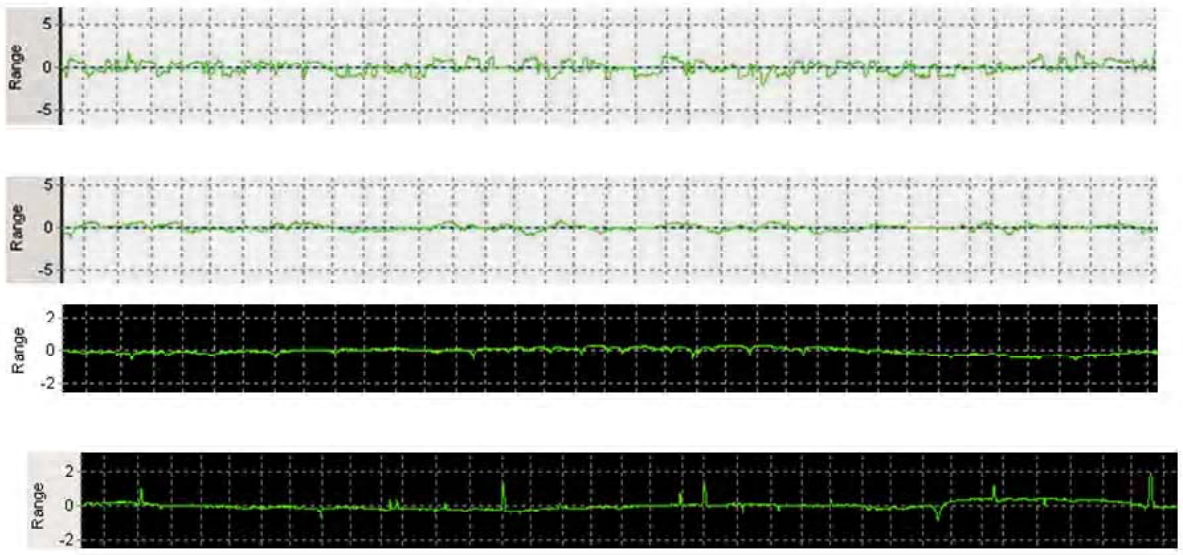


Рис. 2. Профіль поверхонь після шліфування (*а*), шліфування та ІБ (*б*), полірування (*в*), полірування та ІБ (*г*)

Таблиця 2 – Мікротвердість зразків після різних видів ІПО

Навантаження на індентор	Мікротвердість, МПа		
	Покращення	Покращення + ІБ	Покращення + ІБ + TiN (5 мкм)
20 г	4100	5570	11050
200 г	3060	3460	3640

Важливо підкреслити, що найбільший вплив на зміну властивостей створює не саме покриття, а фізичні процеси, які відбуваються в поверхневому шарі під час ІБ. Для тимчасового опору внесок ІБ у загальне зміцнення складає 81 %, для границі текучості – 88 %, при цьому показники пластичності не змінюються – відносне подовження залишається на рівні 15-17 %, відносне звуження навіть має тенденцію до збільшення (з 64 до 67 %).

Наведені результати дозволяють зробити висновок, що ІПО не тільки впливає на властивості самої поверхні, але й може бути ефективним способом підвищення конструкційної міцності виробів. При цьому, оскільки границя текучості після такої обробки підвищується інтенсивніше, ніж тимчасовий опір, ІПО виробів є особливо привабливою для пружних елементів.

Азотування принципово змінює вигляд кривої розтягання у порівнянні з покращеним станом – пластична деформація практично відсутня, і реєструється крива, притаманна крихкому стану (кр. 3, рис. 1, *б*). В той же час тимчасовий опір (границя міцності) після даного виду ХТО підвищується з 855 МПа (покращення) до 947 МПа, що менше ніж після ІБ (1023 МПа). Таким чином, ІБ приводить до більшого зростання міцності, ніж азотування (~ на 10 %), але не окрихчує матеріал.

Аналіз тонкої структури. Результати рентгеноструктурного аналізу, на підставі яких робилися висновки про зміну тонкої структури зразків, наведені у табл. 3.

З табл. 3 видно, що як просто механічна дія (полірування), так і ІБ викликають помітні зміни тонкої структури поверхневого шару зразка, порівняно зі шліфуванням: подрібнюються ОКР, збільшується густина дислокацій, підвищуються напруження першого і другого роду. Згідно із загальними положеннями сучасного матеріалознавства всі перелічені фактори мають впливати на рівень міцності і пластичності. Але, як видно з табл. 3, ці зміни найбільші після полірування (крім мікронапружень), тоді як найвищі показники міцності досягаються після ІБ. Зі сказаного слід зробити висновок, що при ІБ, крім описаних змін, відбуваються якісь інші фізичні процеси, і саме вони зумовлюють значне зростання конструкційної міцності. На наш погляд, це заліковування поверхневих дефектів і утворення на поверхні зразків наноструктури.

Головною причиною підвищення міцності при збереженні пластичності ми вважаємо заліковування поверхневих дефектів під час бомбардування, аналогічно ефекту А.Ф. Іоффе для кам'яної солі [8]. Як відомо, А.Ф. Іоффе випробовував на розтяг зразки кам'яної солі діаметром 6 мм у повітрі і у воді. При розтяганні в повітрі зразки руйнувалися крихко, а границя міцності дорівнювала 5 МПа (0,5 кгс/мм^2). Якщо ж розтягання здійснювалося у воді, кам'яна сіль ставала пластичною, діаметр у шийці зменшувався до 0,2 мм, тобто відносне звуження ш сягало близько 99 % (!), а тимчасовий опір зростав до 1600 МПа (160 кгс/мм^2), що близько до теоретичної міцності (за розрахунками для солі ~ 2000 МПа). Причиною такої зміни властивостей, на думку акад. Іоффе, є заліковування дрібних поверхневих дефектів зразка за рахунок розчинювання солі у воді. Підтвердженням правильності цього припущення є те, що розтягання зразків у насиченому водному розчині кам'яної солі, коли розчинювання виключалося, не показало зростання міцності.

З наведних результатів випливають два дуже важливі положення:

- руйнування завжди починається з поверхні, тому її стан відіграє первинну роль не тільки при випробуваннях на втому (що відомо), але й при інших видах випробувань, у тому числі на розтяг;

- незважаючи на тонкий поверхневий шар, який розчинається в процесі випробувань, підвищується міцність усього зразка (А.Ф. Іоффе називає це «внутрішньою міцністю»).

Пізніше аналогічний ефект був отриманий Ю.В. Барановим при розтяганні металевих зразків у електроліті – йому вдалося деформувати вольфрам на 80-90 % у лужному середовищі. При цьому міцність підвищилася на 30 % [9]. Цей результат був названий ефектом Іоффе для металів.

В обох описаних випадках сам процес розтягання зразків здійснювався безпосередньо у речовині, яка видаляла не тільки дефекти, що існували на поверхні зразка до початку випробувань, але й нові, які утворювалися безпосередньо в процесі розтягання (скупчення дислокацій біля границь зерен, субзерен, поверхонь розділу фаз, неметалевих включень тощо). В наших експериментах випробування здійснювалися в повітрі, тобто без середовища, яке могло б видалити пошкоджений при деформації поверхневий шар. Тим не менше зразок, незважаючи на велике зміцнення, залишався пластичним. На нашу думку, це можна пояснити саме поведінкою поверхневого наноструктурного шару.

Відомо, що подрібнення зерна є найефективнішим механізмом поєднання високої міцності та пластич-

Таблиця 3 – Результати рентгенівських досліджень покращеної сталі 18ХГТ після різної обробки поверхн

Метод обробки	β_{110}, мрад	B_{211}, мрад	L, нм	$\varepsilon \cdot 10^3$	σ_{II}, МПа	ρ, см$^{-2}$	σ_I, МПа
Шліфування	0,8	7,6	380	0,40	80	$4{,}8 \cdot 10^8$	-20
Полірування	3,2	23,3	88	1,23	250	$5{,}8 \cdot 10^9$	-330
Шліфування + ІБ	2,2	31,7	103	1,67	340	$4{,}2 \cdot 10^9$	-150

ності. Особливістю наноструктурних матеріалів є великий об'єм поверхні границь відносно до об'єму самого наноструктурного елемента. В об'ємі наноелементів дислокацій практично немає, що забезпечує їх високу міцність. Дислокації зосереджені по границях [3, 10]. До того ж відомо, що пограничні зони є місцями стоку вакансій. Висока концентрація вакансій по границях сприяє при розтягуванні зразка зернограничному проковзуванню структурних елементів (зерен, субзерен) відносно одне одного, аналогічно тому, як це відбувається при повзучості або надпластичності [11, 12], тобто в наноструктурних матеріалах може змінюватися механізм пластичної деформації. Велика роль точкових дефектів у масопереносі при деформації наноструктурних матеріалів (тобто, реалізація недислокаційної пластичності) відмічається у багатьох роботах, наприклад [13, 14].

Таким чином, у виробах з нанокристалічною структурою досягається одночасне підвищення і міцності, і пластичності, тобто збільшується конструкційна міцність.

У наших дослідженнях метал внутрішніх зон зразка залишався мікрокристалічним, тільки в тонкому поверхневому шарі після ІБ розмір ОКР наближався до 100 нм (табл. 3). При цьому слід мати на увазі, що при рентгенівському дослідженні отримані дані усереднюються по глибині шару напівпоглинання рентгенівських променів, який для випромінювання $K_б$-Cr дорівнює приблизно 8 мкм [15]. Ми вважаємо, що самий поверхневий шар є нанокристалічним, що стверджується практично у всіх дослідженнях, присвячених ІПО. І саме цей шар зумовлює поведінку при розтягуванні масивного сталевого зразка. За таких умов для внутрішніх шарів металу реалізується нормальний дислокаційний механізм, але дислокації, які у процесі деформації виходять на поверхню, через високу рухомість точкових дефектів не будуть накопичуватися в окремих місцях і створювати концентратори напружень. Таким чином, за рахунок великого вкладу недислокаційної пластичності реалізується як проковзування зерен, так і заліковування дефектів, що виникають при деформації.

Слід зауважити, що надпластичність, як відомо, реалізується в умовах малих швидкостей деформації. Але в роботі [13] було показано, що для наноматеріалів, навпаки, схильність до утворення тріщин зменшується з підвищенням швидкості деформації, що автори пояснюють генерацією і переміщенням при пластичній деформації саме точкових дефектів, а не дислокацій.

Звернемо увагу на те, що зміцнення після ІБ супроводжується підвищенням модуля пружності – збільшується кут нахилу кривої розтягання, що не реєструється при рості механічних характеристик полірованих або азотованих зразків (рис. 1). Як відомо, модуль пружності є структурно нечутливою характеристикою. Його ріст є ще одним свідченням того, що вплив ІБ на механічні властивості виробів не можна звести тільки до звичайних змін тонкої структури, притаманних деформованим об'єктам.

Висновки

1. Зменшення шорсткості поверхні з Ra = 0,49 мкм до Ra = 0,12 мкм (перехід від шліфування до полірування) викликає зростання показників міцності – $\sigma_в$ на 9 %, $\sigma_{0,2}$ на 22 % при збереженні показників пластичності. Це свідчить про велику роль даного фактору не тільки для опору втомі, але й для умов статичного навантаження, що можна використовувати у виробництві для підвищення конструкційної міцності.

2. Іонно-плазмова обробка (іонне бомбардування та нанесення покриття товщиною 5 мкм) підвищує тимчасовий опір сталевих виробів на 24 %, а границю текучості на 41 % без зниження пластичності, тобто збільшує конструкційну міцність. При цьому максимальний внесок у приріст міцності (для $\sigma_в$ 81 %, для $\sigma_{0,2}$ 88 %) забезпечує іонне бомбардування. Подальше нанесення покриття збільшує міцність усього на 4 %. Іонне бомбардування забезпечує також вищу стабільність механічних властивостей, удвічі знижуючи їх розкид.

3. Іонне бомбардування приводить до зміни тонкої структури металу: розмір ОКР знижується від 380 нм до ~ 100 нм, напруження другого роду σ_{II} збільшуються з 80 МПа до 250 МПа, макронапруження стиску σ_I – з 20 МПа до 150 МПа. Такі зміни сприяють покращенню механічних властивостей. Але найголовнішими чинниками, які зумовлюють отримання високої конструкційної міцності після ІБ, є заліковування поверхневих дефектів та формування нанокристалічної структури у поверхневому шарі виробів. Виявлене явище можна назвати ефектом Іоффе при іонному бомбардуванні.

4. Іонне бомбардування раціонально використовувати для підвищення конструкційної міцності і особливо для забезпечення високої границі текучості, що важливо для пружних елементів.

Перелік посилань

1. Мацевитый В. М. Покрытия для режущих инструментов / В. М. Мацевитый. – Х. : Вища шк., 1987. – 128 с.
2. Покрытия, полученные конденсацией плазменных потоков в вакууме / [И. И. Аксенов, А. А. Андреев, В. Г. Брень и др.] // УФЖ, 1979. – Т. 24, № 4. – С. 515–525.
3. Головин Ю.И. Введение в нанотехнику / Ю. И. Головин. – М. : Машиностроение, 2007. – 496 с.
4. Андриевский Р. А., Рагуля А. В. Наноструктурные материалы / Р. А. Андриевский, А. В. Рагуля. – М. : Академия, 2005. –192 с.
5. Дьяченко С.С. Влияние нанокристаллических покрытий на свойства изделий из конструкционных сталей / С. С. Дьяченко, И. В. Пономаренко, И. В. Дощечкина // Современное материаловедение: достижения и проблемы : междунар. конф. 26-30 сент. 2005 г : тезисы докл. – К. : 2005. – С. 665–666.

6. Вплив поверхневого зміцнення на механічні властивості виробів / [І. В. Дощечкіна, С. С. Дяченко, І. В. Пономаренко та ін.] //Автомобильный транспорт : сб. науч. тр. – Х., 2005. – Вып. 16. – С. 79–82.
7. Металловедение и термическая обработка стали : Справ. изд., 3-е, перераб. и доп. : в 3 т. Методы испытаний и исследования / [Под ред. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта]. – М. : Металлургия, 1983. – Т. 1. – 352 с.
8. Иоффе А. Ф. Механические свойства кристаллов / А. Ф. Иоффе // Успехи физических наук. – Л., 1928. – Т. VIII, вып. 4. – С. 441–482.
9. Баранов Ю. В. Эффект А. Ф. Иоффе на металлах / Ю. В. Баранов. – Изд-во : МГИУ, 2005. – 140 с.
10. Носкова Н. И., Милюков Р. Р. Субмикрокристаллические и нанокристаллические металлы и сплавы / Н. И. Носкова. – Екатеринбург: УрОРАН, 2003. – 279 с.
11. Гарофало Ф. Законы ползучести и длительной прочности металлов и сплавов / Ф. Гарофало. – М. : Металлургия, 1968. – 304 с.
12. Кайбышев О. А. Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов / О. А. Кайбышев, Ф. З. Утяшев ; отв. ред. О. А. Банных. – М. : Наука, 2002. – 438 с.
13. Кинетические особенности деформации твердых тел в нано- микрообъемах / [Ю. И. Головин, С. Н. Дуб, В. И. Иволгин и др.] // Физика твердого тела. – 2005. – Т. 47, вып. 6. – С. 961–973.
14. Gleiter H. Materials with ultrafine microstructures / H. Gleiter // Retrospectives and Perspectives Nanostuctured Materials, 1992. – Vol. 1. – P. 1–19.
15. Миркин Л. И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов / Л. И. Миркин. – Изд-во: Государственное издательство физико-математической литературы, 1961. – 863 с.

Одержано 13.03.2009

Оценено влияние шероховатости поверхности и тонкой структуры на конструкционную прочность изделий после шлифования, полирования и ионно-плазменной обработки (ИПО). Показано, что при ИПО главную роль в повышении конструкционной прочности играет ионная бомбардировка, за счет которой временное сопротивление увеличивается на 20 %, предел текучести – на 37 % без снижения пластичности. Предложено объяснение обнаруженного явления.

The surface roughness and fine structure influence on parts structural strength after grinding, polishing and ion-plazma treatment (IPT) was estimated. It is shown that during IPT the ion bombardment plays a major role in structural strength improvement. This process increases the ultimate strength by 20 % and yield strength by 37 % without plasticity decrease. The explanation of the found phenomenon is proposed.

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 004.021:539.3

Д-р фіз.-мат. наук О. Д. Шамровський, Д. М. Колесник,
канд. техн. наук Ю. О. Лимаренко

Державна інженерна академія, м. Запоріжжя

РОЗРАХУНОК СТЕРЖНЕВИХ КОНСТРУКЦІЙ МЕТОДОМ ПОСЛІДОВНИХ ПЕРЕМІЩЕНЬ ІЗ УРАХУВАННЯМ ГЕОМЕТРИЧНОЇ НЕЛІНІЙНОСТІ

Поданий в [1] метод розрахунку стержневих конструкцій застосовується в даній роботі з урахуванням геометрично нелінійного деформування елементів конструкції. Це дозволило фіксувати моменти втрати стійкості, у тому числі ступеневу втрату стійкості для багатоярусних конструкцій, та досліджувати закритичну деформацію. Розроблений підхід є ітеративним і спирається на активне застосування ЕОМ.

Вступ

У роботі [1] подано метод послідовних переміщень для розрахунку стержневих систем. У цьому методі реалізована геометрично лінійна модель розрахунку конструкцій у статично визначеному й статично невизначеному випадках. Однак фактично для застосування цього методу лінійність моделі не обов'язкова.

Дана робота є логічним продовженням роботи [1] з такою її модифікацією, що дозволяє враховувати геометричну нелінійність задачі. Пропонований метод, зокрема, дозволяє наочно вивчати втрату стійкості стержневої системи, а також її закритичну деформацію.

Урахування геометричної нелінійності

Розглянемо обчислення поздовжньої деформації стержня в довільному геометрично нелінійному випадку.

Нехай кінці стержня, які спочатку мають координати (x_1, y_1) й (x_2, y_2), одержують переміщення уздовж осей координат Δx_1, Δy_1 і Δx_2, Δy_2 (рис. 1). У результаті таких переміщень кінці стержня будуть мати нові координати:

$$x_{н1} = x_1 + \Delta x_1,\ y_{н1} = y_1 + \Delta y_1,$$

$$x_{н2} = x_2 + \Delta x_2,\ y_{н2} = y_2 + \Delta y_2.$$

При цьому довжина стержня зміниться на величину

$$\Delta L = L_н - L,$$

де $L = \sqrt{(x_1 - x_2)^2 + (y_1 - y_2)^2}$,

$L_н = \sqrt{(x_{н1} - x_{н2})^2 + (y_{н1} - y_{н2})^2}$ – початкова й кінцева довжини стержня відповідно.

Внаслідок деформування в стержні виникає зусилля

$$R = C \cdot \Delta L,$$

де C – жорсткість стержня.

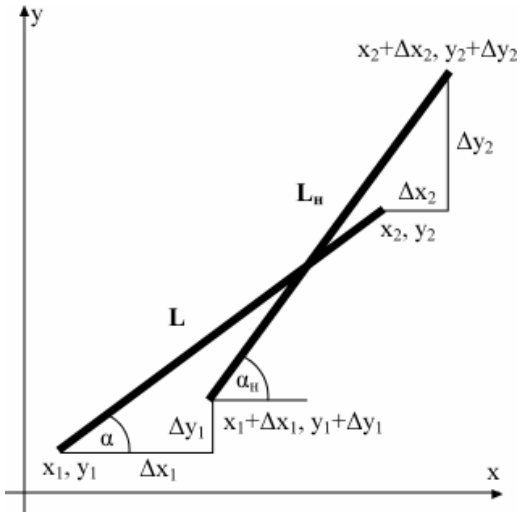


Рис. 1. Деформування стержня – елемента стержневої конструкції

© О. Д. Шамровський, Д. М. Колесник, Ю. О. Лимаренко, 2009

Напрямні косинуси сили R збігаються з напрямними косинусами стержня в новому положенні й дорівнюють

$$\cos\alpha_x = \frac{x_{н2} - x_{н1}}{L_н},\ \cos\alpha_y = \frac{y_{н2} - y_{н1}}{L_н},$$

де α_x – кут між стержнем і віссю x, а α_y – кут між стержнем і віссю y.

Застосуємо ці формули для розрахунку стержневої конструкції.

Приклади розрахунків методом послідовних переміщень

Приклад 1. Розглянемо стержневу систему, зображену на рис. 2. Для її розрахунку застосуємо метод послідовних переміщень [1], який, з урахуванням геометричної нелінійності, полягає в наступному.

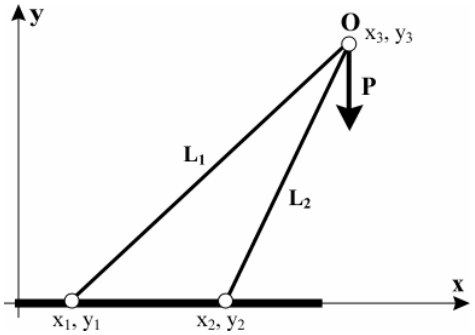


Рис. 2. Система з 2-х стержнів

Перший крок. Для вузла O знаходимо сумарні проекції навантаження, включаючи сюди зовнішнє навантаження (силу P) і реакції стержнів R_1, R_2:

$$\sum X = -R_1\cos\alpha_{1x} - R_2\cos\alpha_{2x},$$

$$\sum Y = -R_1\cos\alpha_{1y} - R_2\cos\alpha_{2y} - P.$$

У загальному випадку ці проекції відмінні від нуля. Зокрема, у першому наближенні зусилля в стержнях дорівнюють нулю й враховується тільки зовнішня сила P:

$$\sum X = 0,\ \sum Y = -P.$$

Другий крок. Задаємо проекції переміщення вузла O пропорційні сумарним проекціям навантаження:

$$\Delta x_3 = \gamma\sum X,\ \Delta y_3 = \gamma\sum Y.$$

У підсумку вузол O переміститься в положення з координатами

$$x_{н3} = x_3 + \Delta x_3,\ y_{н3} = y_3 + \Delta y_3.$$

Третій крок. При переміщенні вузла O довжини стержнів одержують прирости

$$\Delta L_1 = L_{н1} - L_1,\ \Delta L_2 = L_{н2} - L_2,$$

де

$$L_1 = \sqrt{(x_3 - x_1)^2 + (y_3 - y_1)^2},$$

$$L_{н1} = \sqrt{(x_{н3} - x_1)^2 + (y_{н3} - y_1)^2},$$

$$L_2 = \sqrt{(x_3 - x_2)^2 + (y_3 - y_2)^2},$$

$$L_{н2} = \sqrt{(x_{н3} - x_2)^2 + (y_{н3} - y_2)^2}$$ – початкові й кінцеві довжини першого й другого стержнів відповідно.

Пропорційні деформаціям стержнів зусилля розтягання (стискання) дорівнюють

$$R_1 = C_1\Delta L_1,\ R_2 = C_2\Delta L_2,$$

де C_1, C_2 – жорсткості першого й другого стержнів відповідно. Ці зусилля проходять уздовж нових напрямків стержнів, які вони одержують у результаті переміщення вузла O.

Тепер сумарні проекції сил, що діють на вузол O, будуть дорівнювати

$$\sum X = -R_1\cos\alpha_{н1x} - R_2\cos\alpha_{н2x},$$

$$\sum Y = -P - R_1\cos\alpha_{н1y} - R_2\cos\alpha_{н2y},$$

де $\cos\alpha_{н1x} = \frac{x_{н3} - x_1}{L_{н1}}$, $\cos\alpha_{н1y} = \frac{y_{н3} - y_1}{L_{н1}}$,

$\cos\alpha_{н2x} = \frac{x_{н3} - x_2}{L_{н2}}$, $\cos\alpha_{н2y} = \frac{y_{н3} - y_2}{L_{н2}}$.

Якщо обчислені суми не дорівнюють нулю (значно відрізняються від нуля), тоді процедура повторюється, починаючи з другого кроку, з заміною $x_3 = x_{н3}$, $y_3 = y_{н3}$.

Рекурентний процес закінчується при досягненні рівноваги третього вузла із заданою точністю.

На рис. 3 представлені графічно відповідні результати розрахунків із зображенням переміщення третього вузла.

Подальше збільшення навантаження приводить до результату, представленому на рис. 4. Система втратила стійкість, і відбувся стрибок переміщень. Це типово нелінійне явище; його прояв тут показує адекватність запропонованого алгоритму розрахунків.

Таким чином, пропонований метод дозволяє шляхом плавного збільшення навантаження знайти критичну силу як таку, при якій відбувається стрибкоподібна зміна положення системи. На рис. 5 зображено графік залежності вертикального переміщення вузла 1

системи в залежності від величини сили, прикладеної до вузла. Характерна сходинка відображає момент втрати стійкості системи.

Рис. 3. Стержнева конструкція під дією вертикальної сили *P*

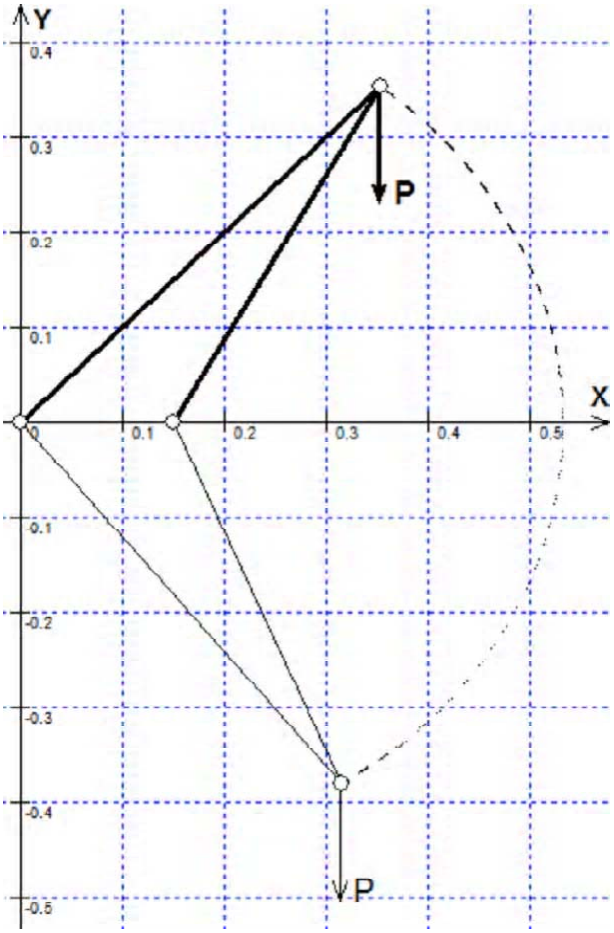


Рис. 4. Стержнева конструкція після втрати стійкості

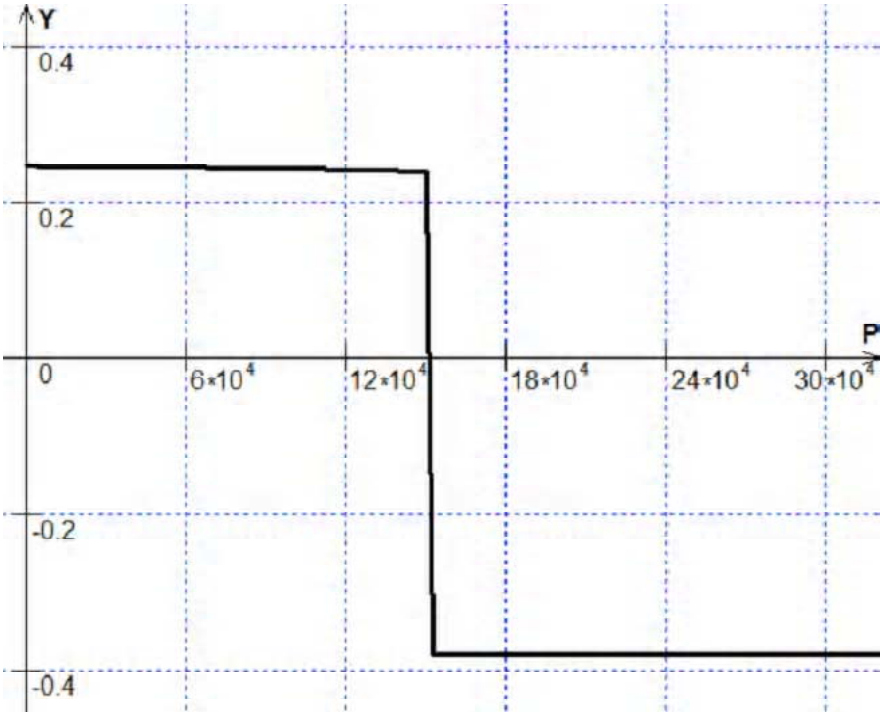


Рис. 5. Залежність вертикального переміщення вузла *O* від прикладеної сили *P*

Відзначимо, що зазвичай при вивченні втрати стійкості головна увага приділяється пошуку критичної сили, вивчення закритичної деформації досить складне й тому провадиться порівняно рідко. Даний метод дозволяє вивчати весь процес деформування, включаючи стрибок у момент втрати стійкості й закритичну деформацію.

Приклад 2. Розглянемо стержневу систему, зображену на рис. 6.

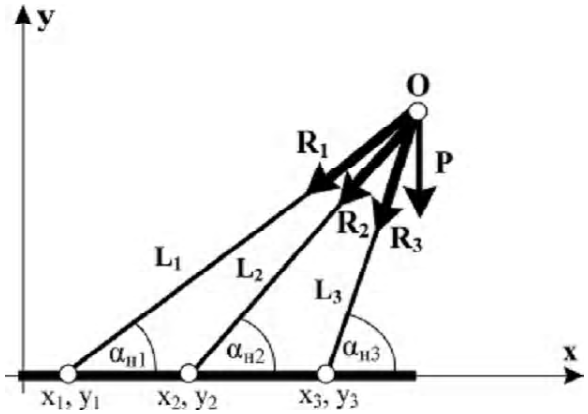


Рис. 6. Система з 3-х стержнів

Застосовуємо той самий алгоритм, що й у попередньому прикладі. Перед початком першої ітерації задаємо $\Delta x_4 = 0$, $\Delta y_4 = 0$, $R_1 = 0$, $R_2 = 0$, $R_3 = 0$.

Перший крок. Для вузла O знаходимо сумарні проекції навантаження:

$$\sum X = -R_1 \cos\alpha_{1x} - R_2 \cos\alpha_{2x} - R_3 \cos\alpha_{3x},$$

$$\sum Y = -R_1 \cos\alpha_{1y} - R_2 \cos\alpha_{2y} - R_3 \cos\alpha_{3y} - P.$$

Другий крок. Задаємо проекції переміщення вузла O пропорційні сумарним проекціям навантаження:

$$\Delta x_4 = \gamma \sum X,\ \Delta y_4 = \gamma \sum Y.$$

У підсумку вузол O переміститься в положення з координатами

$$x_{н4} = x_4 + \Delta x_4,\ y_{н4} = y_4 + \Delta y_4.$$

Третій крок. При переміщенні вузла O довжини стержнів одержують прирости

$$\Delta L_1 = L_{н1} - L_1,\ \Delta L_2 = L_{н2} - L_2,\ \Delta L_3 = L_{н3} - L_3,$$

де

$$L_{н1} = \sqrt{(x_{н4} - x_1)^2 + (y_{н4} - y_1)^2},$$

$$L_{н2} = \sqrt{(x_{н4} - x_2)^2 + (y_{н4} - y_2)^2},$$

$$L_{н3} = \sqrt{(x_{н4} - x_3)^2 + (y_{н4} - y_3)^2}.$$

Пропорційні їм зусилля розтягання (стискання), дорівнюють

$$R_1 = C_1 \Delta L_1,\ R_2 = C_2 \Delta L_2,\ R_3 = C_3 \Delta L_3,$$

де C_1, C_2, C_3 – жорсткості стержнів.

Тепер сумарні проекції сил, що діють на вузол O, будуть дорівнювати

$$\sum X = -R_1 \cos\alpha_{н1x} - R_2 \cos\alpha_{н2x} - R_3 \cos\alpha_{н3x},$$

$$\sum Y = -R_1 \cos\alpha_{н1y} - R_2 \cos\alpha_{н2y} - R_3 \cos\alpha_{н3y} - P,$$

де

$$\cos\alpha_{н1x} = \frac{x_{н4} - x_1}{L_{н1}},\ \cos\alpha_{н1y} = \frac{y_{н4} - y_1}{L_{н1}},$$

$$\cos\alpha_{н2x} = \frac{x_{н4} - x_2}{L_{н2}},\ \cos\alpha_{н2y} = \frac{y_{н4} - y_2}{L_{н2}},$$

$$\cos\alpha_{н3x} = \frac{x_{н4} - x_3}{L_{н3}},\ \cos\alpha_{н3y} = \frac{y_{н4} - y_3}{L_{н3}}.$$

Якщо ці проекції значно відрізняються від нуля, тоді повторюємо процедуру. Рекурентний процес закінчується при досягненні рівноваги третього вузла. На рис. 7 зображені графічно відповідні результати розрахунків із зображенням переміщення третього вузла.

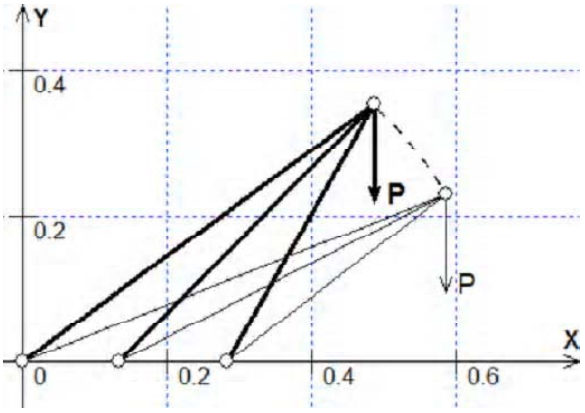


Рис. 7. Стержнева конструкція під дією вертикальної сили P

Подальше збільшення навантаження приводить до результату, представленому на рис. 8. Система втратила стійкість, і відбувся стрибок переміщень.

На рис. 9 зображений графік залежності вертикального переміщення вузла O системи, в залежності від величини сили, прикладеної до вузла. Характерна сходинка відображає момент втрати стійкості системи.

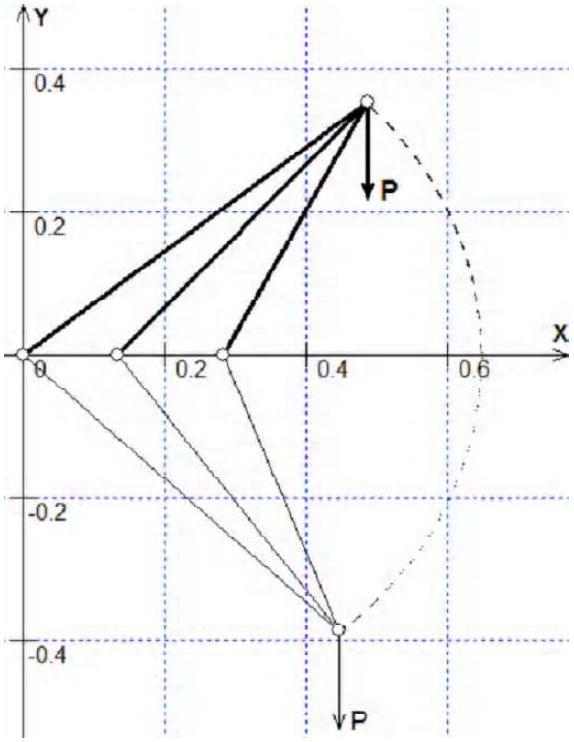


Рис. 8. Втрата стійкості системи

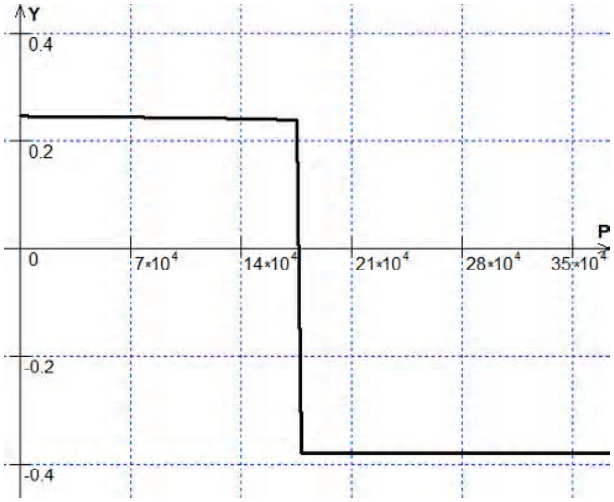


Рис. 9. Залежність вертикального переміщення вузла *O* від прикладеної сили *P*

Приклад 3. Наведені вище приклади характерні тим, що в них кожний зі стержнів має один з кінців нерухомим. У таких випадках деформація стержня визначається по переміщенню рухливого кінця стержня.

Розглянемо більш складні випадки. На рис. 10 наведена двох'ярусна стержнева система, що складається з шести стержнів, з'єднаних шарнірно у вузлах I, II й III. У стержнів 1 і 2 рухливими є обидва кінці, в інших тільки один кінець.

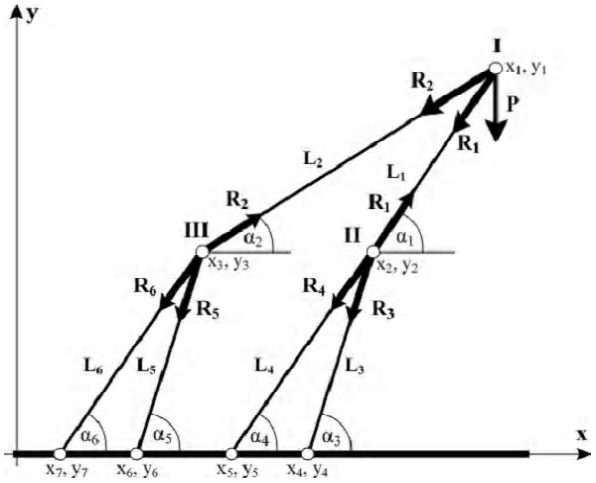


Рис. 10. Двох'ярусна стержнева система з 6 стержнів

Робота методу послідовних переміщень у цьому випадку ідентична попереднім прикладам з тією відмінністю, що знаходяться сумарні проекції навантаження не тільки для вузла I, на який діє сила *P*, але й для вузлів II і III:

$$\sum X_I = -R_1 \cos\alpha_{1x} - R_2 \cos\alpha_{2x},$$

$$\sum Y_I = -R_1 \cos\alpha_{1y} - R_2 \cos\alpha_{2y} - P,$$

$$\sum X_{II} = R_1 \cos\alpha_{1x} - R_3 \cos\alpha_{3x} - R_4 \cos\alpha_{4x},$$

$$\sum Y_{II} = R_1 \cos\alpha_{1y} - R_3 \cos\alpha_{3y} - R_4 \cos\alpha_{4y},$$

$$\sum X_{III} = R_2 \cos\alpha_{2x} - R_5 \cos\alpha_{5x} - R_6 \cos\alpha_{6x},$$

$$\sum Y_{III} = R_2 \cos\alpha_{2y} - R_5 \cos\alpha_{5y} - R_6 \cos\alpha_{6y}.$$

Рекурентний процес закінчується при досягненні рівноваги у вузлах I, II, III, тобто при досить малих по модулю сумарних проекціях сил у цих вузлах.

Особливістю даного приклада є ступенева втрата стійкості. На рис. 11 представлена розглянута система під дією вертикального навантаження *P*. У цьому випадку система втратила стійкість, і відбувся стрибок переміщень. Подальше збільшення навантаження приводить до втрати стійкості одного з сегментів першого ярусу (рис. 12).

На рис. 13 зображений графік залежності вертикального переміщення вузла I системи, в залежності від величини сили, прикладеної до вузла. Дві характерні сходинки відображають моменти втрати стійкості системи. Шляхом поступового збільшення сили *P* можна продовжити наведений графік до моментів втрати стійкості четвертого та п'ятого стержнів.

Таким чином, застосування запропонованого методу дозволило виявити другу втрату стійкості системи, що виникла вже після першої критичної деформації.

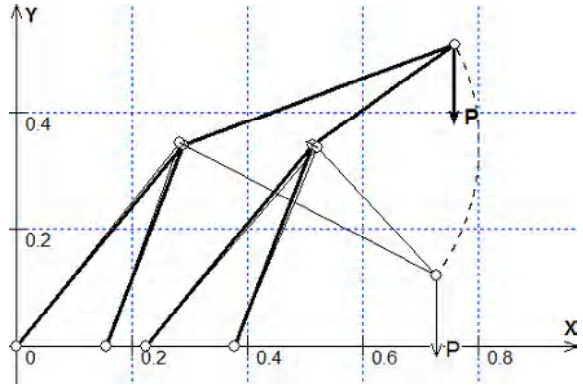


Рис. 11. Двох'ярусна стержнева конструкція після втрати стійкості першого й другого стержнів

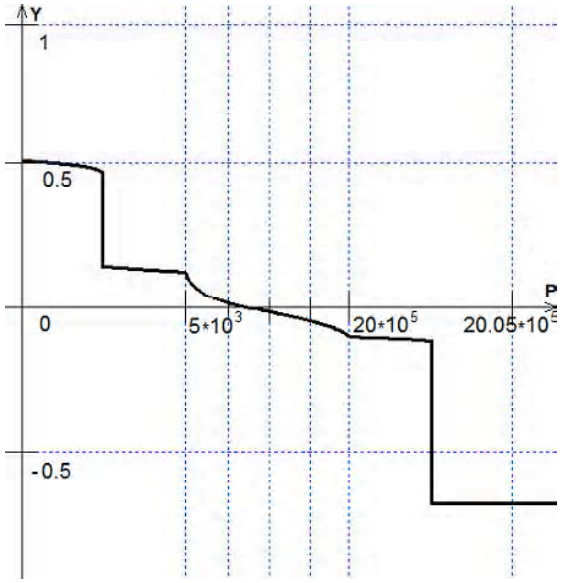


Рис. 13. Залежність вертикального переміщення вузла *O* від прикладеної сили *P*

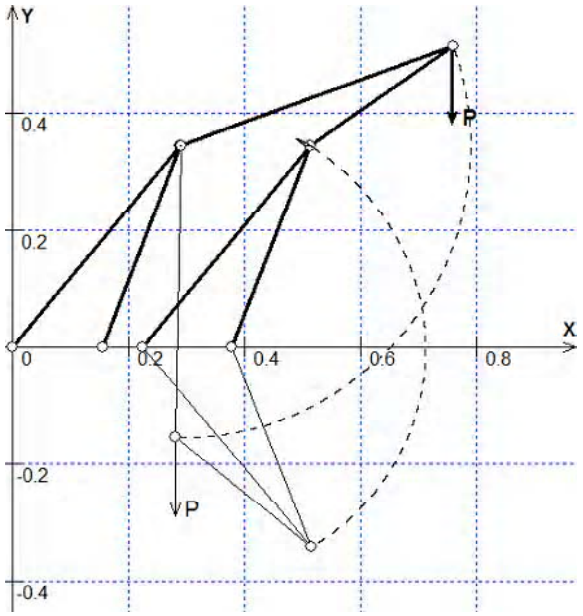


Рис. 12. Двох'ярусна стержнева конструкція після втрати стійкості першого, другого, третього й четвертого стержнів

Приклад 4. На рис. 14 наведена двох'ярусна стержнева система, яка складається з 12 стержнів, з'єднаних шарнірно у вузлах I, II й III. У стержнів 1, 2, 3 рухливими є обидва кінці, в інших тільки один кінець.

У цьому випадку так само спостерігається ступенева втрата стійкості. На рис. 15 зображена розглянута система після втрати стійкості стержнів другого ярусу, що супроводжується стрибком переміщень.

Подальше збільшення навантаження приводить до ще одного стрибка переміщень, у зв'язку із втратою стійкості одного із сегментів першого ярусу (рис. 16).

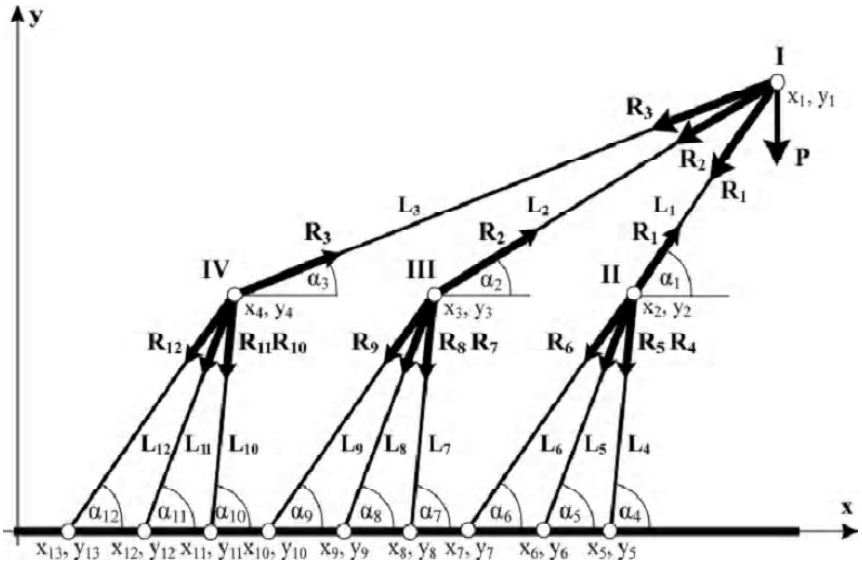


Рис. 14. Двох'ярусна стержнева система з 12 стержнів

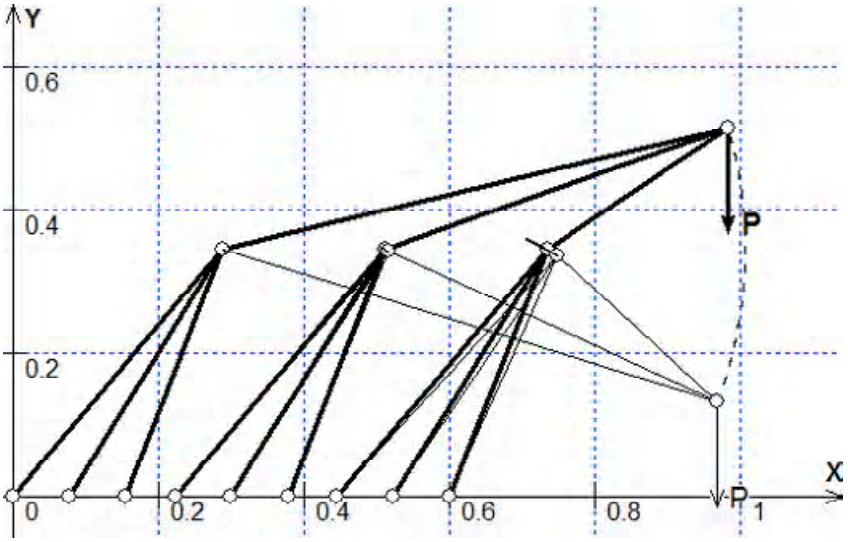


Рис. 15. Двох'ярусна стержнева конструкція після втрати стійкості стержнів другого ярусу

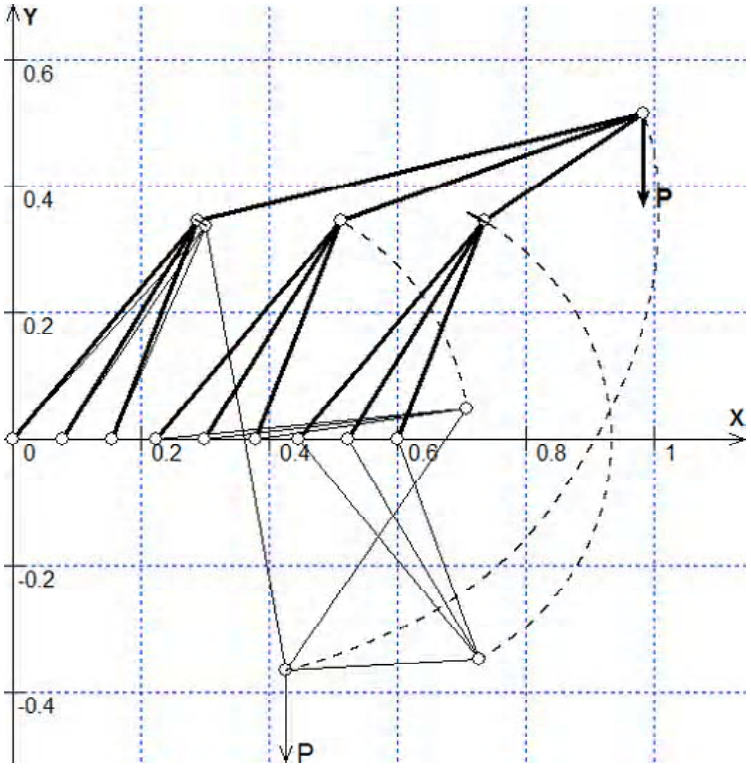


Рис. 16. Двох'ярусна стержнева конструкція після втрати стійкості стержнів другого ярусу

На рис. 17 зображений графік залежності вертикального переміщення вузла I системи, в залежності від величини сили, прикладеної до цього вузла. Дві характерні сходинки відображають моменти втрати стійкості системи. Можливості даного методу, що дозволяють вивчати закритичні деформації, допомогли в цьому випадку виявити другий момент втрати стійкості системи.

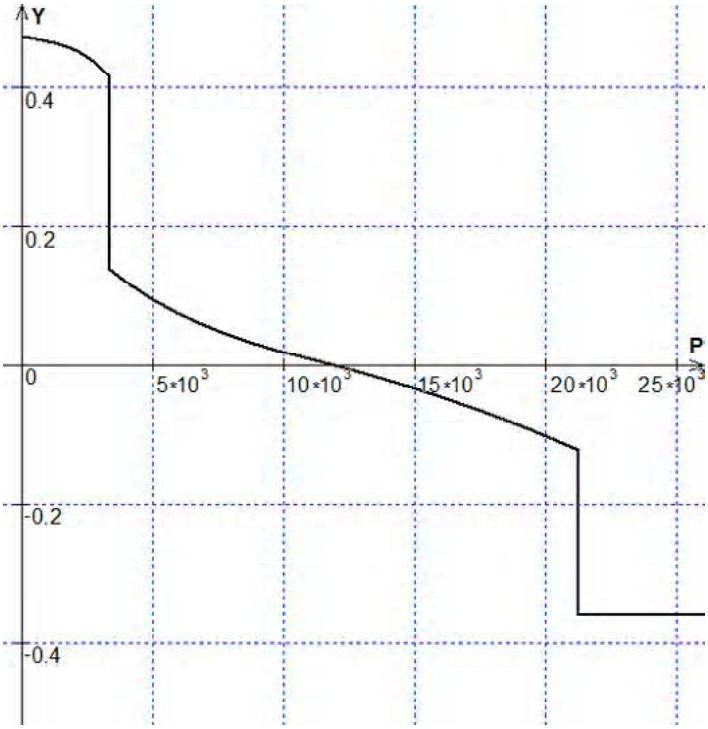


Рис. 17. Залежність вертикального переміщення вузла *O* від прикладеної сили *P*

Висновки

1. Поданий в [1] метод розрахунку стержневих конструкцій розширений на випадок урахування геометрично нелінійного деформування елементів конструкції.

2. Розв'язано ряд задач з розрахунку стержневих систем. Як показують результати розрахунків, урахування геометричної нелінійності дало змогу фіксувати моменти втрати стійкості системи, у тому числі ступеневу втрату стійкості у випадку багатоярусних конструкцій, а також досліджувати закритичну деформацію елементів системи.

3. Розроблену методику можна використовувати для розв'язування різних задач теорії пружності, що допускають побудову стержневої моделі дослідження. Метод дозволяє вивчати весь процес деформування, включаючи стрибок у момент втрати стійкості й закритичну деформацію.

Перелік посилань

1. Шамровський О.Д. Метод последовательных приближений для расчета стержневых систем / О. Д. Шамровський, А. І. Безверхий, В. В. Кривуляк // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, 2008. – № 2. – С. 110–118.

Одержано 18.03.2009

Представленный в [1] метод расчета стержневых конструкций применяется в данной работе с учетом геометрически нелинейного деформирования элементов конструкции. Это позволило фиксировать моменты потери устойчивости, в том числе, ступенчатую потерю устойчивости для многоярусных конструкций и исследовать закритическую деформацию. Разработанный подход является итеративным и опирается на активное применение ЭВМ.

Method of bar structure calculations is used with account of geometrically nonlinear deformation of structural elements. This allowed to fix the moments of buckling, including stepped buckling for multistage structures and to research supercritical deformation. The proposed method is iterative and lased upon active using of computers.

УДК 621.98.044.001.24.

Ю. А. Бойко, д-р техн. наук В. В. Драгобецкий, канд. техн. наук Р. Г. Пузырь

Государственный политехнический университет им. Михаила Остроградского, г. Кременьчуг

РАСЧЕТ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ СВАРНЫХ ЗАГОТОВОК

Рассмотрен вопрос определения напряженно-деформированного состояния цилиндрической листовой обечайки при профилировании со сварным швом. Получен критерий разрушения.

Введение

Все возрастающая сложность эмпирического пути отработки технологических процессов ставит на повестку дня вопрос о необходимости применения (ЭВМ). Последнее обстоятельство позволит сократить сроки отладки новых техпроцессов, повысить стойкость оснастки, уменьшить себестоимость деталей и увеличить их ресурс.

Однако широкое внедрение ЭВМ в практику технологических расчетов возможно только при наличии специализированных программ, позволяющих проводить поиск основных технологических параметров на основе численного моделирования.

В практике приближенных вычислений большое распространение получили вариационные и сеточные методы. Каждый из этих методов подразделяется на многочисленные схемные варианты и имеет свои особенности [1].

Анализ предыдущих исследований

Из численных методов, метод конечных разностей, исторически оказался наиболее подготовленным для ЭВМ. Суть метода состоит в том, что для приближенного решения краевой задачи, описываемой рядом дифференциальных уравнений при заданных краевых условиях, исследуемая область разбивается на ячейки семействами координатных линий. Точки пересечения координатных линий называются узлами, и подразделяется на внутренние и граничные. Искомая функция при этом заменяется совокупностью значений в узловых точках. Такое представление позволяет использовать понятия центральных конечных разностей, свести задачу к решению системы линейных алгебраических уравнений и найти численные значения искомой функции в узлах [2].

Метод конечных разностей положен в основу многих алгоритмов применительно к задачам прочности, устойчивости и колебаний и, несмотря на ряд существенных недостатков, хорошо зарекомендовал себя и позволил получить решения целого ряда важных для практики задач. С точки зрения оценки погрешностей, устойчивости и т.д. он является наиболее разработанным.

Не вдаваясь в более детальное изложение всех преимуществ и недостатков метода по сравнению с другими (их можно найти в работах [3-5]), отметим, что вследствие целого ряда положительных качеств метода конечных разностей, последний широко используется в настоящем исследовании как при расчетах формоизменения цилиндрической заготовки, так и при расчете оптимальной потребной нагрузки.

Цель исследования

Разработать теоретические подходы, описывающие процесс формоизменения сварной заготовки, позволяющие определить ее напряженно- деформированное состояние, прогнозировать появление предельного пластического состояния в околошовной зоне.

Материал и результаты исследований

При теоретическом рассмотрении деформирования заготовки в процессе радиально ротационного профилирования можно выделить три стороны вопроса:

1) динамическую, отражающую связь компонента тензора напряжений и вектора перемещений;

2) геометрическую, соответствующую связи деформации и конечных перемещений;

3) физическую, которая обуславливает соотношение компонент тензоров деформации и напряжений.

Эти три стороны описываются уравнениями, которые вместе с начальными и граничными условиями представляют собой замкнутую систему. Для задач импульсного деформирования заготовок, аналитическое решение системы уравнений довольно сложно и, поэтому обращаются к ее численному решению.

Рассмотрим основные допущения. Заготовка – тонколистовая оболочка. Задачу рассматриваем для осесимметричного случая, а это значит, что внешняя нагрузка и начальное положение заготовки, граничные условия деформирования осесимметричны относительно оси O_z . Сварная заготовка деформируется точно так же, как и без СШ, до момента разрушения. Критерием разрушения сварной заготовки принимаем достижения предельных деформаций в СШ, соответствующих описанным в предыдущем разделе предельным напряжением.

© Ю. А. Бойко, В. В. Драгобецкий, Р. Г. Пузырь, 2009

При расчете деформирования заготовки со сварным швом необходимо на каждом временном шаге проводить сравнение возникающих деформаций (ε_1 ; ε_2) с кривой предельно допустимых деформаций.

На рис. 1 изображена схема разбиения заготовки на участки в цилиндрической системе координат.

Предполагаем выполненной первую часть гипотезы Киргофа-Лява. Нормаль в процессе деформирования остается нормалью к серединной поверхности заготовки. Задачу считаем геометрически линейной, материал заготовки – упругопластическим, деформационно и кинематически упрочняющимся [5].

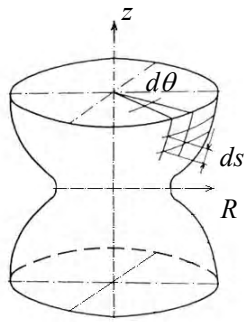


Рис. 1. Схема разбиения заготовки на участки в цилиндрической системе координат

Метод расчета основан на представлении всей оболочки в виде модели (что соответствует конечно-разностному подходу к решению дифференциальных уравнений). Заготовка разбивается на участки, масса каждого участка сводится в точку, полученные узлы соединены невесомыми растяжимыми звеньями, которые остаются прямыми между точками сосредоточения масс, внешние силы рассматриваются сосредоточенными в каждой массовой точке [5].

Давление профилирующего инструмента на заготовку аппроксимируется ступенчатой нагрузкой. В соответствии с принятой моделью, которая позволяет решать уравнения в конечно-разностной форме, весь изгиб концентрируется в точках расположения масс.

Следуя [4] запишем основные уравнения, по которым будет рассчитывать движения заготовки. Выделим элемент, оболочки $R \times d\theta \times ds$ рассмотрим его равновесие. Считаем, что на элемент: действуют мембранные растягивающие (сжимающие) силы $N_{\theta i}$, $N\varphi i$, поперечные силы $Q_{\phi i}$ моменты $M_{\varphi i}$, $M_{\theta i}$.

На рис. 2 показаны усилия, действующие на элемент оболочки $R \times d\theta \times ds$, и проекции усилий, моментов на оси координат OR и OZ.

Уравнения движения (для узлов заготовки) примут вид:

$$\frac{d}{ds}\left(N_\varphi R\cos\varphi\right)-\frac{d}{ds}\left(Q_\varphi \sin\varphi\right)- - N_\theta + F_r - \rho R\ddot{R} = 0; \quad (1)$$

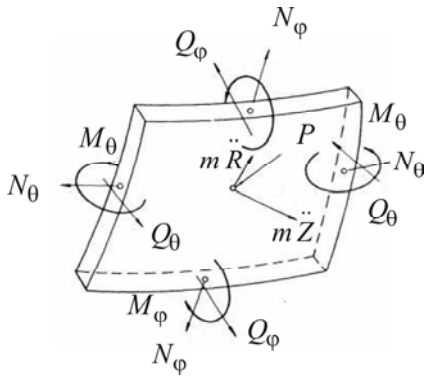


Рис. 2. Усилия, действующие на элемент оболочки

$$\frac{d}{ds}\left(N_\varphi R\sin\varphi\right)+\frac{d}{ds}\left(Q_\varphi\cos\varphi\right)+F_z-\rho R\ddot{z}=0, \quad (2)$$

где S – координата по образующей профиля заготовки; R – координата точки по оси OR; Z – координата точки по оси OZ; F_r – проекция внешней силы на ось OR; F_z – проекция внешней силы на ось OZ; N_φ – сила растяжения по образующей; N_θ – сила растяжения по окружности; Q_φ – поперечная сила; φ – угол между осью OZ и касательной к профилю заготовки; ρ – удельная масса заготовки (масса, отнесенная к площади).

Отметим, что условия равновесия сил записаны для массовых точек, стянутых в узлы модели, а уравнения моментов – для участка между массовыми точками. Уравнения (1) и (2) описывают движение многопараметрической модели заготовки.

Схема разбиения заготовки на слои по толщине оболочки представлена на рис. 4, как совокупность K слоев равной толщины, которые работают в условиях плоского напряженного состояния. Слои разделены материалом, обладающим бесконечной жесткостью на сдвиг в поперечном направлении.

Число слоев выбирается в количестве от 4 до 8. Предварительные расчеты показали, что дальнейшее увеличение числа слоев не приводит к существующему повышению точности вычислений и улучшению сходимости решения[5].

Уравнения движения (1) и (2) в конечно-разностной форме имеют вид:

$$N_{\varphi i}R_i\cos\varphi_i - N_{\varphi i-1}R_{i-1}\cos\varphi_{i-1} - Q_{\varphi i}R_i\sin\varphi_i + + Q_{\varphi i-1}R_{i-1}\sin\varphi_{i-1} - N_\varphi\Delta S_i + P(t)_i R_i\Delta S_i - - \rho_i R_i\ddot{R}_i\Delta S_i = 0; \quad (3)$$

$$N_{\varphi i}R_i\sin\varphi_i - N_{\varphi i-1}R_{i-1}\sin\varphi_{i-1} + Q_{\varphi i}R_i\cos\varphi_i - - Q_{\varphi i-1}R_{i-1}\cos\varphi_{i-1} + P(t)_i Z_i\Delta S_i - \rho_i R_i\ddot{Z}_i\Delta S_i = 0, \quad (4)$$

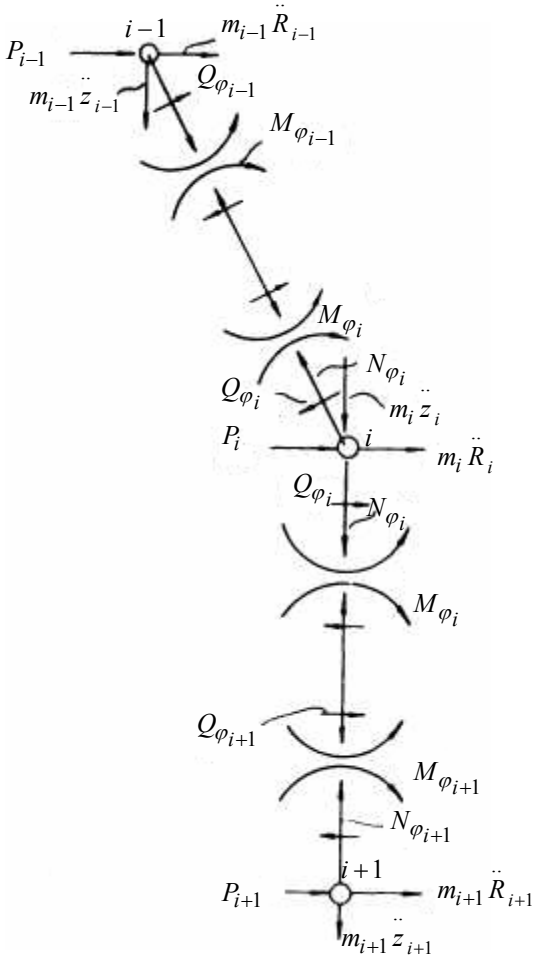


Рис. 3. Модель деформируемой заготовки

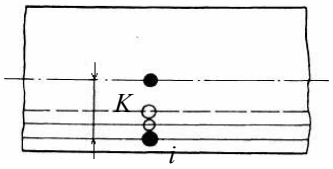


Рис. 4. Схема разбиения заготовки на слои по толщине

где $P(t)_i$ – внешняя нагрузка на i-й элемент оболочки; ΔS_i – расстояние между точками, которое определяется из выражения:

$$\Delta S_i = \sqrt{(R_{i+1} - R_i)^2 + (Z_{i+1} - Z_i)^2}\ ; \qquad (5)$$

$$\Delta\varphi_i = \sin\varphi_{i+1}\cos\varphi_i - \cos\varphi_{i+1}\sin\varphi_i\ ; \qquad (6)$$

$$\cos\varphi_{i+1} = \frac{(Z_{i+1} - Z_i)}{\Delta S_i}\ ; \qquad (7)$$

$$\sin\varphi_{i+1} = \frac{(R_{i+1} - R_i)}{\Delta S_i}\ . \qquad (8)$$

Рассмотрим уравнения связи перемещений и деформаций. Принимаем во внимание деформации, связанные с удлинением элемента под действием мембранных сил, и деформации, связанные с действием из гибких моментов.

Определив координаты точек, можно рассчитать величины деформаций в узлах по слоям:

$$\varepsilon_\theta^{ij} = \frac{(R_i - R_{oi})}{R_{oi}}\ ; \qquad (9)$$

$$\varepsilon_z^{ij} = (\Delta S_i - \Delta S_{oi})\Delta S_{oi} - f_k \frac{\Delta\varphi_i - \Delta\varphi_{oi}}{0{,}5(\Delta S_{oi+1} - \Delta S_i)}\ , \qquad (10)$$

где ε_θ^{ij} – широтная деформация; ε_z^{ij} – меридиальная деформация; $\Delta\varphi_i$ – угол между звеньями i, $i+1$; 0 – индекс, указывающий, что величина определяется в недеформируемом состоянии конструкции; f_k – расстояние слоя от нейтральной оси, которое определяется по формуле:

$$f_k = \frac{\delta}{k}(i - 0{,}5(k+1))\ , \qquad (11)$$

где δ – толщина оболочки; k – количество слоев; i – номер слоя.

На данном этапе расчета необходимо текущее значение широтных и меридиальных деформаций сравнить с предельными значениями деформаций сварной заготовки поперек и вдоль сварного шва.

Предельные деформации аппроксимируются зависимостью:

$$(\tilde{\varepsilon}_\theta) = a\tilde{\varepsilon}_z + b\tilde{\varepsilon}_z + c\ , \qquad (12)$$

где $\tilde{\varepsilon}_\theta$ и $\tilde{\varepsilon}_z$ – предельные деформации поперек и вдоль сварного шва; a, b, c – аппроксимации кривых предельных деформаций.

Зона штампуемости определяется квадратичной функцией вида $F(\tilde{\varepsilon})$:

$$F(\tilde{\varepsilon}) = a(\tilde{\varepsilon}_z)^2 + b(\tilde{\varepsilon}_z) + c - (\tilde{\varepsilon}_\theta)\ . \qquad (13)$$

Для i-й точки в j-й момент времени выражение можно представить как

$$F^{ij}(\varepsilon) = a\left(\varepsilon_z^{ij}\right)^2 + b\left(\varepsilon_z^{ij}\right) + c - \varepsilon_\theta^{ij}\ . \qquad (14)$$

Значение функции $F^{ij}(\varepsilon)$ может быть > 0 или ≤ 0 в зависимости от текущих значений деформаций.

Если $F^{ij}(\varepsilon)>0$, то текущая величина деформаций меньше предельных для сварного соединения, то есть можно производить дальнейший расчет, для чего определяем приращение деформаций всех слоев за временный шаг

$$\Delta\varepsilon_\theta^{ij+1} = \varepsilon_\theta^{ij+1} - \varepsilon_\theta^{ij}; \quad (15)$$

$$\Delta\varepsilon_z^{ij+1} = \varepsilon_z^{ij+1} - \varepsilon_z^{ij}. \quad (16)$$

Определив величины деформаций в каждом узле и в каждом слое переходим к решению физической стороны задачи – вычисляем значения σ_θ^{ij}, σ_z^{ij}. При этом считаем материал заготовки в общем случае упругопластическим, деформационно и кинематически упрочняющимся. Расчеты напряжений по деформациям основаны на зависимостях математической теории пластического течения.

Методика расчета напряжений по деформациям использована в том виде, как она предложена в работах [4, 5]. Последовательность вычислений такова: определяем напряжения по известным деформациям из предположения, что материал деформируется упруго. Эти пробные напряжения (значения напряжений первого приближения) вычисляем, исходя из соотношений:

$$\sigma_\theta^{ij+1} = \sigma_\theta^{ij} + \frac{E}{1+\gamma^2}\left(\Delta\varepsilon_\theta^{ij+1} + \gamma\varepsilon_z^{ij+1}\right); \quad (17)$$

$$\sigma_z^{ij+1} = \sigma_z^{ij} + \frac{E}{1+\gamma^2}\left(\Delta\varepsilon_z^{ij+1} + \gamma\varepsilon_\theta^{ij+1}\right). \quad (18)$$

Если деформации будут настолько малы, что происходит лишь упругое деформирование, то напряжения будут соответствовать действительности. В противном случае в результате расчета получаем завышенные значения напряжений.

Вводим критерий Мизеса-Генки и вычисляем величину критерия для каждого узла и каждого слоя:

$$\phi_k^{ij+1} = \left(\sigma_z^{i^2} - \sigma_z^i\sigma_\theta^i + \sigma_\theta^{i^2} - \sigma_0^2\right)^{j+1}, \quad (19)$$

где σ_0 – предел текучести материала, который зависит в общем случае и от абсолютной величины деформаций, и от скорости ее изменения [5]. В этом случае, если $\phi_k^{ij+1} < 0$, пластическое течение отсутствует, действительные напряжения равны своим пробным значениям:

$$\sigma_{\theta I}^{ij+1} = \sigma_{\theta II}^{ij+1}; \quad (20)$$

$$\sigma_{zI}^{ij+1} = \sigma_{zII}^{ij+1}. \quad (21)$$

В случаи, если $\phi_k^{ij+1} = 0$, то пластическое течения только наступило и время:

$$\tau = (j+1)\Delta t. \quad (22)$$

Если же $\phi_k^{ij+1} > 0$, то значит, что процесс деформирования происходит пластически и пробные напряжения не соответствуют действительности. Деформация слоя завышена. Поэтому значения напряжений необходимо уточнить.

Уточняем напряжение, т.е. вычисляем напряжения второго приближения:

$$\sigma_{\theta II}^{ij+1} = \sigma_{\theta I}^{ij+1} + \Delta\tilde{\sigma}_\theta^{ij+1}; \quad (23)$$

$$\sigma_{zII}^{ij+1} = \sigma_{zI}^{ij+1} + \Delta\tilde{\sigma}_z^{ij+1}, \quad (24)$$

предварительно определив приращения напряжений (уточняющие и приводящие напряжения к действительным значениям) по следующим формулам:

$$\Delta\tilde{\sigma}_\theta^{ij+1} = -\lambda\left(\sigma_\theta^{i'} + \gamma\sigma_z^i\right)_j; \quad (25)$$

$$\Delta\tilde{\sigma}_z^{ij+1} = -\lambda\left(\sigma_z^{i'} + \gamma\sigma_z^i\right)_j. \quad (26)$$

где λ – мера пластической деформации, которая определяется по формуле:

$$\lambda = -\frac{B}{2A} - \sqrt{\left(\frac{B}{2A}\right)^2 - \frac{C}{A}}, \quad (27)$$

где

$$A = \left[\left(\sigma_z' - \gamma\sigma_\theta'\right)^2 - \left(\sigma_z' + \gamma\sigma_\theta'\right)\times\left(\sigma_\theta' - \gamma\sigma_z'\right) + \left(\sigma_\theta^i - \gamma\sigma_z^i\right)\right]^{ij};$$

$$B = -\left(\sigma_z' - \gamma\sigma_\theta'\right)^{ij}(2\sigma_z - \sigma_\theta)^{ij+1} - \left(\sigma_\theta' - \gamma\sigma_z'\right)^{ij}(2\sigma_\theta - \sigma_z)^{ij+1};$$

$$C = \left(\sigma_z^2 - \sigma_z\sigma_\theta + \sigma_\theta^2 - \sigma_0^2\right)^{ij+1}; \quad (28)$$

$$\sigma_z^{ij+1'} = 2\sigma_z^{ij+1} - \sigma_z^{ij+1};$$

$$\sigma_\theta^{ij+1'} = 2\sigma_\theta^{ij+1} - \sigma_z^{ij+1}.$$

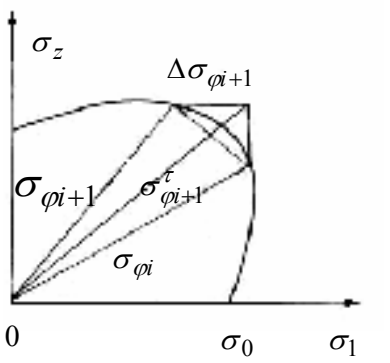


Рис. 5. Определение напряжений в случае пластического течения

Поскольку уравнение движения записаны не для усилий (что связано с тем, что модель учитывает изгиб, но не рассматривает сжимающие по толщине напряжения), то запишем соотношения для вычисления усилий и моментов

$$N_{\varphi}^{ij+1} = \sum_{l=1}^{k} \sigma_z^{ij+1} \delta_e \, ; \qquad (29)$$

$$N_{\theta}^{ij+1} = \sum_{l=1}^{k} \sigma_{\theta}^{ij+1} \delta_e \, ; \qquad (30)$$

$$M_{\varphi}^{ij+1} = \sum_{l=1}^{k} \sigma_z^{ij+1} \delta_e f_k \, ; \qquad (31)$$

$$M_{\theta}^{ij+1} = \sum_{l=1}^{k} \sigma_{\theta}^{ij+1} \delta_e f_k \, , \qquad (32)$$

где δ_e – текущая толщина слоя пластины, которая вычисляется по формуле:

$$\delta_e = \exp(\varepsilon_z)\delta_{ol} \, , \qquad (33)$$

где δ_{ol} – начальная толщина слоя пластины.

Величину перерезывающей силы Q_{φ} определим из уравнения равновесия моментов:

$$\frac{d(M_{\varphi} R)}{ds} - M_{\theta} \cos\varphi = Q_{cp} R \, . \qquad (34)$$

Далее цикл (1-34) повторяется до прекращения движения заготовки либо до наступления момента, когда пластические свойства материала преимущественно в ОШЗ приближается к предельным, для чего на каждом шаге сравниваем текущие значения деформации с предельными.

Если при сравнении

$$F(\varepsilon)^{ij} = a\left(\varepsilon_z^{ij}\right)^2 + b\left(\varepsilon_z^{ij}\right) + c - \varepsilon_z^{ij} \le 0 \, , \qquad (35)$$

то текущие значения деформаций в точке в последующий момент времени превышают значение предельных деформаций, поэтому необходимо применения тонких дополнительных накладок на сварной шов.

Этот технологический прием позволяет отштамповать детали при больших значениях главных деформаций, но возможности его ограничены.

Из рис. 6 видно, что применение этого приема возможно лишь тогда, когда точка C, соответствующая достигнутым деформациям на цилиндрической заготовке, находится внутри области ограниченной точками ABD.

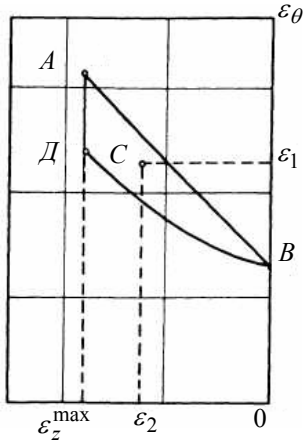


Рис. 6. Кривая предельных деформаций

Абсцисса точки C текущей деформации, находящейся выше кривой предельных деформаций BD не должна превышать максимальное значение $\varepsilon_z^{\max}$.

Точка C в то же самое время не должна находиться выше кривой AB, т.к. за этой границей, технологический прием не дает положительного результата.

Выводы

1. Представленный теоретический подход позволяет описать процесс формоизменения сварной заготовки, определить значения предельных напряжений и деформаций в околошовной зоне.

2. Разработанная методика определения зоны штампуемости сварной заготовки позволяет прогнозировать появление предельных деформаций в околошовной зоне.

Перечень ссылок

1. Талымов Г. Б. Сварные деформации и напряжения / Г. Б. Талымов. – Л. : Машиностроение. – 1973. – 218 с.
2. Мыхненко В. И. Расчетные методы исследования кинематики сварочных напряжений и деформаций / В. И. Мыхненко. – К. : Наукова думка. – 1976. – 319 с.
3. Галков Ш. Г. Динамика взаимодействия элементов конструкций с волной давления и жидкости / Ш. Г. Галков. – К. : Наукова думка. – 1977. – 178 с.

4. Галлиев Ш. Г. Динамика гидроупругопластических систем / Ш. Г. Галлиев. – К. : Наукова думка. – 1981. – 276 с.

5. Рудаков К. М. Чисельні методи аналізу в динаміці конструкцій : Нов. посібник / К. М. Рудаков. – К. : НТУУ «КПІ». – 2007. – 379 с.

Одержано10.10.2008

Розглянуто питання визначення напружено-деформованого стану циліндричної листової обичайки при профілюванні зі зварювальним швом. Отримано критерій руйнування.

The determination of the stress-strain state of cylindrical sheet drum at grading with joint weld is shown. A criterion of the destruction is received.

УДК 658.286

Канд. техн. наук С. М. Турпак, канд. техн. наук О. Ф. Кузькін, С. В. Грицай

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

ІМІТАЦІЙНА МОДЕЛЬ РОБОТИ ТРАНСПОРТУ МЕТАЛУРГІЙНОГО ПІДПРИЄМСТВА У ЗИМОВИЙ ПЕРІОД

Розглядається задача планування і організації перевезень вантажів, які змерзаються, на металургійні підприємства у зимовий період. Запропоновано новий підхід до визначення оптимальних обсягів вантажопереробки, який базується на методах регресивного аналізу та імітаційного моделювання.

Вступ

У холодний період року на металургійних підприємствах суттєво знижується переробна спроможність вантажів, які змерзаються. Тому актуальним питанням є розробка методики, що дозволяє здійснити планування обсягів постачань сировини та матеріалів для виробництва, виходячи з прогнозу погодних умов.

У процесі змерзання насипних вантажів під час перевезення їх у холодну пору року взаємодіють три різнорідних матеріальних об'єкти: насипний вантаж, залізничний вагон, навколишнє середовище. Теплообмін між ними відбувається в умовах, що постійно змінюються під впливом сонячної радіації, вібрації вагона та інших факторів [1, 2].

Матеріали та методика досліджень

Глибина змерзлого шару $h_{зм}$ визначається відношенням кількості тепла, переданого через цей шар в атмосферу в процесі перевезення, до сумарної кількості тепла, виділеного в процесах: охолодження поталого вантажу, фазових переходах з води в лід і при подальшому охолодженні змерзлого вантажу:

$$h_{зм} = K\sqrt{\frac{2\lambda_{зм}\cdot\left(|t_к|-|t_з|\right)\cdot\tau\cdot 3{,}6}{C_T\left(|t_п|-|t_з|\right)+2C_ф(W-W_б)+C_{зм}\left(|t_к|-|t_з|\right)}}, \quad (1)$$

де $h_{зм}$ – глибина змерзлого шару, м;

K – коефіцієнт конвективного обміну, $K = 1{,}1$;

$\lambda_{зм}$ – коефіцієнт теплопровідності змерзлого шару, Вт/(м·°С);

τ – тривалість перевезення, год.;

C_T, $C_{зм}$ – об'ємна теплоємність поталого й змерзлого вантажу, кДж/(м^3·°С);

$C_ф$ – теплота фазових переходів, яка дорівнює $335\cdot10^3$ кДж/м^3;

$t_п$, $t_з$, $t_к$ – відповідно температура вантажу початкова, замерзання, кінцева, °С;

W, $W_б$ – сумарна й безпечна у відношенні змерзання вологість, частки одиниці.

Виходячи із глибини змерзлого шару й обсягу вантажу у вагоні, визначається обсяг поталого ядра. Далі розраховується коефіцієнт змерзання, температура поверхневого шару, з урахуванням яких визначається час розігріву вантажу.

Як видно з формули (1), даний підхід не враховує проміжні зміни температури в процесі доставки вантажу. Визначити час, необхідний для розігріву вантажу, можна тільки після визначення параметра $t_к$ – тобто по прибуттю вагонів. Це істотно погіршує можливість оперативного регулювання відвантаженням сировини постачальниками. У випадку несподіваного збільшення тривалості розігріву вантажів, вони накопичуються в черзі очікування на під'їзній колії.

Оперативне скорочення обсягів відвантаження в цьому випадку не приведе до позитивного результату, оскільки маршрути вже можуть перебувати на шляху прямування до металургійного підприємства. Навпаки, у випадку поліпшення погодних умов, затримка відвантаження буде необґрунтовано ставити під погрозу виконання планів перевезень підприємства.

© С. М. Турпак, О. Ф.Кузькін, С. В. Грицай, 2009

Пропонується така методика оперативного керування процесом відвантаження сировини на металургійні підприємства, якій у значно меншій мірі властиві вищевказані недоліки.

Більшість вантажів, що змерзаються, на металургійні підприємства надходять маршрутами. Пункти відвантаження розташовані, як правило, на відстанях 200-300 км, що дозволяє здійснювати поставки протягом декількох годин (десятків годин). Пропонується визначити регресійну залежність часу, необхідного для розігріву вантажу в одержувача, від температури повітря у постачальника на момент навантаження вагонів.

Наприклад, в умовах металургійного комбінату «Запоріжсталь», були досліджені взаємозалежності між величиною простоїв вагонів в камерах розморожування (результативна ознака *Y*) і температури навколишнього середовища (факторіальна ознака *X*). Графічну форму систематизації статистичного матеріалу у вигляді поля кореляції наведено на рисунках 1-3.

За допомогою статистичного пакету *Statistica* отримано та формалізовано кореляційні залежності для кожного роду вантажу (коефіцієнт кореляції становить 0,7...0,8), які використано в імітаційній моделі роботи транспортної системи.

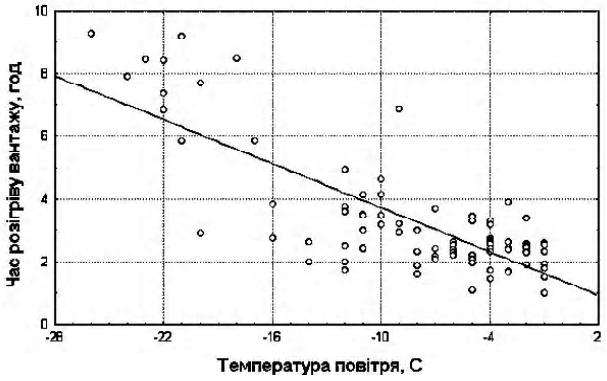


Рис. 1. Поле кореляції і емпірична лінія регресії даних розігріву залізорудного концентрату

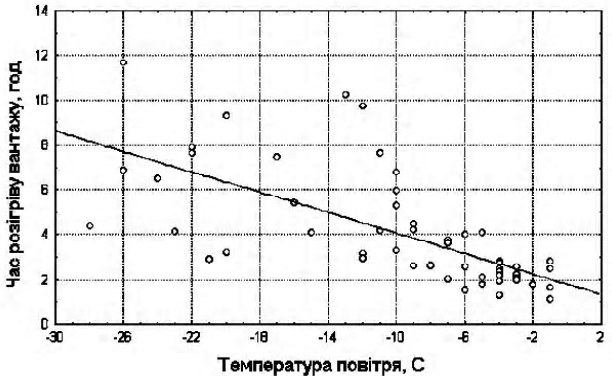


Рис. 2. Поле кореляції і емпірична лінія регресії даних розігріву аглоруди

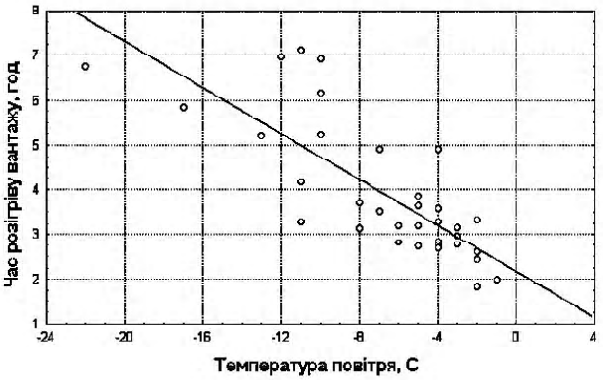


Рис. 3. Поле кореляції і емпірична лінія регресії даних розігріву вапняку

Моделювання здійснювалось за допомогою програмного комплексу *Service Model*. Основними блоками роботи моделі є блок моделювання інтервалів надходження вагонів, блок моделювання процесу розморожування вантажів та блок моделювання процесу вивантаження вагонів.

Результати роботи моделі наведено на рис. 4.

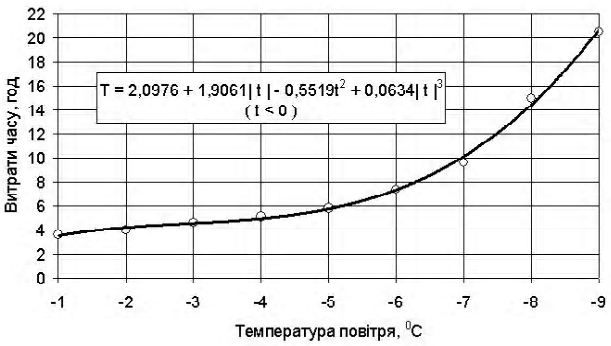


Рис. 4. Залежність середнього часу простою вагона до початку вивантаження (*T*) від температури повітря (*t*)

Теорія та аналіз отриманих результатів

З отриманих результатів моделювання можна зробити такі висновки:

1. Витрати часу на очікування подачі до камер гаражу та розморожування вантажів швидко зростають при зниженні температури навколишнього середовища більш, ніж на -5 °С.

2. При температурі повітря близько -9 °С і нижче виникає ризик неможливості приймання вагонів із сировиною на підприємство внаслідок затримки вивантаження вагонів на під'їзній колії. В таких умовах потрібно зменшити обсяги надходження сировини, тобто збільшити інтервал між маршрутами.

Рекомендації щодо організації постачань сировини на підприємство можна зобразити таблицею 1.

Таблиця 1 – Зменшення часу знаходження вагонів на під'їзній колії при коригуванні вантажопотоків у залежності від температурних умов

Температура повітря, °С	Середній час перебування вагона на станційних коліях, год.	Середній час розморожування вагона з вантажем, год.	Сумарні витрати часу на вагон, год.	Коефіцієнт зміни інтервалу надходження вантажів	Зменшення часу знаходження вагонів на під'їзній колії за місяць, год.
-5 і вище	4,9	3	7,9	**0,8**	-10282
-5...-10	4,1	4	8,1	**1,2**	14035
-10...-15	3,9	5,3	9,2	**1,5**	7250
-15...-20	2,5	6,4	8,9	**2**	3252
-20...-25	2,3	7,6	9,9	**2,5**	2728
-25...-30	2,2	8,8	11	**4**	960
Разом:					**17944**

Висновки

Запропонована методика оптимального планування постачань сировини та матеріалів для виробництва у холодний період року на металургійні підприємства ґрунтується на даних пропускної спроможності вантажних фронтів та інших пунктів прямування вагонів, прогнозу погодних умов на запланований період.

За допомогою розробленої на базі програмних комплексів *Statistica, Service Model* програми моделювання роботи транспортної системи визначено можливі обсяги вантажопереробки в залежності від температурних умов та сформульовано рекомендації щодо планування перевезень сировини, що дозволяють створити умови для скорочення часу знаходження вагонів на під'їзних коліях.

Перелік посилань

1. Лепнев М. К. Грузы и мороз / М. К. Лепнев, Э. П. Севериновна. – М. : Транспорт, 1988. – 144 с.
2. Перевозка смерзающихся грузов : Справочник / [под ред. Ю. А. Носкова]. – М. : Транспорт, 1988. – 206 с.

Одержано 02.09.2008

Рассматривается задача планирования и организации перевозок смерзающихся грузов на металлургические предприятия в зимний период. Предложен новый подход к определению оптимальных объемов грузопереработки, который базируется на методах регрессионного анализа и имитационного моделирования.

The problem of planning and organization of transportations of freezing together cargoes to the metallurgical enterprises during the winter period is considered. The new approach to define optimum volumes of cargo handling based on methods of the regressive analysis and imitating modeling is offered.

УДК 621.791.92.04

Канд. техн. наук С. Н. Попов, А. Д. Антонюк

Национальный технический университет, г. Запорожье

ОПТИМИЗАЦИЯ ИЗНОСОСТОЙКОГО НАПЛАВОЧНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Fe-C-Ti-B ДЛЯ УСЛОВИЙ ИЗНАШИВАНИЯ ЗАКРЕПЛЕННЫМ АБРАЗИВОМ

В работе получена линейная регрессионная модель, описывающая влияние химического состава сплавов системы Fe-C-Ti-B в широком диапазоне варьирования факторов на физико-механические и эксплуатационные свойства наплавленного металла. На основании графического анализа разработан оптимальный состав шихты порошковой присадки.

Введение

Для упрочнения рабочих органов дорожно-строительной техники, эксплуатируемых в условиях интенсивного изнашивания закрепленным абразивом с присутствием локальных ударных нагружений, применяются материалы с высокой исходной твердостью (63-68 HRC) и значительным содержанием (60-70 %) избыточной упрочняющей фазы микротвердостью H_{50}= 18-30 ГПа, располо-женной в мартенсито-аустенитной матрице [1]. Этим требованиям отвечают широко ис-

© С. Н Попов, Д. А. Антонюк, 2009

пользуемые на сегодняшний момент сложнолегированные сплавы системы Fe-C-Cr-B, имеющие в своём составе вязкую матрицу и избыточную упрочняющую фазу в виде карбидов и карбоборидов хрома. При этом диапазон образующихся типов упрочняющей фазы ограничен вследствие превалирующего введения хрома, который участвует в кристаллизации карбидов и карбоборидов. Поэтому целью работы являлось исследование возможности использования титана взамен хрома, позволяющего добиться повышенной износостойкости сплавов в условиях изнашивания закрепленным абразивом.

Анализ литературных данных

Теоретические исследования показали, что титан обладает большим сродством к углероду, чем хром, и при кристаллизации образует дисперсные твердые карбиды TiC (гранецентрированная кубическая решетка, является фазой переменного состава, область гомогенности которой находится в пределах 7-20 % углерода [2]), которые, являясь центрами кристаллизации, способствуют измельчению структурных составляющих сплава. Карбид титана (TiC), а также его бориды (TiB, TiB_2 и др.) относятся к термодинамически стойким тугоплавким соединениям, имеющим высокую температуру плавления (3100-3147 °С и 3253 °С соответственно) и твердость (30-32 ГПа и 33,7ГПа) по сравнению с другими элементами (W, V, Mo). При этом стоимость ферротитана, а также титановой губки (25$/кг по данным Лондонской биржи металлов) по сравнению с ферросплавами других сильных карбидообразующих элементов (феррованадий – 45,5 USD/кг, вольфрам – 69,9 USD/кг и др.) ниже, к тому же он менее дефицитен. Поэтому для определения возможности использования титана в качестве основного легирующего элемента износостойкого наплавочного сплава выполнен литературный анализ структуры и триботехнических свойств материалов системы Fe-C-Ti-B.

В сплавах системы Fe-C-Ti-B в области концентраций, ограниченных составами фаз Fe, TiC, TiB_2, установлено [3] отсутствие тройных фаз, и при любых концентрациях образуются лишь твердые растворы на основе железа, а также карбида и диборида титана.

Особое внимание следует уделить исследованиям Борисовой А.Л. с соавторами [4], где сначала термодинамически, а затем с помощью рентгенофазового анализа изучали процессы взаимодействия карбида бора (B_4C) с титаном (Ti) в условиях термического и плазменного нагрева. Однако результаты данных исследований были получены методом порошкового прессования. С учетом того, что температура в дуге (~ 6000 °С) значительно превышает температуру данного процесса (2000-2200 °С), использование полученных показателей для прогнозирования состава наплавленного металла, вероятно, требует значительных уточнений.

Таким образом, анализ литературных данных показал, что сплавы системы Fe-C-Ti-B в зависимости от соотношения содержания титана, углерода и бора, а также метода получения, кристаллизуются с различной избыточной фазой. Помимо этого, незначительное количество ранее выполненных работ по изучению сплавов системы Fe-C-Ti-B (особенно при электродуговой наплавке) обуславливает необходимость проведения направленных исследований в широком диапазоне варьирования легирующих элементов.

Методика проведения исследований

Экспериментальные сплавы системы легирования Fe-C-Ti-B изготавливали в виде порошковой присадки, в состав которой вводили до 43-48 % порошкообразной шихты из легирующих элементов, что позволило варьировать химическим составом наплавленного металла в достаточно широких пределах. Для получения различного содержания легирующих элементов в наплавленном металле (5-15 % Ti; 1,6-3,4 % C; 3,0-6,0 % B) производили расчет состава шихты. Порошковая смесь содержала карбид бора (B_4C, ТУ 24.1-00222226-047:2005) зернистости F90 (B_4C – 95 %, $B_{об}$ – 76 %; B_2O_3 – 0,2 %), титан магний термический (фракции 0,25-0,4 мм, ПТХ 7-1(7-3), ТУ 48-10-78-83), порошок TiC (П-20/3) и ферробор. Образцы для испытаний изготавливали путем аргонодуговой наплавки неплавящимся электродом исследуемого материала на пластины из Ст. 3.

Для оценки технологичности сплавов предложен критерий ($K_{техн.}$), который учитывал количество трещин ($K_{тр}$) и пор ($K_{п}$) на участке 10×10×10 мм наплавленного металла, а также жидкотекучесть ($K_{ж}$) при наплавке (по десятибалльной шкале):

$$K_{техн} = K_{тр} + K_{п} + K_{ж}. \quad (1)$$

Относительную износостойкость опытных сплавов определяли на основании предложенной методики лабораторных испытаний [5], сущность которой заключалась в одновременном истирании 4-8 образцов материала бруском асфальтобетонного абразива, который подавался с постоянным (заданным) усилием. Для расчета количественных показателей после испытаний определяли массовый износ образцов за конкретный промежуток времени.

Разработка математической модели

Планирование эксперимента производили для трех независимых переменных на двух уровнях варьирования. Выбор уровней и интервалов варьирования легирующих элементов осуществляли исходя из результатов литературного обзора и анализа составов применяемых наплавочных материалов. Интервалы варьирования (табл. 1) выбирались исходя из возможности применения в качестве основного шихтового материала карбида бора (B_4C). Нижний уровень леги-

рования сплавов углеродом и бором составлял 1,5 % и 3,0 % соответственно. Более низкое содержание углерода приводит к значительному снижению количества упрочняющей фазы (менее 40 %), что вызывает снижение твердости и износостойкости сплавов [2, 6, 7].

Таблица 1 – Кодирование факторов эксперимента

Показатель	Углерод %C	Титан %Ti	Бор %B
Нулевой уровень	2,5	10	4,5
Интервал варьирования δi	0,9	5	1,5
Нижний уровень (–1)	1,60	5	3
Верхний уровень (+1)	3,40	15	6
Кодовое обозначение	$X1$	$X2$	$X3$

Ограничение по верхнему уровню легирования углеродом (3,4-3,5 %) связано со значительным снижением технологичности сплава, ростом хрупкости, появлением в структуре материалов свободного углерода. Помимо этого учитывалась возможность обеспечения расчетного хи-мического состава металла, полученного путем перехода элементов из присадочного материала на основе технического карбида бора в наплавленный слой. В ряде работ [8, 9] показано, что максимум износостойкости обеспечивается при концентрации бора 3,5-4,0 %. С учетом того, что B_4C содержит 20-21 % С и 76-78 % В, то минимальное содержание бора в исследуемых сплавах (3 %) достигается при содержании в шихте 35-40 % B_4C. Верхний уровень варьирования бором составлял 6,0%, связан с необходимостью кристаллизации в наплавленном металле боридов и карбоборидов на основе титана и железа, которые имея значительную свободную энергию образования кристаллизуются в последнюю очередь. Увеличение содержание бора выше 6,0-6,5 % не целесообразно в связи с высокой хрупкостью данных сплавов [6, 9].

Выбор интервалов варьирования титаном основывался на том, что нижний уровень устанавливать менее 4…5 % не целесообразно вследствие недостаточного проявления влияния титана на износостойкость сплавов. Так авторы [10, 11] отмечают, что при соотношении Ti : C > 4 большая часть углерода связывается в карбиды, помимо этого необходимо обеспечить достаточное содержание титана для формирования боридов (TiB, TiB_2, [Fe,Ti]B, $[Fe,Ti]B_2$) и карбо-боридов ($[Fe,Ti]_7[CB]_3$, $[Fe,Ti]_{23}[CB]_6$). При выборе верхнего уровня легирования титаном в сплаве руководствовались тем, что он не должен превышать 15 %, поскольку при больших содержаниях ухудшаются как физико-механические (микротвердость вследствие увеличения количества хрупкой эвтектики), так и технологические свойства (высокая жидкотекучесть).

Для нахождения функциональных связей между факторами (x_1, x_2, x_3) и параметрами оптимизации (HRC, ε, $K_{техн.}$) использовали методику регрессионного анализа для многофакторных планов, приведенную в работе [12].

Учитывая, что изменялось небольшое количество переменных, был реализован полный факторный эксперимент 2^3, включающий восемь основных опытов (табл. 2).

В данной ситуации, когда отсутствовала априорная информация о характере влияния легирующих элементов на триботехнические, физико-механические и технологические показатели износостойких материалов системы Fe-C-Ti-B (HRC = F(C; Ti; B), e = F(C; Ti; B) и $K_{техн.} = F$(C; Ti; B)), полиномиальную модель подбирали последовательно, начиная с простейшего линейного уравнения до получения высоких значений коэффициентов корреляции [12].

Обработка экспериментальных данных проводилась с помощью регрессионного анализа. При этом уровень (коэффициент) корреляционной линейной связи между экспериментальными и расчетными данными вычисляли на основании выражений [12] ($R_{y_p y_e} = r_{y/x_1x_2x_3} = 0{,}84699 - 0{,}99302$).

Таблица 2 – Матрица планирования полного факторного эксперимента 2^3 и результаты испытаний

№	X_0	X_1		X_2		X_3		Твердость HRC	Микротвердость основы H_{50}, ГПа	Микротвердость упрочняющей фазы H_{50}, ГПа	Отн. износостойкость $\varepsilon_Л$	Коэф. технол. $K_{техн.}$
		Нат. знач.	Код. знач.	Нат. знач.	Код. знач.	Нат. знач.	Код. знач.					
1	1	1,60	-1	5,0	-1	3,0	-1	67-69	8,57-9,09	21,0-22,0	2,80	14
2	1	3,40	+1	5,0	-1	3,0	-1	68-72	–	23,0-25,0	2,93	12
3	1	1,60	-1	15,0	+1	3,0	-1	51-52	6,13-9,65	19,0-23,0	1,47	22
4	1	3,40	+1	15,0	+1	3,0	-1	47-50	3,96-6,13	17,0-25,0	1,66	22
5	1	1,60	-1	5,0	-1	8,0	+1	70-72	–	31,0-34,0	3,14	12
6	1	3,40	+1	5,0	-1	8,0	+1	72-76	6,44	18,92-25,75	3,51	18
7	1	1,60	-1	15,0	+1	8,0	+1	52-55	4,12-6,77	21,0-25,0	1,81	26
8	1	3,4	+1	15,0	+1	8,0	+1	53-55	–	20,0-23,0	1,92	18

Уравнения, характеризующие влияние химического состава (массовое содержание углерода, титана и бора) на физико-механические и эксплуатационные свойства сплавов системы Fe-C-Ti-B, имеют вид:

$$HRC = 74{,}306 + 0{,}2778 \cdot C - 1{,}85 \cdot Ti + 1{,}1667 \cdot B; \quad (2)$$

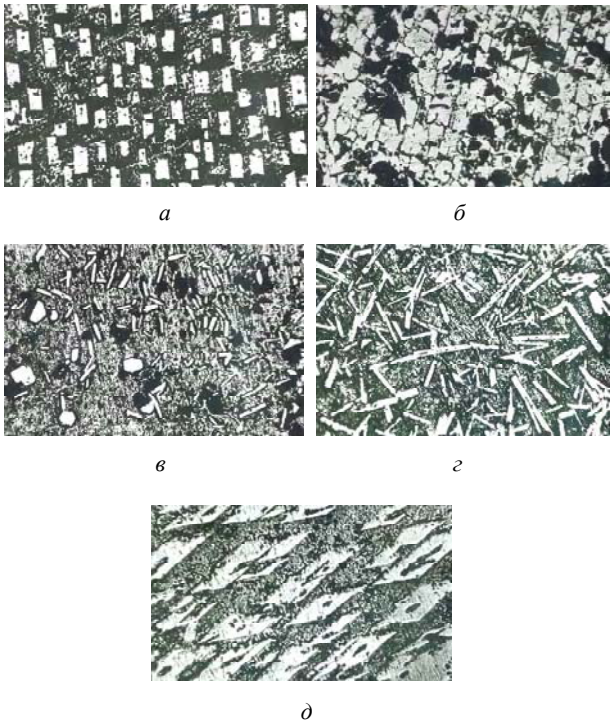
$$\varepsilon_{Л} = 2{,}9372 + 0{,}111 \cdot C - 0{,}138 \cdot Ti + 0{,}1267 \cdot B; \quad (3)$$

$$K_{техн.} = 9{,}8889 - 0{,}5556 \cdot C + 0{,}8 \cdot Ti + 0{,}333 \cdot B. \quad (4)$$

Анализ результатов исследований

Металлографические исследования (рис. 1), а также анализ физико-механических и эксплуатационных свойств сплавов системы Fe-C-Ti-B в исследуемом факторном пространстве, позволил установить, что структура материалов характеризуется образованием первичных кристаллов на основе железа и титана, избыточной упрочняющей фазой в виде боридов (FeB_2, TiB, TiB_2, [Fe,Ti]B, $[Fe,Ti]B_2$) и карбидов (TiC, [Fe,Ti]C) в зависимости от соотношения элементов, что подтверждается исследованиями [8].

В сплаве 160Т5Р3 обнаружено образование избыточной фазы в виде боридов FeB_2, [Fe,Ti]B и $[Fe,Ti]B_2$ ромбовидной и прямоугольной формы высокой микротвердости H_{50} = 21,0-22,0 ГПа. Микротвердость матрицы сплава на уровне H_{50} = 8,57-9,09 ГПа позволяет утверждать, что титан принимал активное участие в формировании этих включений. Он, обладая высоким сродством к углероду, в основе, вероятно, формирует твердую высокодисперсную карбидную фазу TiC либо [Fe,Ti]C что обеспечивает высокую твердость (67-69 HRC) и износостойкость ($\varepsilon_{Л}$ = 2,80).



а *б* *в* *г* *д*

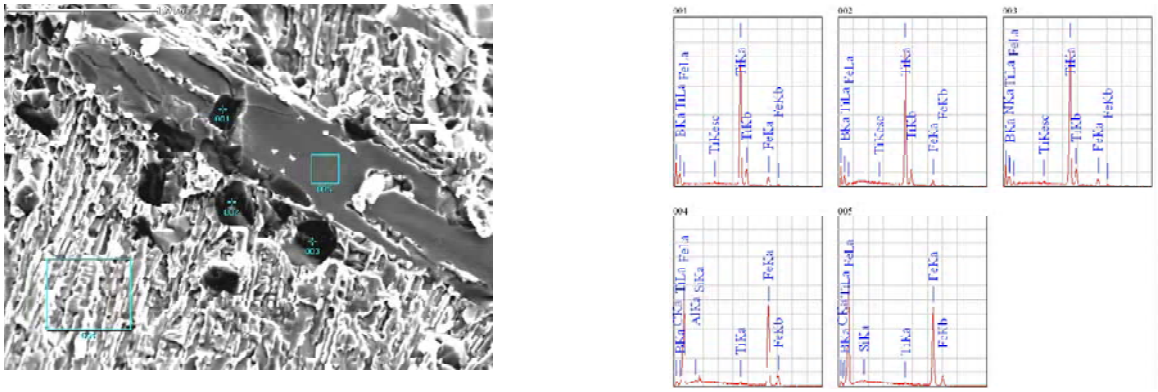
Рис. 1. Микроструктуры опытных сплавов (× 300):

а – 160Т5Р3; *б* – 340Т5Р3; *в* – 160Т15Р3; *г* – 340Т15Р3; *д* – 340Т5Р6

Увеличение содержания углерода с 1,6% до 3,4% в сплавах Т5Р3 (160Т5Р3 и 340Т5Р3) привело к значительному увеличению количества упрочняющей фазы (с 55 до 80 %), а, следовательно, повышению относительной износостойкости до $e_{Л}$ = 2,93. Однако при этом наблюдается образование свободного углерода на некоторых участках травленого шлифа. В сплавах с содержанием титана 15% в структуре наплавленного металла также обнаружено образование упрочняющей фазы пластинчатой формы высокой микротердости (H_{50}=18-25 ГПа), при этом её размеры и количество определяются соотношением углерода и бора. С увеличением количества %С твердые включения кристаллизуются более крупной и вытянутой формы. Несмотря на высокие значения микротвердости упрочняющей фазы при низком её количестве (K = 35-45 %) в матрице сплава невысокой микротврдости (H_{50} = 3-6 ГПа) достигаются сравнительно низкие показатели агрегатной твердости (47-52 HRC), а, следовательно, и износостойкости ($\varepsilon_{Л}$ = 1,47-1,66). На основании этого можно сделать вывод, что в износостойких сплавах, эксплуатируемых в условиях изнашивания закрепленным абразивом, содержание титана в сплавах системы Fe-C-Ti-B не должно достигать 15 %. С увеличением массовой доли бора до 6% при содержании титана 15 % (160Т15Р6 и 340Т15Р6) наблюдается увеличение количества пластинчатых включений (K = 60-68%), при этом незначительно увеличивается твердость сплавов (55 HRC) и относительная износостойкость ($\varepsilon_{Л}$ = 1,81-1,92). В сплавах с высоким содержанием бора с увеличением массовой доли углерода с 1,6 % до 3,4 % не изменяется количество упрочняющей фазы (70-75 %), однако наблюдается незначительное увеличение твердости (с 70-72 HRC до 72-76 HRC), изменяется их форма и размеры, что, вероятно, может быть вызвано превращением боридов (FeB_2, [Fe,Ti]B, $[Fe,Ti]B_2$) в карбобориды ($[Fe,Ti]_7[CB]_3$, $[Fe,Ti]_{23}[CB]_6$). Сплавы данной системы характеризуются высокой износостойкостью ($\varepsilon_{Л}$ = 3,14-3,51), но в тоже время низкой технологичностью.

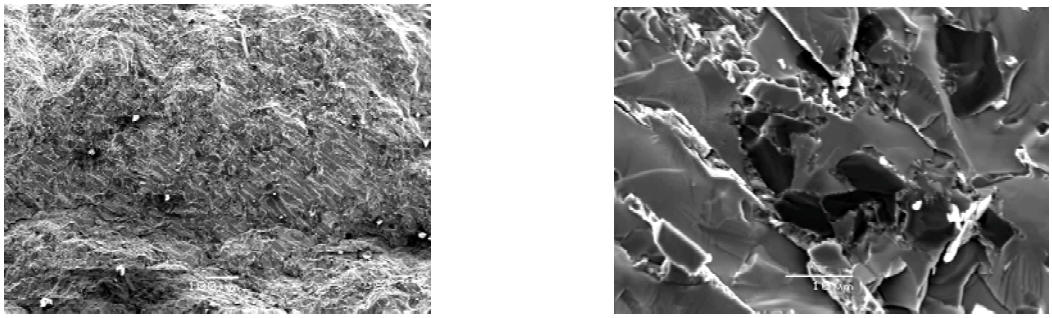
Для уточнения типа образующейся упрочняющей фазы с помощью микрорентгено-спектрального анализа определен химический состав сплава по основным легирующим элементам (Fe, C, B, Ti, Si, O) в различных участках микрошлифа поверхности сплава 340Т5Р3 (рис. 2).

Анализ полученных функций (2)-(4) показывает, что зависимости HRC = F(C;Ti;B), $\varepsilon_{Л}$ = F(C;Ti;B) и $K_{техн.}$ = F(C;Ti;B) описываются кривыми первого порядка, что указывает на прямолинейный характер влияния массового содержания углерода, титана и бора на параметры оптимизации (твердость, относительную изно-



№ точки	B	C	Si	Ti	Fe	Всего, %
001	23,35		2,62	63,8	10,23	100
002	20,78		4,06	67,94	7,22	100
003	20,11		3,61	68,13	8,15	100
004	4,47	0,84	1,07	0,73	92,58	100
005	6,93	0,53	0,02	0,76	91,76	100

Рис. 2. Результаты точечного микрорентгеноспектрального анализа сплава 340Т5Р3 в заданных точках



× 100 × 2000

Рис. 3. Фрактограмма места излома сплава 340Т5Р3 после испытания на ударную вязкость

состойкость и технологичность сплавов). Углерод и бор входят в уравнения (2) и (3) с положительным знаком, а значит повышают твердость (HRC) и относительную износостойкость сплавов системы Fe-C-Ti-B в исследуемом факторном пространстве. При этом коэффициент при боре (1,1667) в выражении (2) в 4,2 раза превышает коэффициент при углероде, а, следовательно, массовое содержание %B оказывает более ощутимое воздействие на агрегатную твердость сплавов, чем содержание %C. Это обусловлено тем, что углерод не входит в состав боридных фаз (FeB_2, TiB, TiB_2, [Fe,Ti]B, $[Fe,Ti]B_2$), вносящих больший вклад в твердость, чем карбиды. Подобная тенденция наблюдается и для функции (3) относительной износостойкости ($\varepsilon_{л}$), однако степень влияния бора по сравнению с углеродом уменьшается до величины 1,14. Это подчеркивает практически одинаковое влияние как боридов, карбо-боридов, так и карбидов на износостойкость наплавочных сплавов.

Несмотря на то, что титан участвует в формировании карбидной, боридной и карбоборидной фаз, входит в уравнения (2), (3) со знаком «–», следовательно, способствует уменьшению как твердости, так и износостойкости наплавленного металла в исследуемом факторном пространстве. Однако положительный вклад титана отмечается на технологичность – уменьшается количество трещин и пор (4). Хотя при увеличении его содержания в шихтовом материале наблюдается увеличение жидкотекучести расплавленного металла.

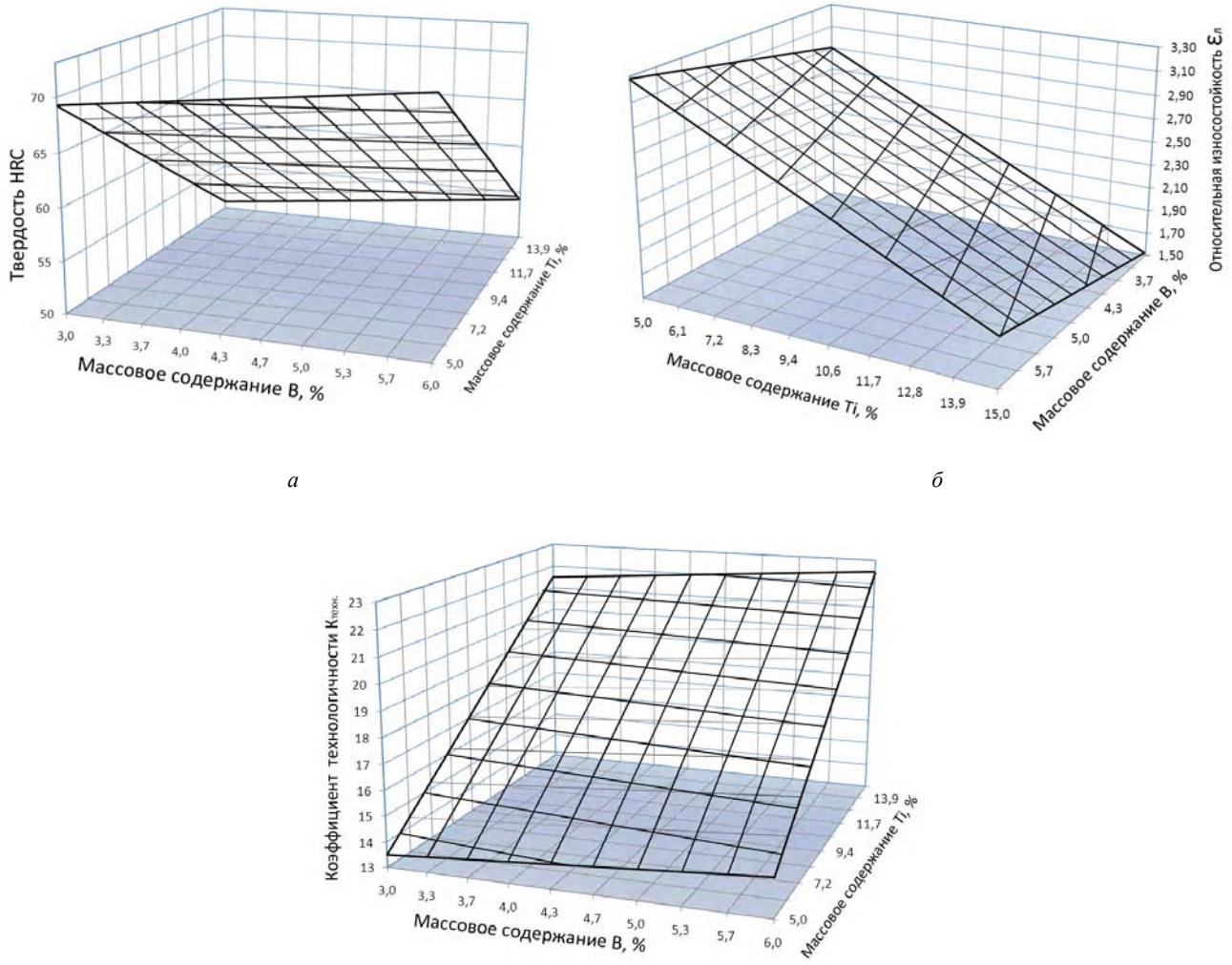
Следует отметить, что углерод значительно снижает коэффициент технологичности, входит в уравнение (4) со знаком «–». Это, вероятно, можно объяснить образованием в наплавленном металле хрупких избыточ-

ных карбидных и карбоборидных фаз высокой микротвердости.

Поскольку максимальные значения твердости (HRC), относительной износостойкости ($\varepsilon_{Л}$) и технологичности ($K_{техн.}$) достигались при различных значениях легирующих элементов, для изучения всего факторного пространства установлены графические зависимости (рис. 4), описывающие влияние двух факторов варьирования на параметр оптимизации при постоянстве третьего. При постоянном массовом содержании бора – 4,5% в сплавах системы легирования Fe-C-Ti-B твердость и относительная износостойкость с ростом содержания титана снижается, что связано с уменьшением количества упрочняющей фазы. Влияние углерода на данные факторы в большей степени отмечается на относительной износостойкости – она увеличивается на 0,2 при росте %C с 1,6 % до 3,2 %. Твердость при увеличении массовой доли углерода при содержании бора 4,5% по всему факторному пространству остается практически постоянной.

При фиксированном значении бора с ростом содержания титана от 5 % до 15 % технологичность сплавов увеличивается на 60 %. При этом увеличение массовой доли углерода с 1,6 % до 3,4 % вызывает снижение $K_{техн.}$ на 7,5 %. При фиксированных значениях титана (10 %) и углерода (2,4 %) твердость и относительная износостойкость с ростом массового содержания бора возрастают. Это объясняется тем, что увеличивается количество избыточной боридной и карбоборидной фаз.

Анализ графических зависимостей показывает, что максимальные значения твердости и износостойкости сплавов системы Fe-C-Ti-B в исследуемом факторном пространстве достигаются при 6 % B, 3,4 % C и 5 % Ti (сплав 340Т5Р6), однако высокая хрупкость и пористость данного материала не позволяет исполь-



а *б*

в

Рис. 4. Влияние титана и бора на твердость HRC (*а*), относительную износостойкость $\varepsilon_{Л}$ (*б*) и технологичность $K_{техн.}$ (*в*) исследуемых сплавов

зовать его для упрочнения корпуса резца дорожной фрезы, эксплуатируемого в условиях интенсивного изнашивания закрепленным абразивом.

Оптимальный сплав должен находится на пересечении гиперплоскостей HRC = F(C,Ti,B) и ε = F(C,Ti,B) с плоскостью $K_{техн}$ = F(C,Ti,B), обеспечивая следующие требования: количество упрочняющей фазы K = 60-70 %, твердость – 63-70 HRC. Данный уровень твердости достигается при массовом содержании бора 4-4,5 % и углерода – 2,0-2,5%, обеспечивая достаточный уровень технологичности ($K_{техн.}$) наплавочного материала в совокупности с содержанием титана в пределах 8,0-11,0 %. На основании анализа результатов планирования эксперимента для обеспечения высоких физико-механических и технологических свойств износостойкого гетерогенного сплава для условий изнашивания закрепленным абразивом согласно установленным критериям, в качестве оптимального был принят материал, имеющий химический состав: 2,0-2,5 %C; 8,0-11,0 % Ti; 4,0-4,5 % B.

Выводы

1. Экспериментально доказана возможность использования титана в качестве основного легирующего элемента для износостойких наплавочных сплавов, эксплуатируемых в условиях интенсивного изнашивания закрепленным абразивом.

2. Получена линейная регрессионная модель, описывающая влияние химического состава сплавов системы Fe-C-Ti-B в широком диапазоне варьирования факторов (1,6-3,4 %C, 3,0-6,0 %B, 5,0-15,0 %Ti) на твердость, относительную износостойкость и технологичность наплавленного металла.

3. С помощью графического анализа математических зависимостей HRC = F(C,Ti,B), ε = F(C,Ti,B) и $K_{техн}$ = F(C,Ti,B) исследован вклад факторов варьирования на параметры оптимизации во всем диапазоне факторного пространства. На основании аналитической оптимизации разработан состав шихты порошковой присадки, обеспечивающий в результате аргонодуговой наплавки металл с содержанием: 2,0-2,4 %C; 8,0-10,0 % Ti; 4,0-4,5 %B, Fe – остальное, обладающий высокими физико-механическими, эксплуатационными и технологическими свойствами.

Перечень ссылок

1. Попов С. Н. Аналитическое исследование влияния технологических параметров процессов нанесения износостойких покрытий с учетом термодинамической возможности образования упрочняющей фазы / С. Н. Попов, Д. А. Антонюк // Вісник СНУ ім. В. Даля. – 2005. – № 7. – С. 186–197.
2. Лившиц Л. С. Основы легирования наплавленного металла / Л. С. Лившиц, Н. А. Гринберг, Э. Г. Куркумелли. – М. : Машиностроение, 1969. – 188 с.
3. Шурин А. К. Квазитройная система Fe-TiC-TiB_2 / А. К. Шурин, Н. А. Разумова // Порошковая металлургия. – 1979. – № 12. – С. 60–64.
4. Взаимодействие карбида бора с титаном в условиях термического и плазменного нагрева / [А. Л. Борисова, Ю. С. Борисов, Л. К. Шведова и др.] // Порошковая металлургия. – 1980. – № 9 (213). – С. 47–53.
5. Антонюк Д. А. Способ испытания материалов при изнашивании закрепленным асфальтобетонным абразивом / Д. А. Антонюк // Проблеми трибології (Problems of Tribology). – 2007. – № 2. – С. 71–76.
6. Данильченко Б. В. Выбор износостойкого наплавленного металла для работы в условиях абразивного изнашивания / Б. В. Данильченко // Сварочное производство. – 1992. – № 5. – С. 31-33.
7. Попов В. С. Металловедческие аспекты износостойкости сталей и сплавов / В. С. Попов, Н. Н. Брыков. – Запорожье: Изд-во В.П.К. «Запоріжжя», 1996. – 180 с.
8. Попов С. Н. Оптимизация химического состава наплавленного металла деталей для работы в условиях абразивного изнашивания / С. Н. Попов // Автоматическая сварка. – 2001. – № 4. – С. 33–35.
9. Астахов Е. А. Исследование процесса фазообразования при детонационном напылении композиционных порошков системы FeTi-B_4C / Е. А. Астахов // Автоматическая сварка. – 2003. – № 9. – С. 29–31.
10. Кальянов В. Н. Износостойкость наплавленного металла с повышенной долей карбидов титана / В. Н. Кальянов, А. Н. Петренко // Автоматическая сварка. – 2004. – № 12. – С. 59–60.
11. Износостойкость наплавленного металла системы легирования Fe-C-Cr-Ti-Mo / [И. А. Рябцев, И. А. Кондратьев, В. Г. Васильев, Л. К. Дорошенко] // Автоматическая сварка. – 2002. – № 4. – С. 48– 51.
12. Ольшанецкий В. Е. О физических подходах к математическому моделированию функциональных связей / В. Е. Ольшанецкий // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2003. – № 1. – С. 80–86.

Одержано 23.02.2009

У роботі отримано лінійну регресійну модель, що описує вплив хімічного складу сплавів системи Fe-C-Ti-B в широкому діапазоні варіювання чинників на фізіко-механічні і експлуатаційні властивості наплавленого металу. На підставі графічного аналізу розроблений оптимальний склад шихти порошкової присадки.

В работе получена линейная регрессионная модель, описывающая влияние химического состава сплавов системы Fe-C-Ti-B в широком диапазоне варьирования факторов на физико-механические и эксплуатационные свойства наплавленного металла. На основании графического анализа разработан оптимальный состав шихты порошковой присадки.

УДК 621.74.045

Канд. техн. наук С. И. Репях

ООО «ИТЛ «Лассо», г. Днепропетровск

К ВОПРОСУ О КОРОБЛЕНИИ ОТЛИВОК

В качестве критерия склонности материала отливки к короблению предложено использовать коэффициент свободной линейной усадки материала отливки. Чем больше абсолютная величина коэффициент свободной линейной усадки материала отливки, тем выше склонность данного материала к короблению в литье.

Постановка проблемы и состояние вопроса

Различная степень торможения усадки и скорость охлаждения различных частей формирующейся отливки приводит к появлению в ее материале пластических деформаций, что соответствующим образом сказывается на характере и абсолютной величине остаточных напряжений и короблении отливки.

Напряжения в отливках понижают путем их отжига, естественного старения, вибрационной обработкой и т.п. Тем не менее, все эти мероприятия не устраняют короблення отливок. В то же время существующие на сегодняшний день аналитические методы расчета величин короблення отливок, разработанные Е. Гейном, Н.Г. Гиршовичем, Л.С. Константиновым и др. [1…6] позволяют лишь качественно оценить влияние того или иного параметра отливки на величину их короблення и не решают проблему в целом.

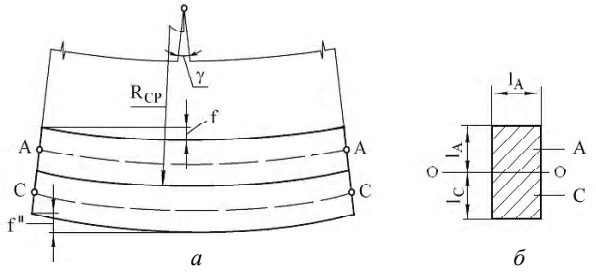
Учитывая изложенное выше, а также то обстоятельство, что в настоящее время для получения отливок особо ответственного назначения все шире используют сплавы, отливки из которых рихтовать недопустимо, проблема получения отливок с высокой точностью формы – актуальна.

Постановка задачи исследования

Задача исследований – определение критерия оценки материала по его склонности к короблению в отливке.

Основные результаты исследований

С целью выявления общих закономерностей короблення отливок рассмотрим данный процесс на отливке балочного типа прямоугольного сечения длиной l_O, схематично представленной на рис.1, *а*.



а *б*

Рис. 1. Схема к расчету короблення отливки балочного типа (*а*) и ее поперечного сечения (*б*)

Для решения поставленной задачи, разделим отливку пополам по линии *О-О* (см. рис. 1, *б*). В этом случае, величину прогиба отливки (f и f^{11}) рассчитаем исходя из предположения о том, что данная отливка представляет собой два жестко связанных между собой стержня (*А* и *С*), изготовленных из материалов с различной линейной усадкой, и находящихся в области упругого состояния с момента образования в них непрерывной твердой фазы, а размеры поперечного сечения стержней составляют (см. рис. 1, *б*):

$$l_A = l_C = l_{AC},$$

где l_{AC} – расстояние между геометрическими центрами стержней *А* и *С*.

В этом случае коэффициенты линейных усадок элементов *А* и *С* (см. рис. 1, *а*), как балок постоянного по длине сечения, рассчитываем по формулам:

$$\alpha_{AA} = k_{AA} \cdot \Delta t_{AA}, \quad (1)$$

$$\alpha_{CC} = k_{CC} \cdot \Delta t_{CC}, \quad (2)$$

где α_{AA}, α_{CC} – коэффициент линейной усадки *А*-го и *С*-го элемента отливки соответственно; k_{AA}, k_{CC} – коэффициент термического линейного расширения (КТЛР) металла в элементе *А* и элементе *С* соответственно, град$^{-1}$; Δt_{AA}, Δt_{CC} – изменение температуры элементов, соответственно, *А* и *С* от температуры перехода материала из пластического в упругое состояние до температуры окружающей среды (t_{OC}).

$$\Delta t_{AA} = t_{ПУ}^{AA} - t_{OC},$$

$$\Delta t_{CC} = t_{ПУ}^{CC} - t_{OC},$$

где $t_{ПУ}^{AA}$, $t_{ПУ}^{CC}$ – температура перехода материала в элементах отливки, соответственно *А* и *С* из пластического в упругое состояние.

Величину короблення (выгнутости – f^{11}) отливки балочного типа, имеющей сечение, представленное на рис. 1, *б*, рассчитаем с использованием схемы, представленной на рис.1, *а*.

© С. И. Репях, 2009

В соответствии с рис. 1, рассматриваемая отливка представляет собой конструкцию, состоящую из двух стенок квадратного сечения. Исходя из того, что приведенные толщины данных элементов отливки одинаковы, а литейная форма изготовлена из однородного материала, но с различной величиной шероховатости рабочих поверхностей, степень торможения усадки элемента *A* и элемента *C* (см. рис. 1) со стороны различных частей формы (полуформ) будет также различна. Различие в степени торможения усадки различных элементов отливки приводит к различной величине коэффициентов литейной усадки одного и того же сплава в рассматриваемых элементах, что обусловлено различиями в значениях величин $t_{ПУ}^{AA}$ и $t_{ПУ}^{CC}$.

Допустив, что характер коробления рассматриваемой отливки приводит к изменению ее вида (формы) в соответствии со схемой представленной на рис. 1, *а*, величину коробления (f^{11}) отливки рассчитываем по формуле, м:

$$f^{11} = R_{OK} - \frac{1}{2}\cdot\sqrt{4R_{OK}^2 - [l_Ф\cdot(1-\alpha_{AA})]^2}\ ,$$

$$R_{OK} = R_{CP} + l_{AC}\ , \qquad (3)$$

где $l_Ф$ – длина рабочей полости формы, м; R_{CP} – средний радиус кривизны отливки, охлажденной до температуры окружающего воздуха, м.

Для определения величины R_{CP}, запишем следующие выражения для длин дуг *AA* и *CC* соответственно (см. рис. 1, *а*):

$$l_{AA} = \gamma\cdot\left(R_{CP} - \frac{l_{AC}}{2}\right), \qquad (4)$$

$$l_{AA} = \gamma\cdot\left(R_{CP} - \frac{l_{AC}}{2}\right), \qquad (5)$$

Если длина рабочей полости формы равна $l_Ф$, то:

$$l_{AA} = l_Ф\cdot(1-\alpha_{AA}), \qquad (6)$$

$$l_{CD} = l_Ф\cdot(1-\alpha_{CC}), \qquad (7)$$

Используя формулы (4) и (5), находим разность длин дуг *AA* и *CC*, которая после охлаждения отливки до комнатной температуры составит:

$$\Delta l\ = l_{AA} - l_{CC} = \gamma\cdot l_{AC}$$

или

$$\gamma = \frac{\Delta l}{l_{AC}}\ . \qquad (8)$$

Из формул (6) и (7) находим, что:

$$\Delta l = l_{CC} - l_{AA} = l_Ф\cdot(\alpha_{CC} - \alpha_{AA}). \qquad (9)$$

Величину γ определяем в результате совместного решения формул (4) и (5), рад:

$$\gamma = \frac{l_Ф\cdot(1-\alpha_{AA})}{R_{CP} - \frac{l_{AC}}{2}}\ . \qquad (10)$$

Приравнивая уравнения (8) и (10) с учетом уравнения (9), получаем величину R_{CP}:

$$R_{CP} = \frac{l_{AC}\cdot(2-\alpha_{AA}-\alpha_{CC})}{2\cdot(\alpha_{AA}-\alpha_{CC})}\ . \qquad (11)$$

Величину обратного прогиба балки (стрелу прогиба) со стороны элемента *A* (см. рис. 1), можно вычислить по известной формуле:

$$f = \frac{l_{CP}}{8\cdot(R_{CP} - l_{AC})}, \qquad (12)$$

где l_{CP} – длина охлажденной отливки по ее средней линии, м.

Длину охлажденной отливки по ее средней линии рассчитываем по формуле:

$$l_{CP} = l_Ф\cdot\left(1 - \frac{\alpha_{AA}+\alpha_{CC}}{2}\right). \qquad (13)$$

Представив:

$$R_{CP} - l_{AC} = \frac{l_{AC}\cdot(2-3\cdot\alpha_{AA}+\alpha_{CC})}{2\cdot(\alpha_{AA}-\alpha_{CC})}\ , \qquad (14)$$

формула (12) с учетом (13) и (14) будет иметь вид:

$$f = \frac{l_Ф\cdot(2-\alpha_{AA}+\alpha_{CC})\cdot(\alpha_{AA}-\alpha_{CC})}{8\cdot l_{AC}\cdot(2-3\cdot\alpha_{AA}+\alpha_{CC})}\ . \qquad (15)$$

К моменту достижения материалом отливки температуры окружающей среды состояние отливки будет характеризоваться не только наличием ее деформации величиной f (f^{11}), но и существованием в теле отливки как сжимающих, так и растягивающих напряжения. Величину растягивающих напряжений для рассматриваемой отливки, в соответствии с теорией сопротивления материалов, рассчитываем по формуле:

$$\sigma_{CC} = \alpha_{CC}\cdot E\cdot\frac{S_{AA}}{S_{CC}+S_{AA}} = 0{,}5\cdot\alpha_{CC}\cdot E\ , \qquad (16)$$

где S_{AA}, S_{CC} – соответственно, площадь поперечного сечения элемента *A* и *C* рассматриваемой отливки, м^2; *E* – модуль упругости материала отливки, Па.

Величину сжимающих напряжений рассчитываем по формуле:

$$\sigma_{AA} = -\alpha_{AA} \cdot E \cdot \frac{S_{CC}}{S_{CC} + S_{AA}} = -0{,}5 \cdot \alpha_{AA} \cdot E \,. \quad (17)$$

Анализ формулы (15) показывает, что абсолютная величина коробления отливки рассматриваемого типа будет тем меньше, чем меньше ее длина, меньше разница коэффициентов литейной усадки материала отливки в ее элементах *A* и *C*, больше расстояние между средними линиями (l_{AC}).

Коробление отливки отсутствует ($f = 0$) в случае равенства коэффициентов литейной усадки в ее элементах *A* и *C*. Помимо этого, из формулы (15) следует, что при $\alpha_{AA} = \alpha_C$, где α_C – коэффициент свободной линейной усадки материала отливки, и $\alpha_{CC} = 0$ решающим параметром, определяющим абсолютную величину коробления отливки, становится коэффициент свободной линейной усадки материала отливки, с увеличением которого возрастает величина коробления отливки. В случае если принять $\alpha_{AA} = 0$ и $\alpha_{CC} = \alpha_C$, то отливка будет иметь обратную величину прогиба (коробления).

Выводы

При прочих равных условиях в качестве критерия склонности материала отливки к короблению можно использовать коэффициент свободной линейной усадки отливки. При этом, чем меньше величина коэффициента свободной линейной усадки отливки, тем меньше склонность материала отливки к короблению в литом изделии.

Перечень ссылок

1. Heyn E. Uber bleibende Spannungen in Werkstücken infolge Abkühlung /Heyn E. // Stahl und Eisen. – 1907. – P. 1309–1347.
2. Гиршович Н. Г. Чугунное литье / Н. Г. Гиршович. – Л. : Кубуч, 1935. – 663 с.
3. Константинов Л. С. Расчет термических напряжений и деформаций отливок постоянного сечения (метод подвижной нейтрали) / Л. С. Константинов // Литейное производство. – 1959. – № 11. – С. 27–31.
4. Гиршович Н. Г. Искривление отливок в процессе охлаждения в форме / Н. Г. Гиршович, М. П. Симановский // Литейное производство. – 1963. – № 2. – С. 22–26.
5. Гиршович Н. Г. К вопросу о расчете прогиба отливок в форме / Н. Г. Гиршович // Литейное производство. – 1963. – № 6. – С. 47–48.
6. Константинов Л.С. Механизм возникновения температурных напряжений и деформаций в отливках / Л. С. Константинов // Литейное производство. –1963. – № 11. – С. 25–32.

Одержано 10.10.2008

Як критерій схильності матеріалу виливка до викривлення запропоновано використовувати коефіцієнт вільної лінійної усадки матеріалу виливка. Чим більше абсолютна величина коефіцієнта вільної лінійної усадки матеріалу виливка, тим вище схильність даного матеріалу до викривлення в литті.

The coefficient of free linear shrinkage of casting material is offered to use as the criterion of casting material inclination to shrinkage. The more the absolute value of coefficient of free linear of shrinkage of casting material, the higher the propensity of this material shrinkage in foundry.

УДК 539.371

Канд. фіз.-мат. наук С. А. Левчук

Національний університет, м. Запоріжжя

РОЗРАХУНОК НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ ПОЛОГИХ ОБОЛОНОК З ОТВОРАМИ ЗА ДОПОМОГОЮ МАТРИЦЬ ГРІНА

Задача про статичне деформування пологих оболонок з отворами розв'язується з використанням відповідних матриць Гріна. На прикладі оболонки з двома круговими отворами, при спеціальних крайових умовах, продемонстровано ефективність методу розрахунку.

Запропонований у роботах [3-5] спосіб побудови матриць Гріна задач теорії пружності дозволяє будувати компактні алгоритми розрахунку напружено-деформованого стану різних об'єктів складної структури. У даній роботі ця можливість реалізується на прикладах визначення характеристик напружено – дефор-

© С. А. Левчук, 2009

мованого стану пологих оболонок з отворами. Попереднє розв'язання цієї проблеми було започатковано у роботах [3-7]. В даній статті метод розрахунку пологих оболонок з отворами, викладений у [3], узагальнено на випадок, коли умови Нав'є виконано не на зовнішньому контурі пологої оболонки, а на деякій відстані від нього. На прикладі оболонки з двома круговими отворами, при спеціальних крайових умовах, продемонстровано ефективність даного методу розрахунку. Розглянута задача моделює явища, які відбуваються, зокрема, при деформуванні елементів вулканізаційного обладнання. Одержані результати дозволяють виявити особливості роботи елементів складної структури і, у кінцевому рахунку, підвищити її ефективність шляхом оптимізації структури складових частин.

Отже нехай мова йде про побудову матриці Гріна задачі про визначення статичного деформування пологих оболонок з отворами.

Система диференціальних рівнянь, що описує пружну рівновагу пологої оболонки у зміщеннях має вигляд [2]:

$$\frac{1-\nu}{2}\Delta U_1+\frac{1+\nu}{2}\frac{\partial}{\partial x_1}\left(\frac{\partial U_1}{\partial x_1}+\frac{\partial U_2}{\partial x_2}\right)+\left(k_1+\nu k_2\right)\frac{\partial W}{\partial x_1}=X_1,$$

$$\frac{1-\nu}{2}\Delta U_2+\frac{1+\nu}{2}\frac{\partial}{\partial x_2}\left(\frac{\partial U_1}{\partial x_1}+\frac{\partial U_2}{\partial x_2}\right)+\left(k_2+\nu k_1\right)\frac{\partial W}{\partial x_2}=X_2,$$

$$\left(k_1+\nu k_2\right)\frac{\partial U_1}{\partial x_1}+\left(k_2+\nu k_1\right)\frac{\partial U_2}{\partial x_2}+\left(\lambda^4+\frac{h^2}{12}\Delta\Delta\right)W=Z. \quad (1)$$

Тут x_1, x_2 – криволінійні координати точки x серединної поверхні оболонки; k_1, k_2 – головні кривини; $U_1=U_1(x)$, $U_2=U_2(x)$, $W=W(x)$ – компоненти вектора зміщень, X_1, X_2, Z – компоненти вектора зовнішнього поверхневого навантаження (у деякому масштабі); h – товщина оболонки; ν – коефіцієнт Пуассона; $\Delta=\frac{\partial^2}{\partial x_1^2}+\frac{\partial^2}{\partial x_2^2}$ – оператор Лапласа; $\lambda^4=k_1^2+k_2^2+2\nu k_1k_2$.

Праві частини системи X_1, X_2, Z можуть бути подані через компоненти інтенсивності зовнішнього поверхневого навантаження q_{x1}, q_{x2}, q_z таким чином [4]:

$$X_1=-\frac{1-\nu^2}{Eh}q_{x1},\ X_2=-\frac{1-\nu^2}{Eh}q_{x2},\ Z=\frac{1-\nu^2}{Eh}q_z, \quad (2)$$

де E – модуль Юнга.

Крайові умови на контурі L отвору мають вигляд:

$$U_1\big|_L=\Psi_1,\quad U_2\big|_L=\Psi_2,\quad W_L\big|=\Psi_3,\quad \left.\frac{\partial W}{\partial n}\right|_L=\Psi_4. \quad (3)$$

Розв'язок системи будемо відшукувати у вигляді [3]:

$$U_1(x)=\sum_{m,n}U_{mn}^1\sin\frac{m\pi x_1}{2\alpha_1}\cos\frac{n\pi x_2}{2\alpha_2},$$

$$U_2(x)=\sum_{m,n}U_{mn}^2\cos\frac{m\pi x_1}{2\alpha_1}\sin\frac{n\pi x_2}{2\alpha_2},$$

$$W(x)=\sum_{m,n}W_{mn}\cos\frac{m\pi x_1}{2\alpha_1}\cos\frac{n\pi x_2}{2\alpha_2}, \quad (4)$$

де $2\alpha_1$, $2\alpha_2$ – лінійні розміри оболонки.

Такий вибір апроксимувальних функцій пояснюється тим, що якщо у виразах (4) покласти $m,n=1,2,...,$ то на зовнішньому контурі оболонки будуть виконані умови шарнірного спирання (умови Нав'є).

У відповідні ряди Фур'є розкладемо і праві частини системи (1):

$$X_1(x)=\sum_{m,n}X_{mn}^1\sin\frac{m\pi x_1}{2\alpha_1}\cos\frac{n\pi x_2}{2\alpha_2},$$

$$X_2(x)=\sum_{m,n}X_{mn}^2\cos\frac{m\pi x_1}{2\alpha_1}\sin\frac{n\pi x_2}{2\alpha_2},$$

$$Z(x)=\sum_{m,n}Z_{mn}\cos\frac{m\pi x_1}{2\alpha_1}\cos\frac{n\pi x_2}{2\alpha_2}. \quad (5)$$

Підставляючи (4), (5) у (1) одержимо систему лінійних алгебраїчних рівнянь відносно невідомих U_{mn}^1, U_{mn}^2, W_{mn}. Розв'язок даної системи дозволяє побудувати матрицю Гріна для розглянутої задачі (1), (3).

Використовуючи далі отриману матрицю Гріна, одержимо такий метод розрахунку.

Розв'язок задачі (1), (3) шукаємо у вигляді [3]:

$$V(x)=V^0(x)+V^*(x),$$

де

$$V(x)=\begin{pmatrix}U_1\\U_2\\W\end{pmatrix},\quad V^0(x)=\begin{pmatrix}U_1^0\\U_2^0\\W^0\end{pmatrix},\quad V^*(x)=\begin{pmatrix}U_1^*\\U_2^*\\W^*\end{pmatrix},$$

$V^0(x)=\iint\limits_{\Omega} G(x,\xi)F(\xi)d_\xi\Omega$ – частковий розв'язок системи (1);

$$V^*(x)=\int\limits_{L} Q(x,\xi)\mu(\xi)d_\xi L; \qquad (7)$$

$$Q(x,\xi)=\begin{pmatrix} G^{11} & G^{12} & G^{13} & \dfrac{\partial G^{13}}{\partial n_1} \\ G^{21} & G^{22} & G^{23} & \dfrac{\partial G^{23}}{\partial n_1} \\ G^{31} & G^{32} & G^{33} & \dfrac{\partial G^{33}}{\partial n_1} \end{pmatrix};$$

$$G(x,\xi)=\left(G^{ij}\right)_{i,j=1,2,3}; \quad F(\xi)=\begin{pmatrix} X_1 \\ X_2 \\ Z \end{pmatrix};$$

$n_1=n_1(\xi_1,\xi_2)$ – зовнішня нормаль до контура L;

$G^{ij}=G^{ij}(x,\xi)$ – елементи побудованої в [3] матриці Гріна.

При цьому

$$G(x,\xi)=\sum_{m.n} T_{mn}(x)G_{mn}T_{mn}(\xi),$$

де $G_{mn}=\left(G^{ij}_{mn}\right)_{i,j=1,2,3};$

$$T_{mn}(x)=\begin{pmatrix} \sin\dfrac{m\pi x_1}{2\alpha_1}\cos\dfrac{n\pi x_2}{2\alpha_2} & 0 & 0 \\ 0 & \cos\dfrac{m\pi x_1}{2\alpha_1}\sin\dfrac{n\pi x_2}{2\alpha_2} & 0 \\ 0 & 0 & \cos\dfrac{m\pi x_1}{2\alpha_1}\cos\dfrac{n\pi x_2}{2\alpha_2} \end{pmatrix};$$

$$G^{11}_{mn}=\frac{\delta_m\delta_n}{\alpha_1\alpha_2}\left(-\frac{12}{h^2}\frac{m^2\pi^2}{4\alpha_1^2}\frac{P^2_{mn}}{\Delta^2_{mn}}-\frac{1}{\Delta_{mn}}-\frac{1+\nu}{1-\nu}\frac{n^2\pi^2}{4\alpha_2^2}\frac{1}{\Delta^2_{mn}}\right);$$

$$G^{22}_{mn}=\frac{\delta_m\delta_n}{\alpha_1\alpha_2}\left(-\frac{12}{h^2}\frac{n^2\pi^2}{4\alpha_2^2}\frac{Q^2_{mn}}{\Delta^2_{mn}\theta_{mn}}-\frac{1}{\Delta_{mn}}-\frac{1+\nu}{1-\nu}\frac{m^2\pi^2}{4\alpha_1^2}\frac{1}{\Delta^2_{mn}}\right);$$

$$G^{12}_{mn}=G^{21}_{mn}=\frac{\delta_m\delta_n}{\alpha_1\alpha_2}\left(-\frac{12}{h^2}\frac{P_{mn}Q_{mn}}{\theta_{mn}}+\frac{1+\nu}{1-\nu}\right)\frac{mn\pi^2}{4\alpha_1\alpha_2}\frac{1}{\Delta^2_{mn}};$$

$$-G^{13}_{mn}=G^{31}_{mn}=\frac{12\delta_m\delta_n}{\alpha_1\alpha_2h^2}\frac{m\pi}{2\alpha_1}\frac{P_{mn}}{\theta_{mn}};$$

$$\theta_{mn}=\Delta^4_{mn}+\frac{12(1-\nu^2)}{h^2}\nabla^2_{mn};$$

$$-G^{32}_{mn}=G^{23}_{mn}=-\frac{12\delta_m\delta_n}{\alpha_1\alpha_2h^2}\frac{n\pi}{2\alpha_2}\frac{Q_{mn}}{\theta_{mn}};$$

$$\Delta_{mn}=\left(\frac{m\pi}{2\alpha_1}\right)^2+\left(\frac{n\pi}{2\alpha_2}\right)^2;\quad G^{33}_{mn}=\frac{12\delta_m\delta_n}{\alpha_1\alpha_2h^2}\frac{\Delta^2_{mn}}{\theta_{mn}};$$

$$\nabla_{mn}=k_1\left(\frac{n\pi}{2\alpha_2}\right)^2+k_2\left(\frac{m\pi}{2\alpha_1}\right)^2;$$

$$P_{mn}=(1+\nu)\nabla_{mn}+(k_1-k_2)\Delta_{mn};$$

$$Q_{mn}=(1+\nu)\nabla_{mn}+(k_2-k_1)\Delta_{mn};$$

$$\delta_m=\begin{cases}1/2, & \text{при } m=0;\\ 1, & \text{при } m>0;\end{cases}\qquad \delta_n=\begin{cases}1/2, & \text{при } n=0;\\ 1, & \text{при } n>0.\end{cases} \qquad (8)$$

Щільність потенціалу (7) визначається інтегральним рівнянням [3]

$$\int\limits_{L} K(\eta,\xi)\mu(\xi)d_\xi L=\Psi(\eta)-\tilde{V}^0(\eta), \qquad (9)$$

де $K(\eta,\xi)=\Re\left(\dfrac{\partial}{\partial n}\right)Q(\eta,\xi);$

$$\Re\left(\frac{\partial}{\partial n}\right)=\begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \\ 0 & 0 & \dfrac{\partial}{\partial n} \end{pmatrix};\ \mu(\xi)=\begin{pmatrix} \mu_1 \\ \mu_2 \\ \mu_3 \\ \mu_4 \end{pmatrix};\ \Psi(\eta)=\begin{pmatrix} \Psi_1 \\ \Psi_2 \\ \Psi_3 \\ \Psi_4 \end{pmatrix};$$

$$\tilde{V}^0(\eta)=\begin{pmatrix} U_1^0\big|_L \\ U_2^0\big|_L \\ W^0\big|_L \\ \dfrac{\partial W^0}{\partial n}\Big|_L \end{pmatrix};$$

$n=n(x_1,x_2)$ – зовнішня нормаль до контура L.

Нехай контур L є еліпсом і, як наслідок, задається рівняннями $\xi_1 = a\cos\varphi \quad \xi_2 = b\sin\varphi$. Розглянемо напружено-деформований стан симетричний відносно координатних осей, з початком координат у центрі розглянутої пологої оболонки. Тоді з (9) одержимо наступне інтегральне рівняння:

$$4\int_0^{\pi/2} K(\eta(t),\xi(\varphi))\mu(\xi(\varphi))\sqrt{a^2\sin^2\varphi + b^2\cos^2\varphi}\; d\varphi = \\ = \Psi(\eta(t)) - \tilde{V}^0(\eta(t)), \qquad (10)$$

яке апроксимуємо системою лінійних алгебраїчних рівнянь за схемою:

$$\frac{2\pi}{N}\sum_{j=0}^{N-1} K(\eta(t_i),\xi(\varphi_j))\mu(\xi(\varphi_j))\sqrt{a^2\sin^2\varphi_j + b^2\cos^2\varphi_j} = \\ = \Psi(\eta(_i t)) - \tilde{V}^0(\eta(t_i)). \qquad (11)$$

Розв'язок системи (11) дозволяє наближено визначити коефіцієнти U^1_{mn}, U^2_{mn}, W_{mn} переміщень (4).

Інші характеристики напружено-деформованого стану обчислюються безпосереднім диференціюванням за формулами [1]:

$$\varepsilon_{x1} = \frac{\partial U_1}{\partial x_1} - k_1 W - \frac{\partial^2 W}{\partial x_1^2} z; \quad \varepsilon_{x2} = \frac{\partial U_2}{\partial x_2} - k_2 W - \frac{\partial^2 W}{\partial x_2^2} z;$$

$$\sigma_{x1} = \frac{E}{1-\nu^2}(\varepsilon_{x1} + \nu\varepsilon_{x2}); \quad \sigma_{x2} = \frac{E}{1-\nu^2}(\varepsilon_{x2} + \nu\varepsilon_{x1});$$

$$\tau_{\max} = (\sigma_1 - \sigma_3)/2, \qquad (12)$$

де ε_{x1}, ε_{x2} – складові лінійної деформації, z – відстань від серединної поверхні оболонки, σ_{x1}, σ_{x2} – нормальні напруження, $\tau_{\max}$ – максимальне дотичне напруження, σ_1, σ_3 – найбільше та найменше головні напруження відповідно.

Розглянемо, як приклад, застосування викладеного вище методу розрахунку, оболонку з двома круговими отворами з виконанням умов Нав'є на контурі, розташованому на деякій відстані від зовнішньої межі оболонки, при умові, що на межі контуру кругового отвору L задано умови жорсткого затиснення, тобто

$$U_1\big|_L = 0, \quad U_2\big|_L = 0, \quad W_L\big| = 0, \quad \left.\frac{\partial W}{\partial n}\right|_L = 0.$$

Виберемо такі вхідні параметри: $\nu = 0{,}25$, $E/q_z = -2\cdot 10^7$, $2\alpha_1/h = 50$, $2\alpha_2/h = 25$, $2a/h = 2b/h = 10$, $k_1\cdot h = k_2\cdot h = 0{,}01$, $q_{x1} = q_{x2} = 0$.

Розраховані за викладеною вище схемою характеристики напружено-деформованого стану досліджуваної оболонки зображені на рис. 2-3. Пунктирною лінією на цих рисунках позначено контур оболонки, на якому за допомогою виразів (4), і відповідного вибору гармонік, виконуються крайові умови Нав'є. Відстань від даного контура до зовнішньої межі оболонки дорівнює п'яти одиницям.

Аналізуючи отримані результати, можна помітити, що як максимальні нормальні, так і максимальні дотичні напруження концентруються не тільки біля отворів, чого і треба було очікувати, оскільки на їх межах обрано умови жорсткого затиснення, а і в зоні, яка знаходиться посередині між отворами (див. рис. 2-3). Це можна пояснити сумісним впливом геометрії оболонки і обраними умовами Нав'є на лінії, що позначена пунктиром. Найменша ж концентрація згаданих напружень спостерігається біля лінії, позначеної пунктиром, що пояснюється виконанням на ній умов шарнірного спирання.

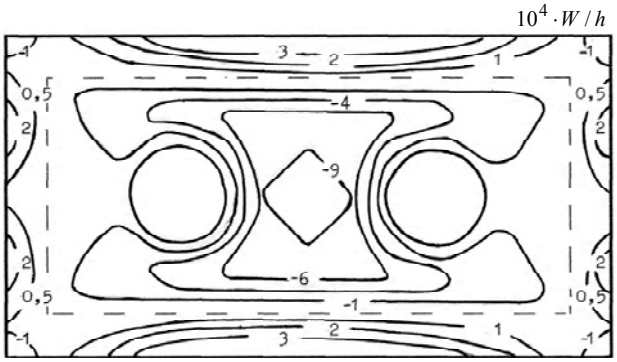


Рис. 1. Нормальні прогини

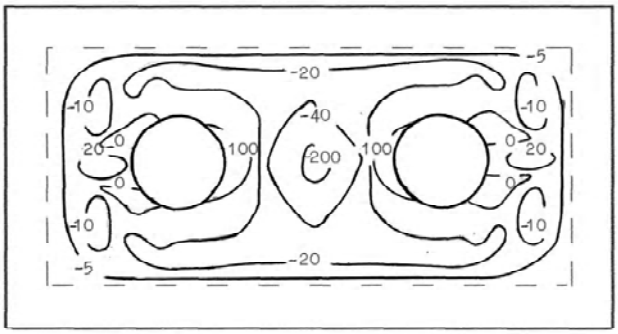


Рис. 2. Максимальні нормальні напруження

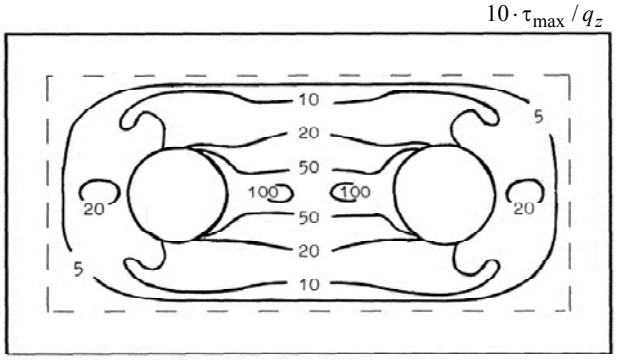


Рис. 3. Максимальні дотичні напруження

Відзначимо, що застосований спосіб розрахунку статичного деформування досліджуваного об'єкта дозволяє досягнути високої точності при утриманні певного числа гармонік у виразах (4), (5). А саме, точність виконання умов Нав'є на згаданому вище контурі забезпечується вибором $m, n = 1, 3, ...31$. При цьому максимальна відносна похибка розрахунків не перевищує 0,8 %.

Перелік посилань

1. Прочность, устойчивость, колебания. Т. 2 / [под общей редакцией Й. А. Биргера, Я. Г. Пановка]. – М. : Машиностроение, 1968. – 464 с.
2. Власов В. З. Общая теория оболочек и ее приложения в технике / В. З. Власов. – М., 1949. – 707 с.
3. Гавеля С. П. Решение некоторых граничных задач теории оболочек / С. П. Гавеля, Ю. А. Мельников, И. А. Давыдов. – Днепропетровск : Изд-во ДГУ, 1971. – 53 с.
4. Гавеля С. П. Метод построения матриц типа Грина для составных оболочек / С. П. Гавеля // Докл. АН УССР. – Сер. А. – 1981. – № 9. – С. 12–17.
5. Гавеля С. П. Некоторые граничные задачи для пологих оболочек с отверстиями / С. П. Гавеля // Динамика и прочность машин. – Харьков, 1966. – Вып. 3. – С. 33–37.
6. Гавеля С. П. О вычислении матриц Грина статических задач теории пологих оболочек / С. П. Гавеля // Изв. ВУЗов, Математика. – 1980. – № 12. – С. 3–9.
7. Гавеля С. П. Периодические задачи для пологих оболочек произвольной кривизны с отверстиями / С. П. Гавеля // Докл. АН УССР. – Сер. А. – 1969. – № 8. – С. 226–229.
8. Левчук С. А. Расчет напряженно-деформированного состояния элементов сложных технических конструкций / С. А. Левчук. – Запорожье, 1997. – 24 с. – Деп. в УкрИНТЭИ 17.06.97, №447 – Ук97.

Одержано 03.02.2009

Задача о статическом деформировании пологих оболочек с отверстиями решается с использованием соответствующих матриц Грина. На примере оболочки с двумя круговыми отверстиями, при специальных краевых условиях, продемонстрирована эффективность метода расчета.

The problem of static deformation of the sloping shells with holes is solved using Green matrix. The efficiency of calculation method is shown on the example of the shell with two round holes in special border conditions.

УДК (531.36+539.3):534.1

Д-р фіз.-мат. наук О. Д. Шамровський, А. І. Веселов

Державна інженерна академія, м. Запоріжжя

ДВОШАРОВА ДИСКРЕТНА МОДЕЛЬ НЕСТАЦІОНАРНИХ ХВИЛЬОВИХ ПРОЦЕСІВ У СТЕРЖНІ

Запропоновано покращену дискретну модель поширення нестаціонарних хвиль у стержні, у якій дискретизації піддається не тільки маса, але і пружні характеристики стержня. Принциповою особливістю моделі є два шари мас, з'єднані трьома типами зв'язків, що дозволяють моделювати подовжні і поперечні коливання.

Моделювання нестаціонарних динамічних процесів є важливою задачею теорії пружності. Широко поширені чисельні методи розв'язання задач механіки суцільного середовища за допомогою дискретизації диференціальних рівнянь у частинних похідних [1-3]. У той же час відомо, що ці диференціальні рівняння неточні і грунтуються на усередненні реальних дискретних структур. Тому цілком природними є зусилля по створення споконвічно дискретних моделей [4]. Добре відомі моделі, що складаються з наборів крапкових мас, з'єднаних пружними зв'язками [5, 6]. Однак при використанні таких моделей виникають серйозні проблеми, що обмежують їхнє застосування. Особливо це відноситься до моделювання нестаціонарних хвильових процесів. Відбувається це тому, що одномірний ланцюжок у вигляді крапкових мас, з'єднаних пружинами, не дозволяє описати поширення фронту хвилі. Крім того, подібна модель не допускає граничний перехід до класичного хвильового рівняння.

У даній роботі пропонуються удосконалені дискретні моделі, у яких дискретизації піддаються не тільки маси, але і жорсткості пружних зв'язків. З цією метою спочатку дискретизується прикладене навантаження, а потім, з тим же кроком, пружні характеристики пружин, що з'єднують крапкові маси.

При використанні подібної моделі процес поширення одномірної нестаціонарної хвилі здійснюється згідно «ефектові доміно», тобто різні маси починають рухатися по черзі. У підсумку значно полегшується знаходження характеристик хвилі. Спостерігається

© О. Д. Шамровський, А. І. Веселов, 2009

яскраво виражений фронт, що рухається стрибками із середньою швидкістю, що збігається зі швидкістю фронту хвилі в континуальному випадку, і природним образом виконується граничний перехід до континуальної моделі. Модель одномірної нестаціонарної хвилі докладно описана в [7].

За допомогою даної моделі можна розв'язувати і двовимірні задачі. Наприклад, у випадку поширення хвилі по тонкому шару спостерігається виникнення не тільки основної подовжньої хвилі, але і поперечного квазіфронта. Явище такого квазіфронта добре відомо, але в дискретній моделі воно виявляється особливо наочно і з чітким поясненням фізичного змісту. Квазіфронт утворюється через те, що перехресні поперечні пружні зв'язки починають сприймати навантаження пізніше подовжніх зв'язків.

Дослідження поширення нестаціонарних хвиль значно полегшується за рахунок того, що різні крапкові маси починають рухатися по черзі, що дозволяє вирішувати відповідні рівняння роздільно також по черзі.

Опис моделі

Розглянемо тепер двошарову модель, що являє собою два рівнобіжних ряди мас, з'єднаних між собою горизонтальними, вертикальними і діагональними пружинами. Дана модель дозволяє імітувати як подовжні, так і поперечні коливання стержня.

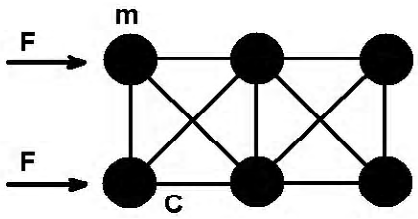


Рис. 1. Двохшарова модель

Маса усіх часток однакова і дорівнює m. Пружність вертикальних і горизонтальних пружин однакова і дорівнює C. Пружність діагональної пружини, з огляду на те, що її довжина в √2 рази більше, покладемо в це ж число раз меншим. Розглянемо роботу такої моделі.

Рух елементів моделі описується наступними формулами:

$$X = X_0 + V_x(t-t_0) + \frac{a_x(t-t_0)^2}{2},$$
$$Y = Y_0 + V_y(t-t_0) + \frac{a_y(t-t_0)^2}{2}. \qquad (1)$$

Тому що модель повинна створювати і подовжні, і поперечні коливання, рух елементів розглядається як по осі X, так і по осі Y, на відміну від одношарової моделі, де моделюються тільки подовжні коливання. Формули обчислення швидкості і прискорення виглядають у такий спосіб:

$$V_x = V_{0x} + a_x(t-t_0),$$
$$V_y = V_{0y} + a_y(t-t_0); \qquad (2)$$

$$a_x = \frac{P_x}{m}, \quad a_y = \frac{P_y}{m}. \qquad (3)$$

У формулі (3) сила задається з індексами x і y, що пов'язано з тим, що сила обчислюється як сума сил діючих на частинку у залежності від обраних зазорів для горизонтальних, вертикальних і діагональних пружин. Дані зазори і виникаючі при них сили зазначені в табл. 1. На основі законів, описуваних формулами (1-3), була створена двошарова дискретна модель, що демонструє поширення хвильових процесів.

Процес руху модельовуваного об'єкта

Пружний стержень, до якого з торця прикладена сила, що стискає його в подовжньому напрямку, викликає рівноприскорений рух часток стержня з прискоренням, рівним відношенню діючої сили до маси стержня, при цьому здійснюючи коливання двох видів у двох напрямках.

Перший вид коливань – це гармонійні коливання в подовжньому напрямку, добре вивчені і успішно моделюються більшістю відомих моделей. Їх недолік полягає в тому, що в існуючих моделях швидкість поширення хвилі нескінченна, тобто з моменту початку прикладення сили у рух приходить уся модель від навантаженого до закріпленого кінця.

Другий вид коливань – це поперечні коливання або другий фронт. Існування його відоме, але існуючі моделі не забезпечували його присутність.

Моделювання коливань подовжнього виду

Розглянемо коливання подовжнього виду. Як і в одношаровій дискретній моделі [7], лінійна функція пружності пружин, що з'єднують елементи, заміняється ламаною.

Знайдемо крок ламаної, що описує функцію пружності пружини F', де F' – сила, прикладена до торця пружини. Крок dX, при якому буде відбуватися стрибок сили пружності при зрушенні з нейтрального положення, буде дорівнювати

$$dX = \frac{F'}{2*C}. \qquad (4)$$

Це значить, що сила пружності в пружині буде виникати не відразу, а через час, коли збурювання поширеться на відстань dX, і, отже, швидкість поширення хвилі в стержні, на відміну від інших моделей, буде кінцевою. Тобто наша модель краще відповідає класичній, ніж аналогічна дискретна модель з лінійною силою пружності.

Моделювання коливань поперечного фронту

Тепер розглянемо нові можливості двохшарової моделі, що враховує деякі особливості модельовува-

ного об'єкта. Розглянемо розподіл сил у трикутнику, утвореному трьома масами (рис. 2).

Сила F прикладена до частинки A і рухає його рівноприскорено в напрямку до частинки B доти, поки не буде обраний зазор горизонтальної пружини, і після цього рухається з постійною швидкістю, усе ще наближаючись до частинки B, поки не набере визначену фіксовану швидкість, однакову для всіх часток. Відповідно одночасно з горизонтальною пружиною a буде скорочуватися і діагональна пружина d, тому що обидві вони прив'язані до частинки A. Порахуємо зазор для пружини d. Сила, що стискає цю пружину, буде дорівнює

$$F_d = F\cos < (DAB) = Fa / d\ . \qquad (5)$$

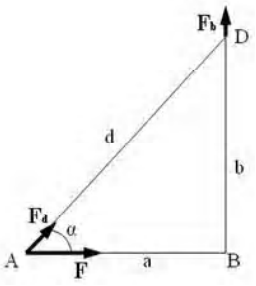


Рис. 2. Елемент двошарової моделі

З огляду на, те що пружність пружини d дорівнює $C/\sqrt{2}$ **,** де C – пружність пружин a і b, одержимо, що зазор, який потрібно вибрати для збудження в пружині d сили пружності буде дорівнювати:

$$dX_d = \frac{F_d}{2*(C/\sqrt{2})} = \frac{F_d}{C\sqrt{2}}. \qquad (6)$$

У цьому випадку сила пружності буде достатня, щоб компенсувати F_d . Тепер сила пружності, що виникла в пружині d, починає діяти на частинку D. З огляду на, те що пружність горизонтальної пружини більше діагональної, а тим більше її горизонтальної складової, значення якої з наближенням частинки A до частинки B буде падати як в абсолютній величині, так і стосовно вертикальної складової, то її буде недостатньо для того, щоб значимо діяти на частинку D у його переміщенні по горизонталі, і ми її далі розглядати не будемо.

Розглянемо вертикальну складову сили F_b . Вона буде дорівнювати:

$$F_b = F_d\cos < (BAD) = F_d b / d. \qquad (7)$$

Відповідно зсув з положення рівноваги в ту або іншу сторону, при якому в пружині b буде виникати сила пружності, буде дорівнювати:

$$dX_b = \frac{F_b}{2*C}\ . \qquad (8)$$

До того як цей зазор буде обраний у напрямку стиску або розтягання пружини b, її кінець, зв'язаний із частинкою D, буде рухатися в напрямку дії сили F_b із прискоренням F_b/m, а після того буде рухатися з постійною швидкістю. Це буде продовжуватися доти, поки не буде обраний ще один повний крок, рівний F_b/C і сила пружності збільшиться до такого значення, що результуюча сила, рівна різниці сили пружності і сили, що розтягує, F_b , почне діяти убік скорочення пружини, додаючи частинці прискорення рівне F_b/m у цьому напрямку. Тепер частинка D буде рухатися з негативним прискоренням, що, зрештою, змусить його рухатися в напрямку скорочення пружини b. У цей момент результуюча сила стане рівною нулеві і ,відповідно, прискорення руху частинки D також стане рівним нулеві, і далі він уже буде рухатися з постійною швидкістю, поки не досягне крапки $d\,X_b$, де значення сили пружності стане рівним нулеві і результуючій силі знову почне діяти убік розтягання пружини.

Розглянемо таблицю зазорів і зміни сил у різних діапазонах:

Таблиця 1 – Таблиця зазорів і зміни сил

Діапазон	F	F_d	F_b
Від 0 до Δ/2	0	0	0
Від Δ/2 до 3Δ/2	P	$P\cos\alpha$	$P/2$
Від 3Δ/2 до 5Δ/2	$2P$	$2P\cos\alpha$	P

Використовуючи аналогічний алгоритм та розглядаючи сили, що діють на кожну окрему частинку, можна розрахувати положення кожної частинки у будь-який час, наприклад, у момент відбиття хвилі від місця кріплення стержня, або після нього. Також легко модифікувати двохшарову модель на будь-яку іншу кількість шарів. Були проведені випробування моделі для максимум десяти шарів, які ще більш наочно демонструють теоретичні принципи, закладені у модель.

Приклад роботи моделі показаний на рис. 3. Особливість поширення поперечного фронту полягає в тому, що він запізнюється в порівнянні з подовжнім. З погляду побудованої моделі це можна пояснити тим, що зазор діагональної пружини вибирається пізніше, ніж зазор горизонтальної.

За допомогою цього підходу можна розв'язати інші задачі, наприклад тривимірні. Використання сіток складної форми дозволяє успішно застосовувати дискретні моделі для опису тіл довільної конфігурації. Також, в рамках дискретних моделей, неважко ввести різні нелінійні ефекти фізичного і геометричного характеру.

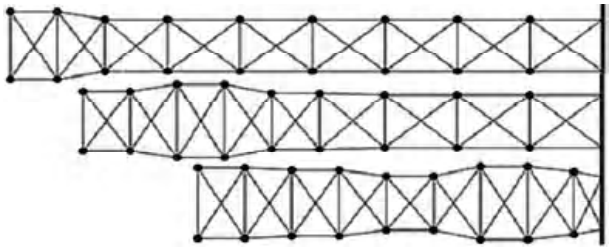


Рис. 3. Моделювання подовжніх і поперечних коливань

Висновки

1. Запропоновано дискретну модель, у якій дискретизується не тільки маса, але і пружні характеристики стержня. Завдяки цьому розповсюджене збурення має фронт, який рухається із середньою швидкістю, що збігається зі швидкістю фронту хвилі у класичній моделі.

2. За допомогою додавання другого шару в модель з'являється можливість використовувати її для моделювання не тільки подовжніх, але і поперечних збурювань. Хвиля має як подовжній фронт, так і поперечний квазіфронт.

3. За допомогою розробленої дискретної моделі можна досліджувати більш складні випадки тіл довільної конфігурації, тривимірних або неоднорідних об'єктів.

Перелік посилань

1. Аэро Э. Л. Существенно нелинейная микромеханика среды с изменяемой периодической структурой / Э. Л. Аэро // Успехи механики. – 2002. – № 3. – С. 130–176.
2. Слепян Л. И. Нестационарные упругие волны / Л. И. Слепян. – Л. : Судостроение, 1972. – 376 с.
3. Filimonov A. M. Continuous approximations of difference operators / Filimonov A. M. // J. Difference Equations and Applications. – 1996. – Vol. 2, N 4. – P. 411–422.
4. Shen W. Traveling waves in time periodic lattice dynamical systems / W. Shen // Nonlinear Analysis. – 2003. – N 54. – P. 319–339.
5. Адрианов И. В. Об особенностях предельного перехода от дискретной упругой среды к непрерывной / И. В. Адрианов. – ПММ, 2002. – № 2. – С. 271–275.
6. Jensen J. S. Phononic band gaps and vibrations in one- and two-dimensional mass-spring structures / J. S. Jensen // Journal of Sound and Vibration. – 2003. – N 5. – P. 1053–1078.
7. Шамровський О. Д. Дискретна модель поширення нестаціонарної подовжньої хвилі в пружному стержні / О. Д. Шамровський, А. І. Веселов, Ю. О. Лимаренко // Нові матеріали і технології в металургії і машинобудуванні. – 2008. – № 1. – С. 98–102.

Одержано 15.09.2008

Предложена улучшенная дискретная модель распространения нестационарных волн в стержне, в которой дискретизации подвергается не только масса, но и упругие характеристики стержня. Принципиальной особенностью модели являются два слоя масс, соединенные тремя типами связей, что позволяет моделировать и продольные, и поперечные колебания.

The improved discrete model of non-stationary wave distribution is offered where not only mass but also elastic bar characteristics are exposed to quantification. The main feature of model is using of two layers of masses joined by three types of connection what allows simulating longitudinal and transverse vibrations.

УДК 657.471:658.589:669.013

Канд. економ. наук О. М. Панченко, канд. економ. наук О. Г. Лищенко

Державна інженерна академія, м. Запоріжжя

ОПТИМІЗАЦІЯ ОБЛІКОВОЇ ІНФОРМАЦІЇ В СИСТЕМІ УПРАВЛІННЯ ВИТРАТАМИ ДЛЯ ІННОВАЦІЙНОГО РОЗВИТКУ ПІДПРИЄМСТВ МЕТАЛУРГІЙНОЇ ГАЛУЗІ

Розглянуто практику формування інформації щодо витрат в системі управління на підприємствах металургійної галузі, обґрунтовано принципи формування управлінської інформації щодо витрат на підприємствах металургійної галузі з метою їх інноваційного розвитку.

Вступ

В глобальній конкурентоспроможності країн вирішальним чинником розвитку на сьогодні є наукові знання та передові інноваційні технології. Зміна індустріального технологічного способу виробництва на черговий – постіндустріальний, особливості нових базових науково-технологічних напрямків робить особли-

© О. М. Панченко, О. Г. Лищенко, 2009

во важливим для України завдання щодо активізації впровадження досягнень науки у виробництво, оскільки на сучасному етапі існуюча структура української економіки не є наукоємною.

Забезпечення виробництва сучасними високоякісними новими матеріалами, це не тільки спосіб прямого підвищення конкурентних властивостей виробів у порівнянні з зарубіжними аналогами. Поява таких матеріалів викликає потребу щодо розробки та впровадження нових приладів для їх обробки. Так існує зв'язок між конкурентоспроможністю вітчизняного автобудування та наявністю національного виробництва якісної сталі. Передумовою для розвитку високотехнологічного вітчизняного машинобудування є те, що Україна входить в десятку провідних виробників високоякісної сталі. До речі, конкуренті переваги японських виробників автомобілів у значній мірі виникли після того, як Японія стала виробляти власну високоякісну сталь.

Крім того, металургійна галузь є основним наповнювачем бюджету та джерелом 40 % експортної валютної виручки. Підприємства металургійної галузі формують економіку та забезпечують соціально-економічний розвиток таких міст як Запоріжжя, Маріуполь, Дніпропетровськ, Кривий Ріг та інші.

Отже, питання ефективного функціонування підприємств металургійної галузі є дуже важливими не тільки для самих підприємств, а і для всієї економки. На фоні світової фінансово-економічної кризи, що викликала і обвал світових ринків сировини та продуктів первісної обробки, зокрема, ринків металів, все більш актуальною стає проблема удосконалення формування інформації щодо витрат в системі управління підприємством з метою забезпечення інноваційного розвитку вітчизняної металургійної галузі, яка відноситься переважно до 3-4 технологічного укладу, підвищення її наукоємності.

Обговорення проблеми

Для забезпечення ефективного управління металургійним підприємством та його інноваційного розвитку необхідно мати точнішу інформацію про витрати на здійснення тих або інших видів діяльності, а «усередині» цих видів діяльності – про витрати на виробництво і реалізацію окремих продуктів (робіт, послуг). Можна навести досить об'ємний перелік завдань, які підприємству слід вирішувати:

- встановлення нижнього рівня ціни на продукцію, що випускається;
- обґрунтування зміни асортименту (зняття з виробництва одних видів продукції, освоєння випуску нових);
- оцінка заходів щодо вдосконалення технологій і організації виробництва та інші.

Ухвалення відповідного управлінського рішення можливе тільки за наявності тієї інформації, яка раніше акумулювалася в поняттях собівартості і повної собівартості продукції. А планування і облік повинні базуватися на загальній методології по ключових складових. Облік, в його управлінських функціях повинен інформаційно забезпечити створення і функціонування системи прогнозування і планування, а також вимірювання ефективності діяльності підприємства.

Вивчення сучасної вітчизняної літератури щодо формування ефективної системи облікової інформації на промислових підприємствах, чинних нормативно-правових актів приводить до думки, що питанням прикладних методик щодо формування якісної інформації щодо виробничої та повної собівартості, які забезпечували б ефективне управління витратами металургійного підприємства надається недостатньо уваги.

Реформування бухгалтерського обліку привело до зміни поняття «собівартість» на більш широке поняття «витрати». Поняття собівартості, на відміну від витрат, не отримало термінологічного визначення як економічна категорія в законодавстві, що регламентує фінансовий облік. Поняття собівартості включено в основні методологічні принципи бухгалтерського обліку як різновид оцінки активів підприємства.

Собівартість – це вид оцінки оснований на сумі витрат на виробництво(придбання) активів. Це та оцінка, за якою актив відображають в балансі підприємства у момент отримання повного контролю над ним та яка не залежить від думки зовнішнього експерта на оптимальну вартість цього ресурсу. Відповідно до п.11 П(С)БУ 2 «Баланс», якщо витрати на придбання і створення активу не відображаються в балансі, то вони включаються до складу витрат звітного періоду при визначенні фінансового результату. Склад таких витрат визначає П(С)БУ 16 «Витрати», що містить методологічні принципи формування в бухгалтерському обліку інформації про витрати підприємства і її розкриття у фінансовій звітності.

Навіть поверхневий розгляд змісту П(С)БУ 16 «Витрати» дозволяє зробити висновок, що стандарт не регламентує порядок віддзеркалення в обліку витрат, пов'язаних з безпосереднім створенням активу. Вірніше, він регламентує порядок віддзеркалення у фінансовому обліку витрат на виробництво тих активів, які реалізовані в звітному періоді для віддзеркалення цих витрат у фінансовій звітності. Очевидно, що методологічні принципи, висловлені в національних стандартах бухгалтерського обліку щодо обліку витрат, направлені на опис їх впливу безпосередньо на прибуток (власний капітал) підприємства конкретного звітного періоду, тобто порядку віддзеркалення витрат на рахівницях класу 9, і обумовлені формою Звіту про фінансові результати вживаної в Україні, формує інформацію щодо витрат по центрах виникнення, а не вирішують завдання управління щодо оптимізації витрат та не стимулюють інноваційний розвиток підприємства.

Порядок визначення виробничої собівартості продукції (робіт, послуг) дуже рамковий і полягає прак-

тично в лаконічній деталізації складу прямих матеріальних витрат, прямих витрат на оплату праці, інших прямих витрат і загальновиробничих витрат. Щодо методології організації обліку виробничої собівартості в П(С)БУ 16 написано, що «перелік і склад статі калькуляції виробничої собівартості продукції (робіт, послуг) встановлюється підприємством». Що стосується визначення поняття «економічний елемент витрат операційної діяльності», то його в П(С)БУ 16 ні.

Визначення поняття «елемент операційних витрат» приведено в П(С)БУ 3 «Звіт про фінансові результати». Із змісту пункту 38 виходить, що йдеться тільки про елементи операційних витрат «які понесло підприємство в процесі своєї діяльності протягом звітного періоду». І ось тут виникають методологічні неясності, які прямо впливають не тільки на показники фінансової звітності, але і на всю систему бухгалтерського обліку на підприємстві, особливо його управлінської складової. Суть питання в тому, елементи яких витрат необхідно відображати в звітності: витрат звітного періоду, які призводять до зменшення власного капіталу (рахунки 90, 92, 93, 94) або всіх операційних витрат, які понесені виключно під час тимчасового проміжку, званого звітним періодом? Від відповіді на це питання залежить оптимальна схема побудови аналітичного обліку, тобто побудова робочого плану рахунків, визначення типових кореспонденцій балансових рахунків з рахунками витрат (з використовуванням або без використовування рахунків класу 8), організація калькуляції і т.д.

Тобто, облік витрат, побудований на металургійному підприємству згідно з зазначеними національними методологічними засадами не враховує технологічні особливості виробництва.

Розглянемо практику формування облікової інформації на зарубіжних промислових підприємствах.

Згідно з міжнародними стандартами бухгалтерського обліку (звітності), облік витрат виробництва і інших операційних витрат може проводитися одним з двох способів: по функціях витрат або елементах витрат, що залежно від їх класифікації, визначає формат Звіту про прибутки і збитки. Отже, підприємство може обрати форму побудови фінансового обліку більш адаптовану під конкретні умови. Для металургійних підприємств більш ефективним є облік по функціях витрат, оскільки виробництво здійснюється по переділах.

Наявність двох форматів звіту для віддзеркалення фінансового результату в світі обумовлена існуванням двох основних моделей бухгалтерського обліку, які відомі як англосаксонської і континентальної (європейської).

Металургійні підприємства англосаксонської групи використовують інтегровану систему обліку, яка передбачає отримання інформації для зовнішніх і внутрішніх користувачів в межах однієї системи рахунків. Це досягається шляхом того, що «вмонтував» рахунків виробничого обліку в загальну систему рахунків, внаслідок чого вони кореспондують з рахівницями фінансового обліку. Інтегрована система обліку базується на безперервному обліку запасів, коли всі поточні зміни запасів сировини, незавершеного виробництва і готової продукції відображаються на відповідних рахівницях. Для обліку витрат рахунки виділяються по функціональних ознаках: «Виробництво», «Виробничі невигідні витрати», «Адміністративні витрати», «Витрати на збут».

На металургійних підприємствах з континентальною(європейською) моделлю обліку характерним є виділення двох автономних систем рахунків відповідно до мети фінансового обліку і управлінського обліку. В системі рахунків фінансового обліку здійснюється періодичний облік запасів, а витрати групуються по елементах, а доходи по видах діяльності, визначається загальний фінансовий результат. В системі рахунків управлінського обліку здійснюється постійний облік запасів, здійснюється калькуляція собівартості продукції і облік по центрах відповідальності, визначається фінансовий результат основної діяльності. Рахунки управлінського і фінансового обліку не кореспондують між собою. Взаємозв'язок здійснюється за допомогою спеціальних рахунків. На ці рахунки поза системою бухгалтерських записів переносяться дані фінансового обліку про елементи витрат і запаси, які потім перегруповуються для мети управлінського обліку.

Але яка б модель з двох не використовувалася підприємством, у Звіті про прибутки і збитки показуються саме перенесені на фінансовий результат операційні витрати звітного періоду, а не всі операційні витрати, понесені підприємством за звітний проміжок часу. Це означає, що витрати на виробництво продукції (товарів, робіт, послуг), не реалізованої в звітному періоді, не можуть бути відображений у Звіті про прибутки і збитки.

Виходячи з кореспонденції рахунків, встановленою чинною Інструкцією по застосуванню Плану рахунків бухгалтерського обліку активів, капіталу, зобов'язань і господарських операцій підприємств і організацій, в Україні зроблена спроба об'єднати кореспонденцією рахунку з функціональними ознаками з рахівницями, призначеними для обліку витрат по елементах. Розгляд різних авторських варіантів методичних таблиць по складанню Звіту про фінансові результати [1, 5] передбачають перенесення в звіт всієї суми, накопиченої по дебету рахунків класу 8.

У результаті, всупереч вимогам МСБО щодо віддзеркалення в звітності про фінансові результати тільки витрат звітного періоду (перенесених), у разі наявності на звітну дату залишків по незавершеному виробництву, напівфабрикатам, готовій продукції, показники розділу 2 «Звіти про фінансові результати» можуть не містити точної інформації про структуру (елементах) операційних витрат звітного періоду, що

викривляє уяву не тільки зовнішніх, але і внутрішніх, зокрема, дирекції, користувачів звітності.

Методологічні підходи до розподілу витрат, висловлені в П(С)БО 16 «Витрати» не завжди забезпечує необхідні інформаційні потреби управління. Так, на думку Ластовецького [3]: «Відповідно до П(С)БО 16 «Витрати» до загальновиробничих віднесено не тільки виробничі накладні витрати на управління цехами, дільницями, а й витрати на утримання і експлуатацію засобів праці. Суміщено облік технологічних основних витрат з накладними. Такий поділ витрат на прямі і загальновиробничі не відповідає формуванню інформації відповідно до потреб управління витратами як технологічними, так і накладними. За існуючою регламентацією групування і класифікації витрат неможливо конкретизувати відповідальність, визначити відповідальними за витрати тих посадових осіб, які регулюють витрати конкретних видів ресурсів».

Складнощі з організацією якісної системи облікової інформації щодо витрат на металургійних підприємствах України виникають не тільки у зв'язку з недосконалістю національних стандартів. На сьогодні є ще два нормативно-правові акти, які, крім П(С)БУ 16 «Витрати», регламентують методологічні підходи до формування витрат, пов'язаних з господарською діяльністю на металургійному підприємстві. Це Закон України «Про оподаткування прибутку підприємств» в редакції від 22 травня 1997 року №283/97-ВР (із змінами і доповненнями) і Методичні рекомендації з формування собівартості продукції (робіт, послуг) у промисловості № 373 від 09.07.2007 р. Але у вказаних нормативно-правових актах не розглядаються питання врахування галузевих особливостей формування інформації щодо витрат та собівартості на металургійних підприємствах.

Таким чином, перед працівниками економічно-облікових металургійних підприємств виникає складна задача методичного забезпечення інформаційних потреб внутрішніх користувачів щодо раціональної організації обліку чинників, які забезпечують ефективність процесу виробництва та його інноваційну перебудову.

Проте, якщо окреме ведення податкового обліку в межах якого враховуються особливості формування собівартості для мети оподаткування передбачено законодавством, то з використанням методу калькуляції у складі управлінського обліку все дещо складніше.

Проблема в тому, що і для фінансового, і для управлінського обліку застосовуються одні і ті ж синтетичні рахунки. Система рахунків управлінського обліку будується на створенні субрахунків третього і далі порядків із збереженням кодів (номерів) першого і другого, передбачених чинним Планом рахунків бухгалтерського обліку активів, капіталу, зобов'язань і господарських операцій підприємств і організацій (далі – План рахунків). Система рахунків витрат у чинному Плані рахунків, як було розглянуто вище), побудована ґрунтуючись на принципі «структури звітності». А для якісної побудови управлінського обліку необхідно створювати номенклатуру рахунків необхідно виходити з «процесного принципу» [5], коли витрати можуть бути розподілені не тільки за місцем виникнення витрат, але і по об'єктах виникнення. На даному етапі в рамках чинних національних П(С)БО технічно неможливо побудувати управлінський облік витрат по об'єктах виникнення витрат, оскільки необхідна для цього кореспонденція рахунків елементів витрат і рахунків виготовлених активів не передбачена.

Саме тому, як показує аналіз організації обліку, наприклад, на ВАТ «Запоріжсталь», на переважній більшості металургійних підприємств України використання для цілій управління даних, отриманих в системі фінансового обліку, вимагає від планово-економічної і фінансової служб серйозних трудовитрат для трансформації цих даних у форми внутрішніх аналітичних документів (калькуляцій, планів, звітності тощо), тобто доведення облікової інформації до стану, придатного для цілей управління. Така трансформація значно здорожує адміністрування, причому часто здорожує настільки, при цьому не забезпечуючи необхідної оперативності і прозорості для керівництва, що не виправдовує в достатній мірі вигід від ведення повноцінного планування.

Визначення і розподіл планових витрат є одним з «трьох китів» планування в системі формування інформації щодо витрат: центр отримання доходу, центр витрат, центр отримання прибутку. Встановлені параметри бюджету підприємства повинні бути достовірний, досяжні в реальності, розраховані з урахуванням можливих довготривалих ефектів. Ця необхідна умова для того, щоб керівники підрозділами були готові підтримувати злагоджений рівень витрат.

Проте для мотивації працівників недостатньо, щоб встановлений рівень витрат був достовірний, також важливий контроль за виконанням прогнозних нормативів, який би враховував вплив різних відхилень і змін. Причому цей контроль повинен бути одночасно оперативним, прозорим, зрозумілим, неминучим, конструктивним, «ручне управління» бюджетом повинне бути зведено до мінімуму і, що важливо, якомога менш трудомістким і недорогим.

Одночасно, має бути забезпечено збереження комерційної таємниці через кодифікацію. Кодифікація – це перетворення інформації за допомогою кодів у такий вигляд, що вона може бути доступна тільки обмеженому колу осіб, з метою запобігання несанкціонованому доступу до неї (інформації).

Висновки

На нашу думку, ефективним інструментом формування необхідної інформації щодо витрат у системі управління для підприємств металургійної галузі з метою забезпечення їх інноваційного розвитку є розробка управлінського робочого плану рахунків з кодуванням відповідно до таких принципів:

1. Стратегічним напрямом побудови системи формування облікової інформації щодо витрат на металургійному підприємстві має стати інноваційна спрямованість.

2. Формування елементів витрат необхідно проводити згідно з принципами чистоти і одноманітності витрат. Тобто витрати повинні бути розподілені максимально докладно і однорідно, а така стаття як «інші витрати» повинна бути практично відсутньою, вплив її величини на загальну суму витрат має визначатися, як неістотний.

3. Види витрат повинні розноситися по носіях витрат (місцям виникнення), це досягається завдяки використовуванню усередині рахунку коду носія витрат. Наприклад, позначивши основний цех кодом 01, а інші цехи – кодом 02, 03, тощо отримаємо для елемента матеріальних витрат 801-01, 801-02.

4. Витратний рахунок може мати код статті, що відображає взаємозв'язок доходів і витрат у фінансовому плані підприємства, наприклад, позначивши кодом 1120 – функція споживання на персонал, отримаємо 811-01-1120, 811-02-1120 для оперативного контролю за витрачанням засобів на заробітну платню за місцями виникнення. Необхідно виділяти окремо витрати на оплату праці персоналу, пов'язаного з забезпеченням інноваційних напрямків на підприємстві.

З цієї точки зору, клас рахунків 8 (управлінський), використовування якого зараз як «вбудованого» у фінансовий облік багато бухгалтерів вважають безглуздим і надмірним, може виявитися своєрідним «стратегічним резервом підвищення ефективності управління витратами». На його основі можна розробити систему рахунків управлінського обліку з використанням методичних способів та прийомів як англосаксонської, так і континентальної системи обліку, оскільки передбачена чинним законодавством кореспонденція рахунків допускає як включення, так і виключення рахунків класу 8 з ланцюжка кореспондуючих рахунків для ведення обліку.

Одночасно з цим Інструкцією по застосуванню Плану рахунків бухгалтерського обліку активів, капіталу, зобов'язань і господарських операцій підприємств і організацій передбачено «кореспонденція рахунків, яка не приведена в Інструкції, встановлюється підприємством, виходячи з норм справжньої інструкції, положень (стандартів) бухгалтерського обліку, інших нормативно-правових актів бухгалтерського обліку і управлінських потреб».

Враховуючи це, ймовірно ефективною буде побудова системи формування управлінської облікової інформації на металургійному підприємстві не тільки спираючись на закордонні моделі обліку, а виходячи з обмежень і класифікаційних вимог до витрат, передбачених чинним податковим законодавством України.

Перспективи подальших досліджень

- обґрунтувати концепцію формування інформації для управління витратами з метою інноваційної перебудови підприємств металургійної галузі.

Перлік посилань

1. Гольцова С. М. Звітність підприємств (фінансова, статистична, консолідована та до фондів соціального та пенсійного страхування) : Навчальній посібник / С. М. Гольцова, І. Й. Плікус. – К. : «Центр навчальної літератури», 2004. – 292 с.
2. Голов С. Ф., Костюченко В. М. Бухгалтерський облік за міжнародними стандартами : приклади ту коментарі : Практичній посібник / С. Ф. Голов, В. М. Костюченко. – К. : Лібра, 2001. – 840 с.
3. Ластовецький В. О. Виробничо-комерційний облік і внутрішньогосподарська (управліньська) звітність за центрами витрат і відповідальності / В. О. Ластовецький. – Чернівці : Місто, 2003. – 156 с.
4. Мусс Герольд. Бухгалтерский учет: основы-задания-решения / Мусс Герольд, Ханшманн Рольф ; пер. с нем. – КНЕУ, 2000. – 368 с.
5. Шиманский В. Руководство по консультированию промышленных предприятий в странах Восточной Европы / В. Шиманский, Г. Гайер ; [под ред. Е. Ильенковой, А. Сучковатой] ; пер. с нем. – Роттенбург : ИЛТИС ГмбХ, 1998. – 406 с.

Одержано 27.01.2009

Рассмотрена практика формирования информации о расходах в системе управления на предприятиях металлургической отрасли, обоснованы принципы формирования управленческой информации о расходах на предприятиях металлургической отрасли с целью их инновационного развития.

Practice of information forming in relation to costs in the system of metallurgical industry management is considered. The principles of administrative information forming in relation to costs at metallurgical industry enterprises with the purpose of their innovative development are substantiated.

УДК 539.3

Д. В. Грищак

Державна інженерна академія, м. Запоріжжя

НОВИЙ НАБЛИЖЕНИЙ АНАЛІТИЧНИЙ РОЗВ'ЯЗОК ЗАДАЧІ ПРО ВЛАСНІ КОЛИВАННЯ ТРИШАРОВОЇ ПЛАСТИНИ ЗІ ЗМІННИМИ ЗА ЧАСОМ, МАСОЮ ТА КОЕФІЦІЄНТОМ ДЕМПФІРУВАННЯ

Дану статтю присвячено проблемі коливань багатошарових пластин з параметром маси, залежним від часу. Успішно застосовано гібридний метод для вирішення проблеми механічних коливань, які описуються сингулярним диференціальним рівнянням. Показано залежність амплітуди і частоти коливань від характеру функцій параметру маси у часі.

У роботі на базі гібридного асимптотичного підходу вперше запропоновано новий аналітичний підхід до аналізу коливань багатошарової пластинчастої системи, маса і коефіцієнт демпфірування якої є функціями часу. Здобуті основні аналітичні залежності для обчислення частот власних коливань для параметрів асимптотичного розкладу, не залежних від їх величини. Порівняння здобутих результатів із існуючими підходами та результатами обчислень прямими чисельними методами підтверджують ефективність запропонованого у роботі підходу і можливість застосування здобутих залежностей в інженерній практиці при проектуванні конструкцій нової техніки.

1 Постановка задачі

Як відомо, коливання досить значної кількості технічних систем описуються диференціальними рівняннями зі змінними коефіцієнтами, які не допускають точного аналітичного розв'язку. Так, наприклад, у задачах динаміки космічних транспортних системах маса є функцією часу. Аналогічні проблеми виникають при дослідженні коливань підводних кабелів зі змінною за часом довжиною та в інших машинах і апаратах. Розглянемо коливання прямокутної тришарової шарнірно опертої пластини ($a \times b$), з товщиною h , враховуючи змінні за часом питому вагу матеріалу $\gamma(t)$ та коефіцієнт демпфірування $\varepsilon(t)$.

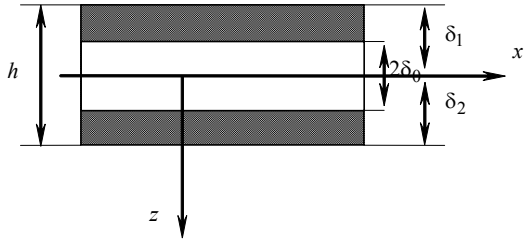


Рис. 1. Ортотропна симетрично зібрана пластина

Для розглянутої пластини (рис. 1), згідно з роботою Амбарцумяна С. А. [1], розглядається випадок, коли

$$\delta_1 = \delta_2 = \delta\,,\ B'_{ik} = B''_{ik} = B_{ik}\,, \tag{1}$$

а відповідні жорсткості мають вигляд:

$$\begin{aligned} K_{ik} &= 0, \\ C_{ik} &= 2\left[\delta_0 B^0_{ik}(\delta-\delta_0)B_{ik}\right], \\ D_{ik} &= \frac{2}{3}\left[\delta_0^3 B^0_{ik} + \left(\delta^3-\delta_0^3\right)B_{ik}\right]. \end{aligned} \tag{2}$$

У загальному випадку динамічне навантаження зображується у формі

$$Z = q(t)\sin\frac{\pi x}{a}\sin\frac{\pi y}{b} - 2\frac{\gamma(t)}{g}h\varepsilon(t)\frac{\partial w}{\partial t} - \frac{\gamma(t)}{g}h\frac{\partial^2 w}{\partial t^2}, \tag{3}$$

де g – прискорення сили тяжіння, t – час.

Згідно з класичною теорією багатошарових пластин, можна отримати таке рівняння:

$$\begin{aligned} &D_{11}\frac{\partial^4 w}{\partial x^4} + 2\left(D_{12}+2D_{66}\right)\frac{\partial^4 w}{\partial x^2\partial y^2} + D_{22}\frac{\partial^4 w}{\partial y^4} = \\ &= q(t)\sin\frac{\pi x}{a}\sin\frac{\pi y}{b} - 2\frac{\gamma(t)}{g}h\varepsilon(t)\frac{\partial w}{\partial t} - \frac{\gamma(t)}{g}h\frac{\partial^2 w}{\partial t^2}. \end{aligned} \tag{4}$$

Використовуючи апроксимацію, яка вдовільняє граничним умовам

$$w(t) = f(t)\sin\frac{\pi x}{a}\sin\frac{\pi y}{b}, \tag{5}$$

рівняння (4) можна переписати у вигляді

© Д. В. Грищак, 2009

$$\left[D_{11}\left(\frac{\pi}{a}\right)^4+2\frac{\pi^4}{a^2b^2}\left(D_{12}+2D_{66}\right)+D_{22}\left(\frac{\pi}{b}\right)^4\right]\times$$
$$\times f(t)\sin\frac{\pi x}{a}\sin\frac{\pi y}{b}=$$
$$=\left[q(t)-2\frac{\gamma(t)}{g}h\varepsilon(t)f'(t)-\frac{\gamma(t)}{g}hf''(t)\right]\sin\frac{\pi x}{a}\sin\frac{\pi y}{b}. \quad (6)$$

Позначивши

$$\widetilde{\widetilde{D}}(t)=\frac{\widetilde{D}g}{a\gamma(t)};\ \widetilde{q}(t)=\frac{gq(t)}{a\gamma(t)};\ \bar{\varepsilon}(t)=\frac{h\varepsilon(t)}{a};\ \lambda^2=\frac{h}{a} \quad (7)$$

та враховуючи, що

$\widetilde{D}=D_{11}\left(\frac{\pi}{a}\right)^4+2\frac{\pi^4}{a^2b^2}\left(D_{12}+2D_{66}\right)+D_{22}\left(\frac{\pi}{b}\right)^4$, рівняння (6) можна записати у формі

$$\lambda^2 f''(t)+2\bar{\varepsilon}(t)f'(t)+\widetilde{\widetilde{D}}(t)f(t)=\widetilde{q}(t). \quad (8)$$

Розв'язок цього рівняння, яке описує вимушені коливання досліджуваної системи, можна навести як суму однорідного та часткового розв'язку неоднорідного рівняння. Якщо отримати однорідний розв'язок, то отримання часткового не становить значних труднощів. Основна теоретична проблема полягає в одержанні розв'язку однорідного диференціального рівняння, яке відповідає за дослідження власних коливань системи

$$\lambda^2 f''(t)+2\bar{\varepsilon}(t)f'(t)+\widetilde{\widetilde{D}}(t)f(t)=0, \quad (9)$$

де λ – безрозмірний параметр при старшій похідній.

2 Гібридний ВКБ-Гальоркін розв'зок задачі про власні коливання тришарової пластини із змінною за часом масою і коефіцієнтом демпфірування

Згідно з гібридним ВКБ-Гальоркін методом [2], ВКБ-розв'язок будемо шукати у формі двочленної апроксимації

$$f(t,\lambda)=\exp\left[\int_a^t\left(\frac{1}{\lambda}f_0(t)+f_1(t)\right)dt\right]. \quad (10)$$

Підставляючи (10) у рівняння (9), отримуємо

$$\lambda^2\left[\frac{1}{\lambda}f_0'+f_1'+\frac{1}{\lambda^2}f_0^2+f_1^2+2\frac{1}{\lambda}f_0f_1\right]+$$
$$+2\bar{\varepsilon}(t)\left[\frac{1}{\lambda}f_0+f_1\right]+\widetilde{\widetilde{D}}(t)=0. \quad (11)$$

Прирівнюючи коефіцієнти при однакових ступенях параметру, отримаємо систему рівнянь:

$$\begin{cases}f_0^2+2\bar{\varepsilon}(t)f_1+\widetilde{\widetilde{D}}(t)=0,\\ f_0'+2f_0f_1=0,\end{cases} \quad (12)$$

або

$$\begin{cases}f_1=-\frac{1}{2}\frac{d}{dt}\ln f_0,\\ \bar{\varepsilon}(t)f_0'-f_0^3-\widetilde{\widetilde{D}}(t)f_0=0.\end{cases} \quad (13)$$

Друге рівняння системи (13) можна розв'язати, застосовуючи підстановку

$$f_0=U(t)V(t). \quad (14)$$

Тоді з рівняння

$$\bar{\varepsilon}(t)\left(U'V+UV'\right)-U^3V^3-\widetilde{\widetilde{D}}UV=0, \quad (15)$$

знаходимо

$$V=e^{\int\frac{\widetilde{\widetilde{D}}(t)dt}{\bar{\varepsilon}(t)}}\quad\text{та}\quad U=\pm i\left[2\int\frac{V^2}{\bar{\varepsilon}(t)}dt\right]^{-1/2}. \quad (16)$$

Згідно з (14) розв'язок системи рівнянь (13) можна записати, як

$$\begin{cases}f_1=-\frac{1}{2}\frac{d}{dt}\ln f_0,\\ f_0=\pm i\left[2\int\frac{e^{2\int\frac{\widetilde{\widetilde{D}}(t)dt}{\bar{\varepsilon}(t)}}}{\bar{\varepsilon}(t)}dt\right]^{-1/2}e^{\int\frac{\widetilde{\widetilde{D}}(t)dt}{\bar{\varepsilon}(t)}}.\end{cases} \quad (17)$$

Таким чином, отримано ВКБ-розв'язок, наведений у (10) з урахуванням (17).

Другий крок розв'язку за гібридним ВКБ-Гальоркін методом використаємо перший доданок ВКБ-розв'язку (f_0). Тобто розв'язок будемо шукати у формі

$$\widetilde{f}(t,\lambda)=\exp\left[\int_a^t\left[\delta_{01}(\lambda)+i\delta_{02}(\lambda)\right]f_0(t)\right]dt. \quad (18)$$

Беручи до уваги (18), рівняння (9) можна переписати у вигляді

$$\lambda^2\left[\left(\delta_{01}+i\delta_{02}\right)f_0'+\left(\delta_{01}^2+2i\delta_{01}\delta_{02}-\delta_{02}^2\right)f_0^2\right]+$$
$$+2\bar{\varepsilon}(t)\left[\delta_{01}+i\delta_{02}\right]f_0+\widetilde{\widetilde{D}}(t)=0. \quad (19)$$

За умови, що R та N+1 координатні функції з інтервалу [a, b] повинні бути ортогональні,

$$\int_a^b R\left(\delta_0,...,\delta_N, f_0,...,f_N, f_0',...,f_N^{(n-1)}, t, \lambda\right) f_i(t)dt = 0.$$

Тоді отримаємо

$$\lambda^2\left[\left(-\delta_{01} - i\delta_{02}\right)\bar{f}_0'\bar{f}_0 + \left(-\delta_{01}^2 i + 2\delta_{01}\delta_{02} + i\delta_{02}^2\right)\left(\pm \bar{f}_0^3\right)\right] +$$
$$+ 2\bar{\varepsilon}(t)\left[-\delta_{01} - i\delta_{02}\right]\bar{f}_0^2 + i\tilde{\tilde{D}}(t)\left(\pm \bar{f}_0\right) = 0. \qquad (20)$$

де $f_0 = \pm i\bar{f}_0$, тобто $\bar{f}_0 = \left[2\int \frac{e^{2\int \frac{\tilde{\tilde{D}}(t)dt}{\bar{\varepsilon}(t)}}}{\bar{\varepsilon}(t)}dt\right]^{-1/2} e^{\int \frac{\tilde{\tilde{D}}(t)dt}{\bar{\varepsilon}(t)}}$.

Прирівнюючи коефіцієнти дійсних та уявних членів отриманого рівняння, приходимо до такої системи рівнянь:

$$\begin{cases} A\delta_{02} - B\delta_{01}^2 + B\delta_{02}^2 + W = 0, \\ A\delta_{01} + 2B\delta_{01}\delta_{02} = 0, \end{cases} \qquad (21)$$

де

$$A = \int_a^b \left[-\lambda^2 \bar{f}_0'\bar{f}_0 - 2\bar{\varepsilon}(t)\bar{f}_0^2\right]dt;$$
$$B = \int_a^b \lambda^2 \bar{f}_0^3 dt; W = \int_a^b \tilde{\tilde{D}}(t)\bar{f}_0 dt. \qquad (22)$$

Розв'язуючи систему алгебраїчних рівнянь (21), знайдемо

$$\begin{cases} \delta_{01} = \dfrac{\sqrt{4BW - A^2}}{2B}, \\ \delta_{02} = \mp \dfrac{A}{2B}. \end{cases} \qquad (23)$$

Таким чином, розв'язок, отриманий за гібридним ВКБ-Гальоркін методом може бути записаний у формі (18), враховуючи (17) та (23).

Слід відзначити, що отриманий гібридний розв'язок є однорідним розв'язком рівняння (8). Для отримання часткового розв'язку зазвичай застосовують метод варіації параметрів.

3 Чисельний експеримент

Для отримання чисельних даних та графічної інтерпретації розв'язку, задамо значення загальних параметрів досліджуваної конструкції. Розглянемо пластину ($a = b = 2$ м), складену з трансверсально ізотропних шарів, площини ізотропії яких паралельні площині $z = 0$.

Для крайніх шарів маємо

$$B_{11} = B_{22} = \frac{E}{1-\nu^2},\ B_{12} = \frac{\nu E}{1-\nu^2},\ B_{66} = \frac{E}{2(1+\nu)}, \qquad (24)$$

для середнього шару –

$$B_{11}^0 = B_{22}^0 = \frac{E_0}{1-\nu_0^2},\ B_{12}^0 = \frac{\nu_0 E_0}{1-\nu_0^2},\ B_{66}^0 = \frac{E_0}{2(1+\nu_0)}, \qquad (25)$$

де E, ν та E_0, ν_0 – модулі пружності та коефіцієнти Пуассона відповідно крайніх та середнього шарів.

Надалі для простоти, будемо вважати, що

$$\nu = \nu_0 = 0{,}3, \quad \frac{E}{E_0} = n. \qquad (26)$$

Розглядаючи цей окремий випадок, задамо такі параметри:

$$g = 10,\ \gamma(t) = 10^4 t,\ \gamma(t) = 10t,\ \varepsilon(t) = \frac{1}{10t},$$
$$E = 0{,}15 \cdot 10^7 \text{ Н/м}^2,$$

$$\frac{h}{a} = 0{,}1,\ h = 0{,}2 \text{ м},\ \delta = 2\delta_0 = \frac{h}{2} = 0{,}1 \text{ м}, \qquad (27)$$

Для графічної інтерпретації та отримання чисельних результатів, використовується програмний комплекс MAPLE. При цьому початкові умови беруться у формі $f(0,1) = 0{,}1$, $f'(0,1) = 0{,}1$.

Згідно з (5), побудуємо графік характеристичної функції $f(t)$ розв'язку $w(t)$, варіюючи змінні у часі коефіцієнт демпфірування та питомої ваги матеріалу (27).

Вплив змінної за часом питомої ваги матеріалу на амплітуду і частоту власних коливань зображено на рис. 2.

Таким чином, матеріал, маса якого збільшується у більшій мірі ($\gamma(t) = 10^4 t$), здійснює коливання з меншою частотою ніж більш легкий матеріал ($\gamma(t) = 10t$).

Для подальшого дослідження ефективності запропонованого розв'язку задачі проведено порівняння здобутих даних із результатами обчислень за прямим чисельним методом Рунге-Кутта.

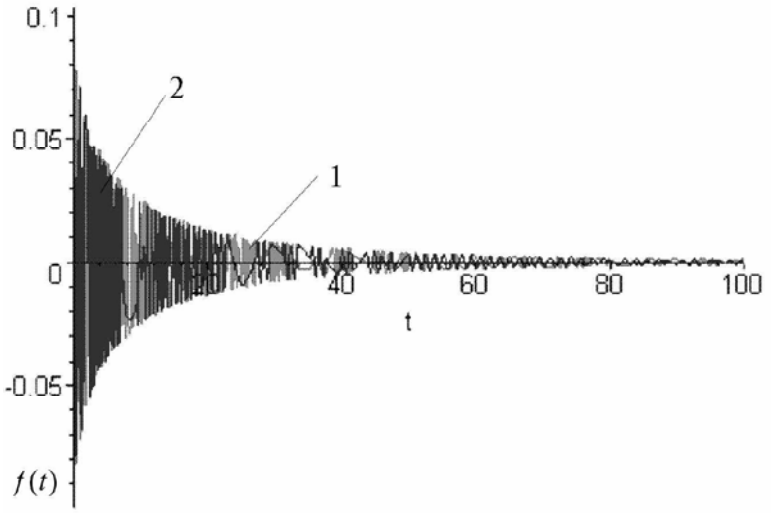


Рис. 2. Поведінка характеристичних функцій $f(t)$ при $\varepsilon(t)=\frac{1}{10t}$ та $\gamma(t)=10t$ (1) і $\gamma(t)=10^4 t$ (2)

Таблиця 1 – Співвідношення отриманого гібридного (18) та чисельного розв'язків при $\varepsilon(t)=\frac{1}{10t}$ та $\gamma(t)=10^4 t$

t	Розв'язок за методом Рунге-Кутта	Гібридний розв'язок
0,1	0,1	0,1
0,15	0,0199	0,0163
0,2	-0,1024	-0,0859
0,25	0,1141	0,0911
0,3	-0,1143	-0,0869
0,35	0,1196	0,0868
0,4	-0,1207	-0,0837
0,45	0,0963	0,0637
0,5	-0,0297	-0,0180

Висновки

На базі гібридного асимптотичного підходу у роботі запропоновано новий розв'язок задач про коливання тришарових трансверсально ізотропних пластин із змінними за часом масою та коефіцієнтом демпфірування, який може бути застосовано у інженерну практику при проектуванні конструкцій нової техніки. У подальшому найбільш актуальними є дослідження вимушених коливань конструкцій на базі запропонованих у роботі залежностей, що описуються сингулярними диференціальними рівняннями із періодичними і неперіодичними коефіцієнтами.

Перелік посилань

1. Амбарцумян С. А., Теория анизотропных пластин / С. А. Амбарцумян. – М. : Наука, 1987. – 346 с.
2. Gristchak V. Z. A hybrid WKB-Galerkin method applied to a piezoelectric sandwich plate vibration problem considering shear force effects / V. Z. Gristchak, O. A. Ganilova // Journal of Sound and Vibration. – 2008. – Vol. 317. – P. 366–377.

Одержано 17.12.2008

Данная статья посвящена проблеме колебаний многослойных пластин с параметром массы, зависящим от времени. Успешно применен гибридный метод при решении проблемы механических колебаний, описываемой сингулярными дифференциальными уравнениями. Показана зависимость амплитуды и частоты колебаний от характера функций параметра массы во времени.

This paper is devoted to the multilayered plate vibration problem with time dependent mass parameter. The hybrid method was successfully applied in solution of mechanical vibration problem described by singular differential equations. Dependencies of amplitude and frequency of vibration from the character of functions in time of mass parameter is shown.

УДК 669.136.9:621.785.5

Д-р техн. наук Б. П. Середа, канд. техн. наук И. В. Кругляк, С. Н. Ткаченко

Государственная инженерная академия, г. Запорожье

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛУЧЕНИЯ СИЛИЦИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ЧУГУНАХ В УСЛОВИЯХ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА

С целью поиска составов порошковых смесей для самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, обеспечивающих заданные свойства, использовался дробный факторный эксперимент. Показаны результаты исследований структуры и свойств силицированых покрытий на чугунах марок АСЧ-1,СЧ-20, СЧ-25, ВЧ 45-5, ВЧ 38-17, ВЧ 42-12, полученных в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, определены параметры, обеспечивающие повышение микротвердости.

Введение

Для деталей машин и оборудования, работающих в сложных эксплуатационных условиях, большое значение имеют свойства поверхностного слоя. В большинстве случаев для поверхностного упрочнения применяют различные методы и способы химико-термической обработки (ХТО). Одним из эффективных способов ХТО, позволяющих повысить твердость, износостойкость, коррозионную стойкость чугуна, является диффузионное насыщение кремнием. При этом продолжительность технологического процесса значительна (10-15 ч), что приводит к повышению себестоимости изделий. В связи с чем, актуально применение технологий, позволяющих получать покрытия при ограниченном или минимальном времени их формирования. Одной из таких технологий является метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [1].

СВС представляет собой высокоинтенсивное экзотермическое взаимодействие химических элементов в конденсированной фазе, способное к самопроизвольному распространению в виде волны горения [2]. В основу данного метода нанесения покрытий положен принцип газотранспортных химических реакций. Данный процесс характеризуется интенсивным нанесением покрытий благодаря наличию градиента температуры в системе изделие – порошковая среда, который позволяет осуществлять массоперенос насыщающих элементов на поверхность изделия [3].

Известно, что совместная диффузия элементов возможна только в определенном, достаточно узком интервале концентраций, при этом невозможно получить покрытия значительной толщины и высокие концентрации в поверхностном слое обоих насыщающих элементов [4]. В этом случае эффективным может оказаться последовательный способ обработки [5].

Целью данной работы является поиск составов порошковых СВС-смесей, получение силицированных слоев на чугунах марок АСЧ-1 (ГОСТ 1585-85), СЧ-20, СЧ-25 (ГОСТ 805-95), ВЧ 45-5, ВЧ 38-17, ВЧ 42-12 (ДСТУ 3925-99), полученных в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, исследование структуры слоев, определение влияния условий силицирования чугуна методом СВС на глубину диффузионного слоя, определение параметров, обеспечивающих повышение микротвердости.

Методика проведения исследования

В работе для нанесения покрытий использовали следующие марки чугунов: АСЧ-1,СЧ-20, СЧ-25, ВЧ 45-5, ВЧ 38-17, ВЧ 42-12. Химико-термическую обработку осуществляли в реакторе открытого типа ($P = 10^5$ Па) при рабочем интервале температур 950-1050 °С и общей продолжительности изотермической выдержки 2-6 ч (как для одновременного, так и для последовательного способа насыщения). В качестве насыщающей среды использовали смесь порошков: Si, Al, Cr_2O_3, Al_2O_3, NH_4Cl, дисперсностью 100-350 мкм следующих материалов:

Cr_2O_3 – оксид хрома – окислитель; Al_2O_3 – оксид алюминия – инертная добавка; Al – алюминий – восстановитель; Si – кремний марки Кр1 – источник кремния в покрытии; NH_4Cl – хлористый аммоний – активатор процесса насыщения.

С целью поиска составов порошковых СВС-смесей, обеспечивающих заданные свойства, использовался дробный факторный эксперимент [6].

Факторы – это варьируемые в задаче переменные, которые влияют на изменение параметра оптмизации – оптимизируемого свойства. При решении задач оптимизации хорошие результаты дает метод Бокса-Уилсона, который включает 2 этапа:

Требуется выбрать оптимальный состав шихты и режим СВС-процесса с целью обеспечения микротвердости наносимого слоя 400 кг/мм^2.

Параметр оптимизации (Y) – Микротвердость нанесенного слоя.

© Б. П. Середа, И. В. Кругляк, С. Н. Ткаченко, 2009

Таблица 1 – Исследуемые факторы

Характеристика	Фактор			
	Содержание Si в шихте, %	Содержание ХС в шихте, %	Температура процесса, °С	Время выдержки, ч
Код	*X*1	*X*2	*X*3	*X*4
Основной уровень	30	20	1000	4
Интервал варьирования	10	10	100	2
Нижний уровень	20	10	900	2
Верхний уровень	40	30	1100	6

Так как количество исследуемых факторов составляет 4, то выбираем дробную реплику 2^{4-1} следующего вида: *a*, *b*, *c*, *d*, *abd*, *acd*, *abc*, *bcd*. Записываем дробную реплику в развернутом виде.

Таблица 2 – Условия проведения опытов (план экспериментов)

Номер опыта	Значение факторов в кодированном виде				
	*X*0	*X*1	*X*2	*X*3	*X*4
1	+	+	-	-	-
2	+	-	+	-	-
3	+	-	-	+	-
4	+	-	-	-	+
5	+	+	+	-	+
6	+	+	-	+	+
7	+	+	+	+	-
8	+	-	+	+	+

Реализация плана эксперимента

Для определения ошибки опыты дублировались на основном уровне. Расчет дисперсии опыта S_y проводился по формуле:

$$S_y^2 = \sum_{i=1}^{n} (Y_{0i} - Y_0)^2 / f_1,$$

где n_0 – количество дублей на основном уровне;

i – номер дубля;

Y_{0i} – значение параметра оптимизации в i-ом дубле;

Y_0 – среднее арифметическое результатов всех дублей;

f – число степеней свободы ($f_1 = n$-1).

Таблица 3 – Расчетная таблица

Опыт	y_e	$\lvert y_{0e} - y_0 \rvert$	Δy_e^2
9	385	2	
10	380	3	
11	384	1	
–	$y_0 = 383$	$\sum \Delta y = 86$	

Построение математической модели

После реализации всех опытов матрицы планирования по их результатам строят математическую модель изучаемого процесса. Для этого при использовании ДФЭ рассчитываем коэффициенты регрессии уравнения по формуле:

$$b_j = \sum_{j=1}^{n} X_{jn} \cdot Y_n / N,$$

где b_j – значене j-го коэффициента регрессии (j = 0, 1, 2, …, k);

X_{jn} – значение j-го фактора в n-ом опыте в кодированном виде;

Y_n – значение параметра оптимизации в n-ом опыте;

N – число опытов в матрице планирования.

В результате получают модель, которая имеет следующий вид:

$$Y = b_0 + b_1X_1 + b_2X_2 + b_3X_3 + \ldots + b_jX_j.$$

В реализуемой матрице планирования получены следующие результаты.

По формуле рассчитываем коэффициенты регрессии искомой модели. Для этого мы должны взять из таблицы 2 значение фактора «X_n» в кодированном масштабе (+1 или -1) и перемножить на соответствующие им значения «y», взятые из таблицы 4, подставив эти значения получим:

b_1=1/8·[(+1)·395+(-1)·375+(-1)·370+
+(-1)·380+(+1)·395+(+1)·390+(+1)·395+
+ ... +(-1) ·370] = +10,0;

b_0=1/8·[(+1)·395+(+1)·375+
+(+1) ·370+(+1)·380+(+1)·395+(+1)·390+
+(+1)·395+ ... +(+1) ·370] = +383,8;

b_2=1/8·[(-1)·395+(+1)·375+(-1)·370+
+(-1)·380+(+1)·395+(-1)·390+(+1)·395+
+... +(+1) ·370] = 0;

b_3=1/8·[(-1)·395+(-1)·375+(+1)·370+
+(-1)·380+(-1)·395+(+1)·390+(+1)·395+
+ ... +(-1) ·370] = -2,5;

b_4=1/8·[(-1)·395+(-1)·375+(-1) ·370+
+(+1)·380+(+1)·395+(+1)·390+(-1)·395+
+ ... +(-1)·370] = 0.

Таким образом, полученная линейная модель имеет предварительно следующий вид:

$$y = 383{,}8 + 10 \cdot X_1 - 0 \cdot X_2 + (-2{,}5) \cdot X_3 - 0 \cdot X_4.$$

Таблица 4 – Результаты опытов

Опыт	1	2	3	4	5	6	7	8
Результат	395	375	370	380	395	390	395	370

Статистический анализ модели

Целью анализа является проверка пригодности модели для ее использования при описании исследуемого объекта.

Анализ состоит из двух этапов. На первом этапе проверяем статистическую значимость коэффициентов регрессии. В статистике принято осуществлять проверку значимости коэффициентов регрессии с помощью критерия Стьюдента (*t*- критерия). Для этого рассчитываем доверительный интервал коэффициентов

$$\Delta b_i = t_{\alpha fl} \cdot S_{bi},$$

где S_{bi} – среднеквадратическая ошибка в определении коэффициентов регрессии

$$S_{bi} = \sqrt{\frac{S_y^2}{N}},$$

$t_{\alpha fl}$ – значение *t*-критерия, которое выбираем в зависимости от уровня значимости «α» и числа степеней свободы при определении дисперсности опыта f_1.

Значения коэффициентов регрессии сравниваем с Δb_i и те, которые оказываются по абсолютной величине меньше доверительного интервала, исключают из уравнения.

На втором этапе окончательно полученное уравнение проверяем на адекватность, то есть его пригодность для описания объекта исследования.

Рассчитываем доверительный интервал коэффициентов регрессии Δb_i. Для этого в начале определим S_{bi}:

$$S_{bi} = \sqrt{\frac{13}{8}} = \pm 1{,}27.$$

Выбираем для $\alpha = 0{,}05$ и $f_1 = 2$ значение критерия Стьюдента, равное 4,3. Определяем $\Delta b_i = \pm 4{,}3 \cdot 1{,}27 = \pm 5{,}59$. Таким образом, в полученном уравнении коэффициент «b_2» статистически незначим, и уравнение приобретает окончательно следующий вид:

$$y = 903{,}4 + 10{,}6 \cdot X_2 + (-2{,}5) \cdot X_3 - 0 \cdot X_4.$$

Теперь проверяем адекватность полученной модели в целом. Для этого подставляем в полученное уравнение последовательно для всех опытов значение «X_i» в кодированном виде, которые берем из таблицы 2.

$y_1 = 383{,}8+10(+1)+2{,}5(-1) = 391{,}3;$
$y_2 = 383{,}8+10(-1)+2{,}5(-1) = 371{,}3;$
$y_3 = 383{,}8+10(-1)+2{,}5(+1) = 376{,}3;$
$y_4 = 383{,}8+10(-1)+2{,}5(-1) = 371{,}3;$
$y_5 = 383{,}8+10(+1)+2{,}5(-1) = 391{,}3;$
$y_6 = 383{,}8+10(+1)+2{,}5(+1) = 396{,}3;$
$y_7 = 383{,}8+10(+1)+2{,}5(+1) = 396{,}3;$
$y_8 = 383{,}8+10(-1)+2{,}5(+1) = 376{,}3.$

Таблица 5 – Расчет дисперсии неадекватности

Опыт	Значение *y*		$\lvert\Delta y\rvert$	Δy^2
	Экспериментальное	Расчетное		
1	395	391	4	16
2	375	371	4	16
3	370	377	7	49
4	380	371	9	81
5	395	391	4	16
6	390	396	6	36
7	395	396	1	1
8	370	376	6	36
				Σ = 251

Таблица 5 составлена, исходя из алгоритма проверки полученного уравнения на адекватность, т. е. его пригодности для написания объекта исследования. Последовательность проверки такова:

1. По полученной модели определяют поочередно для всех опытов матрицы планирования расчетные значения параметра оптимизации ($y_{расч}$). Для этого в уравнение подставляют значение факторов в кодированном виде.

2. По формуле получают оценку дисперсии неадекватности:

$$S^2_{неад} = \frac{\sum_{n=1}^{N} (y_n^{расч} - y_n^{расч})^2}{f_2},$$

где $f_2 = N\text{-}K'$, K' – число коэффициентов модели, включая b_0.

3. Определяют расчетное значение *F*-критерия (Фишера), сравнивают с табличным, которое выбирают из таблицы в зависимости от уровня значимости α и числа степеней свободы f_1 и f_2. В случае если расчетное значение окажется меньше табличного или будет равно ему, то модель признают адекватной. Если модель оказывается адекватной, то это значит, что ее можно использовать для описания объекта исследования в изученных пределах изменения факторов:

$$F_{f_1 f_2} = \frac{S^2_{неад}}{S^2_y}; \qquad S^2_{неад} = \frac{251}{8-4} = 62{,}8.$$

Тогда $F^{расч}_{f_f f_2} = \frac{62{,}8}{13} = 4{,}8$. Из таблицы для $\alpha = 0{,}05$, $f_1 = 2$ и $f_2 = 4$ находим табличное значение критерия

Фишера, равное 19,2. Таким образом, условие адекватности модели $F^{табл} < F^{расч}$ выполняется и ею можно пользоваться для расчета значений микротвердости силицированных покрытий чугунов. Для этого надо в уравнение подставить значение факторов в кодированном масштабе. При этом следует помнить, что полученная модель описывает процесс силицирования чугунов только в изученных пределах варьирования факторов.

Определим, какую твердость приобретает поверхностный слой при следующих параметрах: $X_1 = 40$ %; $X_2 = 14$ %; $X_3 = 900$ °С; $X_4 = 6$ч.

Определяем закодированные значения факторов по формуле:

$$X_i = \frac{"X_j" - X_{j0}}{\Delta X_j},$$

где X_j – кодированное; «X_j» – натуральное значение j-го фактора;

X_{j0} – натуральное значение j-го фактора на основном уровне;

ΔX_i – натуральный интервал варьирования j-го фактора.

Коэффициент «b_2» становится незначим, поэтому изменение фактора «X_2» в пределах интервалов его варьирования можно не учитывать.

Подставляем:

$$Y = 383{,}8+10(+1)+2{,}5(-1) = 391{,}3.$$

Интерпретация результатов

Полученная адекватная модель позволяет рассчитать значения параметра оптимизации для любой точки изученного факторного пространства.

Кроме того, полученную зависимость можно представить графически в виде влияния отдельных факторов на параметр оптимизации.

Представим графическую зависимость микротвердости наносимых покрытий от температуры процесса (фактор X_3) для случая, когда остальные «$X_j = 0$». Тогда уравнение имеет вид $y = 383{,}8+(-2{,}5)\cdot X_3$.

Определив «y» для случаев, когда X_3=-1 и X_3 = +1 и подставив эти значения в уравнение, мы получили соответственно значения «y» равные 381,3 и 386,2.

При решении экстремальных задач полученную линейную модель используют для крутого восхождения к области экстремума. Для того чтобы восхождение действительно шло по градиенту модели, необходимо значение факторов изменять пропорционально величинам соответствующих коэффициентов регрессии с учетом их знаков.

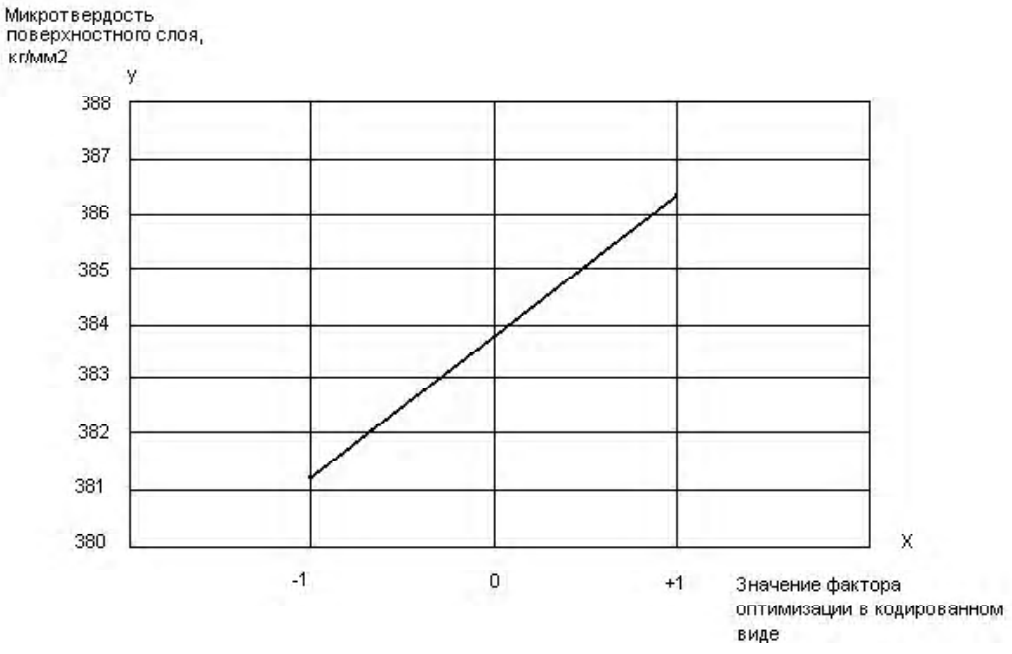
Последовательность реализации данного этапа следующая:

Переходим от кодированных значений факторов к натуральным и вычисляем значения произведений коэффициентов на соответствующие интервалы варьирования «$b_i \cdot \Delta X_i$».

Выбираем для одного из факторов шаг для движения по градиенту и вычисляем шаги для остальных факторов, беря их пропорционально произведениям «$b_i \cdot \Delta X_i$».

Последовательно прибавляем или вычитаем (в зависимости от знака коэффициента регрессии) рассчитанные значения шагов к основному уровню и тем самым получаем ряд мысленных опытов.

Часть полученных опытов реализуют и, если результаты удовлетворяют исследователя или достигнут экстремум, то решение задачи прекращают.



В решаемой задаче требовалось достичь микротвердости поверхностного слоя 400 кг/мм^2. Ни в одном из опытов матрицы планирования этот уровень микротвердости достигнут не был. Поэтому производим крутое восхождение к области оптимума.

Таблица 6

Характеристика	Фактор			
	X_1	X_2	X_3	X_4
	10	0	2,5	0
	10	10	100	2
	100	–	250	–
Шаг	1	–	50	–
Округленный шаг	1	–	50	–
12	37	20	950	4
13	38	20	1000	4
14	39	20	1050	4
15	40	20	1100	4
16	41	20	1150	4
17	42	20	1200	4

Установлено, что оптимальные среды, обеспечивающие наилучшее сочетание структурных зон, имеют соотношение составляющих насыщающей среды Si равное 30:70. Насыщение в таких средах исследуемых марок чугунов при 1050 °С в течение 4 часов способствует созданию диффузионного слоя толщиной 150…170 мкм, карбидная зона которого составляет 60…80 мкм. Нанесение покрытий проводили в режиме теплового самовоспламенения СВС-процесса. Подготовка поверхности образцов включала последовательные стадии шлифовки, полировки и обезжиривания в ацетоне. Инициирование процесса насыщения осуществляли путем предварительного нагрева в печи сопротивления до температуры начала самовоспламенения (скорость нагрева – 0,5 °С/с). Температуры СВС-смеси контролировали хромель-алюмелевой термопарой в защитном чехле, введенной непосредственно в объем шихты, и подключенной к потенциометру серии КСП. Структуру упрочненных слоев исследовали на световом микроскопе «Neophot-21» при увеличении 500. Фазовый анализ осуществляли на рентгеновском микроанализаторе с программным оснащением INCA, ОАО «Днепроспецсталь». Микротвердость измеряли на приборе «ПМТ-3» при нагрузке на индентор 1Н. Испытания на износостойкость проводились на машине трения СМТ-1 и МТ-5. Травление образцов осуществляли в спиртовых растворах пикриновой и азотной кислот. Результаты рентгеноструктурного и металлографического анализов фазового состава диффузионных слоев проводимых на дифрактометре «Дрон-3» свидетельствуют о том, что при всех исследованных режимах насыщения основу слоя составляет α-твердый раствор кремния в железе (рис. 1). Судя по твердости, содержание кремния в диффузионном слое не превышает 7–10 %. Высококремнистых фаз в диффузионном слое не обнаружено. Форма, размеры и характер расположения графитных включений в процессе насыщения практически не изменяются.

Результаты исследования и их обсуждение

Эффективность обработки в условиях СВС определяется временными параметрами процесса и теплофизическими характеристиками экзотермических смесей. Образование покрытий в режиме теплового самовоспламенения можно разделить на пять последовательных стадий: инертный прогрев реакционной смеси до температуры самовоспламенения, тепловое самовоспламенение, прогрев изделий, изотермическая выдержка, охлаждение. Продолжительность первой стадии в определенной степени зависит от состава смеси и ее тепловых характеристик. Вторая стадия характеризуется протеканием основных экзотермических реакций (для процесса силицирования скорость реакции воспламенения составляет 100-120 °С/с), а также образованием газообразных соединений и переносом насыщающих элементов к подложке. Термодинамический анализ равновесного состава продуктов системы свидетельствует, что в исследуемом диапазоне температур основными составляющими газовой фазы являются Cl. При этом увеличение концентрации в шихте газотранспортного агента (хлора) до 2-4 % приводит не только к увеличению количества газообразных хлоридов насыщающих элементов, но и к увеличению скорости реакции воспламенения. На третьей стадии происходит снижение температуры до расчетной температуры насыщения. При этом начинается формирование покрытия. На стадии изотермической выдержки происходит диффузионный рост покрытия. Протекают процессы, аналогичные насыщению в изотермических условиях. На стадии охлаждения формирование слоя происходит менее интенсивно, что объясняется уменьшением коэффициентов диффузии насыщающих элементов. Исследования показали, что максимальная скорость роста покрытий наблюдается на начальных этапах СВС-процесса. Это объясняется тем, что аустенит, образующийся при резком повышении температуры на стадии теплового самовоспламенения, характеризуется высокой плотностью дислокаций и мелкозернистостью. В связи с этим его диффузионная восприимчивость увеличивается. Таким образом, регулируя температурные условия процесса, можно управлять как скоростью роста слоев, так и их структурой. На толщину формируемых покрытий влияют состав шихты, продолжительность и температура изотермической выдержки, химический состав подложки и способ насыщения [7]. На рис. 1 представлены зависимости толщин покрытий кремния, полученных на чугуне марки СЧ-28, от температуры изотермической выдержки. Повышение температуры насыщения приводит к росту толщины диффузионного слоя. С увеличением концентрации углерода в подложке, толщина покрытия уменьшается. По результатам рентгеноструктурного и металлографического анализов установлено, что на поверхности образуется сплошной, однородный, не травящийся слой. К нему примыкает переходная зона, образовавшаяся в результате встречной диффузии углерода, а за ней – обедненная углеродом ферритная зона (рис. 2).

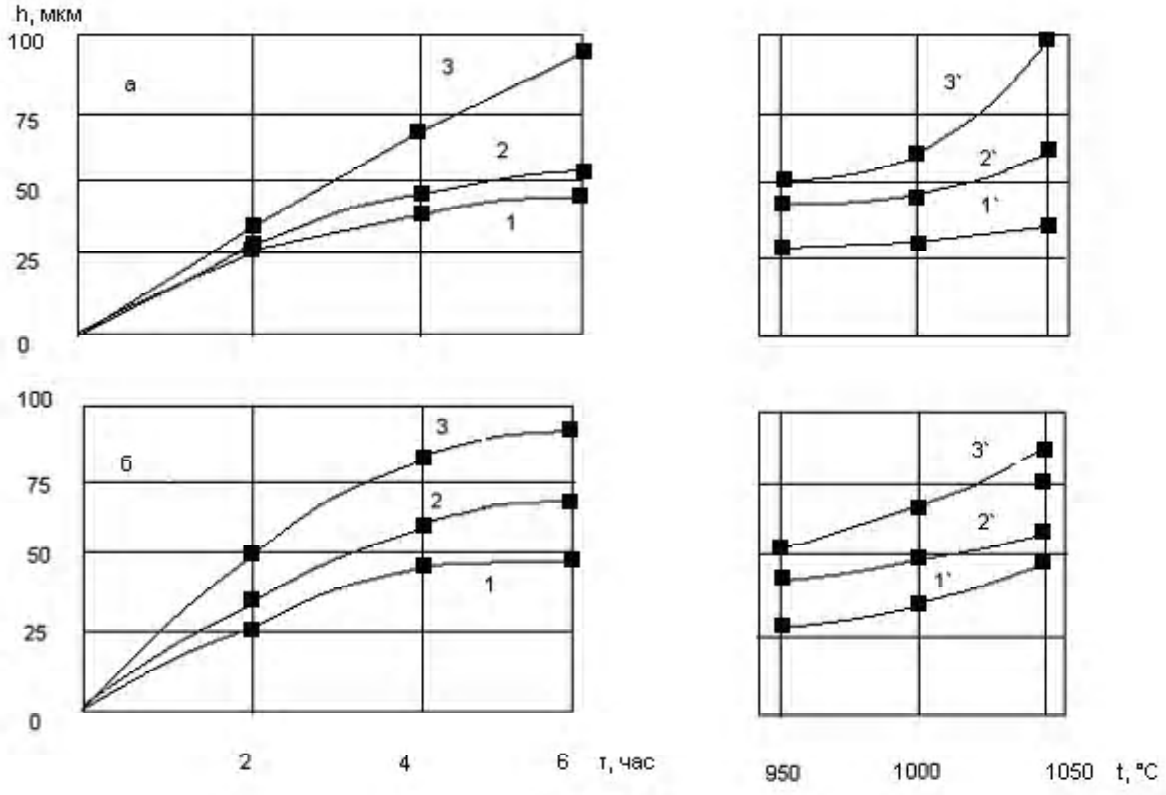
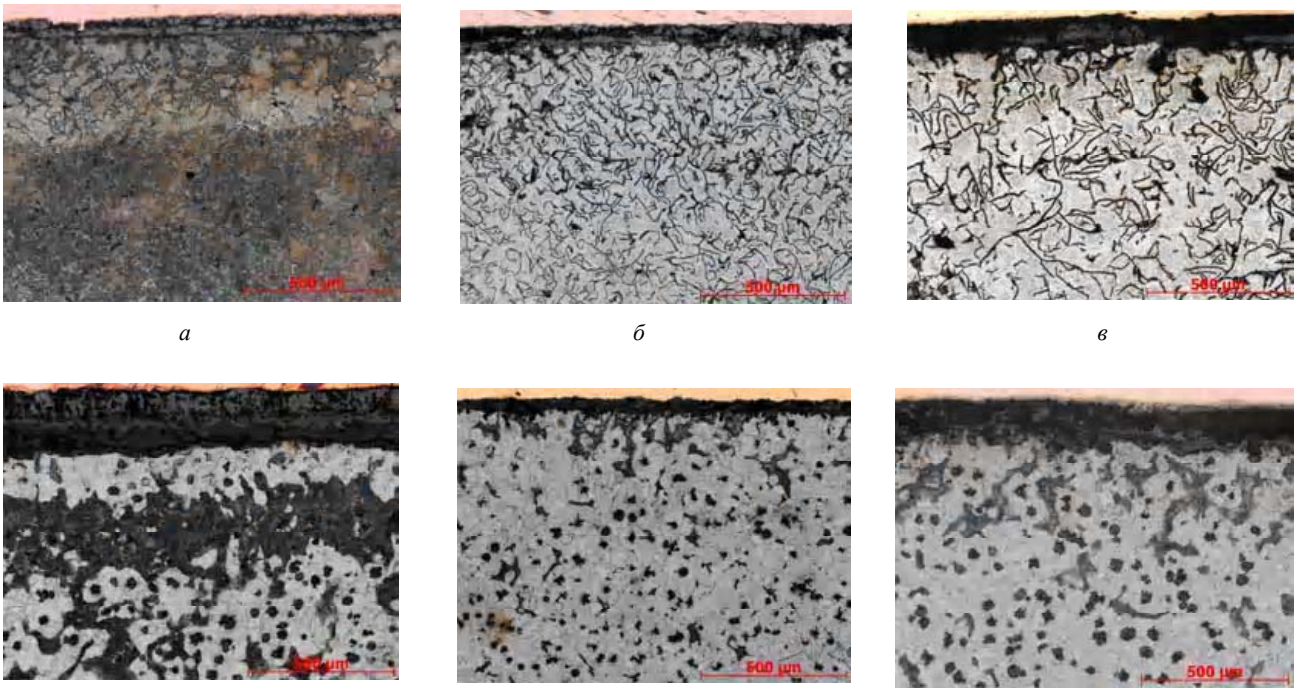


Рис. 1. Влияние условий силицирования чугуна методом СВС на глубину диффузионного слоя чугуна СЧ 28-48:

а – шихта, содержащая 25 % Si; *б* – шихта, содержащая 20 % Si;
1, 2, 3 – температура 950, 1000 и 1050 °С; 1‘, 2‘,3‘ – длительность 2, 4, 6 ч соответственно



а *б* *в*

г *д* *е*

Рис. 2. Микроструктура силицированных покрытий на чугунах, × 200:

а – АСЧ-1; *б* – СЧ-20; *в*–СЧ-25; *г* – ВЧ 45-5; *д* – ВЧ 38-17; *е* – ВЧ 42-12

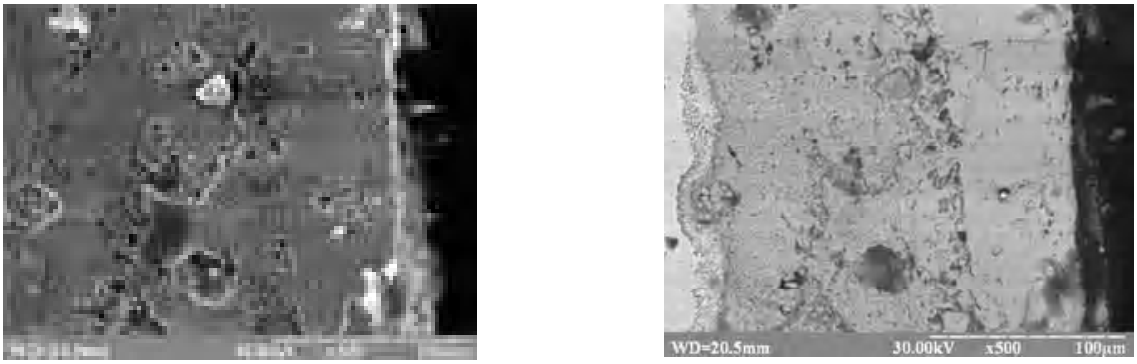


Рис. 3. Фотографии силицированного чугуна марки ВЧ 45-5, полученные на растровом микроскопе РЭМ 106 У, соответственно во вторичных и в отраженных электронах, × 500

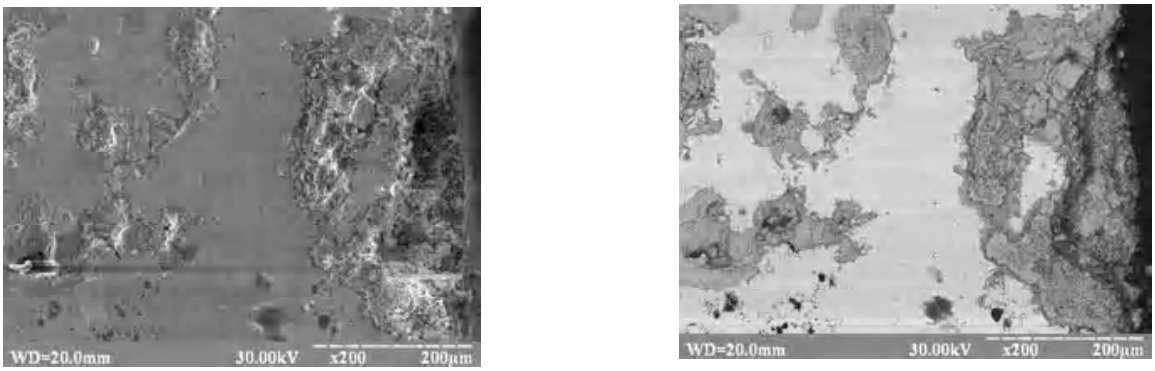


Рис. 4. Фотографии силицированного чугуна марки ВЧ 38-17, полученные на растровом микроскопе РЭМ 106 У, соответственно во вторичных и в отраженных электронах, × 200

Таблица 7 – Результат фазового анализа силицированной поверхности чугуна ВЧ 42-12

Спектр	*Встат.*	Si	Cr	Mn	Fe	Итого
Спектр по линии(1)	Да	1,35	25,95		72,70	100,00
Спектр по линии(2)	Да	7,01	1,33		91,67	100,00
Спектр по линии(3)	Да	7,52			92,48	100,00
Спектр по линии(4)	Да	7,61	1,08		91,31	100,00
Спектр по линии(5)	Да	7,49	1,33		91,18	100,00
Спектр по линии(6)	Да	5,75	0,95		93,30	100,00
Спектр по линии(7)	Да	5,18			94,82	100,00
Спектр по линии(8)	Да	3,96		1,35	94,69	100,00
Спектр по линии(9)	Да	3,86			96,14	100,00
Спектр по линии(10)	Да	3,07			96,93	100,00
Спектр по линии(11)	Да	3,35			96,65	100,00
Спектр по линии(12)	Да	3,59			96,41	100,00
Спектр по линии(13)	Да	3,14			96,86	100,00
Спектр по линии(14)	Да	3,25			96,75	100,00
Спектр по линии(15)	Да	3,14		1,34	95,53	100,00
Спектр по линии(16)	Да	3,19			96,81	100,00
Спектр по линии(17)	Да	2,96			97,04	100,00
Спектр по линии(18)	Да	2,92			97,08	100,00
Спектр по линии(19)	Да	3,25			96,75	100,00
Спектр по линии(20)	Да	3,58			96,42	100,00
Макс.		7,61	25,95	1,35	97,08	
Мин.		1,35	0,95	1,34	72,70	

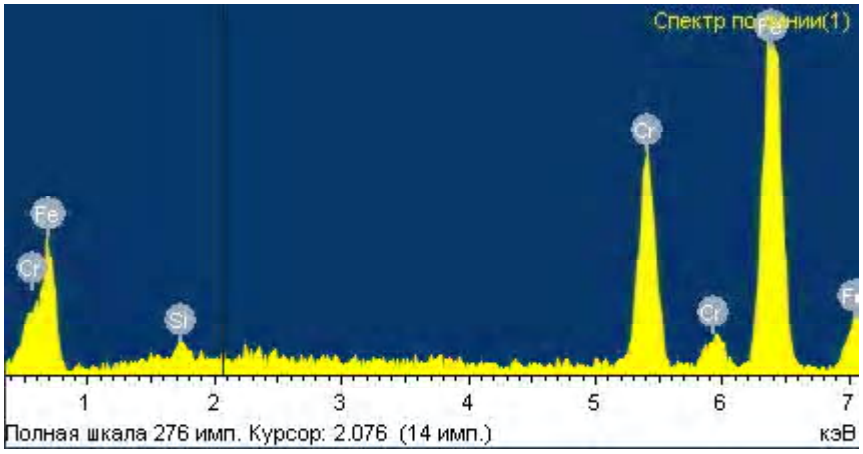


Рис. 5. Спектральный анализ силицированной поверхности чугуна ВЧ 42-12

Выводы

В результате данной работы был произведен поиск составов порошковых СВС-смесей, получены силицированные слои в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза на чугунах марок АСЧ-1, СЧ-20, СЧ-25, ВЧ 45-5, ВЧ 38-17, ВЧ 42-12, исследована структура слоев, определено влияние условий силицирования чугуна методом СВС на глубину диффузионного слоя.

Перечень ссылок

1. Sereda B. P. The Modeling of Products Pressing in SHS-Systems / B. P. Sereda, A. A. Zherebtsov, Y. A. Belokon. – Pittsburg, Pe, USA, David L. Lawrence Convantional Centre. ACerS, IOM3, ASM International. Material Science and Technology 2008 : Cinference & Exibition. – 400 p.
2. Sereda B. P. The Reception of Borized Coatings of Eutectic Type on Steel in SHS-conditions / B. P. Sereda. – Pittsburg, Pe, USA, David L. Lawrence Convantional Centre. ACerS, IOM3, ASM International. Material Science and Technology 2008. Cinference & Exibition. – 400 p.
3. Середа Б. П. Поверхневе зміцнення матеріалів : Монографія / Б. П. Середа, Н. Є. Калініна, І. В. Кругляк. – Запоріжжя : Видавництво ЗДІА, 2004. – 230 с.
4. Многокомпонентные диффузионные покрытия : [под ред. Л. С. Ляховича]. – Минск : Наука и техника, 1974. – 272 с.
5. Удовицкий В. И. Антифрикционное пористое силицирование углеродистых сталей / В. И. Удовицкий. – М. : «Машиностроение», 1977. – 191 с.
6. Середа Б. П. Теория строения жидкого, кристаллического и аморфного состояния вещества / Б. П. Середа. – Запорожье, 2003. – 179 с.
7. Мержанов А. Г. Процессы горения и синтеза материалов / А. Г. Мержанов. – Черноголовка : ИСМАН, 1998. – 512 с.

Одержано 15.04.2009

З метою пошуку складів порошкових сумішей для саморозповсюджуваного високотемпературного синтезу, що забезпечують задані властивості, використовувався дробовий експеримент чинника. Показані результати досліджень структури і властивостей силіційованих покриттів на чавунах марок АСЧ-1, СЧ-20, СЧ-25, ВЧ 45-5, ВЧ 38-17, ВЧ 42-12, отриманих в умовах саморозповсюджуваного високотемпературного синтезу, визначені параметри, що забезпечують підвищення мікротвердості.

Fractional factor experiment was used with the purpose of search of compositions of powder-like mixtures for self-propagating high-temperature synthesis, providing the set properties. The results of researches of structure and properties of siliconized coatings on cast-irons АСЧ-1, СЧ-20, СЧ-25, ВЧ 45-5, ВЧ 38-17, ВЧ 42-12, got in the conditions of self-propagating high-temperature synthesis are shown, and parameters, ensuring microhardness increase of, are determined.

V МЕХАНІЗАЦІЯ, АВТОМАТИЗАЦІЯ ТА РОБОТИЗАЦІЯ

УДК 629.114

Канд. техн. наук В. Х. Козирев, А. Ю. Сосик

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

ВИБІР ТА ОБГРУНТУВАННЯ СХЕМИ УПРАВЛІННЯ ДИСКОВИМ ГАЛЬМІВНИМ МЕХАНІЗМОМ АВТОМОБІЛЯ КАТЕГОРІЇ М1 З ЕЛЕКТРИЧНИМ ПРИВОДОМ

Підвищення активної безпеки автотранспортних засобів (АТЗ) є актуальною проблемою сучасного автомобілебудування. Гальмування є найважливішим елементом активної безпеки, розвиток якого, сьогодні можливий лише за рахунок впровадження альтернативних схем керування процесом гальмування та конструктивно нових елементів гальмівного приводу та механізмів.

Гальмування є однією з перших і найважливіших форм керування автомобілем за рахунок зменшення його швидкості або утримання на місці.

Гальмівні властивості автомобіля регламентовані Правилами № 13 Комітету по внутрішньому транспорту Європейської Економічної Комісії Організації Об'єднаних Націй, а також національними стандартами. Національний стандарт передбачає відповідність нового або переобладнаного автомобіля вимогам ДСТУ UN/ECE R13-09:2002 «Єдині положення, що до офіційного затвердження транспортних засобів категорії M, N та O у відношенні до гальмування».

Нормативними показниками, що визначають ефективність роботи системи гальмування є:

- стале уповільнення;
- коефіцієнт рівномірності розподілу гальмової сили;
- час спрацювання гальмівної системи.

У сучасному автомобілебудуванні автовиробники чітко визначились, що найбільш прийнятним до застосування є відкритий дисковий колодковий гальмівний механізм, який має такі переваги:

- стабільність дії;
- інтенсивна тепловіддача від тертьових пар;
- можливість легкого забезпечення зазору між поверхнями тертя незалежно від ступеня зношування гальмівних накладок;
- можливість захисту дискового гальма від пилу, бруду та вологи аж до повної герметизації;
- відсутність сил, діючих перпендикулярно осі обертання гальмового диска, як наслідок вали й підшипники не сприймають навантаження;
- температурне розширення в процесі нагрівання гальма істотно не впливає на якість прилягання гальмівної колодки до гальмівного диска, а отже й на величину гальмового моменту;
- величина гальмового моменту не залежить від напрямку обертання диска [1-4].

Ступінь модернізації, яка ставила за мету покращення експлуатаційних властивостей дискового гальмівного механізму за рахунок внесення змін до конструкції, досягла своїх крайніх меж: це впровадження механізмів із застосуванням вентильованих дисків з системою Kangaroo Paw (австралійський патент № 742353), набірних гальмівних дисків системи Twin Disk фірми Delphi та гальмівних дисків з застосуванням сучасних матеріялів (carbon fiber composite) [5].

Другим етапом, щодо підвищення активної безпеки транспортного засобу є інтеграція в автомобіль електронних систем управління процесом гальмування та систем контролю стійкості руху, різноманітної датчикової апаратури та виконавчих пристроїв. Такі дії порушили питання: по-перше, про впровадження нових конструкторських рішень щодо робочих елементів гальмівної системи; по-друге, перехід до електронного керування процесом гальмування.

Система електронного управління стабільності руху транспортного засобу, яка останнім часом є невід'ємною частиною гальмівної системи під час гальмування, передбачає підвищення швидкості спрацювання елементів гальмівного приводу. Сьогодні є можливість відверто сказати, що гідравлічні виконавчі механізми працюють на межі своїх можливостей. Враховуючи цей факт, у світі проводять розробки щодо впровадження електричного приводу до дискових гальмівних механізмів.

Впровадження електричного приводу стикається з суттєвою проблемою: недоліком дискового гальмівного механізму є малий розрахунковий радіус тертя, що вимагає підвищених привідних зусиль.

З метою зменшення зусилля керування гальмом, а також скорочення його габаритів і ваги є можливість забезпечувати дискові гальмівні механізми спеціальним пристроєм – підсилювачем, що автоматично

© В. Х. Козирев, А. Ю. Сосик, 2009

збільшує зусилля притиснення поверхонь тертя при гальмуванні.

Застосування дискових гальм з ефектом самопідсиленням розглядається як альтернатива барабанним з 40-х років двадцятого сторіччя. Найчастіше такий тип гальмівного механізму застосовувався на сільськогосподарських тракторах і танках [6, 7]. Слід зазначити, що дисковий гальмівний механізм із самопідсиленням має недолік, який обмежив їхнє поширення в автомобілебудуванні: коефіцієнт підсилення такого гальма перебуває у великій залежності від коефіцієнта тертя.

У вітчизняному автомобілебудуванні роботами в даному напрямку є дослідження Т. С. Лисих [8], А. Н. Туренко [9], А. Б. Гредескула [10]. Як показали ходові випробування при гальмуванні автомобіля проявлялося яскраво виражене заклинювання, що істотно відбивалося на стабільності дії гальмівної системи.

Проведені дослідження визначили, що коефіцієнт підсилення, який можна реалізувати в гальмівному механізмі залежить від ступеня навантаження на гальмівну систему, відповідно при зменшенні привідних зусиль реалізований гальмівний момент такого механізму зріс, що є суттєвим поштовхом до розвитку гальмівного механізму із самопідсиленням на транспортних засобах категорії М1.

Конструктивно дискові гальмівні механізми з елементом самопідсилення можна класифікувати в такій спосіб:

за типом приводу:
- механічний;
- гідравлічний;
- пневматичний;
- електричний
- комбінований;

за величиниою перекриття:
- з повним перекриттям;
- з частковим перекриттям;

за схемою розташування гальмового елемента:
- з рухливим гальмовим елементом;
- з нерухомим гальмовим елементом;

за ступенем керування:
- з дією, що стежить;
- без дії, що стежить.

Як правило, механізм з елементом самопідсилення складається з кульки, закладеної між диском тертя та механізмом приводу в клиноподібні канавки. При прикладанні зусилля в приводі, одна з частин переміщується, тим самим забезпечуючи притискання колодки до гальмівного диску. Сили тертя, що утворяться при цьому, переміщують одну частину механізму щодо іншої. Внаслідок цього переміщення кульок виникає додаткове зусилля притиснення колодки до диска і гальмівний момент збільшується. При знятті зусилля з приводу колодка повинна повернутися у вихідне положення. Принципова схема дії механізму з самопідсиленням наведена на рис. 1.

Дослідження, проведені в роботі А. Н. Туренка дають можливість зробити висновки, що нестабільність дискового гальмівного механізму досить висока і залежить: по-перше, від коефіцієнта тертя, який змінюється в залежності від температури; по-друге, від величини діючої сили в приводі.

Розв'язання питання стабільності дії такого гальмівного механізму знаходиться в площині впровадження електронної системи контролю та управління процесом гальмування.

Забезпечення стабільності дії гальмівного механізму з самопідсиленням у разі використання електрич-

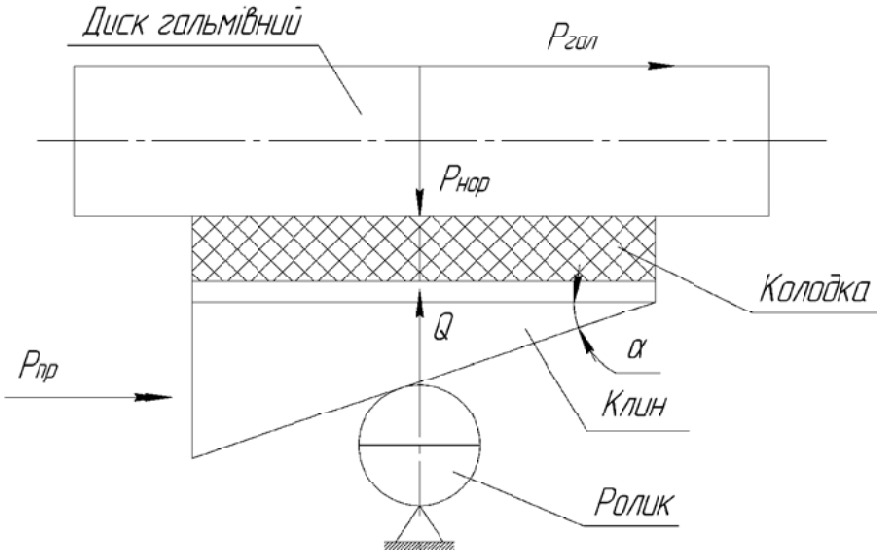


Рис. 1. Схема дії гальмівного механізму з елементом самопідсилення

ного приводу можлива за рахунок запровадження системи управління, яка передбачає застосування: виконавчого механізму; механізму керування; контролера та датчикової апаратури.

Принцип дії такої системи полягає у недопущенні блокування колодки між гальмівним диском та клином, за рахунок швидкого переміщення останнього в обох напрямках. Умову блокування механізму отримали за результатами аналізу кінематичної схеми та визначення, що коефіцієнт підсилення є відношення гальмівної сили реалізованої механізмом до сили приводу:

$$K_c = \frac{P_{гол}}{P_{пр}}, \qquad (1)$$

де $P_{гол}$ – гальмівна сила, яка реалізується механізмом в плямі контакту диск-колодка;

$P_{пр}$ – сила приводу.

Таким чином, розглянувши рівняння суми проекцій сил діючих на вісь паралельну поверхні механізму підсилення:

$$Q\sin\alpha - \mu P_{нор}\cos\alpha = P_{пр}\sin\alpha, \qquad (2)$$

де Q – осьова сила, яка є результатом роботи системи приводу;

$P_{нор}$ – осьова сила, яка виникає в плямі контакту гальмівної колодки та диску є результатом сумісної роботи системи приводу та підсилювального механізму;

μ – коефіцієнт тертя між поверхнями колодки та диску.

Провівши аналіз рівняння 2, значення коефіцієнта підсилення наведене у формулі (1) набуде виду:

$$K_c = \frac{\frac{\mu P_{пр}}{tg\alpha - \mu}}{P_{пр}} = \frac{\mu}{tg\alpha - \mu}. \qquad (3)$$

Таким чином, механізм буде працювати з ефектом само підсилення тільки у разі рівності:

$$\mathrm{tg}\alpha > \mu. \qquad (4)$$

Виходячи з цього рівняння критичний кут блокування для даної схеми буде за умови:

$$\mathrm{tg}\alpha = \mu. \qquad (5)$$

Залежності, отримані у формулах (4, 5), показують що стабільність роботи гальмівного механізму повинна забезпечуватися, не враховуючи зміни коефіцієнта тертя, а не залежати від температури елементів гальмівного механізму.

Враховуючи ці особливості, гальмівна система набуває вигляду (рис. 2) та включає такі елементи:

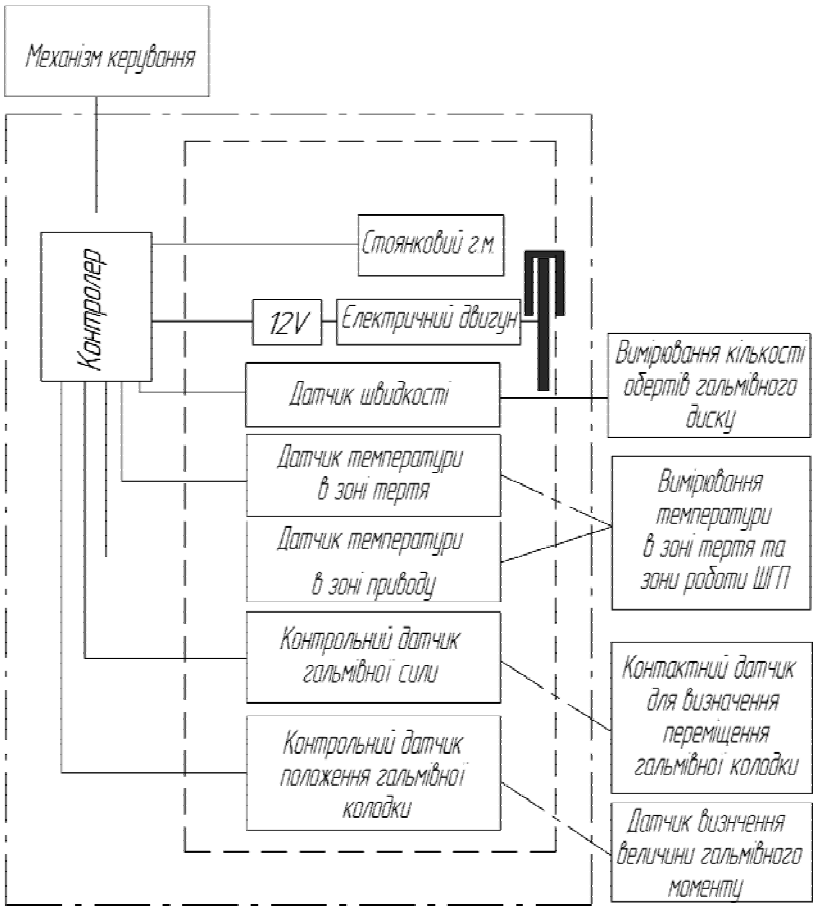


Рис. 2. Елементи гальмівної системи з електричним приводом

Механізм керування – педаль гальма не має прямого зв'язку з гальмівною системою. Переміщення педалі перетвориться в електричний сигнал і подається до контролера, який в свою чергу згідно з закладеною моделлю управління контролює виконавчий механізм.

Датчикова апаратура – встановлюється безпосередньо в зоні роботи гальмівного механізму, відстежуючи основні експлуатаційні показники та значення, які можуть впливати на стабільність дії гальмівної системи (датчики швидкості, зусиль, переміщень та температури).

Виконавчий механізм – електродвигун (шаговий або серво), що забезпечує переміщення гальмівної колодки до диску за умови спрацювання механізму самопідсилення.

Взаємодія елементів гальмівного приводу та гальмівного механізму проходить за чітко визначеним алгоритмом, схема якого наведена на рис. 3. Механізм керування (педаль гальма) надає сигнал про необхідність зміни швидкості руху до контролера. Контролер, враховуючи показники швидкості, надає команду виконавчому модулю на спрацювання системи приводу. Слідкуючи за показниками датчика гальмівної сили та швидкості руху (за ефективністю спрацювання гальмівного механізму), контролер, звіряючись з даними, отриманими з механізму керування, управляє виконавчим модулем до повної їх рівноваги. При досягненні якої, повинен підтримувати задані параметри уповільнення.

Таким чином, запропоновану схему управління гальмівним механізмом з елементом самопідсилення буде реалізовано для випробувань на автомобілі категорії М1 марки «ЗАЗ-Daewoo» Т13110 виробництва ЗАТ «ЗАЗ».

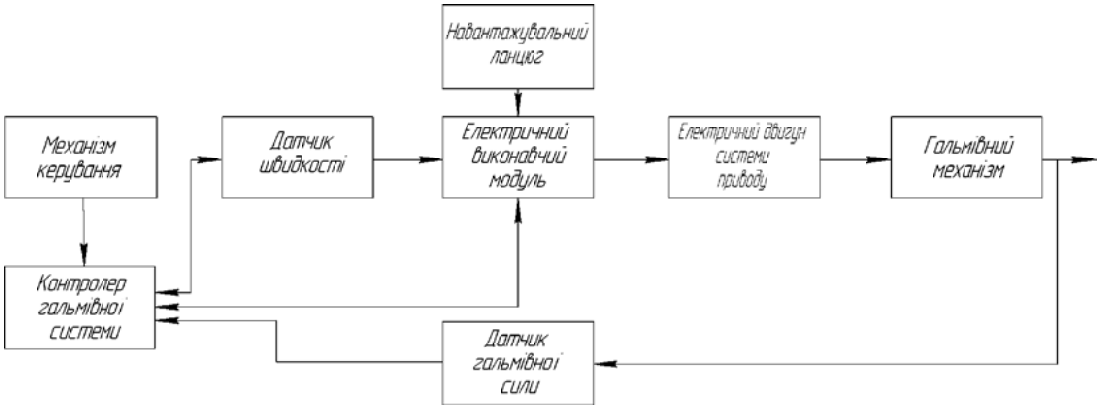


Рис. 3. Схема взаємодії елементів гальмівної системи з електричним приводом

Перелік посилань

1. Александров М. П. Тормозные устройства в машиностроении / М. П. Александров. – М. : Машиностроение, 1965. – 385 с.
2. Ганькин Ю. А. Исследование дисковых тормозов легковых автомобилей : дис. ... канд. техн. наук : 15.04.68 / Ганькин Юрий Александрович. – М., 1968. – 186 с.
3. Фаробин Я. Е. Стабильность тормозов автомобиля / Я. Е. Фаробин // Автомобильная промышленность. – М. : 1968. – № 1. – С. 25–28.
4. Повышение эффективности торможения автотранспортных средств с пневматическим тормозным приводом / [Туренко А. Н., Богомолов В. А, Клименко В. И., Кирчатый В. И.]. – Х., 2000. – 489 с.
5. Р. Бош Автомобильный справочник / Роберт Бош ; пер. с англ. – [2-е рус. изд.]. – М. : ЗАО КЖИ «За рулем», 2005. – 896 с.
6. Тормозные системы сельскохозяйственных зарубежных колесных тракторов и характеристики применяемых в них фрикционных изделий. – М., 1957. – 48 с.
7. Рославлев В. А. Тормозные системы зарубежных колесных тракторов / В. А. Рославлев. – М., 1971. – 60 с.
8. Лысых Т. С. Исследование работы дисковых тормозов с усилением и методы их расчета / Т. С. Лысых. – М. , 1959. – 56 с.
9. Туренко А. Н. Исследование закрытых дисковых тормозов для тяжелых грузовых автомобилей : дис. ... канд. техн. наук : 20.04.73 / Туренко Анатолий Николаевич. – Х., 1973. – 189 с.
10. Гредескул А. Б. Исследование самоусиления в закрытом дисковом тормозе с пневматическим приводом / А. Б. Гредескул, А. Н. Туренко // Автомобильная промышленность. – 1972. – № 9. – С. 32–37.

Одержано 16.09.2008

Повышение активной безопасности автотранспортных средств (АТС) является актуальной проблемой современного автомобилестроения. Торможение является элементом активной безопасности, развитие которого в настоящее время возможно только за счет внедрения альтернативных схем управления процессом торможения и конструктивно новых элементов тормозного привода и механизмов.

The active safety rise of transportation facilities is the actual problem of modern automobile construction. Braking is the element of active safety, but nowadays its development is possible only using the alternative schemes of braking regulation and new construction elements of gear and mechanisms.

УДК 65.012.34 (075.8)

Д-р техн. наук Г. Ф. Бабушкін[1], д-р техн. наук О. Д. Омельченко[2], С. О. Артемчук[2]

[1] Національний технічний університет, м. Запоріжжя;
[2] Державний економіко-технологічний університет транспорту, м. Київ

ЦИКЛ ФІЗИЧНОГО РОЗПОДІЛУ ГОТОВОЇ ПРОДУКЦІЇ МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННЯ ВІД МІСЦЯ ВИРОБНИЦТВА ДО МІСЦЯ СПОЖИВАННЯ

Обґрунтовано склад циклу фізичного розподілу готової продукції, запропоновано стратегію функціональних циклів логістичної системи промислового підприємства та алгоритм планування для отримання лідерства на ринку.

Фізичний розподіл готової продукції – це вантажопереоблення і транспортування товарів від місця виробництва до місця споживання [1]. Він знаходиться на перетині маркетингу і логістики. **Маркетинг** – це вивчення сучасного ринку, організація роботи служб постачання і реалізації, рекламами, фінансів, створення системи матеріальної підтримки, рекламації, інших санкцій під час виконання достовірних зобов'язань. **Логістика** – це забезпечення рівня компетенції фахівців з маркетингу в галузі планування, організації, управління, контролю і регулювання переміщення та зберігання матеріальних і інформаційних потоків у просторі і часі від первинних джерел до кінцевих споживачів.

Масове розповсюдження маркетингу зумовило істотне ускладнення робіт з фізичного розподілу товарів. Погіршилася взаємодія між виробничими та збутовими підрозділами підприємства, збільшились товарні запаси. Проте в спеціальній літературі проблемі фізичного розподілу не приділялося належної уваги [1].

Важливість цієї проблеми було усвідомлено, і протягом 1962-1963 рр. у Сполучених Штатах Америки було сформовано Національну раду з управління фізичним розподілом (NCPDM – National Council of Physical Distribution Management) – професійну організацію, створену для вдосконалення відповідної теорії і практики. В наслідок цього через деякий час виник новий підхід організаційного вдосконалення управління матеріальним потоком у сфері розподілу товарів – «управління фізичним розподілом» (physical distribution management). Одним із перших його запропонував американський економіст Druker P.

У рамках відділу управління фізичним розподілом (physical distribution management department) – так назвали новий інтегрований підрозділ – задумувалося об'єднати операції, пов'язані з переміщенням і зберіганням товарно-матеріальних цінностей, які виконуються в «економічному просторі» між зберіганням готової продукції на території підприємства і сферою споживання (рис. 1).

Етапом еволюції, періодом впровадження та експериментальної апробації теорії логістики, є п'ятиріччя 1966-1970 рр. [1]. За річними оцінками, відділи управління фізичним розподілом були створенні в 15-20 % американських компаній, які спеціалізувалися на реалізації споживчих товарів щоденного попиту. За даними NCPDM, отриманими в наслідок опитування представників 59 великих корпорацій, що виробляють споживчі товари, 93 % мали такі централізовані відділи, причому 60 % з них здійснювали таку реорганізацію протягом 1967-1970 рр. На цих підприємствах витрати, зумовлені вихідним матеріальним потоком, становили 20-50 % обсягу продаж, тому вдосконалення управління фізичним розподілом розглядалося як засіб скорочення витрат обігу і збільшення прибутку.

Американські фахівці зазначили, що централізація управління фізичним розподілом приносить позитивні результати: на 20-50 % скорочуються запаси готової продукції, у 2-3 рази зменшується час на виконання замовлень, знижуються транспортні витрати. Наукова гіпотеза в основному підтвердилася. Про це свідчать дані табл. 1 [1].

Цикл фізичного розподілу має відношення до постачання готової продукції, яка забезпечує прибутковість угод. Він знаходиться на перетині маркетингу і логістики.

Матеріальний потік, що збільшує вартість, досягає фінішу у сфері фізичного розподілу, тому товар тут має найбільшу вартість, додану, у тому числі логістичними операціями. Максимальний прибуток досягається, коли поставка виконується «точно вчасно» [1, 2, 3].

У загальному вигляді цикл фізичного розподілу складається з шести взаємопов'язаних видів діяльності: 1) оприходування готової продукції на складі; 2) зберігання готової продукції на складі; 3) відбір го-

© Г. Ф. Бабушкін, О. Д. Омельченко, С. О. Артемчук, 2009

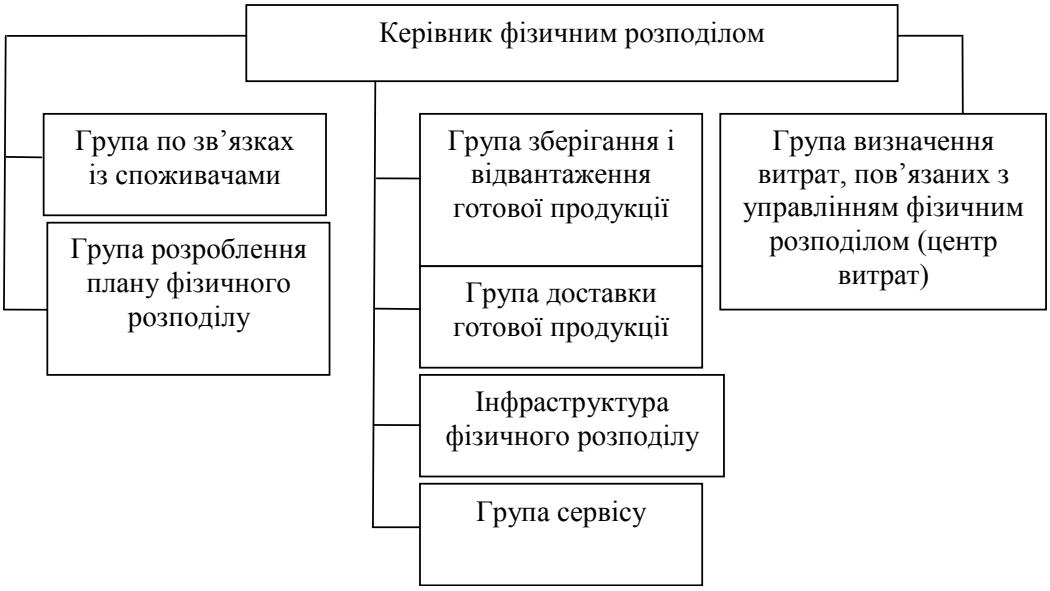


Рис. 1. Типовий варіант організаційної структури відділу управління фізичним розподілом

Таблиця 1 – Результати впровадження відділів управління фізичним розподілом

Показники	Результат, %				
	немає поліпшень	деякі поліпшення	значні поліпшення	не відповідали	усього
Рівень запасів	5	33	42	20	100
Кількість замовлень	6	32	37	25	100
Координація підрозділів	3	44	36	17	100
Час виконання замовлень	12	25	47	16	100
Виконання плану постачання	3	41	39	17	100
Рівень запасів за межами підприємства	2	34	44	20	100
Розташування складів готової продукції	10	39	27	24	100

тової продукції зі складу; 4) навантажувально-розвантажувальні і транспортно-складські роботи; 5) поставка (відпуск) готової продукції споживачам; 6) сервіс.

Цикл фізичного розподілу здійснюється між виробництвом і споживачами. У зв'язку з цим йому властиве певне протиріччя. З одного боку, маркетинг для задоволення попиту спрямований до різноманіття виробів, а з іншого, виробництво для зменшення витрат зацікавлене у їх одноманітності. Традиційний спосіб вирішення цього виробничо-ринкового конфлікту полягає в накопиченні різних великих запасів на складі готової продукції, яка потім ризикує бути поставленою без сервісного забезпечення «не точно вчасно». Завдяки плануванню логістики, в ідеалі, цього не відбувається. Здатність логістики стимулювати продажі є ключовим фактором комерційного успіху підприємства.

Цикл фізичного розподілу впливає і по суті приводить у дію цикли підтримки виробництва і постачання. Тому внаслідок орієнтації на споживача його складові частини повинні бути привабливішими, ніж у них. Увага до запитів клієнтів надає фізичному розподілу адаптивності, динамізму, спрощує укладання угод, поліпшує точність прогнозування, створює умови для маневрування при виконанні договірних зобов'язань (пропозиція товарів-субститутів, гнучка цінова політика та ін.).

Багатоваріантність форм організації циклу фізичного розподілу визначає складність проектування відповідних операційних систем, їм повинні бути властиві адаптивність та гнучкість (тобто механізми, що забезпечать синхронізацію попиту і пропозиції), а також висока технологічна оснащеність і продуктивність. У логістичній системі звичайно використовують п'ять стратегій фізичного розподілу:

1) ешелонована;
2) пряма;
3) гнучка;
4) відстрочки;
5) навантажувальної консолідації (рис. 2).

Ешелонована стратегія або багаторівнева логістична система (echelon logistical system). Поняття «ешелон» використовується для відображення сукупності торгово-посередницьких організацій, що знаходяться у каналі фізичного розподілу (рис. 2, *г*).

Сутність ешелонованої (багатокаскадної, багаторівневої) стратегії полягає в тому, що готова продукція потрапляє до кінцевого споживача за участю як мінімум одного посередника. Причому, як правило, споживачі віддають перевагу тим з них, що мають високу репутацію. Для непрямого маркетингу характерна концентрація запасів на складах торгово-посередницьких організацій, які, отримуючи великі партії товарів, потім реалізують їх дрібним споживачам. Акумулювання товарно-матеріальних цінностей у сфері обігу дає можливість забезпечити потрібну насиченість, ширину, глибину асортименту, комплексність та своєчасність поставок при відносно менших транспортних витратах. Це найкоротший шлях до поставки «точно вчасно», що стимулює довгострокові господарчі зв'язки. Практика показує [1], що одним з реальних та дійових методів такого стимулювання є безоплатна (преміальна) поставка. Тобто в ряді випадків, а саме, коли готова продукція потрібна споживачеві у невеликих кількостях, з одного боку, а з іншого, – маркетингові посередники з високою репутацією знаходяться недалеко від цих дрібних споживачів, ешелонована стратегія фізичного розподілу може виявитися дуже ефективною через встановлення балансу між витратами та якістю сервісу. Частіше вона використовувалася при реалізації споживчих та продовольчих товарів.

Гнучка стратегія або гнучка логістична система (lexical logistical system) – така, в котрій доведення матеріального потоку до споживача як за прямими зв'язками (рис. 2, *а*), так і за участю посередників (рис. 2, *б*). Приклад розглядаючої системи – забезпечен-ня запасними частинами, коли відвантаження деталей рідкого попиту звичайно безпосередньо на адресу одержувача, а відвантаження деталей стандартного і підвищеного попиту зі складу посередника.

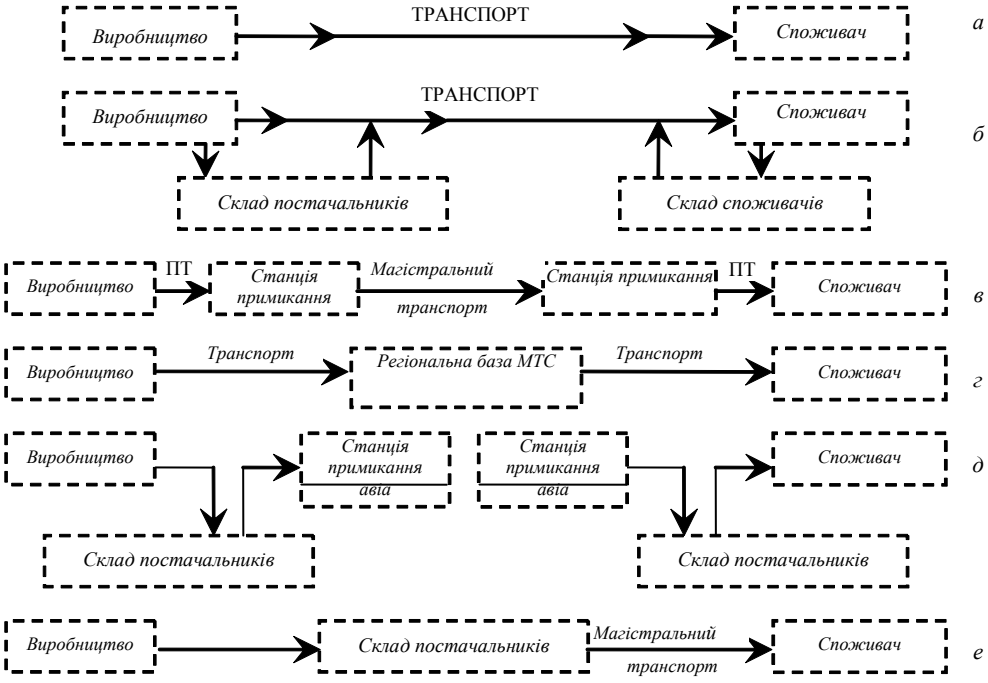


Рис. 2. Схеми вантажопотоків від виробника до споживача:

а – проста схема вантажопотоку; *б* – схема вантажопотоку у разі присутності проміжних складів у постачальника і споживача; *в* – схема вантажопотоку промислових підприємств з великим об'ємом використаної сировини і виробленої продукції; *г* – схема вантажопотоку у випадку реалізації і постачання через регіональні, обласні бази; *д* – схема вантажопотоку підприємств, які не мають сталих виробничо-економічних зв'язків; *е* – схема вантажопотоків підприємства монополіста

Пряма стратегія або логістична система з прямими зв'язками (direct logistical system). На відміну від ешелонованої, сутність прямої стратегії полягає в тому, що готова продукція потрапляє до кінцевого споживача без участі посередників. Найбільш поширена пряма стратегія при реалізації інвестиційних товарів, якщо вона економічно більш ефективна і забезпечує потрібне різноманіття сервісу порівняно з ешелонованою стратегією (рис. 2, *а*).

Вибір певної стратегії зумовлюється тим, наскільки вона здатна в конкретних умовах оптимізувати товарні запаси та забезпечити поставку «точно вчасно». У цьому зв'язку ешелонована і пряма стратегії фізичного розподілу використовується значно рідше, ніж їх узагальнений, комбінований варіант – гнучка стратегія. За нею доведення готової продукції до споживачів може використовуватись як з участю, так і без участі посередників. Саме внаслідок своєї адаптивності гнучка стратегія більш економічна і підходить за якістю сервісу. Залежно від галузевої специфіки підприємства і типів попиту на цільових сегментах ринку можна зустріти альтернативні тактичні рішення, що знаходяться в її рамках. Наприклад, автомобілебудівні підприємства, як правило, реалізують вироби, що користуються повноцінним і надмірним попитом за допомогою посередників; вироби, що задовольняють іншим типам попиту, – безпосередньо зі складів підприємства. Підприємства ж верстатобудування нерідко використовують протилежну практику. При поставках товарів, що користуються повноцінним і надмірним попитом, здійснюється прямий маркетинг, а в інших випадках - непрямий маркетинг.

Беруть до уваги, що реальна дійсність багатша від кабінетних уявлень і дуже важко забезпечити адекватність її відображення, а тим більше прогнозування, кожне підприємство, знаходячись в унікальній маркетинговій ситуації, вибирає найефективніший варіант фізичного розподілу, який мінімізує запаси готової продукції при оптимізації логістичних витрат і якості сервісу. Тому виділяють два різновиди гнучких стратегій: *випадкову і планову.*

Випадкова гнучка стратегія стає такою не внаслідок раніше складеного плану, а за обставинами. Нерідкими бувають випадки, коли при збігу різних факторів вона є єдиним засобом задоволення попиту. Наприклад, у кінцевого споживача раптом може змінитися виробнича потреба чи попит, і він відмовляється від замовленої продукції. У цій ситуації постачальник об'єктивно повинен швидко знайти нового клієнта, яким, що не виключено, виявиться посередник (проміжний споживач).

Планова гнучка стратегія, на відміну від випадкової, стає такою не від зміни обставин, а відповідно до заздалегідь розробленого плану, що відображає певну політику фізичного розподілу. Підприємство свідомо дотримується такої політики утворення запасів готової продукції, яка передбачає їх утримання і на власному складі, і у посередників. Цей варіант гнучкого розподілу взаємовигідний для учасників комерційних угод. Постачальник досягає зниження складських витрат, збільшення обсягу реалізації прибутку; посередник – максимального розширення товарного асортименту, потенційної привабливості та рентабельності; споживач – потрібної якості сервісу та задоволення попиту.

Стратегія відстрочки. Рекомендує оригінальний спосіб створення умов для здійснення поставки «точно вчасно». Фінішне збирання готової продукції відкладається до того моменту, поки на підприємство не надійде замовлення, яке відображає індивідуальний попит у всій його кількісно-якісній багатозначності. Разом з акумулюванням запасів інгредієнтів, необхідних для кінцевого збирання, це автоматично ліквідує небезпеку виконання поставок, якість сервісу яких відштовхує споживачів від співробітництва. Розрізняють два різновиди стратегії відстрочки: *відстрочку збирання* та *географічну відстрочку.*

Стратегія відстрочки збирання передбачає, що продукт праці знаходиться в циклі виробництва в нейтральному положенні (у стані, не призначеному для конкретного споживача) так довго, наскільки це потрібно підприємству і його клієнтам. Так, підприємства роздрібної торгівлі звичайно продають фарби, не маючи у своєму розпорядженні всієї потенційно можливої кольорової гами. Вони мають лише базові кольори, які після отримання замовлення змішуються за спеціальною рецептурою і отримують потрібний колір.

Аналогічна ситуація характерна, зокрема, для фізичного розподілу деяких видів газових сумішей. У виробництві комп'ютерної техніки та автомобілебудуванні наростає тенденція, коли базову модель випускає підприємство, а її кінцеве доведення відповідно до побажань замовника виконує торговий посередник. Отже, стратегія відстрочки збирання є механізмом зменшення кількості запасів готової продукції при одночасній максимальній «орієнтації на споживача». У цьому зв'язку можна відмітити два достоїнства цієї стратегії: по-перше, вона перешкоджає зменшенню обсягу реалізації; по-друге – стимулює більш раціональніше використання складів готової продукції і активізує роботу торгових посередників у напрямі виконання багатьох фінішних операцій виробничого плану.

Стратегія географічної відстрочки передбачає, що на складі готової продукції підприємства зберігається повний асортимент виробів, які реалізуються, а торгові посередники при цьому мають або каталоги з їх детальним описом, або виставкові зразки. Наприклад, вона досить поширена при продажі металопрокату або автомобілів. Торгові представники, що знаходяться в різних географічних точках, приймають замовлення, передають їх на підприємство і потім, отримуючи через певний час товар, задовольняють специфічний попит споживачів. Останні отримують

можливість нейтралізувати негативні наслідки віддаленості від підприємства. Результативність даної стратеги зумовлена тим, наскільки швидко і точно здійснюється комунікація та передається замовлення, а також – як швидко надходить потрібний вантаж. Завдяки їй вдається скоротити кошти на виготовлення, транспортування і збереження виробів, оскільки вбік споживачів переміщуються лише вже куплені. Цим забезпечується ефективний контроль виробництва, його економічність, якісний сервіс.

Таким чином, два види стратегій відстрочки фізичного розподілу пропонують відповідні варіанти затримки виробництва і транспортування готової продукції до моменту, поки на неї не отримано замовлення. Стримування передчасної поставки відбувається за допомогою різних методів. Стратегія відстрочки збирання орієнтує на зберігання максимально вузького асортименту виробів, з яких після отримання замовлення виробляється необхідний товар. Стратегія географічної відстрочки, в свою чергу, орієнтує на зберігання максимально широкого асортименту виробів, з яких (у випадку наявності) після отримання замовлення транспортується потрібний товар у регіональне торгове представництво. Обидві стратегії відстрочки є раціональною альтернативою марнотратній роботі на невідомий ринок, коли спочатку здійснюється виробництво і транспортування продукції, а лише потім намагаються знайти покупця.

Стратегія навантажувальної консолідації – один з найпотужніших засобів зменшення транспортних витрат, її сутність полягає в тому, що малі партії вантажів об'єднуються у великі. Цей захід дає змогу зменшити вартість переміщення одиниці вантажу і, відповідно – частку транспортних витрат у собівартості та ціні готової продукції. Оскільки величина транспортних витрат поставках «точно вчасно» знаходиться в прямій пропорційній залежності від величини попиту, то реалізація програми навантажувальної консолідації є тим компромісом за яким можна і клієнтуру задовольнити, і досягти економії на доставці. Планування такої програми повинно ґрунтуватися на плані фізичного розподілу. Пріоритетом тут є безумовне задоволення попиту.

Розрізняють три види стратегії навантажувальної консолідації: *географічну, заплановану* та *договірну.*

Стратегія географічної навантажувальної консолідації передбачає, що підприємство об'єднує малі партії вантажів, які йдуть в одному напрямку, чи такі, що мають загальну станцію призначення, у великі. Цей тип навантажувальної консолідації не перериває природного маршруту поставок і може реалізуватися трьома способами: самим підприємством; одним з підприємств, що беруть участь у комбінуванні; незалежною транспортною організацією.

Стратегія запланованої навантажувальної консолідації передбачає, що на підприємстві формуються поставки великих партій готової продукції для окремого споживача. Пріоритетом такого планування є безумовне задоволення попиту, а виконання договірних зобов'язань за поставками «точно вчасно» – день у день з допуском плюс-мінус одна година вважається критерієм його якості. Слід сказати, що запланована навантажувальна консолідація знаходиться в конфлікті з попитом, Наприклад, у конкретного споживача може змінитися потреба, і йому не знадобитися та кількість виробів, яка планується до відвантаження в даний момент. При цьому слід потрібно знайти компромісний варіант, який би забезпечив потрібний стандарт якості сервісу і прибуток від консолідації. Зрозуміло, що план відвантажувальної консолідації є частиною плану поставки.

Стратегія договірної навантажувальної консолідації (централізованої доставки вантажів) передбачає, що на складі готової продукції підприємства консолідуються товари, призначені для споживачів, з якими укладено відповідні договори.

Причому це звичайно дрібні споживачі, що, як і постачальник, намагаються досягти економії на транспортних витратах. Агрегований вантаж одним транспортним засобом централізовано і, відповідно до угод, доставляється всім зацікавленим.

Таким чином, у рамках логістичної системи підприємства завжди існує набір різних стратегій функціональних циклів, кожна з яких може використовуватися залежно від обставин. У конкретній ситуації слід вибирати оптимальні варіанти, які забезпечують можливості для маневрування з метою завоювання лідерства на ринку (рис. 3.)

Процес планування і здійснення логістичного циклу, як це видно з рис. 4, реалізується з урахуванням наслідків моніторингу навколишнього середовища і аналізу господарчої діяльності підприємства. Каналами прямого і зворотного «в'язку він органічно об'єднує у єдиний замкнутий контур планування і виконання логістичних функцій з їх оперативними результатами. Потенціал механізму логістичного планування ґрунтується на можливостях комп'ютерної технології інтегрувати бази даних щодо попиту, запасів, витрат, цін, тарифів, інших параметрів функціональних циклів і, аналізуючи їх, видавати оптимальні рішення.

Висновки

1. Цикл фізичного розподілу готової продукції складається з взаємопов'язаних видів діяльності: оприходування на складі, зберігання, вибір зі складу, навантажувально-розвантажувальні і транспортно-складські роботи (НРТС); поставка (відпуск) готової продукції споживачам; сервіс.

2. Розглянуті стратегії фізичного розподілу: ешелонована, пряма, гнучка; відстрочки; навантажувальні консолідації.

3. Для завоювання лідерства на ринку пропонується стратегія функціональних циклів логістичної системи промислового підприємства та алгоритм планування.

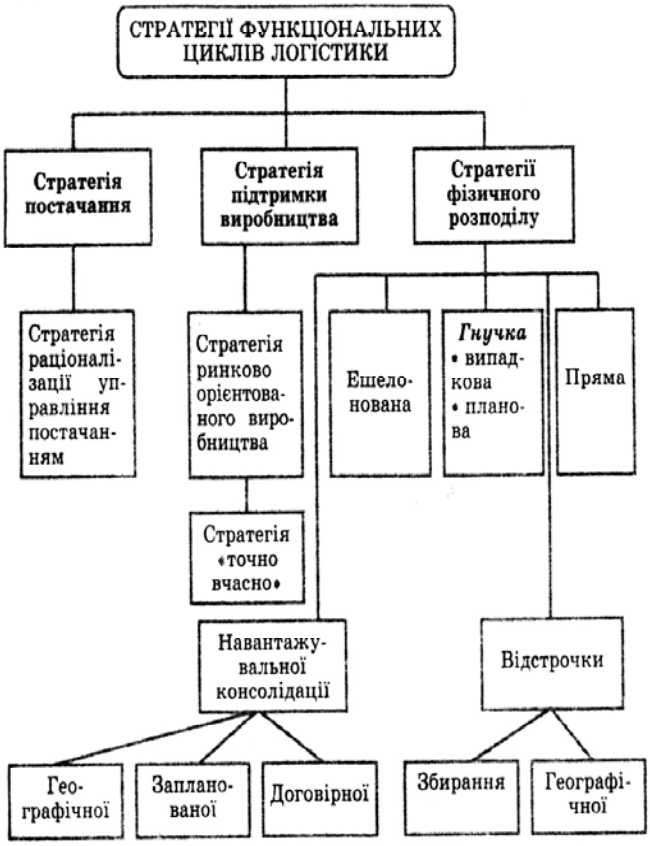


Рис. 3. Схема стратегії функціональних циклів логістичної системи промислового підприємства

Рис. 4. Алгоритм планування та функціонування логістичного циклу промислового підприємства

Перелік посилань

1. Окландер М. А. Промислова логістика : навчальний посібник / М. А. Окландер, О. П. Хромов. – К. : Центр навчальної літератури, 2004. – 222 с.
2. Крампе Х. Логистика, как фактор развития производства в условиях рыночной экономики / Х. Крампе // Подъемно-транспортная техника и склады. – М. : Транспорт, 1991. – № 6. – С.43–45.
3. Кельріх М. Б. Структура та принципи формування логістичних транспортних систем мікро- і макрорівнів при взаємодії з рухомим складом / М. Б. Кельріх, О. Д. Омельченко // Збірник наукових праць КУЕТТ : серія «Транспортні системи і технології». – К. : КУЕТТ, 2006. – Вип. № 9. – С. 112–121.

Одержано 16.03.2009

Обоснован состав цикла физического распределения готовой продукции, предложена стратегия функциональных циклов логистической системы промышленного предприятия и алгоритм планирования, для завоевания лидерства на рынке.

The structure of a cycle of physical distribution of finished goods is proved, strategy of functional cycles of logistical system of the industrial enterprise and algorithm of planning, for a gain of leadership in the market is offered.

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

О МОДЕРНИЗАЦИИ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОБРАЗЦОВ И ДЕТАЛЕЙ ИЗ ЛИСТОВЫХ МЕТАЛОКОМПОЗИТОВ С ЦЕЛЬЮ УЛУЧШЕНИЯ КАЧЕСТВА МАТЕРИАЛА И ПОВЫШЕНИЯ БЕЗОПАСНОСТИ ПРОЦЕССА

В процессе получения листовых волокнистых металлокомпозитов высокотемпературным методом с использованием импульсных источников тепловой энергии (например, методом контактной шовной сварки) [1, 2], соединение составляющих композицию компонентов осуществляется путем последовательного пропускания через локальные области исходной заготовки коротких мощных импульсов электрического тока.

При прохождении тока сначала металл матричного сплава разогревается и под действием усилия сжатия токоподводящих роликовых электродов заполняет промежутки между тугоплавкими армирующими волокнами, затем оплавляется, образуя локальную зону проплавления, после охлаждения которой формируется локальное соединение (сварная точка). Силовые линии электромагнитного поля, возникающего во время протекания сварочного тока, сжимают проплавленную зону, придавая ей в нормальном сечении округлую форму. По мере удаления от зоны проплавления интенсивность магнитной индукции и, соответственно, напряженность импульсного магнитного поля уменьшается в соответствии с обратнопропорциональной зависимостью.

Через короткий промежуток времени, когда свариваемая заготовка, во время паузы между импульсами тока, переместится вращающимися электродами на некоторое расстояние, сваривается следующая точка, перекрывающая предыдущую на заданную величину. В результате непрерывного наложения таких взаимно перекрывающихся точек образуется сварной шов. По окончании сварки одного шва производится сварка следующего с таким расчетом, чтобы проплавленные зоны соседних швов также перекрывались, образуя монолитный листовой материал. В результате в процессе сварки заготовки формируется непрерывная бездефектная зона проплавленного матричного сплава, внутри которой располагаются армирующие волокна. Работоспособность полученного таким образом композиционного листового материала во многом определяется наличием дефектов как внутри отдельных единичных проплавленных зон, так и в местах их соединения между собой в каждом отдельном и на стыках смежных сварных швов. Таким образом, бездефектность полученного листового композита может быть обеспечена лишь при условии стабильности всех технологических параметров процесса его формирования и, в том числе, стабильности величины шага сварки, т.е. смещения исходной заготовки относительно роликовых электродов сварочной машины в процессе взаимного перекрытия соседних сварочных швов.

В практических экспериментах при установлении оптимальных технологических параметров процесса формирования конкретного композиционного материала на поверхность исходной заготовки предварительно графически наносится серия чередующихся видимых линий, расстояние между которыми задается равным шагу сварки. Затем экспериментатор вручную ориентирует свариваемую заготовку относительно роликовых электродов сварочной машины в процессе формирования каждого очередного шва. При этом величина отклонения шага сварки от заданного значения колеблется в пределах ± 1-2 мм, а рука экспериментатора нередко подвергается воздействию как импульсного магнитного поля, так и потока воды, которая используется для наружного охлаждения свариваемой заготовки. Величина импульсного магнитного поля, воздействующего на руки экспериментатора, зависит от амплитудного значения тока сварки и расстояния до зоны проплавления, а температура охлаждающей воды зависит от периода года. Так, в холодный период года температура воды снижается от 10 до 6 °С, что при длительном воздействии на руки экспериментатора приводит к хроническим заболеваниям. Поэтому, с целью уменьшения величины отклонения значений шага сварки от заданной величины (и, соответственно, улучшения качественных показателей формируемых листовых металлокомпозитов), а также повышения безопасности технологического процесса для экспериментатора, в данной работе было спроектировано и изготовлено специальное приспособление к машине шовной электроконтактной сварки (см. рис. 1).

Приспособление позволяет надежно закрепленной в плоскости сварки заготовке (3) свободно перемещаться по оси Y (в направлении отдельных сварных швов). После завершения формирования очередного шва заготовка освобождается от воздействия роликовых электродов (1, 2), переводится в исходное положение и с помощью регулятора с лимбом (4) перемещается в направлении оси X на величину заданного шага сварки, после чего производится формирование следующего сварочного шва, перекрывающего предыдущий (при этом максимальная погрешность величины шага сварки не превышает величины ± 0,15 мм). Данный процесс многократно повторяется до заверше-

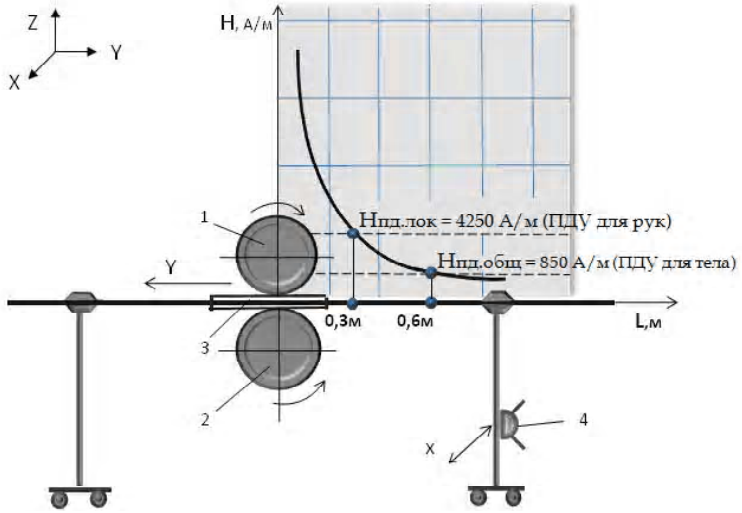


Рис. 1. Схема приспособления для сварки металлокомпозитных заготовок:

1, 2 – роликовые электроды машины для сварки (осуществляют перемещение заготовки по оси *Y*); 3 – свариваемая заготовка; 4 –регулятор шага сварки (смещение заготовки по оси *X*)

ния сварки всей заготовки. Использование данного приспособления позволяет практически избежать возникновения случайных дефектов в областях перекрытия зон проплавления соседних сварных швов. На рисунке также приведена экспериментально полученная кривая зависимости величины напряженности импульсного магнитного поля *H*, возникающего вокруг локальной зоны сварки от расстояния до этой зоны *L*. Эта зависимость получена при помощи измерителя магнитной индукции ТПУ-01 в процессе формирования листового металлокомпозита с ниобиевой матрицей и вольфрамовыми волокнами. Амплитудные значения импульсов тока сварки при этом находились в пределах 25000-30000 А. На кривой точками отмечены координаты предельно допустимых амплитудных значений напряженности переменного магнитного поля при локальном воздействии на кисти рук ($H_{пд.лок.}$ = 4250 А/м) и при общем воздействии на человека ($H_{пд.общ.}$ = 850 А/м) [3].

Как видно из данной зависимости в нашем случае безопасная зона для тела человека расположена на расстоянии, превышающем 0,6 м от зоны сварки, а для кистей рук – на расстоянии большем, чем 0,3 м. Поэтому все органы управления данным приспособлением конструктивно удалены от зоны сварки на безопасное расстояние.

Таким образом, разработанное приспособление позволяет не только изготавливать образцы и заготовки из листовых металлокомпозитов с улучшенными качественными показателями, но и защитить самого экспериментатора от вредного воздействия импульсного магнитного поля.

Перечень ссылок

1. Высокотемпературные металлокомпозиты для тонкостенных оболочек / [В. Е. Ольшанецкий, А. С. Лавренко, В. С., А. В. Коробко и др.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2005. – № 1. – С. 81–86.
2. Новые жаропрочные металлокомпозиты для сопловых блоков реактивных двигателей / [А. Д. Коваль, В. Е. Ольшанецкий, А. С. Лавренко и др.] // Технологические системы. – 2001. – 3(а).– С. 21–25.
3. Державні санітарні норми і правила при роботі з джерелами електромагнітних полів: ДСанПіН № 3.3.6-096-2002. – [Чинний від 01.04.2003]. – К. : М-во охорони здоров'я, 2003. – 13 с.

Одержано11.03.2009

© 2009 Д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий, канд. техн. наук А. С. Лавренко, А. В. Коробко, В. И. Шмырко

Национальный технический университет, г. Запорожье

ЕЖЕГОДНАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МЕТАЛЛУРГОВ В ДЮССЕЛЬДОРФЕ (ГЕРМАНИЯ) «СТАЛЬ-2008»

«STAHL-2008» DUESSELDORF, 13-14 NOVEMBER 2008

В этом году конференция проходила под девизом «Достижения для будущего». Как и обычно, на конференции присутствовали представители металлургической промышленности, отраслей-потребителей, исследователи, предприниматели, экономисты и политики из разных стран мира, для которых обсуждение технических и экономических проблем отрасли и ее перспектив представляло интерес. 13 ноября на протяжении всего рабочего дня работали секции, на которых обсуждались следующие вопросы:

- металлургическая промышленность в условиях противоречий между повышающимися ценами на сырье и увеличивающимся спросом на сталь;
- развитие технологий обработки металлов давлением;
- возможности более эффективного использования энергии в металлургии;
- новые концепции промышленных материалов для энергетических систем будущего;
- развитие металлургических процессов с целью получения продукции, ориентированной на будущее;
- предпринимательские стратегии в отношении факторов риска;
- предпосылки для получения разрешения на ввод новых установок в разных странах мира.

14 ноября состоялось пленарное заседание, на котором обсуждалось общее состояние и перспективы отрасли, в т.ч. в условиях обостряющегося кризиса. Обсуждались также вопросы подготовки кадров и пути совершенствования развития инженерного образования. Особенностью конференции в этом году было отсутствие т.н. сталь-форума, на котором обычно обсуждалась основная тема конференции и в котором обычно участвовало наибольшее число участников.

Несмотря на утверждения большинства экспертов о том, что отрасли не грозит крупномасштабный кризис, трудно было избавиться от впечатления, что дыхание кризиса касается уже и непосредственно конференции. Хотя официальных данных о числе участников объявлено не было, создавалось впечатление, что конференция в этом году была менее представительной, чем в прошлые годы. Некоторые германские участники конференции рассказывали, например, что их фирмы отказались командировать их в этом году на конференцию и что для участия в конференции им пришлось брать отпускные дни. Удивило и то, что в этом году обслуживание в гардеробе было платным – стоимость обслуживания составляла 2 евро. Более того, если нужно было сдать при этом рюкзак на хранение, приходилось за эту услугу платить дополнительно 2 евро. Оплата за обед во время конференции никогда не была низкой, но чашку кофе или чаю всегда можно было выпить бесплатно. В этом году не только за кофе и чай, но и за маленькую чашечку минеральной воды нужно было тоже заплатить 2 евро. Тем не менее, участие в банкете после конференции не только для участников, но и для их жен или мужей оставалось бесплатным.

Современное состояние отрасли

Центральным на пленарном заседании был доклад недавно избранного нового председателя экономического объединения «Сталь» Ганса-Юргена Керкхоффа (Hans-Juergen Kerkhoff). Прежде всего, он рассказал о своих впечатлениях от проходившего пятью неделями ранее всемирного ежегодного металлургического конгресса в Вашингтоне. Тогда, несмотря на уже отчетливо выявившуюся всемирную экономическую депрессию, создавалось впечатление, что металлургическая отрасль имеет шансы устоять и что серьезных оснований для паники нет. В то же время уже тогда было ясно, что мировой стальной бум последних пяти лет, по крайней мере, временно подошел к концу. В 2007 году мировое производство стали достигло 1343 млн. т по сравнению с 1250 млн. т в 2006. Весной 2008 года делались прогнозы на годовой рост в объеме 5,2 %. Сейчас это представляется недостижимым. В настоящее время всемирное объединение Worldsteel воздерживается от каких-либо прогнозов на 2009 год.

Прошедшие пять лет были и для германской металлургической промышленности годами бума. В прошлом году производство жидкой стали в Германии достигло 48,5 млн. т. При этом по производству стали Германия занимает первое место в Евросоюзе и седьмое место в мире. Предполагается, что в этом году, благодаря продолжавшемуся в первом полугодии росту, существенного сокращения объема производства не произойдет. Из стран Евросоюза наименее затронутыми кризисом в металлургической отрасли являются Германия, Нидерланды и Швейцария. В Испании и Великобритании положение дел в металлургии несколько хуже. Повсеместно, правда, отмечается падение цен на сталь.

Хотя докладчик оптимистично пытался утверждать, что современный финансовый кризис не означает еще однозначно экономический кризис, фактически кризис уже коснулся металлургической отрасли, в т.ч. и в Германии. Крупный немецкий концерн Salzgitter объявил о снижении производства проката на 15 %. Снижают производ-

ство также предприятия Saarstahl и Georgmaschienenhuette. Мировой лидер в отрасли ArcelorMittal останавливает в Европе в результате уменьшающегося спроса на сталь 13 единиц оборудования. Австрийский концерн Voestalpine переносит начало строительства нового металлургического завода в Восточной Европе на неопределенное время. На электрометаллургическом предприятии итальянского Riva-Konzern в Henningsdorfer переведено 730 сотрудников на сокращенный режим работы. Не миновал кризис и флагмана немецкой металлургии ThyssenSteel, который объявил о снижении производства как жидкой стали, так и проката и планирует во время декабрьских праздников практически полностью остановить производство.

Отмечалось, что одной из наиболее пострадавшей от кризиса стран Европы является Украина. Так оценивает ситуацию, по крайней мере, международный валютный фонд. Одной из причин этого является отток иностранных инвестиций из страны. Во-вторых, рецессия связана со снижением спроса на важнейший продукт экспорта Украины – сталь. Особую роль здесь играет развитие металлургической промышленности в Индии и Китае. Еще в прошлом году в Украине было произведено 43 млн. т стали, из них 80 % на экспорт, в т.ч. в азиатские страны. Сейчас Индия и Китай выросли в мировых производителей, которые сами экспортируют сталь на мировые рынки. Тонна украинской стали стоит в среднем на 130 USD дороже, чем более высокого качества конкурентный продукт из Китая. Причина такого положения состоит в том, что крупнейшие металлургические предприятия Востока страны не подвергались модернизации с советских времен. Только масштабные инвестиции, которые в настоящее время отрасль не может себе позволить, могут ее спасти от окончательного упадка. Дополнительными факторами, усложняющими положение отрасли, являются возможное повышение цены на газ в 2009 году и катастрофическое падение курса национальной валюты – гривни.

Важнейшей причиной начала кризиса металлургической промышленности является упадок одной из главных отраслей-потребителей – автомобилестроения. Есть ли при этом основания для оптимизма у металлургов, как утверждает Ганс-Юрген Керкхофф, и на чем они основаны? Прежде всего, вселяет надежду тот факт, что в мировом масштабе потребность в стали растет и будет продолжать расти, прежде всего, за счет развивающихся стран, которые обусловливают около 80 % мирового рынка стали. Среднее производство стали на душу населения в мире составляет 220 кг, в 25 старых государствах Евросоюза – 420 кг, в Японии и в Южной Корее – более 800 кг. Спрос на сталь особенно растет в таких развивающихся странах как Китай, Индия, Бразилия, а также, по мнению докладчика, Россия. Приводилось и следующее соображение. Послевоенное развитие экономики, и притом отнюдь не в последнюю очередь металлургии, привело к современному уровню благосостояния около 300 млн. человек. Предстоит привести к такому же уровню еще около 3 млрд. человек.

На одной из секций рассматривался вопрос о будущем рынка стали на ближнем и среднем Востоке – докладчик Иоахим Шредер (Joachim Schroeder), исследовательско-консультативная коммерческая фирма, Дюссельдорф. Есть основания считать, что некоторые страны ближнего и среднего Востока, в первую очередь, Египет, Иран и Объединенные Арабские Эмираты будут при любых обстоятельствах увеличивать импорт стали. При оптимистичном сценарии развития событий импорт в этот регион будет увеличиваться с 21 до 36 млн. т в год. На три указанных государства приходится около 90 % всего импорта в регион. Востребованы в наибольшей степени стальной лист и трубы. Основными поставщиками в регион являются Китай, Россия, Украина, Турция, которые соперничают между собой за сферы влияния в регионе. Сюда приходится более 20 % всего экспорта стали из Китая. Если даже считать, что события могут развиваться по худшему сценарию, т.е. что регион окажется втянут в экономический кризис, все равно эти страны будут иметь достаточные доходы от продажи нефти, чтобы развивать строительство и другие отрасли. Конечно, будет развиваться, особенно в Иране, и металлургия. Но в любом случае, по крайней мере, до 2012 г., ближний и средний Восток будет оставаться достаточно надежным импортером стали.

Во-вторых, наряду с упадком в автомобилестроении фиксируется рост потребления стали в других отраслях, в частности, в строительстве. При этом особенно впечатляющими являются некоторые строительные проекты Китая, финансируемые правительством. Наиболее грандиозным из них является строительство моста через Восточно-Китайское море, который сократит путь из промышленного региона Шанхая к портовому центру Нингбо более чем на 120 км. Интересно, что строители моста гарантируют не только прочность конструкции в условиях самого сильного морского шторма, но и устойчивость против коррозии в морской воде не менее, чем на 100 лет. Длина моста 36 км. Для его строительства наряду с 2,45 млн. кубометров бетона потребовалось 800000 т стали. Это почти в 8 раз больше, чем было использовано при строительстве олимпийского стадиона в Пекине, и в 6 раз больше, чем для строительства грандиозной пекинской башни CCTV-Tower высотой 234 м. Только для строительства этих трех объектов понадобилось более 1 млн. т стали. Другая бурно развивающаяся отрасль, потребляющая большое количество стали, – это энергетика, особенно связанная с новыми видами получения энергии, например, строительство ветряных электростанций.

Новая область широкого применения стали – это глобальные научные исследования, характерным примером чего является создание большого адромнного коллайдера. Большой адронный коллайдер (БАК) (рис. 1) представляет собой гигантский кольцевой подземный туннель диаметром 3 м и длиной 27 км. Два пучка протонов будут двигаться по нему в противоположных направлениях, разгоняясь до скорости, близкой к скорости света, и стал-

киваясь друг с другом. С помощью БАК физики надеются ответить на фундаментальные вопросы теории элементарных частиц. Коллайдер построен в научно-исследовательском центре Европейского совета ядерных исследований на границе Швейцарии и Франции, недалеко от Женевы, на 100-метровой глубине в горах швейцарского кантона Юра. По состоянию на 2008 год БАК стоимостью 6 млрд. швейцарских франков является самой крупной экспериментальной установкой в мире. Большим БАК назван из-за своих размеров: длина основного кольца ускорителя составляет 26 659 м, адронным – из-за того, что он ускоряет адроны, то есть частицы, состоящие из кварков, коллайдером (англ. collide – сталкиваться) – из-за того, что пучки частиц ускоряются в противоположных направлениях и сталкиваются в специальных местах.

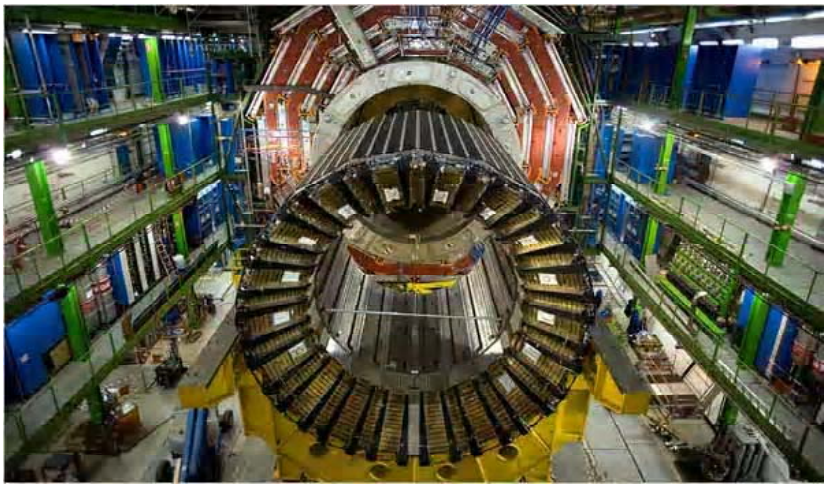


Рис. 1. Большой адронный коллайдер в CERN-е

Работа коллайдера требует мощности180 МВт. Предположительные энергозатраты всего CERNa на 2009 год с учетом работающего коллайдера – 1000 ГВт·ч, из которых 700 ГВт·ч придется на долю ускорителя. Это – около 10 % от суммарного годового энергопотребления кантона Женева. По масштабам коллайдер можно сравнить с проектом создания термоядерного реактора или запуском человека на Луну. В этом проекте, как в свое время в атомном, собрали не только ученых, но и инженеров из 40 стран мира, в том числе из России: ведь необходимо было создавать принципиально новое оборудование и новые материалы.

В БАК-е использовано 70 тыс. т (девять Эйфелевых башен) высококачественной стали с особыми свойствами, способной выдерживать экстремальные нагрузки при сверхнизких температурах. В том числе сталь для 1200 34-тонных дипольных электромагнитов, для 500 других магнитов, вакуум-камер, труб и защитных элементов. БАК содержит электрофизическое оборудование, изготовленное из магнитогорской стали. Новосибирский НИИ ядерной физики поставил для коллайдера 4 тыс. т дипольных магнитов, для изготовления которых потребовалась низкоуглеродистая сталь с низкой коэрцитивной силой. На Магнитогорском металлургическом комбинате разработали технологию производства новых марок электротехнической стали с использованием внепечной обработки кислородно-конвертерной стали. Металл был отправлен на Верх-Исетский металлургический завод на прокатку, а полученная электротехническая тонколистовая сталь – в Новосибирск, Всего магнитогорцы поставили для нужд российских ученых, участвовавших в реализации масштабного международного проекта, три партии металла.

Свой вклад внесли и металлурги АО «Ижорские заводы», которые поставили стальные цельнокованые плиты толщиной 134-138 мм из стали 03Х20Н16АГ6 для компактного мюонного соленоида. Контроль качества промышленных партий металлопродукции проведен инженерным центром прочности Минатомэнерго. Выполнено около 1400 испытаний по определению химического состава и механических свойств при различных нагрузках. Многие результаты испытаний контролировались CERN. На заводе ОАО «Красный Выборжец» разработана по заданию CERN технология производства заготовок (плиты и прутки) с повышенными прочностными характеристиками из кремнистой латуни ЛК75-0,5. Для слоев металла-поглотителя латунь получили, переплавив гильзы от снарядов, лежавших на складах ВМФ РФ, а вольфрамат свинца произвели на Богородицком химкомбинате, в Тульской области. В общей сложности ЦЕРН сделал в РФ заказов на 120 миллионов долларов. В производстве необходимых компонентов было задействовано 30 российских предприятий.

Среди экономических проблем, стоящих перед отраслью, упоминались, прежде всего, две: продолжающийся рост цен на сырье и новые экологические требования, выдвигаемые Евросоюзом. Только за последний год цена на железную руду, которая практически диктуется тремя мировыми концернами Vale, VHP Billiton и Rio Tinto, выросла на 100 %, цена на кокс – даже на 200 %. В этих условиях ведущие металлургические концерны разрабатывают новую стратегию. Лидером в новом подходе к вопросу является ведущий мировой концерн ArcelorMittal, который производит около 130 млн. т стали в год, что составляет 10 % мирового производства. Концерн использует полученные в течение последних лет прибыли, чтобы становиться также крупным железорудным и каменноугольным концерном. Почти еженедельно концерн приобретает один рудник или каменноугольную шахту в различных регионах мира: в Африке, Индии, Канаде, России, Америке, Австралии, Казахстане. Уже сегодня концерн использует для доменного производства около 50 % собственной железной руды и собирается повысить эту долю до 80 % в 2014 году. С этой целью планируется инвестировать 6 млрд. долларов. Только недавно концерн объявил о покупке

одного из ведущих бразильских предприятий London Mining Brasil за 810 млн. долларов. Еще 700 млн. долларов собирается вложить концерн в их реконструкцию.

Подобную стратегию берут на вооружение и другие крупные металлургические концерны. Охота за рудниками и угольными шахтами ведется повсеместно. Так, металлургические концерны Южной Америки, России, Индии, Китая постоянно конкурируют друг с другом, когда идет речь о продаже рудников или шахт. Российское предприятие «Северсталь» скупает акции крупнейшего американского угольного предприятия PBS Coals Corp. Крупнейший в мире производитель стали Китай богат каменным углем, в т.ч. коксующимся, но недостаток собственной железной руды вызывает у китайских металлургов панику и требует срочной выработки новой стратегической линии. В то же время германские ведущие концерны, в том числе лидер отрасли ThyssenKrupp, считают для себя покупку рудников и шахт делом невыгодным, поскольку объем их производства относительно невелик. Только несколько лет назад ThyssenKrupp продал свой последний рудник в Бразилии концерну Vale. И это несмотря на то, что некоторая «разрядка» на рынке железной руды ожидается не раньше 2012 года, а на рынке кокса – еще позже. Германские концерны предпочитают вкладывать деньги в дальнейшую специализацию и реконструкцию своих предприятий.

Следующей серьезной проблемой германских и других европейских металлургов являются новые планы еврокомиссии по торговле сертификатами на выбросы CO_2. В середине декабря 2008 года должна Еврокомиссия принять решение о том, как должны будут оплачивать с 2013 года металлурги эти сертификаты, которые в настоящее время отрасль получает бесплатно. При этом речь идет не только о стоимости сертификатов, но и о существенном ограничении их количества. Планируется вводить продажу сертификатов ступенчато, так, чтобы доля продаваемых сертификатов достигла к 2020 г. 15 %. Защитники окружающей среды критикуют это мероприятие как половинчатое и не могущее привести к серьезному предотвращению изменений климата. Промышленники же, наоборот, опасаются (и не без серьезных оснований), что продажа сертификатов приведет к заметному подорожанию европейской стали и сделает ее неконкурентоспособной на мировом рынке. Предполагается, что тонна углеродистой стали подорожает в связи с этим на 45-50 евро. Если при этом продавать сталь по прежней цене, это будет означать для только германской металлургии убытки в размере 2,5 млрд. евро к 2020 году.

Сталеплавильщики не одиноки в своей борьбе против торговли сертификатами. Их поддерживают и представители других отраслей промышленности, сталкивающиеся с теми же проблемами: производства строительных материалов, стекла, бумаги, а также химики и энергетики. Все эти отрасли должны считаться с увеличением расходов с 2020 г. на 7,2 млрд. евро, с 2013 г. – на 4 млрд. евро. В борьбу включились и профсоюзы. Многие отрасли, в т.ч. металлурги, считают себя затронутыми вдвойне, т.к., кроме расходов на сертификаты, им придется считаться также с повышением цены на электроэнергию. Промышленники и профсоюзы едины в своих требованиях к правительству. Они считают возможным и необходимым повышение энергоэффективности своих предприятий, но требования еврокомиссии считают чрезмерными. Металлурги выражают серьезное опасение, что подобная политика приведет к упадку европейской металлургии, т.к. европейцам будет выгоднее импортировать сталь из Китая. Это приведет к значительным потерям рабочих мест и росту безработицы, при этом во всемирном масштабе будут достигнуты результаты, прямо противоположные тем целям, которые ставит еврокомиссия. Дело в том, что в Китае действуют существенно более высокие допустимые нормы выделений CO_2, чем в Европе. Поэтому существенное расширение металлургических мощностей в Китае приведет к повышению выбросов CO_2 в атмосферу и будет способствовать нежелательным изменениям климата на земле.

Металлурги считают, что имеется хорошая альтернатива планам еврокомиссии. При этом обращается внимание на уже достигнутые успехи. За период с 1990 по 2006 г.г. выделения CO_2 от предприятий энергоемких отраслей снизились на 20 % при одновременном росте производства на 28 %. В то же время металлурги проводят интенсивные исследования по разработке новых технологических процессов с уменьшенным выделением CO_2. Так, проект ULCOS (Ultra Low CO_2 Steelmaking), который разрабатывается по плану еврокомиссии 48 европейскими предприятиями и организациями, является попыткой существенного изменения ведения доменного процесса. Есть также идея транспортировки и хранения углекислого газа под землей. Однако, эти проекты будут вряд ли полностью осуществлены до 2020 года. Поэтому металлурги рассчитывают на временную финансовую поддержку правительства, которая позволила бы освободить отрасль от дополнительных затрат и дала бы ей возможность нормально функционировать с достижением в перспективе тех результатов, на которых настаивает еврокомиссия. Недавно канцлер Германии Ангела Меркель высказалась за такую поддержку.

Интересным новым направлением является строительство мини-заводов, приближенных к источникам сырья и потребления. Концерн SMS Demag AG сообщает о поставках оборудования и технологии для нового завода SeverCorr, построенного в американском штате Колумбус. SeverCorr является современным мини-заводом российской «Северстали» и ее американских партнеров. Мощности первой очереди, введенной в строй в ноябре 2007 г., составляют 1,5 млн. тонн плоского проката в год. Если будет принято решение о строительстве второй очереди завода, то мощности этого предприятия к 2010 году вырастут до 3 млн. тонн в год. Численность сотрудников SeverCorr составляет 450 человек. SeverCorr расположен в непосредственной близости к железной дороге и круп-

ным автомобильным магистралям, а также к строящимся на юге США производствам автомобилей. Продукция мини-завода предназначена для использования в автомобильной, строительной, аграрной, трубной и машиностроительной индустрии. Предполагается, что 15-20 % готовой продукции будет составлять производство автолиста.

На заводе впервые применена электропечь для выплавки автолиста – это более экономичная и менее трудоемкая технология. Технологический процесс включает производство стали из стального лома в электропечах, непрерывную разливку тонких слябов и последующую их горячую прокатку на установке CSP (Compact Strip Production), холодную прокатку и последующее цинкование холоднокатаных полос (рис. 2). Сталеплавильное производство включает электродуговую печь мощностью 130 мегаватт, емкостью 150 т и производительностью 220 т/час, промежуточный ковш (Pfannenofen) и установку вакуумирования.

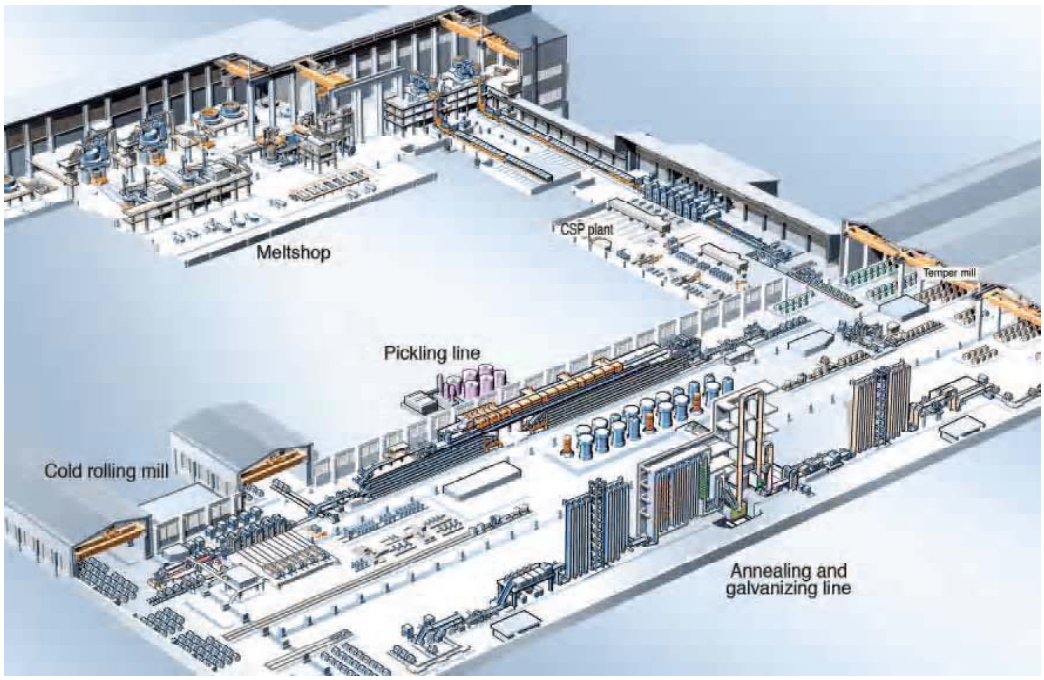


Рис. 2. Технологическая схема производства тонколистовой стали на заводе SeverCorr

Очищенный металл разливается со скоростью до 6 м/мин на двухручьевой тонкослябовой УНРС в слябы толщиной 65 мм и шириной 900-1880 мм, которые затем прокатываются в 6-клетевой непрерывной группе до толщины 1,4 мм и сматываются в рулоны. На непрерывной установке удаления окалины рулоны свариваются в одну непрерывную полосу и поступают в травильную установку. Очищенная полоса затем прокатывается в пятиклетевом непрерывном стане холодной прокатки до толщины 0,28 мм и сматывается в рулоны массой до 40 т. Производительность этой непрерывной линии «травление-холодная прокатка» составляет 1 млн. т. в год. Завершает технологический процесс непрерывная линия горячего цинкования производительностью 400 тыс. т. в год.

В 2007 году выпущены пробные партии для внутренних деталей автомобилей. В этом году уже пойдут первые пробные партии на лицевые детали. Промышленные объемы по поставкам лицевых деталей будут достигнуты в 2009 году. С пуском этого завода корпорация «Северсталь» сможет экономить на каждой тонне холоднокатаного листа, который раньше поставлялся в США из России, около 100 долларов на транспортных расходах.

Новые концепции промышленных материалов для энергетических систем будущего

На секции рассматривалось, какой вклад может внести сталь как промышленный материал в развитие энергетики будущего и какие требования предъявляет энергетика к этому материалу. Эти вопросы рассматривались с политической, экономической и научной точек зрения. Каждая система энергоснабжения предъявляет свои особенные, часто противоречивые требования к материалу. Противоречивые комбинации свойств (высокая вязкость при низких температурах и высокая прочность при высоких) должны сочетаться с особыми требованиями, например, высокая работоспособность в условиях агрессивного коррозионного воздействия. На секции рассматривались вопросы как применительно к условиям традиционных тепловых станций, так и для современных ветряных и гидравлических электростанций. Особо рассматривались вопросы применения материалов для новых энергосистем, в частности, биологических и солнечных.

Доклад представителя концерна E.ON Energie Христана Фолке (Christian Folke) назывался «На пути к угольным электростанциям с коэффициенотом полезного действия 50 %». Проблема повышения кпд тепловых электростанций имеет два аспекта. С одной стороны повышение кпд ведет, естественно, к снижению расхода топлива на производство 1 кВт-ч электроэнергии, с другой, параллельно к снижению выбросов CO_2 в атмосферу. Если в 1990 г. наибольшая величина кпд тепловых станций составлял 43 %, то сейчас 46 %. Средняя величина кпд ныне действующих угольных электростанций Германии составлет 38 %. К 2010 г. эта величина составит на новых станциях 48 %. Основная проблема в решении этой задачи состоит в том, что для повышения эффективности станций необходимо повышение температуры и давления перегретого пара. В настоящее время эти параметры составляют 260 бар и 545 °С. К 2010 г. они должны быть повышены соответственно до 290 бар и 600 °С. Для дальнейшего повышения эффективности нужно предусматривать температуры порядка 700 °С.

Решение этой задачи осуществляется сейчас в рамках проекта USC 700 ° C Power Plant,который разрабатывается десятью крупнейшими энергетическими концернами Европы: пятью германскими, двумя датскими, одним бельгийским, одним французским, одним австрийским. Инициатором разработки программы была германская земля Северный Рейн – Вестфалия, которая взяла на себя обязательства по частичному финансированию проекта. Дополнительное финансирование осуществляется европейским фондом регионального развития. В ориентированной на период 2015-2020 г.г. части проекта предполагается не только доказать техническую возможность повышения эффективности до 50 %, но и показать снижение выделений CO_2 не менее, чем на 25 % по сравнению с находящимися сегодня в эксплуатации электростанциями. За счет уменьшения расхода горючего создается возможность частичной компенсации растущей его стоимости. В более долгосрочной перспективе, а именно, после 2020 г., на станциях с 700 °С-технологий возможно создание предпосылок для отделения CO_2 из отходящих газов и удаления его в специально предусмотренные места. В настоящее время о подобной технологии не может быть речи, поскольку она приводит к заметному снижению кпд. Для компенсации этого пришлось бы значительно повысить расход горючего.

Основное техническое задание разрабатывается концерном VGB Power Tech. Отдельные инновационные разработки, касающиеся важнейших частей проекта (парогенератор, паровая турбина и другие части, подверженные воздействию особо высоких температур) будут проводиться специализированными фирмами, в распоряжении которых имеются необходимые Know-how. Предусматривается широкий обмен информацией в процессе работы как между задействованными концернами и фирмами, так и с инвесторами, которые по ходу работы могли бы самостоятельно выносить суждения о целесообразности продолжения инвестиций.

Разработки разделены на три ступени:

1. Проектирование и испытание опытно-промышленной каменноугольной 700 °С-установки мощностью около 500 МВт.
2. Использование технических и экономических решений, полученных на опытно-промышленной установке, для создания промышленной 700 °С-установки мощностью около 1000 МВт, работающей на каменном угле.
3. Использование технических и экономических решений полученных на первых двух стадиях, для создания промышленной 700 °С-установки мощностью около 1000 МВт, работающей на буром угле.

На опытно-промышленной установке должна быть проверена принципиальная схема работы при начальной температуре пара 700 °С. Поскольку при переходе от меньшей установки к большей всегда увеличиваются риски, уже опытно-промышленная установка изготавливается достаточно большой мощности. Во избежание дальнейших рисков приходится сразу отказываться на этой стадии от попыток уменьшения расходов. В настоящее время определено место строительства опытно-промышленной установки – г. Вильгельмсгафен (Wilhelmshafen) на севере Германии. Строительство начнется в 2010 г., запуск планируется в 2014 г. Ее кпд должен превысить 50 %. На второй стадии определяется, может ли эта концепция с достаточной экономической эффективностью быть реализована на крупной промышленной установке. На третьей стадии проверяется, не приведут ли более низкие температуры сжигания бурого угля к заметному снижению эффективности. В настоящее время создана в г. Гельзенкирхен (Gelsenkirchen) первая в мире опытная установка для получения пара с температурой перегрева 700 °С.

Доклад проф. Христины Бергер (Christina Berger) из Центра конструкционных материалов в Дармштадте (Darmstadt) был посвящен концепции новых материалов для тепловых электостанций ближайшего и отдаленного будущего.

Для паросборника и труб пароперегревателя 700 °С-установок планируется применение сплава Alloy 617 (Ni Cr23 Co12 Mo), который уже сейчас применяется для футеровки камер сжигания стационарных газовых турбин и в авиастроении. Химический состав сплава (%): C = 0,05-0,15; Fe < 3,0; Si < 0,50; Mn < 0,50; Co = 10-15 %; Cr = 20-24 %; Ti < 0,60; P < 0,015; S < 0,015; Mo = 8-10; Al = 0,80-1,50; B < 0,06; Cu < 0,50; Ni > 44,5. Механические свойства горячекатаного листа: предел текучести – не менее 322 МПа, предел прочности – не менее 734 МПа, относительное удлинение – не менее 62 %. В холоднотянутых трубах предел текучести – не менее 383 МПа, предел прочности – не менее 758 МПа, относительное удлинение – не менее 56 %. Длительная прочность на базе 1000 часов составляет при температуре 650 °С 320 МПа, при температуре 760 °С – 150 МПа. Для надежной работы в условиях тепло-

вых станций необходимо достичь длительной прочности 100 МПа при рабочей температуре на базе 100000 часов. Соответствующие работы сейчас ведутся. Сплав устойчив в широком диапазоне коррозионных сред. Хорошо сваривается. Структура состоит из твердого раствора типа никелевого аустенита и вторичных фаз типа TiN и $M_{23}C_6$.

Для установок с более высокой температурой пара (до 800 °С) рекомендуется сплав Alloy C-263. Его химический состав (%): C = 0,04-0,08; Mn < 0,60; Si < 0,40; S < 0,007; P < 0,015; Cr = 19-21; Mo = 5,6-6,1; Co = 19-21; Cu < 0,20; Fe < 0,70; Al = 0,30-0,60; Ti = 1,9-2,4; Ni – остальное. Добавки кобальта и молибдена упрочняют твердый раствор. Добавки алюминия и титана способствуют образованию γ-фазы $Ni_3(Al,Ti)$ при дисперсионном твердении. Бор и цирконий повышают сопротивление ползучести. В микроструктуре наблюдаются также карбиды типа $M_{23}C_6$, выделения которых не должны образовывать сплошных пленок по границам зерен. После дисперсионного твердения предел текучести составляет не менее 400 МПа, предел прочности – не менее 540 МПа, относительное удлинение – не менее 15 %. При напряжении 120 МПа в течение 50 часов при 800 °С деформация ползучести не превышает 0,1%. Термическая обработка для получения твердого раствора проводится при температуре 1150±10 °С. При этом твердость составляет менее 230 НВ. Дисперсионное твердение проводят при температуре 800±15 °С продолжительностью 8±0,5 часа на твердость не менее 275 НВ. Смягчающую обработку между процессами холодной деформации проводят при 1080±10 °С, диффузионный отжиг сварных соединений при 1150 °С.

Для некоторых элементов (т.н. промежуточных пластин) камер сгорания применяется ферритная сталь Crofer22APU. Химический состав стали (%): C < 0,03; Cr = 20-24; Mn = 0,30-0,80; Si < 0,50; Cu < 0,50; Al < 0,50; S < 0,020; P < 0,05; Ti = 0,03-0,20; La = 0,04-0,20. Сталь используется, главным образом, в виде тонких пластин, которые получают холодной прокаткой с последующим рекристаллизационным отжигом и травлением. Термическая обработка производится в вакуумных электропечах или в печах с защитной атмосферой. Толстые листы получают горячей прокаткой. Минимальный уровень механических свойств составляет: предел текучести 250 МПа, предел прочности 350 МПа, относительное удлинение 20 %. Благодаря очень высокой коррозионной прочности и жаростойкости сталь может быть использована в различных средах при температурах до 900 °С. Высокое сопротивление коррозии и окислению объясняется возникновением на поверхности тонких окисных пленок, основными компонентами которых являются Cr_2O_3 и $(Mn,Cr)_3O_4$. Очень важным свойством этой стали является то, что она имеет в широком диапазоне температур (от комнатной до 900 °С) коэффициент линейного расширения близкий к коэффициенту линейного расширения керамики, из которой изготавливают корпуса камер сгорания.

Институтом плазменной физики им. Макса Планка в Гархинге (Garching) разрабатывается проект Extremat стоимостью около 35 млн. евро, целью которого является разработка материалов с особыми свойствами для электронники, энергетики и ядерной техники, в частности материалов с высокой теплопроводностью. Хорошие результаты были достигнуты при использовании пористого карбида кремния. Материал выдерживает тепловые нагрузки до 380 МВт/ мІ, что важно для теплообменников тепловых электростанций. Материал защищает сам себя от коррозии. При высоких тепературах на поверхности образуется прочная защитная пленка из оксида кремния, которая служит надежной защитой от дальнейшего окисления. Этот же материал рекомандован для тепловой защиты турбин. В этом случае необходимы дополнительные меры для защиты от разрушения водяным паром. С этой целью используют покрытие на базе редкоземельных металлов. Разработана промышленная методика упрочнения медных сплавов волокнами или наночастицами из карбида кремния. При этом решающее влияние на свойства материала оказывают свойства на границе матрица – наполнитель. Для применения в электроннике разработаны компрозиционные материалы, упрочненные алмазными или угольными волокнами. Материалы с непрерывными базальтовыми волокнами разработаны как теплоизоляционные.

Ротор турбины является очень крупным и длинномерным изделием, разные части которого работают в различных температурных условиях. Учитывая высокую стоимость никелевых сплавов, рекомендуемых для работы при температурах выше 700 °С, предлагаются сварные конструкции ротора, состоящие из двух или нескольких частей, причем низкотемпературная часть ротора может изготовляться из высокохромистой ферритной или феррито-мартенситной стали. Разнородность материалов значительно усложняет условия сварки. В этом направлении ведутся многочисленные исследования, в частности, предложены процессы, где между никелевым сплавом и хромистой сталью вваривается участок из материала промежуточного состава, например, аустенитной стали. В перспективе ставится вопрос о создании градиентных материалов с переменными по длине составом и свойствами.

В докладе Антона Месланга (Anton Moeslang) из института исследования материалов в Карлсруэ (Karlsruhe) рассматривались требования к материалам для ядерных реакторов. Известными преимуществами атомных электростанций являются практически неограниченные возможности, полное отсутствие выделений CO_2 и низкое потребление энергоносителя (1г урана обеспечивает производство 26000 кВт-ч электроэнергии). Самая крупная АЭС работает сейчас во Франции. Ее мощность составляет 500 МВт. Строительство продолжалось около 10 лет и стоило около 7 млрд. евро. Всего в мире на атомных электростанциях производится $82 \cdot 10^8$ КВт-ч электроэнергии, при этом предотвращается выделение в атмосферу 245000 т углекислого газа.

Для активного теплообмена в ядерных реакторах применяют металлические теплоносители, имеющие более высокую теплопроводность, чем вода или газы. В качестве теплоносителей применяют металлы с низкой темпера-

турой плавления, способные растворять уран. Обычно используют висмут или натрий. Для работы в среде расплавленного металла конструкционные материалы должны обладать высокой коррозионной стойкостью в этих специфических условиях. При строительстве атомных электростанций используют самые разнообразные материалы: конструкционные стали, нержавеющие и жаропрочные стали и сплавы, цветные металлы и сплавы. Температура и давление пара на АЭС ниже, чем на тепловых. Поэтому наиболее характерным материалом для высокотемпературных элементов (роторы, диски) являются феррито-мартенситные хромистые стали с 7-12 % хрома. Высокотемпературная прочность этих сталей может быть повышена введением в их структуру мелкодисперсных окислов, что повышает возможную температуру их применения примерно на 100 °С. Но атомная техника предъявляет к материалам дополнительные требования, не встречающиеся в других отраслях. Это, прежде всего, способность поглощать тепловые нейтроны. Причем требуются материалы как с высокой способностью к поглощению нейтронов, так и с низкой.

Металлы, из которых изготовлены реакторы, подвергаются облучению различными элементарными частицами, образующимися при работе реактора. Эти частицы, особенно быстрые нейтроны, глубоко проникают внутрь металла и вызывают остаточные изменения его свойств. Изменение свойств обусловлено тем, что нейтроны, внедряюшиеся в кристаллическую решетку, выбивают из регулярных мест в решетке атомы, которые в свою очередь могут выбивать другие. Теория показывает, что один нейтрон может вывести из равновесного состояния за счет такой «цепной реакции» до 300 атомов в алюминии. Кроме того, дефекты возникают в результате термических циклов, когда часть энергии нейтронов затрачивается на локальное повышение температуры, что в сочетании с последующим охлаждением приводит к сильным остаточным искажениям решетки. Образование таких искажений упрочняет металл и понижает его пластичность подобно наклепу. Кроме того, в результате облучения или захвата нейтрона атомом основного металла может произойти превращение атома в атом другого элемента и, следовательно, изменение химического состава материала. Наконец, в результате нейтронного облучения металл становится радиоактивным и опасным для здоровья человека. В силу указанных причин при разработке и выборе материала проводится обязательное изучение его свойств после облучения.

Ряд докладов был посвящен особенностям материалов для новых, экологически чистых источников энергии. Такими способами в Германии в настоящее время вырабатываетя около 12 % электроэнергии, к 2000 г. планируется довести долю таких видов энергии до 20 %. В докладах Карстена Грайсерта (Carsten Greisert) и Рене Сурма (Rene Surma) рассказывалось о ветряных электростанциях и используемых в их строительстве материалах. В Германии в настоящее время насчитывается около 20 тыс. таких установок суммарной мощностью около 22 тыс. МВт. При этом Германия занимает в этом отношении лидирующее положение в мире, хотя темпы строительства ветряных электростанций в последнее время замедлились. В настоящее время строятся установки мощностью от 2 до 3 МВт, крупнейшая установка имеет мощность около 5 МВт. Планируемая продолжительность работы установки – 20 лет. География строительства установок определяется погодными условиями, в частности, характерными скоростями ветра в регионе. Поэтому большинство установок строятся в прибрежных зонах, но имеются установки и в глубине материка. Диаметр ротора крупнейших установок составляет 116 м, высота – 85 м.

Наиболее материалоемкой частью конструкции является башня. Используют несколько типов башен: в виде цилиндрической или конусной металлической трубы, в виде решетчатой конструкции или в виде бетонной конструкции. По стоимости материала первый тип башни является наиболее дорогим, но в этом случае монтаж осуществляется наиболее просто.

Условия работы ветряных станций, особенно в прибрежных зонах, выдвигают особые требования к материалам. Опорные конструкции должны выдерживать вес гондолы, пропеллеров и мачты. Кроме нагрузок от ветра надо учитывать нагрузки от морских волн и морских течений. Последние носят переменный характер, в связи с чем от материала требуется высокая усталостная прочность. Естественно, материал должен хорошо сопротивляться коррозии в морской воде. Поскольку температура эксплуатации может понижаться до -10 °С, сталь должна быть хладостойкой и сохранять вязкость при пониженных температурах. Сталь должна хорошо свариваться и не изменять существенно своих свойств в околошовной зоне. Кроме того, для ряда изделий требуются заготовки большой толщины.

В зависимости от требуемого уровня свойств сталь может поставляться после различной термической обработки. При требуемом пределе текучести 355 МПа используют нормализованный прокат. Для получения предела текучести 500 МПа можно использовать улучшенную сталь, но сейчас предпочитают термомеханически обработанную сталь. Для термомеханической обработки применяют стали, микролегированные ниобием, ванадием или титаном. Типичными марками стали являются S420M3Z (C = 0,09 %; Mn = 1,44 %; Ni = 0,22 %; Cu = 0,15 %; Mo = 0,05 %; Nb+V+Ti=0,02 %) и S520M3Z (C = 0,06 %; Mn = 1,58 %; Ni = 0,54 %; Cu = 0,28 %; Mo = 0,15 %; Nb+V+Ti = 0,02 %) – приведены средние значения содержаний элементов. Первая сталь обеспечивает предел прочности 500-660 МПа, относительное удлинение не менее 19 %, ударную вязкость при температуре -40 °С не менее 60 Дж/ смI. Вторая сталь обеспечивает соответственно 600-750 МПа, 17 % и не менее 60 Дж/смI. В тех случаях, когда требуется особо высокая прочность используют строительную сталь S355J2G3, которая после термического

улучшения обеспечивает предел текучести до 1100 МПа. Для различных деталей используют также конструкционные машиностроительные стали. Например, для планетарных зубчатых колес применяют сталь 18CrNiMo7-6 (C = 0,15-0,21%; Si < 0,40 %; Mn = 0,50-0,60 %; P и S < 0,035 %; Cr = 1,50-1,80 %; Mo = 0,25-0,35 %; Ni = 1,40-1,70 %). Крупномодульные зубчатые колеса подвергают цементации на глубину около 3,5 мм и закалке с цементационного нагрева с подстуживанием.

В докладе Нормана Пернера (Norman Perner) из Voith Siemens Hydro Power Generation рассматривался вопрос об использовании энергии моря для производства электроэнергии. Можно использовать энергию приливов и отливов, энергию волн, энергию подводных морских течений. По ориентировочным оценкам мощность морских потоков у берегов Европы, которая может быть использована, составляет до 18 ГВт. Считают, что энергия моря более доступна для использования, чем солнечная или ветряная. Солнечной энергией можно пользоваться в среднем только до 1000 часов в год, энергией ветра – 2200 часов, энергией моря у берегов Швеции до 4000 часов, а у открытых берегов Великобритании и Норвегии – даже до 6000 часов. Имеются различные конструкции установок. Турбина обычно находится под водой. Ток подается через кабель на берег. Морские потоки обычно меняют свое направление каждые 6 часов. Установки конструируются так, чтобы они автоматически меняли свое положение по направлению течения. Монтаж и демонтаж установок, а также ремонтные работы ведутся с помощью обслуживающего судна. Для материалов используются различные виды защиты от коррозии, в т.ч. протекторная защита.

В докладе д-ра Михаила Шпигеля (Michael Spiegel) рассказывалось о требованиях к материалам, предназначенным для электростанций, работающих на биотопливе и мусоре. Температура сжигания мусора составляет 250-350 °С, температура перегрева пара 350-500 °С, т.е. ниже, чем в угольных станциях. Температура перегрева пара в случае использования биомассы несколько выше – 400-600 °С. Основной проблемой выбора материала в этих случаях является специфическая коррозионная среда, приводящая к хлоридной и сульфатной коррозии. Дополнительным осложнением является возможность наличия в мусоре тяжелых легкоплавких металлов. В особо тяжелых условиях работают шнеки для подачи топлива в камеру сгорания. Корпуса камер сгорания изготавливают обычно из биметалла – сталь 15Mo3 – Alloy 625. Используют также хромистые и хромоникелевые коррозионностойкие и жаропрочные стали, например, 12CrMoV, 25Cr20NiMoNb, 21Cr6Al, 25Cr6Si. Начинают использоваться материалы с покрытиями.

Профессор д-р Роберт Пиц-Паал (Robert Pitz-Paal) остановился на особенностях установок для использования солнечной энергии. Параболический коллектор представляет собой согнутое зеркало определенной формы. Зеркала монтируются на несущей конструкции, которая чаще всего представляет собой стальную трубу. Изготавливается несущая конструкция из обычных строительных сталей. Особую роль играет монтаж, так как требуется точность монтажа до 2 мм. Специалисты непрерывно стремятся усовершенствовать солнечные элементы и сделать их эффективнее. Хороших результатов в этом отношении добился Центр прогрессивных технологий компании «Боинг». Созданный им солнечный элемент преобразует в электроэнергию 37 % попавшего на него солнечного света. Это достижение стало возможным, с одной стороны, благодаря использованию двухслойной конструкции. Верхний слой из арсенида галлия поглощает излучение видимой части спектра. Нижний слой из антимонида галлия предназначен улавливать инфракрасное излучение, которое обычно теряется. С другой стороны, высокая эффективность достигается благодаря специальному покрытию, преломляющему свет и фокусирующему его на активные области солнечной ячейки.

В Японии ученые работают над совершенствованием фотогальванических элементов на кремниевой основе. Однако поскольку интенсивность солнечного света не всегда и не везде одинакова, то даже при установке множества солнечных батарей зданию может понадобиться дополнительный источник электричества. Одним из возможных решений проблемы является использование солнечных элементов в комплексе с двухсторонним топливным элементом. В дневное время, когда работают солнечные элементы, избыточную электроэнергию можно пропускать через водородный топливный элемент и таким образом получать водород из воды. Ночью же топливный элемент сможет использовать этот водород для производства электроэнергии.

Развитие металлургических процессов

В докладе ряда авторов из различных стран (G.Zuo, Швеция; G.Danloy, Бельгия; J. Borlee, Франция; K.Mueller, Германия и др.) был дан обзор перспектив развития доменного производства. Отмечалось, что за последние 50 лет произошел заметный прогресс в отрасли. Расход кокса на 1 т чугуна снизился с 1000 кг в 1950 г. до 487 кг в 2007 г. Сейчас обсуждается вопрос о путях дальнейшего улучшения этих результатов и снижения выбросов CO_2 в атмосферу. Разрабатывается т.н. ULCOS-проект (Ultra Low CO_2 Steelmaking), который предусматривает как общее внедрение новых источников энергии (биомасса, природный газ, водород), так и в особенности пути существенного снижения расхода кокса в доменном производстве. Одна из новых концепций доменного производства – вдувание кислорода в доменную печь. Как показывает моделирование, вдувание смеси кислород – угольная пыль может снизить расход кокса на 20 %.

В этом процессе в фурмы вместо горячего воздушного дутья вдувается холодный кислород. Большая часть колошникового газа проходит через скрубер для отделения CO_2 от полезных восстановительных компонентов.

Порция свободного от CO_2 колошникового газа с температурой 1200 °С вводится в нижнюю часть доменной печи через второй ряд фурм, в результате чего смесь колошникового газа и кислорода нагревается до 900 °С. Процесс прошел успешное опробование на опытно-промышленный доменной печи. Для применения в промышленном масштабе исследовательский институт VDEh совместно с предприятием ArcelorMittal Eisenhuettenstadt разработал проект оснащения доменной печи №1 (диаметр горна 7,1 м; рабочий объем 778 м^3) кислородными фурмами новой конструкции, которые позволят изменить в нужном направлении кинетику процесса.

Интересным новым направлением является применение коксового газа для процессов прямого восстановления и получения брикетированного железа. Количество коксового газа, вырабатываемого при производстве кокса, составляет от 410 до 560 м^3 на тонну. Газ должен быть очищен от смолы, бензола и серы. Теплотворная способность его ниже, чем у природного газа, и составляет от 16,4 до 18 МДж/м^3. Особенно важно, что этот газ богат водородом, содержание которого составляет от 55 до 65 %, и содержит меньше CO_2 по сравнению с природным газом. В результате эмиссия CO_2 снижается примрно на 30 %. Коксовый газ может также вводиться как восстновительный агент в доменные печи. Указанные технологии легче всего осуществимы в условиях интегрированного металлургического и коксо-химического производства.

В качестве одного из важнейших направлений развития сталеплавильного производства отмечалось совершенствование и расширение сфер применения т.н. RF-процесса, изобретенного еще в 50-х годах прошлого столетия и названного по первым буквам названия фирмы, впервые осуществившей этот процесс, и фамилии изобретателя. Сущность процесса состоит в поэтапном, порционном вакуумировании металла, что позволяет заметно повысить качество. В настоящее время по этому принципу работает в мире уже более 200 установок. Новое усовершенствование процесса было связано с производством хромоникелевых нержавеющих сталей, где содержание углерода должно быть достаточно низким. Процесс получил название RFO, где последняя буква происходит от химического символа кислорода. Основная проблема при выплавке таких сталей состоит в том, что выгорание углерода сопровождается также выгоранием хрома. В то же время в условиях вакуума создаются условия для защиты хрома от выгорания. С этой целью в обычную RF-установку дополнительно инсталлируется устройство для подачи через трубку кислорода. В 1972 г. был запущен в Хаттингене (Hattingen) крупнейший в мире (до сегодняшнего дня!) промышленный агрегат емкостью 150 т для выплавки сталей типа 18-8, работающий по этому принципу.

Дальнейшее развитие процесса обусловлено требованиями повышения производительности и снижения стоимости. Примером современной установки является 265-тонная RFO-установка № 2, запущенная в 2001 г. на предприятии Duisburg-Beeckerwerth концерна ThyssenKrupp Stahl AG. В этой установке решаются одновременно следующие задачи: обезуглероживание, удаление газов (водорода, азота), деоксидация, легирование, гомогенизация состава и температуры, повышение степени чистоты. Наряду с повышенными металлургическими возможностями установка характеризуется более высокой оперативностью и более коротким производственным циклом. Установка является двухковшевой, причем один ковш находится в рабочем состоянии, другой – в состоянии готовности. С помощью подъемного устройства ковш поднимается канатами с платформы таким образом, что трубки вакуумного устройства погружаются в расплав. Одна из трубок берет на себя ряд дополнительных операций, таких как обезуглероживание и минимизация образования твердых наростов путем дополнительного сжигания CO. Поддержка теплового состояния и наблюдение внутреннего пространства осуществляется видеокамерами. Вакуумное насосное устройство является четырехступенчатым с четырьмя параллельно работающими вакуумными насосами. Через специальную трубку из ковша ведется отбор проб для автоматического химического анализа. Специальные сложные и дорогостоящие системы вакуумного легирования рассчитаны таким образом, чтобы согласовать время выпуска жидкой стали с темпом работы установки непрерывной разливки.

О современном состоянии непрерывной разливки стали рассказал в своем докладе д-р Г. Кемпер (G. Kemper) из Дуйсбурга (Германия). Одной из новейших установок является УНРС № 3 предприятия Salzgitter Flachstahl GmbH. Это установка радиального типа, изготовленная из сегментов. Заготовки имеют толщину от 250 мм, ширина находится в пределах 850-2100 мм. Максимальная скорость разливки составляет 1,35 м/мин. и зависит от марки стали. Введение дополнительных горизонтальных сегментов может повысить в будущем скорость разливки до 1,6 м/мин. Установка полной длиной 30,9 м и длиной вертикального участка 2,6 м позволяет существенно расширить возможности предприятия, к продукции которого относятся как тонкие листы для изделий, требующих поверхностной обработки, так и заготовки для толстых листов и сортового проката. Сортамент включает прокат с малыми допусками как по размерам, так и по механическим свойствам. Ввод новой установки позволил расширить марочный сортамент, включив стали для тонких листов, микро- и низколегированные стали, малоперлитные микролегированные стали, трубные стали, высокопрочные стали, стали с повышенным содержанием кремния и фосфора. Большая часть литых заготовок отправляется сразу на дальнейшую обработку. Необходимым условием для этого является гарантированное качество заготовок. Вторичное охлаждение разделено на 16 зон. Для варьирования скоростью охлаждения используют комбинацию чистой воды и водо-воздушной смеси. Форсунки расположены по всей ширине. При меньшей ширине заготовок крайние форсунки могут быть отключены.

Наиболее широкие непрерывно-литые заготовки производятся в настоящее время китайской компанией Anyang Iron and Steel Company. Ширина заготовок достигает 3250 мм при толщине от 150 мм. При необходимости возможно также получение заготовок толщиной от 130 мм. Общая длина установки составляет 18,6 м, длина вертикальной части – 2,5 м. Максимальная скорость разливки – 2м/мин. Марочный сортамент включает высокопрочные низколегированные стали, трубные стали высокого качества, стали для котло- , судо- и мостостроения. При конструировании установки конструкторам немецкой фирмы SMS Demag пришлось столкнуться с необходимостью принятия специальных решений для широких заготовок, особенно для заготовок с высоким отношением ширины к толщине (22:1). Такие заготовки требуют для получения однородной структуры однородный теплоотвод по всей поверхности контакта с кокилем. Стенки кокиля представляют собой медные пластины, покрытые слоем никеля толщиной 1 мм. Кокили оснащены тремя рядами термоэлементов и располагают системами мониторинга. Количество воды для первичного охлаждения определяется и контролируется станцией обслуживания в зависимости не только от марки стали, но и от степени износа кокиля и вида используемого литейного порошка.

Самые толстые заготовки производятся на предприятии Dillinger Huettenwerke в Германии. Это предприятие является одним из ведущих поставщиков толстого листа для различных отраслей. Особо сложным является производство листов с требованием высокой ударной вязкости в средней части по толщине. В этом случае абсолютно недопустимы внутренние трещины, резко ужесточаются нормы по пористости, ликвации и чистоте. Установка является двухручьевой и отливает заготовки шириной от 1400 до 2200 мм. Узкие заготовки отливаются толщиной от 230 до 250 мм, широкие – толщиной 300, 350 и 400 мм. Необходимость получения заготовок толщиной более 300 мм обусловлена требованием высоких единичных обжатий при производстве термомеханически обработанных особо толстых листов для газопроводных труб. Общая длина установки – 15,6 м, скорость литья – от 0,3 до 1,9 м/мин.

Образованию внутренних трещин могут способствовать неметаллические включения и водород. Поэтому очень важна высокая степень чистоты по неметаллическим включением при равномерном их распределении. На удаление неметаллических включений и характер распределения их в заготовке значительное влияние оказывают скорость разливки и тип машины. Хорошие результаты могут быть достигнуты только при использовании установок вертикального типа. Те же требования определяют и ряд других конструктивных особенностей установки. Изгибу подвергается уже полностью закристаллизовавшаяся заготовка, которая затем подается в правильную машину. Следует отметить, что наибольшая толщина высококачественной заготовки при использовании радиальных машин составляет 320 мм (предприятие Shouqin в Китае).

Две установки особо высокой производительности запущены недавно в Китае на предприятии Maanshan Iron&Steel Co. Ltd. Их годовой объем производства достигает 5,7 млн. т. При скорости до 2,2 м/мин. отливают заготовки толщиной от 230 до 250 мм при ширине от 950 до 2150 мм. Обе установки двухручьевые, но отличаются по длине (количеству сегментов) – 15 и 19. В последнем случае рабочая длина составляет 42,6 м. Предусмотрена возможность удлинения при необходимости первой установки до такой же длины. Область вторичного охлаждения разделена на 20 зон. В первых трех зонах используют форсунки водяного охлаждения, в остальных – водовоздушного. В соответствии с концепцией проектирования оборудования фирмы SMS Demag охлаждение организовано равномерно по всей ширине заготовки.

Фирма SMS Demag AG поставит к 2010 г. для завода фирмы Tata Steel в Jamshedpur (Индия) двухручьевую УНРС типа CSP. Установка состоит из двух разливочных машин с криволинейным кристаллизатором производительностью 2,4 млн.т/год, туннельных нагревательных печей и непрерывной шестиклетевой группы (предусмотрена возможность установки в будущем 7-й клети), установки ламинарного охлаждения прокатанных полос на отводящем рольганге и двух подпольных моталок (предусмотрена возможность установки третьей). Сортамент – тонкие слябы шириной 900-1680 мм и толщиной 50-80 мм, причем возможно бесступенчатое регулирование толщины разливаемого сляба в диапазонах 50-70 и 70-90 мм. Слябы прокатываются в непрерывной группе клетей до толщины 1,0-20,0 мм. Марочный сортамент: углеродистые, электротехнические, трубные и двухфазные стали.

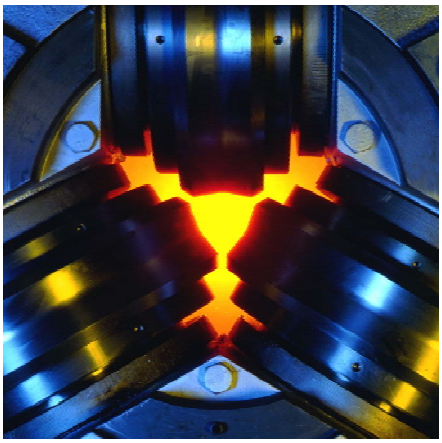


Рис. 3. Трехвалковый чистовой блок проволочного стана

Новое в обработке металлов давлением

По сообщению инж. Маркуса Шмитца (Markus Schmitz) фирма Edelstahlwerke выполнила серьезную реконструкцию имеющегося сортового стана в городе Siegen (федеральная земля Северный Рейн-Вестфалия). Фирма SMS Meer поставила чистовой шестиклетевой блок (рис. 3) из трехвалковых клетей (Drei-Walzen-МаЯwalzblock) типа PSM 420 (Precision Sizing Mill), который заменил устаревшую семиклетевую группу и трехклетевой калибровочный блок. Клети оснащены индивидуальным приводом и гидравлической установкой валков, рассчитанной на кор-

ректировку калибра при прокатке. Новый блок позволяет прокатывать круглый прокат диаметром 22-85 мм с узкими допусками – 1/4 DIN.

Новый блок обеспечивает быструю перестройку клетей при смене программы и прокатку в узких допусках длинных заготовок с низкой температурой конца прокатки (термомеханическая прокатка).

Управляющий фирмы Edelstahl Rosswag Dr. Sven Donisi (город Pfinztal, федеральная земля Баден- Вюртемберг) доложил о разработке технологии изготовления круглых заготовок для зубчатых колес с узкими допусками массой до 5 т, диаметром до 3400 мм и толщиной до 630 мм. Сравнивали две технологии получения таких заготовок: прокаткой и ковкой. После свободной ковки (осаживание, прошивка по диаметру) заготовки прокатывали до конечного размера на радиально-аксиальном кольцепрокатном стане RAW 160/125 (рис. 4). От полученных заготовок отбирали пробы для испытаний на растяжение и усталость. Технология ковка-прокатка показала лучшие результаты.

Рис. 4. Радиально-аксиальный кольцепрокатный стан

Новый ковочный пресс изготавливается для завода ThyssenKrupp VDM в Unna (федеральная земля Северный Рейн-Вестфалия). 5000-тонный пресс предназначен для ковки заготовок из сталей, легированных никелем, ниобием и титаном, и тугоплавких металлов для авиации (Airbus A 380 и Boeing 787 Dreamliner), космических аппаратов, нефтяной и газовой промышленности, энергетической и автомобильной отрасли (рис. 5). Пресс может работать с 124 ходами/мин при максимальной массе заготовки до 60 т.

Аналогичный гидравлический пресс изготавливает фирма Siempelkamp Maschinen- und Anlagenbau (город Krefeld, Германия) для завода фирмы Goldsky Titanium Industry Technology Co.(провинция Хунань, Китай). Пресс усилием 40/45 MN предназначен для поковок из титана, инструментальных и высоколегированных сталей, особенностью которых является узкий температурный интервал при ковке. Сортамент пресса включает квадратные и плоские заготовки, валы, круги и кольца для особо прочных и одновременно легких деталей самолетов. Особенностью пресса является высокая частота ходов (110 в минуту), которая обеспечивает не только сокращение времени ковки, но и подвод дополнительного тепла к заготовке за счет ее внутреннего нагрева при частых обжатиях. Такой результат достигнут за счет оригинальной конструкции пресса и новых решений гидравлической и электронной систем. Пресс обслуживают два синхронно работающие манипулятора. Управление прессом осуществляется новой фирменной компьютерной системой PROD-IQ Metal, которая собирает и обрабатывает все необходимые параметры процесса ковки и параметры заготовки и выдает рекомендации по их корректировке. Поставка пресса запланирована в 2009 г., ввод в эксплуатацию – в 2010 г.

Система обработки и визуализации параметров прокатки установлена на проволочном стане фирмы Saarstahl в Burbach (Германия). Проволочный стан включает нагревательную печь, двухниточную черновую и четырехниточную чистовую группы клетей блочного типа, установку охлаждения и сматывающие машины. Сортамент- проволока диаметром 5-15 мм, производительность – 1 млн.т/год. Стан оснащен системой сопровождения прокатываемого материала от заготовки до конечного продукта (рис. 6). Фотодиоды и видеокамеры, расположенные вдоль стана непрерывно собирают информацию о температуре, давлении и расходе воды, скорости прокатки, конечных размерах сечения проволоки, измеряемых лазерной системой, и т.д. Эти данные визуализируются в виде диаграмм, таблиц, предостерегающих символов и отображаются на пультах управления станом в реальном масштабе времени, Для повышения надежности системы и сохранения данных при возможных неполадках все данные дублируются в запасном компьютере.

Рис. 5. Гидравлический ковочный пресс 5000

Известная швейцарская фирма ABB (Asea Brown Boveri Ltd) произвела реконструкцию тра-

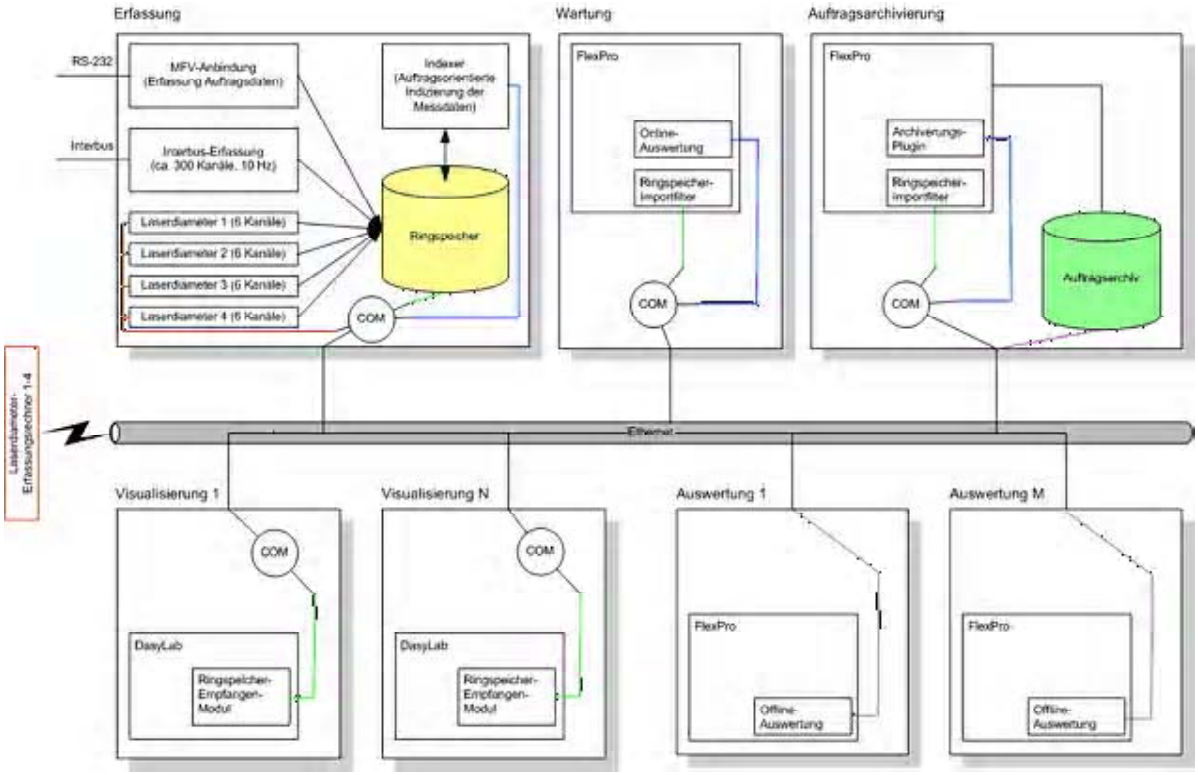


Рис. 6. Система обработки и визуализации параметров прокатки на проволочном стане

вильной линии и 4-хклетевого стана тандем холодной прокатки на предприятии концерна ArcelorMittal в Eisenhüttenstadt (Германия). Цель реконструкции – сократить время цикла «травление-холодная прокатка» и потери металла в обрезь за счет устранения операций смотки рулона после травления и размотки его перед холодной прокаткой и перехода к непрерывному процессу травления и холодной прокатки. Такого рода реконструкция была проведена фирмой ABB ранее на заводе в Liége (Бельгия). Синхронизация процессов травления и прокатки осуществляется за счет движущегося накопителя с *s*-образным движением полосы между вертикальными роликами (рис. 7). В объеме реконструкции были установлены новая система управления приводами и компьютерная система синхронизации обоих процессов.

Рис. 7. Движущийся накопитель между линиями травления и холодной прокатки

Фирма SMS Meer проектирует новый проволочный стан для прокатки качественных сталей для завода концерна ArcelorMittal в Hochfeld производительностью 690 тыс.т/год, в том числе сталей для холодной высадки. Пуск стана намечен на 2010 г. Особенностью стана является FRS – технология.

В объем поставок входит печь с шагающими балками, прокатный стан с приводами, вспомогательное оборудование, адьюстаж с виткоукладчиком и холодильным транспортом витков, а также технология прокатки и охлаждения.

Нагревательная печь производительностью 150 т/час предназначена для нагрева квадратных заготовок со стороной 155 мм. Черновая группа состоит из 4-х клетей типа HL(HousingLess), предчистовая группа – из 14 клетей типа CL (CantiLever) в горизонтальном и вертикальном исполнении, Между чистовой группой, состоящей из шестиклетевого блока и четырехклетевого калибровочного блока FRS (Flexible Reduction and Sizing) в UHD (UltraHeavy Duty) исполнении расположен участок охлаждения витков проволоки и выравнивания ее температуры. Завершает линию участок водяного охлаждения. Концепция стана позволяет вести термомеханическую прокатку проволоки диаметром 5,5-25,0 мм с мелкозернистой структурой для холодной высадки с максимальной скоростью 120 м/с.

Подготовка инженерных кадров

Хотя в этом году специальная секция по этому вопросу не работала, проблема обсуждалась на других секциях и, главным образом, на пленарном заседании. Считается, что немецкой промышленности не хватает около 70 тыс. инженеров. Причем наблюдается тенденция увеличения этого числа ежегодно в среднем еще на 12 тыс. Это вызывает большие проблемы на промышленных предприятиях, т.к. недостаток кадров не позволяет своевременно и качественно обрабатывать заказы и снижает конкурентоспособность предприятий Германии. Финансовые потери от недостатка инженерных кадров оцениваются в 7,2 млрд. евро. Наряду с инженерами наблюдается также нехватка специалистов смежных профессий: математиков, физиков, специалистов по информатике. С учетом этих факторов экономисты оценивают общий хозяйственный ущерб примерно в 20 млрд. евро.

Карл-Ульрих Келлер (Karl-Ulrich Koeller), председатель концерна ThyssenKrupp Steel AG, считает, что причина этой ситуации связана с периодом реструктуризации экономики. В те времена, в период кризиса металлургической промышленности, шел процесс интенсивного снижения числа рабочих мест в отрасли. О подготовке молодых инженерных кадров не проявлялось достаточно заботы. Имидж металлургии как части «старой экономики» отпугивал многих молодых людей. Это является одной из причин того, что сейчас средний возраст инженерных кадров в металлургии (45 лет) существенно выше, чем в других отраслях. Основную ответственность за создавшееся положение несет, по мнению автора, образовательная политика, которая со времени реструктуризации пропагандирует неправильные приоритеты. В то время как правовые, социальные и гуманитарные направления в высшем образовании становились все более востребуемыми, спрос на инженерные специальности снижался. Число студентов технических специальностей снизилось по сравнению с общим числом студентов от 24 до 15 %. В связи с этим обеспечение притока молодых кадров становится центральной темой для обеспечения конкурентоспособности отрасли. Для этого наряду с определенными агитационными мероприятиями предлагается взятие на себя предприятиями оплаты за обучение, назначение стипендий и др. Школам предлагается уделять больше внимание изучению точных наук и преподаванию начальных технических знаний.

Как пример осуществления нового подхода в подготовке инженерных кадров приводят технический университет Clausthal. Сразу после зачисления студентов торжественно приветствуют не только сотрудники университета, но и представители промышленных предприятий, которые рассказывают начинающим студентам об их возможной профессиональной карьере. Летом проводятся специальные мессы, на которых студенты могут вступить в непосредственный контакт с представителями предприятий. На этих мессах особенно хорошо представлены металлургические предприятия. Технические профессии снова становятся привлекательными.

В университете представлено около 30 разных специализаций. К ним относятся «Производство промышленных материалов» и «Материаловедение» с завершением обучения на уровне мастера и «Материаловедение и производство промышленных материалов» с завершением обучения на уровне бакалавра. Clausthal относится к группе университетов ABC, которые пользуются очень большим спросом, особенно в Китае. Эти три буквы являются начальными буквами трех университетов в Аахене, Берлине и Клаустале (Clausthal), обеспечивающих особо высокое качество подготовки. Отличительной чертой университета Clausthal является особенно большое количество студентов- иностранцев – более 1/3. 19 % студентов университета составляют выходцы из Китая. Университет не может жаловаться на низкий спрос. Несмотря на повысившуюся плату за обучение число студентов за последний год выросло с 3100 до 3200 человек. Профессорско-преподавательский состав университета ведет также активную работу в школах с целью популяризации технических специальностей.

Еще осенью 2001 г. был заключен договор о содружестве между «Сталь-центром» в Дюссельдорфе и гимназией Гете. За это время удалось увлечь проблемами металлургии многих школьников. Ответственная за эту работу в «Сталь-центре» Беата Брюнингхауз (Beate Brueninghaus) читает школьникам лекции, организует экскурсии на предприятия. Это особенно важно, поскольку в Дюссельдорфе не так много семей с потомственными металлургическими традициями, которые могли бы сами познакомить своих детей с отраслью. Многие школьники при-

ходят в восторг от знакомства с металлургическими процессами. Если раньше понятие «сталь» ассоциировалось у школьников с грязью и шумом, то теперь им известно, что в отрасли есть условия для работы специалистов разных направлений, в т.ч. юристов, менеджеров, экономистов. Наилучшие шансы предоставляет отрасль, конечно, инженерам. Кооперация между «Сталь-центром» и гимназией является хорошим средством для поиска потенциальных инженеров, которые заинтересовались бы металлургией. Кроме того, раз в год организуется т.н. «Сталь-кампус», где со школьниками встречаются представители целого ряда металлургических предприятий, давая школьникам не только общую информацию об отрасли, но и сведения об особенностях отдельных предприятий, их потребности в кадрах и перспективах профессионального роста своих сотрудников.

В связи с дефицитом кадров разрабатываются также мероприятия по совершенствованию обучения без отрыва от производства, а также повышения квалификации и переквалификации специалистов. Новые предложения касаются прежде всего улучшения связи между обучением и профессиональной деятельностью. Считается, что каждый человек, независимо от возраста, должен иметь шансы повысить свой профессиональный уровень или вообще изменить направление своей деятельности. Новая программа исходит из обеспечения инвестиционного финансирования в объеме 200 млн. евро. Земли должны разработать облегченные требования к поступлению в высшие школы для работающих лиц, как имеющих, так и не имеющих законченное гимназическое образование. Как федерация, так и земли должны учитывать при финансировании высших школ не только направления их научной деятельности и набор студентов на стационарное обучение, но и их участие в программе повышения квалификации лиц, занятых в производстве. Совершенствование системы образования без отрыва от производства не является просто изменением существующей системы, но будет производиться на качественно новой основе. Федерация и земли договорились между собой о создании для этой цели специального постоянно действующего инвестиционного фонда.

Одержано 09.01.2009

© 2009 Д-р техн. наук А. Л. Геллер, д-р техн. наук В. С. Горелик
Дюссельдорф,Германия

РАЗВИТИЕ ОБЩЕСТВА И МЕТАЛЛЫ. СОЕДИНЕННЫЕ ШТАТЫ АМЕРИКИ

Статья Р. Л. Смита [1], обзор которой приводится ниже, является продолжением ряда его статей, освещающих связь добычи и производства металлов с жизнью разных стран. Профессор Р. Л. Смит был президентом Мичиганского технологического университета, председателем Общественной водопроводной компании в Грин-Велли и членом комитета железнодорожной компании LS&I. В последнее время работает профессором в Лехай-Университете.

В мировой истории не все новые территории были открыты и освоены иммигрантами в связи с поиском полезных ископаемых. Первые европейские поселенцы в Северной Америке, высадились с корабля «Мэейфлауэр» в бухте Залива Трески в 1620 г. вблизи нынешнего г. Бостона получили название «Пилигримы». Они и последующие волны иммиграции не были искателями золота. Бежав из Англии от религиозных преследований, Пиллигримы явились основателями 13 английских колоний, впоследствии ставших первыми штатами первого в мире свободного государства. Главным «золотом» в то время была пушнина. В дальнейшем в американских колониях появились небольшие металлургические заводы в Согусе и Велли Фордж и других местах Восточного побережья Соединенных Штатов и в ближайших северных территориях Канады. Один из «отцов-основателей» Соединенных Штатов Бэн Франклин – ученый, дипломат и писатель настоял, чтобы по Парижскому договору 1783 г. северная граница страны проходила через озеро Верхнее, включая остров Ильзе Ройяль, так как там по слухам находились залежи меди. Таким образом, медь, прежде чем ее действительно обнаружили, повлияла на урегулировании межгосударственной границы. [2]. Фробишер, Лэбот и Шамплейн по примеру испанцев занимались поисками минеральных ископаемых, однако неудачи в поисках привели к отставанию в развитии некоторых северных областей Соединенных Штатов на целое столетие от Латинской Америки. Густые леса и тяжелые грунты затрудняли процесс разведки восточной части страны. В связи с этим, до открытия в середине 1800-х гг. медных и железных руд в области озера Верхнее, свинцово-цинковых залежей на границе штатов Миссури, Канзаса и Оклахома и золотых и серебрянных россыпей на Западе, экономика страны была в основном аграрная. Хотя история не знает сослагательного наклонения, можно было бы предположить, что найдись эти минеральные богатства ранее, Соединенные Штаты стали бы, наряду с Англией, центром Индустриальной революции. Однако знаменательно, что и так Соединенные Штаты в своем развитии вышли вперед за очень короткое время.

Незначительные открытия минералов на Западе были сделаны еще в начале XIX столетия, но было еще далеко до «золотой» и «серебряной» лихорадок. Немногие испанские поселенцы Тихоокеанского побережья занимались только пушным промыслом. Жители Соединенных Штатов – исследователи новых земель, торговцы и мормоны

двигались запад от Миссисиппи. Результатом войны с Мексикой в 1848 г. явилось приобретение территорий Калифорнии, Нью Мексико, Невады и Юты. В этом же году Джеймс Маршалл нашел золото в Саттерс Милл, и вызванная этим «золотая лихорадка» утроила сумму, выплаченную Мексике. В течение трех месяцев 1850 года более 4000 шахтеров прибыли в Калифорнию фургонами через горы и прерии или кораблями вокруг мыса Горн. Калифорнийская золотая лихорадка была уникальным явлением в истории Соединенных штатов. Романтизм золотоискательства полностью затмил новости о больших залежах медных и железных руд в районе озера Верхнее.

В работе [3] отмечается, что поиск золота в Калифорнии стал окончательным примером экономической демократии, так как любой человек с незамысловатым снаряжением вроде совка и решета мог участвовать в накоплении богатства. Расширение работ позволило освоить другие золотые и серебряные места в Калифорнии и вскоре на западе появились новые шахтерские города типа Карсон-Сити, Невада. Богатства Комстока из Вирджиния-Сити позволили финансировать прокладку трансатлантического кабеля Джону Маккею. Серебро Комстока стимулировали демонетизации серебряной валюты в нескольких европейских странах [4]. В 1859 г. старатели направились к Пайл-Пику, Криппл-Крику, Сильвертону, Теллуриду и другим городам штата Невада, в результате чего население штата за 15 лет выросло в 10 раз. В Монтане Маркус Вэйл купил район Анаконда за 30 тысяч долларов, что привело к успешной добыче меди и сопутствующих металлов, принесших 3 миллиарда долларов дохода.

Мормонов в штате Юта не интересовала горная промышленность. Некий Бригхем Юнг заявлял, что золото может лишь проложить дорогу в ад [5] и запретил разведку драгоценных металлов, хотя разведка запасов угля и железа проводилась свободно. Однако несмотря на запреты, в 1862 г. в Бингхэм-Каньоне был открыт золотоносный район. Спустя 25 лет в горах были обнаружены залежи низкосотрной меди, но считалось нецелесообразным закладывать шахты при ее содержании 2,4 %. Предложение Ваниэла Джекинга об открытой добыче меди было внедрено в 1903 г. Менее чем за 75 лет в Бингхэм-Каньоне было добыто сырья стоимостью около 2 миллиардов долларов. К югу от г. Солт-Лейк-Сити были обнаружены залежи золота, серебра, свинца и цинка. К концу XIX века началась выплавка железа из руды, добываемой вблизи г. Сидер-Сити. Между окончание гражданской войны и началом 20 столетия американцы занимались разными делами, но все же преобладали вопросы добычи полезных ископаемых. Неудача последовала в районе Кастер, но это компенсировалось разработками районов Ситтиг-Булл и Крези-Хорс, а в 1876 г. разведочные работы в Блэкк-Хилсе, Южная Дакота, привели к добыче полезных ископаемых на миллионы долларов. Богатыми залежами драгоценных металлов обладал также штат Айдахо. Их добыча велась в районах Коэр-Д'Ален, Бойзе-Базин, Ифнкер-Хилл и горах Оуэ. Несмотря на суровый климат юго-запада штата, горные разработки начались ранее, чем в западной его части. Следует отметить, что юго-запад штата был опасен вследствие нападений индейцев, обманутых заключенным договором. Некий Рафаэл Пампэлли, работая в 1860 г. на шахте в Южной Аризоне, чудом избежал смерти от индейцев племени апачи [6]. Однако люди, соблазненные рассказами о забытых испанских шахтах, забывали об опасности и приезжали туда, несмотря на то, что во время гражданской войны регулярные войска были забраны из Аризоны. Несмотря на опасности и климат, шахты приносили доходы, а шахтерские города Бисби, Фджо, Глоб, Моренси, Эренбург, Уиккенбург, Прескотт и Томбстоун стали довольно известными. Они процветают и поныне, благодаря добыче, туризму и торговле. В почти заброшенном городе Джероме Уи.А.Кларк обнаружил в шахте Юнайтед-Верд прославленную медную жилу, превратившую рудник в самый богатый в мире.

Последняя половина XIX века богата строительством небоскребов и созданием всемирно известной компании Кодак-фильм, изобретением швейной машинки и телеграфа, электрической лампочки и телефона, динамомашины и многого другого. Медь стала большим, чем материал для посудомоечной машины, орудий и обшивки судов. Железо, медь, свинец и цинк» Среднего Запада внесли свой вклад в «сплав» с золотом и серебром Запада, что принесло Соединенным Штатам процветание и лидерство в течение почти 150 лет индустриального периода.

Президент А.Линкольн сознавал важность развития добычи полезных ископаемых для сохранения Соединенных Штатов. В день убийства он попросил С.Кольфакса, конгрессмена от штата Невада: «Передайте шахтерам, что я буду поддерживать их интересы по мере своих сил и способностей, потому что их процветание есть процветание нации, и мы докажем через очень короткое время, что мы действительно являемся казначейством мира» [7].

Перечень ссылок

1. Smith R. L. The Impact of Metals on Society / R. L. Smith. – United States. JOM, October, 1999. – P. 40–41.
2. Mutdock A. Boom Copper : [переизд. Roy Drier and Louis Koepel] / A. Mutdock. – Houghton, Michigan, 1964. – 13 p.
3. Rohrdough M. Days of Gold / M. Rohrdough. – Berkeley, California University Press, 1997. – 3 p.
4. Rickard N. A. History of American Mining / N. A. Rickard. – New York, McGraw Hill, 1932/ – 110 p.
5. Ross J. Stones of Destiny / J. Ross. – Houghton, Michigan Technical University Press, 1974. – 200 p.
6. Pumpelly R. Reminiscences / R. Pumpelly. – New York, Henry Holt & Co, 1918. – 226 p.
7. Paul W. Mining Love / W. Paul. – Portland, Oregon, Morris Printing Co, 1970. – 597 p.

Одержано 22.12.2008

© 2009 Д-р техн. наук Б. Б. Винокур
Филадельфия, США

ПИТАННЯ ЕКОДИЗАЙНУ В ХУДОЖНЬО-ЕСТЕТИЧНОМУ ВИХОВАННІ СТУДЕНТІВ МАШИНОБУДІВНИХ ТА МЕТАЛУРГІЙНИХ СПЕЦІАЛЬНОСТЕЙ

Ідея авторської Програми гуртка екодизайну з'явилася в рамках знайомства авторів з діяльністю Міжнародного екологічного руху «Clean Up the World» – «Робимо Чистим Світ» та його підрозділу «Чиста Україна – чиста Земля».

Програма гуртка екодизайну передбачає створення студентами-дизайнерами корисних саморобок з підручного матеріалу, тобто використання в якості сировини речей, що зазвичай підлягають утилізації. На відміну від існуючих програм для гуртків дизайну, акцент робиться на виховання в студентів здатності саме до утилітарного пізнання світу з подальшим його перетворенням. Переробляючи, використовуючи в новій якості старі речі та предмети, студенти водночас навчаються дбайливому ставленню до навколишнього середовища, протистоять забрудненню своєї оселі, подвір'я, міста. Зробити корисну та красиву річ зі сміття – це прояв неабиякої майстерності, фантазії та художнього смаку. Зараз нікого вже не дивує вираз «смітниковий дизайн».

Мета Програми гуртка екодизайну: навчити студентів-дизайнерів вести дослідження доступних їм задач, розвинути уяву та мислення, здатність організовувати та планувати свою роботу, оцінювати її результати, втілювати їх в життя, представляти та захищати їх. При цьому натиск робиться не на «ранню професіоналізацію», а на використання потенціалу дизайну для всебічного розвитку студентів-дизайнерів.

Програма гуртка екодизайну має не тільки навчальне, а й виховне та розвиваюче значення, як того вимагає «Національна доктрина розвитку освіти України в XXI сторіччі». Програму укладають 3 предметні блоки. Перший – «Образотворча грамота» – спрямовано на вивчення основ графіки, живопису, дизайнерської композиції як засобів вираження проектної ідеї. Другий – «Матеріалознавство» – базується на знайомстві з властивостями різних матеріалів та застосуванні їхніх прикладних можливостей на практиці. Третій – це «Проектування», де знання закономірностей формотворення в природному та штучному середовищі вживається при реалізації власних дизайн-розробок.

30 % навчальних годин відведено в Програмі на теоретичні заняття, а 70 % – на практичні. Завдання у гуртку екодизайну полягає не в тому, щоб всі студенти оволоділи елементами проектування, але у вихованні у кожного гуртківця розумного ставлення до світу природи і штучного середовища, вміння самотужки ставити та вирішувати питання, чого так бракує в наш час.

Орієнтовний тематичний план

№ п/п	Розділи програми	Рівень класифікації, розподіл годин		
		Початковий рівень (1 рік)	Початковий рівень (2 рік)	Основний рівень
	Вступне заняття	2	3	6
1	Образотворча грамота	60	90	90
2	Матеріалознавство	58	70	57
3	Проектування	20	50	60
	Екскурсії	12	12	12
	Конкурси, виставки	6	12	12
	Підведення підсумків	2	3	3
	Всього:	160	240	240

Екологія – наука про живих істот і те, як вони співіснують із своїм оточенням. Інтенсивна діяльність людства по створенню комфортних умов існування вже призвела до порушення екологічних зв'язків, вичерпання природних ресурсів, забруднення навколишнього середовища.

Сьогодні важлива роль у перетворенні штучного оточення людини належить дизайну. Дизайн – це художня діяльність, що пов'язана з організацією предметного довкілля на засадах краси та доцільності. **Екодизайн – сучасний напрямок у дизайні, націлений на вторинну переробку вже використаних продуктів дизайну** (сформульовано співавторами Програми). Зараз дизайнер повинен не тільки проектувати самі вироби, але й забезпечувати зв'язки між ними, аналізуючи не лише споживчі функції виробу, знакову, декоративну, естетичну, а й утилізаційну функцію. Дизайнер може передбачати цикл існування виробу: виробництво – споживання – переробка. Отже в кожному виробі повинна бути запрограмована його доля як майбутньої сировини для виготовлення нового виробу. Замкнений цикл – так само, як в природі.

Метою навчання за Програмою гуртка екодизайну є не просте оволодіння елементами проектування, а визволення схованих в людини можливостей, сила яких у звичайних умовах залишається незадіяною. При цьому студент легко і природно соціалізується, засвоює принципи добра, людяності, розумного ставлення до світу природи та навколишнього штучного середовища. Водночас він вчиться дуже дефіцитному в нашому світі вмінню самотужки ставити та вирішувати проблеми.

Програма гуртка екодизайну є дуже гнучкою, що дозволяє використання керівниками елементів з різних навчальних посібників (див. додаток «Література»), методик, журналів. Стержневими залишаються три позначені блоки: «Образотворча грамота», «Матеріалознавство» та «Проектування». Блок «Образотворча грамота» має ознаки саме дизайнерської композиції, оскільки вона розрізняється з композицією станковою. Виділення теми «Матеріалознавство» в окремий блок пов'язано із специфікою Програми гуртка екодизайну: потребує доброго знання властивості та можливості матеріалу, який обрано в переробку, а також про його взаємодію з іншими матеріалами. Таке відокремлення предмету «Матеріалознавство» в самостійний розділ є безперечним нововведенням даної Програми. Для ретельного дослідження обрано такі доступні підручні матеріали, як папір, картон, тканина, пінопласт, поліетилен, дріт, пластик, гіпс. У практичній діяльності студентів передбачено поступовий перехід від порівняно простих вправ з цими матеріалами до більш складних їхніх поєднань. Наявність матеріалів, що підлягають утилізації, забезпечують керівник гуртка, студенти та їхні батьки. Це дуже легка справа, оскільки речі, які давно вийшли з вжитку, є у кожній родині та постійно прибувають з ростом добробуту сім'ї (наприклад, обгортки та упаковка).

Усі відомі програми з викладання основ дизайну для студентів є повторенням програми вищої школи. Автори пропонують власну методику, яка є більш адаптованою саме для студентів-дизайнерів.

Увага: світ стоїть на порозі екологічної катастрофи! Сміттєсховища вже не в змозі вирішити проблему засмічення міст та населених пунктів. Щоб очистити навколишнє середовище, потрібні гроші. Частину їх ми вносимо, коли платимо податки. Прибирання сміття також дорого коштує. Наприклад, у Нью-Йорку треба заплатити сорок центів за те, щоб прибрати одну пляшку з узбіччя дороги.

Забруднення повітря, землі, води коштує нам надто дорого. Але ми повинні очистити нашу землю. Сміття не існує – все можна переробити або утилізувати. Частково цьому сприятиме діяльність гуртка екодизайну. Майбутнє – за екодизайном!

Автори будуть вдячні за відгуки, зауваження і пропозиції з приводу цієї Програми від зацікавлених осіб.
E-mail: demid@zntu.edu.ua

Перелік посилань

1. Сидоренко В. Ф. Пути перестройки образования / В. Ф. Сидоренко. – М. : «Техническая эстетика», 1990. – № 1.
2. Устинов А. Дизайн в японской школе / А. Устинов. – М. : «Техническая эстетика», 1988. – № 6.
3. Харьковская школа дизайна / Опыт подготовки дизайнеров. – М. : ВНИИТЭ, 1992.
4. Холмянский Л. М. Дизайн : книга для учащихся / Л. М. Холмянский, А. С. Щипанов. – М. : «Просвещение», 1985.
5. Энн де Форест Американские школы дизайна / Энн де Форест ; [подготовлено Отделом выставок Информационного агентства США]. – «Дизайн США», 1989.

Одержано 11.03.2009

© 2009 О. І. Демиденко, Л. М. Поддубко
Національний технічний університет, м. Запоріжжя

ГОЛОВНИЙ ТЕРМІНОЛОГІЧНИЙ СТАНДАРТ

Викладачі, науковці, готуючи лекції, підручники, монографії та інші наукові роботи, дуже часто неуважно ставляться до використання української науково-технічної термінології. У кожного стосовно конкретних випадків є своя думка, якої він дотримується. Здебільшого для обґрунтування такого стану речей посилаються на відсутність відповідних українських термінів. Насправді це не так. Майже з усіх галузей науки і техніки існують термінологічні стандарти. А стандарт – це закон, який треба виконувати. Тим більше, що на сьогодні науковий текст, підручник для студентів, аспірантів, молодих науковців служить не лише джерелом нових знань за своєю спеціальністю, а й засобом засвоєння української термінології.

Серед термінологічних стандартів засадничу роль відіграє ДСТУ 3966-2000 «Термінологія. Засади і правила розробляння стандартів на терміни та визначення понять» [1]. Він містить вимоги щодо впорядкування та унормування вживання дієслів, віддієслівних іменників та дієприкметників відповідно до структури української мови. З цим стандартом має ознайомитися кожен, хто створює будь-які наукові або технічні тексти українською мовою. Роз'ясненню змісту цього стандарту й присвячена ця стаття.

Головна думка ДСТУ 3966-2000 полягає у тому, що необхідно розмежовувати терміни, які означають *дію, подію* і *наслідок* (результат, об'єкт дії).

У російській мові всі ці поняття позначаються одним словом (напр.., *обработка, исследование, деформация*). Українська мова, на відміну від російської, здатна дієсловом або віддієслівним іменником завжди чітко їх розрізняти. Проте навіть люди, які добре володіють українською мовою, часто не відчувають різниці між іменниками, які означають дію і подію. Це пов'язане з тим, що дієслова доконаного і недоконаного виду, які позначають назви дії та події, розрізняються легко, а іменники, в основному скальковані з російської мови (напр., *обробка, дослідження, деформація*), здебільшого позначають дію і подію однаково. Багаторічна російськомовна практика, а також той факт, що у багатьох науковців зберігається російськомовний спосіб думання, призвели до того, що українські віддієслівні іменники дуже часто утворюються як відповідники аналогічним російським.

Щоб розібратися в проблемі та подолати це непорозуміння, треба чітко зрозуміти, що ж таке власне дія, подія і наслідок.

За «Словарем украинского языка» Б. Грінченка [2] *дія* – це «действие, деяние (активное)»; *подія* – «событие, поступок»; *наслідок* – «следствие, последствие». За «Великим тлумачним словником» [3] *дія* – це «вияв якоїсь діяльності; функціонування»; *подія* – «те, що трапилося, випадок; важливе явище»; *наслідок* – «кінцевий продукт, підсумок, що завершує собою що-небудь». За «Тлумачним словником» П.Таланчука [4] *дія* – «змінювання значин деяких характеристик стану учасника дії», а *подія* – «факт пройдення певного етапу (моменту) в перебігу дії, характеризованого певними значинами характеристик стану учасника дії». Тобто, узагальнюючи, можна сказати, що *дія* – це те, що відбувалося, відбувається чи відбуватиметься, а *подія* – те, що вже відбулося чи відбудеться (здійсниться)у точно окреслений момент.

Тому ДСТУ 3966-2000 рекомендує **дію** позначати віддієслівним іменником з суфіксом **-ння** (**-ття**), утвореним від дієслів недоконаного виду, а **подію** – віддієслівним іменником з суфіксом **-ння** (**-ття**), утвореним від дієслів доконаного виду. **Наслідок** (результат, об'єкт) згідно з чинним термінологічним стандартом позначається однокореневими іменниками з іншими суфіксами або без них. Наприклад, російському терміну *деление* відповідають три терміни: *ділення* (дія), *поділення* (подія) і *поділ* (наслідок, стан); терміну *проверка – перевіряння* (дія), *перевірення* (подія) і *перевірка* (наслідок).

Науково-технічна комісія з питань термінології Держспоживстандарту України рекомендує з віддієслівними іменниками, що означають **дію**, сполучати слова: *тривалість, засоби, метод, правила, технологія, процедура, порядок* і т.п. Наприклад: *тривалість передавання, процедура затверджування, засоби виконування, технологія складання* та ін. Зі словами, що означають **подію**, вона рекомендує сполучати слова: *мить, момент, акт, дата, звіт, свідоцтво* і т.п. Наприклад: *мить передання, дата затвердження, момент розв'язання, акт* (про) *прийняття* та ін.

Досить поширеною помилкою є використання для позначення українських термінів, що означають дію, іменників з суфіксом **-к-** аналогічно з відповідними російськими термінами: *обробка, розробка, блокіровка*. Згідно з ДСТУ 3699-2000 для позначення дії, події або наслідку у цих випадках треба використовувати три різні терміни: *обробляння, оброблення, обробіток; розробляння, розроблення, розробка; блокування, заблокування, заблокування*.

У багатьох випадках для означення дії використовують аналоги російських термінів, які закінчуються на **-ция** (*деформация*, *модификация, классификация*). Такі українські терміни (*деформація, модифікація, класифікація)* означають лише наслідок (об'єкт або стан) дії. Термін для означення власне дії у такому випадку утворюється, як уже згадувалося, за допомогою суфікса **-ння** від дієслів недоконаного виду: *деформування, модифікування, класифікування*. Для утворення іменників, які означають подію, яка вже відбулася, використовують, як правило, префікси: *здеформування, змодифікування, розкласифікування*.

Низка російських термінів походять від дієслів, які мають корінь іншомовного походження та суфікс **-ир-** (*азотирование, цианирование, модернизирование, редактирование*). Відповідні українські терміни, які означають відповідний процес, утворюються від тієї чи іншої спільної основи (*азот-, ціан-* та ін..) за допомогою суфіксів **-ува-** (**-юва-**) та закінчення **-ння** (*азотування, ціанування* та ін.).

Від цих термінів нерідко важко або неможливо утворити стислий однокореневий термін, який означав би наслідок (результат) відповідної дії. У таких випадках пропонується наслідок дії (наприклад, операцій хіміко-термічного обробляння) передавати словосполукою типу: *результат* (ефект, рівень, ступінь і т.п.) відповідної *дії* [5]. Перше слово словосполуки обирається залежно від контексту речення. Наприклад: *результат алітування, глибина ціанування*.

Термінолгічний стандарт ДСТУ 3699-2000 рекомендує віддавати перевагу термінам українського походження перед запозиченими. У разі доцільності для означення назви процесу треба від іншомовного слова утворити українське дієслово недоконаного виду, а далі від нього – необхідний іменник. Не можна на означення дії стандартизувати іншомовні іменники, які закінчуються на **-інґ**, **-мент** та ін., оскільки вони не даватимуть змоги розрізнювати поняття дії та події. Такими іменниками можна позначати інші поняття: наслідки дії, об'єкти, суб'єкти тощо: *слябінґ, асортимент, менеджмент*.

У додатках Держспоживстандарту України до ДСТУ 3966-2000 звертається увага на випадки невластивого використання слів, словосполук, частин мови, яких треба уникати.

Так, прийменник **при** можна використовувати лише тоді, коли він означає розташованість об'єкту поряд з іншим або які-небудь поняття у переносному значенні. Наприклад: *заклад **при** установі.* В інших випадках вживають різні допоміжні мовні засоби:*за наявністю, у разі, під час, внаслідок* та ін.

У технічних текстах часто доводиться мати справу з поняттям приблизної величини чого-небудь. Нерідко російський термін *около* у таких випадках перекладають як *біля.* Проте прийменник *біля* використовується для означення розташування об'єкту неподалік від іншого. Для кількісної характеристики треба використовувати прислівник *близько*.

Крім того, можна навести цілу низку слів, словосполук, яких термінологічні стандарти рекомендують уникати, оскільки вони фактично є кальками з російських:

являє собою, представляє собою	- становить;
розповсюджений	- поширений;
найбільш поширений	- найпоширеніший;
більш якісний	- якісніший;
у відношенні до	- стосовно до;
в якості (когось, чогось)	- як (хтось, щось);
приймати до уваги	- брати до відома;
переслідувати ціль	- мати на меті, ставити собі за мету;
вирішувати питання	- розв'язувати проблему;
суттєва ознака	- істотна ознака;
робота основана на	- робота ґрунтується на;
співставляти	- зіставляти, порівнювати;
діючий документ	- чинний документ.

Таким чином, термінологічний стандарт ДСТУ 3699-2000 узагальнює досвід термінологічної роботи в Україні та за її межами. За ним має бути останнє слово в унормуванні та правильному використанні української науково-технічної термінології. Переважній більшості нашої технічної інтелігенції треба не просто підставляти українські слова в російськомовні думки, а намагатися думати українською мовою. Критерієм правильності терміну повинна бути його відповідність структурі та внутрішнім законам української мови.

Перелік посилань

1. Термінологія. Засади і правила розробляння стандартів на терміни та визначення понять : ДСТУ 3966-2000. – [Чинний від 2001-01-01]. – К. : Держстандарт України, 2000. – 365 с. – (Національний стандарт України).
2. Словарь украинского язика. Т. 1, 2 : [Упор. Б. Грінченко]. – К. : Довіра-УНВЦ «Рідна мова», 1997.
3. Великий тлумачний словник сучасної української мови / [Гол. ред. В. Г. Бусел]. – К. : ВТФ «Перун», 2005. – 1728 с.
4. Таланчук П. Норми української науково-технічної мови : Тлумачний словник з видавничо-поліграфічної та наукової справи / П. Таланчук. – К. : Ун-т «Україна», 2006. – 664 с.
5. Коваль А. Про оптимізацію термінів у галузі термічного оброблення : Збірник наукових праць / А. Коваль, В. Плескач // Проблеми української термінології. – Львів : «Ліга-Прес», 2004. – С. 140–141.

© 2009 Канд. техн. наук В. М. Плескач

Національный технический 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;
- прогнозні 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, ресурсоощадності. 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 грунті яких робляться висновки і рекомендації, вводять окремий розділ дискусійного характеру.

Виклад матеріалу повинен бути ясним 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 №1/2009

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 05.06.2009. Формат 60×84/8. Ум. др. арк. 20.
Тираж 300 прим. Зам. № 994.
69063, м. Запоріжжя, ЗНТУ, друкарня, вул. Жуковського, 64