

Запорізький національний технічний університет

НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ 1'2007

НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ

ВИХОДИТЬ ДВІЧІ НА РІК

Зареєстрований 29 січня 2003 року Державним комітетом інформаційної політики,
телебачення та радіомовлення України.

Свідоцтво – серія KB № 6906.

Засновник та видавець: Запорізький національний технічний університет

Запоріжжя, ЗНТУ
2007

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, проф. С. Б. Беліков (ЗНТУ), Україна

Заступники гол. редактора:

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

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

Члени редколегії:

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

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

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

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

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

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

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

д-р техн. наук, проф. К. Шиква (Франція)

д-р техн. наук, проф. В. О. Богуслаєв

(“Мотор Січ”), Україна

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

д-р техн. наук, проф. Б. Б. Винокур (США)

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

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

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

д-р техн. наук, проф. О. С. Комаров (Беларусь)

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

д-р техн. наук, проф. Ж. Прадо (Франція)

д-р техн. наук, проф. Я. Кундрак (Угорщина)

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

д-р техн. наук, проф. Х. Тубілевич (Польща)

д-р техн. наук, проф. Я. Гловня (Польща)

д-р техн. наук, проф. А. Федоришин (Польща)

д-р техн. наук, проф. Р. Поркар (Франція)

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

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

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

д-р техн. наук, проф. Ю. Ф. Терновой

(УкрНДІспецсталь), Україна

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

Редакційно-видавнича рада:

С. Б. Беліков, В. Ю. Ольшанецький, Ю. М. Внуков, К. С. Бондарчук, Н. М. Кобзар, В. К. Єршова, Н. О. Савчук, Т. О. Сокол, 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.

Адреса редакції: 69063, Запоріжжя, вул. Жуковського, 64, тел.: (061) 764 - 25 - 06, 764 - 21 - 41.

Рекомендовано до видання вченою радою Запорізького національного технічного університету, протокол № 10 від 29 травня 2007 року.

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

Комп'ютерний дизайн та верстка

Н. О. Савчук

Коректори: Н. М. Кобзар, В. К. Єршова, К. С. Бондарчук, Я. О. Мамоєко

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, проф. С. Б. Беликов (ЗНТУ), Украина

Заместители главного редактора:

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

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

Члены редколлегии:

д-р техн. наук, проф. А. Д. Коваль (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук, проф. В. В. Лунев (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук, проф. И. П. Волчок (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук, проф. В. С. Попов (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук, проф. Б. П. Серета (ЗГИА), Украина
д-р техн. наук, проф. В. Ф. Терентьев (МГТУ), Россия
д-р техн. наук, проф. С. Т. Милейко (ИФТТ), Россия
д-р техн. наук, проф. К. Шиква, (Франция)
д-р техн. наук, проф. В. А. Богуслаев
("Мотор Сич"), Украина
д-р техн. наук, проф. В. В. Аверин (ИММ), Россия
д-р техн. наук, проф. Б. Б. Винокур (США)
д-р техн. наук, проф. А. Л. Геллер (Германия)
д-р техн. наук, проф. В. И. Мазур, (НМетАУ), Украина
д-р физ.-мат. наук, проф. С. В. Лоскутов (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук, проф. О. С. Комаров (Беларусь)
д-р физ.-мат. наук, проф. Ж. Бюлябуа (Германия)
д-р техн. наук, проф. Ж. Прадо (Франция)
д-р техн. наук, проф. Я. Кундрак (Венгрия)
д-р физ.-мат. наук, проф. В. И. Пожув (ЗГИА), Украина
д-р техн. наук, проф. Х. Тубилевич (Польша)
д-р техн. наук, проф. Я. Гловня (Польша)
д-р техн. наук, проф. А. Федоришин (Польша)
д-р техн. наук, проф. Р. Поркар (Франция)
д-р техн. наук, проф. М. И. Гасик (НМетАУ), Украина
д-р техн. наук, проф. Э. И. Цивирко (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук, проф. А.Ш. Асатурян (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук, проф. Ю. Ф. Терновой
(УкрНИИИспецсталь), Украина
д-р техн. наук, проф. Л. И. Ивченко (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, Т. А. Сокол, 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.

Адрес редакции: 69063, Запорожье, ул. Жуковского, 64, тел.: (061) 764 - 25 - 06, 764 - 21 - 41.

Рекомендовано к изданию ученым советом Запорожского национального технического университета, протокол № 10 от 29 мая 2007 года.

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

Компьютерный дизайн и верстка Н. А. Савчук

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

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 – A4 (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 подають 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 нумерують та підписують унизу. Якщо ілюстрації вставлено у документ Word, подаються окремі файли з ними. Мінімальний розмір фотографій 6×5 см.

ВИКОНАННЯ ІЛЮСТРАЦІЙ РЕДАКТОРОМ

MICROSOFT WORD (А ТАКОЖ ІНШИМИ РЕДАКТОРАМИ)

ТА ВСТАВКА ЇХ БЕЗПОСЕРЕДНЬО В ТЕКСТ СТАТТІ НЕ ДОЗВОЛЯЄТЬСЯ.

Таблиці

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

Формули

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

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

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

Перелік посилань

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

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

До редакції журналу слід подати:

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

СТАТТІ, ЯКІ НЕ ВІДПОВІДАЮТЬ ВКАЗАНИМ

ВИМОГАМ, НЕ РОЗГЛЯДАЮТЬСЯ.

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

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

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

ЗМІСТ

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

<i>Ольшанецкий В.Е.</i> О МИГРАЦИИ МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ ОБЩЕГО ТИПА 3. Теоретическое обоснование приближенных разновидностей логарифмического закона роста зерен и особые случаи миграции межзеренных границ	8
<i>Глотка О.А., Коваль А.Д., Степанова Л.П.</i> ДОСЛІДЖЕННЯ ВАЖКОТОПКОГО БРУХТУ, ЩО МІСТИТЬ ВОЛЬФРАМ	17
<i>Беженов С.А., Соболевская Т.Д.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ	20
<i>Овчинников А.В., Павленко Д.В., Качан А.Я., Шевченко В.Г.</i> ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТЗ-1	27
<i>Терентьев В.Ф.</i> О ПРЕДЕЛЕ ВЫНОСЛИВОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	32
<i>Максимов А.Б.</i> ОСОБЕННОСТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ УПРУГИХ ВОЛН В КОМПОЗИТНЫХ СТАЛЯХ	39
<i>Ковалёв А.М., Григорьев С.М.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИЧЕСКИХ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ВОДОРОДНОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ ОКАЛИНЫ ПРЕЦИЗИОННЫХ СПЛАВОВ 29НК И 79НМ	43
<i>Нетребко В.В.</i> ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЖАРОСТОЙКОЙ СТАЛИ 35Х20Н14С2	45
<i>Мазур А.В., Бондарев С.В.</i> О ФАЗОВОМ СОСТАВЕ СПЛАВА Al-21,5 масс.% Si ПРИ 610 °С	49

II КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

<i>Александров А.Г., Савонов Ю.Н.</i> ВЛИЯНИЕ ИТТРИЯ НА ОСОБЕННОСТИ КОРРОЗИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ ШВОВ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ В ЩЕЛОЧНЫХ СРЕДАХ (ОБЗОР)	53
<i>Косинский В.В.</i> НЕЛИНЕЙНЫЕ ЗАКОНЫ ДАРСИ И КРИТЕРИЙ РЕЙНОЛЬДСА ПРИ ТЕЧЕНИИ СЖИМАЕМЫХ ЖИДКОСТЕЙ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ В ПОРИСТЫХ ТЕЛАХ	60
<i>Попов С.Н., Антонюк Д.А.</i> ОПТИМИЗАЦИЯ СРОКА СЛУЖБЫ РЕЗЦОВ ДОРОЖНОЙ ФРЕЗЫ НА ОСНОВЕ ТЕХНОЛОГИЙ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ И ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОЙ НАПЛАВКИ	69

III ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

<i>Жигуц Ю.Ю.</i> ТЕРМІТНЕ ЗВАРЮВАННЯ ВИСОКОМАРГАНЦЕВИХ СТАЛЕЙ	78
<i>Кудін В.Т., Сажнев В.М., Кудін В.В.</i> ВПЛИВ КОНЦЕНТРАЦІЇ НАПРУЖЕНЬ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВІДЛИВКІВ ІЗ ВИСОКОМАРГАНЦЕВОЇ СТАЛІ	82
<i>Фильченков А.С., Грицай В.П., Иванов Г.В.</i> ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ГАЗОНАСЫЩЕННОСТЬ И ОБРАЗОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ ВСПУЧИВАНИЯ ПЕРЕПЛАВА БАББИТА БК2	85
<i>Носенко М.І., Павлов В.О., Ляшенко О.П.</i> ОТРИМАННЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ ТИТАНОВИХ МАТЕРІАЛІВ ПРИ ГАРЯЧОМУ ШТАМПУВАННІ ...	89
<i>Федьков А.В., Федьков В.А., Минакова В.И.</i> ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА СТАЛИ ДЛЯ ЛИТЫХ ДЕТАЛЕЙ ГОРНОМЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ	93
<i>Вишняков Л.Р., Грудіна Т.В., Горобинська В.Д., Яременко О.П.</i> СВИНЦЕВОМІСТКЕ СКЛОВОЛОКНО ДЛЯ РАДІАЦІЙНОЗАХИСНИХ КОМПОЗИТІВ	97

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

<i>Зиновкин В.В., Карпенко В.В.</i> РЕГРЕССИОННО-ВЕРОЯТНОСТНАЯ МОДЕЛЬ ВЗАИМОСВЯЗИ ПАРАМЕТРОВ ТОКОВ РЕЗКОПЕРЕМЕННОЙ НАГРУЗКИ ЭЛЕКТРОТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО КОМПЛЕКСА	101
<i>Воденников С.А., Скачков В.А., Воденникова О.С., Бережная О.Р.</i> К ВОПРОСУ МАТЕМАТИЧЕСКОГО ОПИСАНИЯ МАССОПЕРЕНОСА МАТЕРИАЛА ПОКРЫТИЯ ПРИ ЭЛЕКТРОЛИЗЕ ИОННЫХ РАСПЛАВОВ	106
<i>Яковлев А.Ю., Громовой Г.П., Волчок И.П.</i> АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ИЗЛОЖНИЦЫ ДЛЯ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ЛИТЬЯ МЕДНЫХ СПЛАВОВ	109
<i>Голтвяниця В.С., Бялік Г.А., Цивірко Е.І., Голтвяниця С.К.</i> МЕТОД КІЛЬКІСНОЇ ОЦІНКИ СТРУКТУРИ ЗЛАМІВ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ	116
<i>Гавриш П.А., Добронос Ю.К.</i> РАСЧЕТ ЭНЕРГОСИЛОВЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРОКАТКИ СВАРНОГО ШВА МЕДИ СО СТАЛЬЮ ...	121
<i>Шаповалова О.М., Бабенко Е.П.</i> НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ МНОГОМЕРНОЙ СВЯЗИ ТВЕРДОСТИ С ХИМИЧЕСКИМ СОСТАВОМ ПРОМЫШЛЕННЫХ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИХ ТИТАНОВЫХ ПОРОШКОВ	126
<i>Ольшанецкий В. Е., Кононенко Ю.И.</i> ОБ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЛИНЕЙНОГО ПЛАНИРОВАНИЯ МНОГОФАКТОРНЫХ ЭКСПЕРИМЕНТОВ	131

V МЕХАНІЗАЦІЯ, АВТОМАТИЗАЦІЯ ТА РОБОТИЗАЦІЯ

<i>Бабушкін Г.Ф., Омельченко О.Д., Стрелко О.Г.</i> ВИБІР ВИДУ ПРОМИСЛОВОГО ТРАНСПОРТУ	134
---	-----

Обдул В.Д., Обдул Д.В., Широкобоков В.В. КРИВОШИПНО-ШАТУННИЙ МЕХАНІЗМ, У ЯКОМУ ВІДНОШЕННЯ РАДІУСА КРИВОШИПА ДО ДОВЖИНИ ШАТУНА ДОРІВНЮЄ ОДИНИЦІ	140
--	-----

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

Остапенко В.В., Бялик Г.А, Григорьев С.М. ЭКОЛОГИЧЕСКИ ЭФФЕКТИВНЫЙ КАПИТАЛО- И РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЙ МЕТОД ИСПЫТАНИЯ И ОЦЕНКИ МАКРОСТРУКТУРЫ	143
---	-----

Шмырко В.И., Лавренко А.С., Дудник Г.И. К ВОПРОСУ О ПРОГНОЗИРОВАНИИ ДОЛГОВЕЧНОСТИ БЕЗОПАСНОЙ РАБОТЫ ЛОПАТОК ГАЗОВЫХ ТУРБИН В СУЛЬФИДНО-ОКИСНОЙ СРЕДЕ	145
--	-----

Минакова В.И., Федьков В.А., Федьков Г.А. ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА СВОЙСТВА СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ	147
---	-----

Плескач В.М. ДО ВИХОДУ “ТЕРМІНОЛОГІЧНОГО СЛОВНИКА “МЕТАЛИ”	149
---	-----

Винокур Б.Б. КОНФЕРЕНЦИЯ И ВЫСТАВКА “МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕХНОЛОГИЯ 2007 MS&T’07”	152
---	-----

I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 669.24:620.183

Д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий

Национальный технический университет, г. Запорожье

О МИГРАЦИИ МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ ОБЩЕГО ТИПА

3. Теоретическое обоснование приближенных разновидностей логарифмического закона роста зерен и особые случаи миграции межзеренных границ

Рассматриваются теоретические подходы к обоснованию экспоненциальных разновидностей общего логарифмического закона роста зерен, а также ряд особых случаев роста зерен, включающий “обратный” рост, рост зерен в условиях противодействия со стороны неподвижных и подвижных включений второй фазы и рост зерен с изолированными граничными контурами.

1 Теоретическое обоснование приближенного экспоненциального роста крупных изомерных зерен

В работах [1, 2, 3] были приведены экспериментальные результаты по исследованию роста зерен в высокочистых никеле и железе, а также чистых (относительно посторонних примесей) микролегированных системах, полученных на основе этих металлов. Построение зависимостей изменения приведенного (статистически усредненного) размера зерна от времени в полулогарифмических координатах показало, что, начиная с некоторого временного момента, логарифмы приведенных размеров, установленных с помощью экспериментальных оценок удельных поверхностей межзеренных границ, хорошо укладываются на прямые линии [1]. Такой момент всегда наступал, когда растущее зерно достигало достаточно большого размера. В этом случае рост крупного зерна гомогенной металлической системы во времени может быть описан с помощью следующей аппроксимирующей реальный физический процесс аналитической функции 1]

$$a \cong a_0 \exp(kt), \quad (1)$$

где a – текущий приведенный размер зерна, равный половине его среднего “диаметра”, a_0 – начальный приведенный размер, равный половине среднего значения, определенного аналитичным способом “диаметра”; k – некоторая положительная константа (“крутизна” экспоненты), физический смысл которой будет понятен из изложенного ниже; τ – время. Поскольку, как показал эксперимент, все зависимости вида

$\ln a = \ln a_0 + k\tau$ (т.е. прямые линии в системе $\ln a - \tau$) имели крайне незначительный по отношению к оси τ наклон (из-за чрезвычайно медленного роста изомерных крупных зерен), показатель $k\tau$ в экспоненциальном выражении (1) является очень малым ($k\tau \ll 1$).

Тогда выражение (1) можно разложить в степенной ряд и ограничиться лишь его линейным членом

$$a^2 - a_0^2 \cong 2a_0^2 k\tau. \quad (2a)$$

Для удобства сравнения результата разложения с другими, используемыми в литературе уравнениями роста, обе части выражения (1) предварительно были возведены в квадрат.

Для выяснения физической сущности коэффициента k применим прием “конструирования” функции [4], который основан на вычленении линейных эффектов различных по степени приближения к точному закону функций, описывающих один и тот же физический процесс (если различие в виде функций связано лишь с эффектами второго и более высоких порядков малости, то линейные эффекты не должны заметно отличаться друг от друга). После сравнения уравнения роста (2a) с аналогичным и хорошо известным параболическим уравнением, которое в соответствии с принятой здесь смысловой интерпретацией размера зерна приобретает вид

$$a^2 - a_0^2 = 2m\gamma\tau, \quad (2б)$$

обнаруживаем, что их правые части как раз и представляют собой интересующие нас, тождественно рав-

ные (по смыслу) линейные эффекты. Используя их равенство, получим для “крутизны” экспоненты иско-мое соотношение

$$k = m\gamma / a_0^2. \quad (3)$$

Теперь уравнение (1) преобразуется в следующее вполне законченное по форме (и ясное по своей физи-ческой сущности) экспоненциальное выражение:

$$a \equiv a_0 \exp\left(\frac{m\gamma\tau}{a_0^2}\right). \quad (4)$$

Закон роста в форме (4) также относится к катего-рии приближенных функций. И не только потому, что для его получения был использован метод математи-ческой аппроксимации экспериментальных данных. Приближенность этого закона прежде всего опреде-

ляется тем, что для него $\frac{d^2a}{d\tau^2} > 0$, а не наоборот (т.е. меньше нуля), так как процесс роста зерен является по характеру затухающим.

Однако это обстоятельство отнюдь не умаляет прак-тическую значимость уравнения (4), особенно в пла-не его использования при совершенствовании мето-дик определения некоторых важных характеристик, связанных с ростом зерен (например энергии активаци-и этого процесса).

Покажем, что это по существу “сконструированное” уравнение, имеющее хорошее экспериментальное обо-снование, может быть легко получено в своей конеч-ной форме с помощью уже имеющейся модификации решения дифференциального уравнения роста ячеек-тетрагонов двумерной структурной модели (с поправкой на трехмерный вариант), содержащей еще и определенный вид топологических дефектов [1]

$$\left(\frac{r}{r_0}\right)^2 - 2\left(\frac{r}{r_0} - 1\right) = \exp\left[\frac{2m\gamma\tau}{r_0^2} - 2\left(\frac{r}{r_0} - 1\right)\right], \quad (5)$$

и рассмотрим настолько узкий интервал изменения r (в случае очень крупного зерна время прохождения это-го интервала радиусом r будет весьма заметным), что отношение r/r_0 несколько больше единицы (т.е. r лишь крайне несущественно превосходит r_0) и, следовательно

$$\text{но, } \frac{r}{r_0} - 1 \approx 0. \text{ Отбрасывая слагаемые вида } 2\left(\frac{r}{r_0} - 1\right)$$

в обеих частях полученного выражения (это, естествен-но, приводит к некоторому “ухудшению” формы кривой роста), сразу получаем

$$r^2 \approx r_0^2 \exp\left(\frac{2m\gamma\tau}{r_0^2}\right), \quad (6)$$

откуда следует экспоненциальный закон изменения радиуса каждого сегмента фронта роста во времени

$$r = r_0 \exp\left(\frac{m\gamma\tau}{r_0^2}\right). \quad (7)$$

Заменяя r на a^* , а r_0 на a_0^* , получаем уравнение роста кубических зерен

$$a^* = a_0^* \exp\left[\frac{m\gamma\tau}{(a_0^*)^2}\right], \quad (8)$$

которое по форме точно соответствует формуле (4). Здесь a^* – приведенный текущий размер кубическо-го зерна, равный половине его ребра; a_0^* – соответ-ственно начальный приведенный размер зерна ($r_0 = a_0^* = \bar{a} / 2$).

Таким образом, и достаточно строгий аналитичес-кий вывод закона роста ячеек (зерен), основанный на использовании специфической двумерной (трехмерной) модели структуры, и способ конструирования аналогич-ной функции, базирующийся на сугубо эксперименталь-ных данных, приводят нас к совершенно одинаковому математическому результату, что лишний раз подчер-кивает правильность исходных теоретических посылок, лежащих в основе развитого в работе подхода к анали-зу процессов роста ячеек или зерен. Некоторая прибли-зительность экспоненциального закона роста зерен в форме (4) с практической точки зрения является его полезной особенностью, т.к. позволяет оперативно ус-танавливать момент времени, когда этот закон начина-ет действовать (экспериментальные графические за-висимости $\ln a$ - τ , начиная именно с этого момента, лег-ко линеаризуются), и тем самым выделять при различных температурах стадии роста, практически подчиняющиеся экспоненциальному закону данного вида.

Стоит обратить внимание еще на такой интерес-ный момент. В литературе отмечается (см., например, [5]), что получаемый в результате решения простей-шего дифференциального уравнения параболический закон роста (2а) иногда выполняется (чаще всего в вы-сокочистых системах). Одной из причин этого может служить просто хорошая выполняемость обсуждаемо-го здесь экспоненциального закона; особенно, если изомерные зерна структуры являются достаточно круп-ными. Параболический закон роста в такой ситуации просто выступает в качестве производной формы бо-лее точного экспоненциального или логарифмическо-го закона (первоосновы приближенного экспоненци-ального закона).

Действительно, при большом значении r_0 показатель экспоненты в формуле (6) для сравнительно короткой временной базы (как показывает эксперимент, это мо-гут быть минуты и даже десятки минут) становится настолько малым, что экспоненциальный член урав-нения роста может быть разложен в ряд по степеням

этого показателя. После отбрасывания всех малых (по сравнению с линейным) членов ряда получаем

$$r^2 \cong r_0^2 \left(1 + \frac{2m\gamma\tau}{r_0^2} \right), \quad (9)$$

откуда сразу следует квадратичный закон роста

$$\left. \begin{aligned} r^2 - r_0^2 &\cong 2m\gamma\tau \\ a^2 - a_0^2 &= 8m\gamma\tau \end{aligned} \right\}, \quad (10)$$

где a и a_0 – соответственно текущий и начальный размеры высоты искаженного граничного зерна (типа усеченной тетрагональной пирамиды пространственной кубической модели структуры).

Отметим, что из общего уравнения роста [1] можно получить и более строгое выражение закона роста зерен, содержащее экспоненциальный член, чем формула (7). Для этого пренебрежем лишь вторым малым слагаемым в показателе экспоненты упомянутого уравнения, что мало скажется на точности его решения относительно радиуса r и сохранит при этом правильную тенденцию изменения r во времени, соответствующую реальной физической картине (рост r будет по характеру затухающим). В результате упомянутое уравнение перейдет в уравнение вида

$$\left(\frac{r}{r_0} \right)^2 - 2 \frac{r}{r_0} + 2 - \exp \left(\frac{2m\gamma\tau}{r_0^2} \right) \cong 0, \quad (11)$$

откуда

$$\frac{r}{r_0} \cong 1 + \sqrt{\exp \left(\frac{2m\gamma\tau}{r_0^2} \right) - 1} \quad (12)$$

(второй корень не имеет физического смысла, т.к. $r > r_0$).

Нетрудно видеть, что $v(t) = dr/dt$ является в этом случае убывающей функцией. Далее при $2m\gamma\tau / r_0^2 \ll 1$ (крупные зерна) получаем соотношение для r

$$r \cong r_0 + c\sqrt{\tau}; \quad (c = \sqrt{2m\gamma}), \quad (13)$$

ясно указывающее на затухающий характер роста зерен во времени.

Экспоненциальный закон роста зерен в случае практически равномерной структуры ($a = b\sqrt{2}$), как мы уже убедились, имеет весьма компактную форму (уравнение (7)). Не вызывает сомнений, что при переходе к структуре, близкой к предельно равномерной ($a = b\sqrt{3}$), можно также найти свой приближенный экспоненциальный закон, снова используя базовое логарифмическое уравнение [1]. Представляет также определенный интерес получить соответствующее

аналитическое выражение, хотя бы в плане оценки степени его компактности и удобства для чисто практического использования. Допуская, что при исключительно медленном росте r несколько больше r_0 (т.е. $r/r_0 \cong 1$), из базового уравнения сразу получаем

$$3 \left(\frac{r}{r_0} \right)^2 - 2 \cong \exp \left(\frac{3m\gamma\tau}{r_0^2} \right), \quad (14)$$

откуда

$$r^2 \cong \frac{1}{3} r_0^2 \left[\exp \left(\frac{3m\gamma\tau}{r_0^2} \right) + 2 \right]. \quad (15)$$

Является совершенно очевидным, что последнее уравнение с любой точки зрения менее удобно, чем уравнение (6). Однако заметим, что и в этом случае мы можем перейти к квадратичному закону роста (причем уже для расширенной из-за очень медленного роста зерен временной базы), т.к. при весьма крупном зерне отношение $3m\gamma\tau / r_0^2$ будет достаточно долго оставаться много меньшим, чем единица.

Действительно, раскладывая экспоненциальный член выражения (15) в ряд (по степеням показателя экспоненты), будем иметь

$$r^2 \cong \frac{1}{3} r_0^2 \left(3 + \frac{3m\gamma\tau}{r_0^2} \right) \cong r_0^2 \left(1 + \frac{m\gamma\tau}{r_0^2} \right) \quad (16)$$

или

$$r^2 - r_0^2 \cong m\gamma\tau. \quad (17)$$

Используя (16), можно опять-таки вернуться к удобной экспоненциальной форме закона роста зерен, но уже несколько отличного по виду от выражения (6)

$$r^2 \cong r_0^2 \exp \left(\frac{m\gamma\tau}{r_0^2} \right). \quad (18)$$

2 Обратный (“отрицательный”) рост зерен

Рассмотрение такого рода процесса проведем на примере дефектной тетрагональной ячейки [1]. Так как данный тип топологического дефекта не относится к категории “эллипсных” ячеек, уравнение-связка вида

$$r \cong a - \frac{b^2}{R} \quad [1] \text{ здесь, естественно, не работает. Одна-}$$

ко для равноосных дефектных ячеек всегда $R = b$, и это позволяет найти нужное соотношение между линейными параметрами a и b . Запишем выражение для результирующей кривизны, заменив базовый радиус R линейным параметром b

$$(r^*)^{-1} \cong \frac{R-r}{Rr} = \frac{b-r}{br} < 0. \quad (19)$$

Поскольку и в этом случае $r \cong a/2$ (окружающие топологический дефект ячейки продолжают оставаться трапецевидными), то при $(r^*)^{-1} = 0$ (граничные сегменты имеют прямолинейную форму) $b = r = a/2$, т.е., $a = 2b$ (условие строго изомерной структуры). При выполнении указанного соотношения (чисто гипотетический случай) тетрагональная ячейка перестает быть дефектной и превращается в обычную, окруженную четырьмя такими же по форме тетрагональными ячейками.

Прежде всего отметим, что для топологических дефектов с малым (меньше шести) числом сторон отношение r/R уже превосходит единицу. Далее рассмотрим локальную (во времени) структурную ситуацию, при которой $r/R = 3/2$ (симметричный антипод случая, когда $r/R = 1/2$) и топологический дефект имеет форму искаженного дитетрагона. Тогда $r^* \cong -3R = -3b$ и,

$$\text{поскольку } r = \frac{r^* R}{r^* + R}, \text{ то } \frac{a}{2} \cong \frac{-3b^2}{b-3b} = \frac{3}{2}b \text{ и } a \cong 3b.$$

Примем также, что полученное соотношение размерных параметров практически сохраняется в некотором малом временном интервале (т.е. изменение размеров всех контактирующих ячеек группы роста является согласованным и осуществляется достаточно медленно), а сами a и b имеют смысл начальных параметров, соответствующих “стартовой позиции” меняющейся структурной картины.

Составим теперь дифференцированное уравнение роста, снова ориентируясь на поведение во времени радиуса кривизны любого из исходных сегментов, существовавших до искривления граничного фронта, которое сформировало топологически дефектную ячейку и превратило четыре тетрагональные ячейки в “ожерелье” трапецевидных ячеек [1]. Только, в противоположность ранее рассмотренным случаям (см. ту же работу [1]), такой рост должен сопровождаться уменьшением всех трех радиусов кривизны (в условии (19)), а следовательно, и параметра b дефектной ячейки (“отрицательный” рост), что может, в конце концов, привести к ее полному устранению. Воспользовавшись базовыми соотношениями работы [1] и соотношением (19), получаем для уравнения отрицательного роста ячеек следующее выражение:

$$\frac{dr}{d\tau} \cong m\varepsilon \frac{b-r}{br}. \quad (20)$$

Здесь, как и прежде, m – средняя микроскопическая подвижность мигрирующего граничного сегмента, а ε – его удельная линейная энергия.

Далее, после преобразований и простановки пределов интегрирования уравнение роста приобретает вид

$$\int_{r_0}^r \frac{rdr}{r-b} \cong -\frac{m\varepsilon}{b} \int_0^\tau d\tau, \quad (21)$$

где r_0 – начальный радиус граничного сегмента тетрагональной ячейки. Поскольку

$$\int_{r_0}^r \frac{rdr}{r-b} = r - r_0 + b \ln \frac{r-b}{r_0-b},$$

то решение дифференциального уравнения (20) отвечает логарифмической зависимости

$$\ln \frac{r-b}{r_0-b} + \frac{r-r_0}{b} \cong -\frac{m\varepsilon\tau}{b^2}. \quad (22)$$

При $b \cong a/3$ и $r_0 \cong a/2$ будем иметь

$$0 < r_0 - b \cong \frac{a}{2} - \frac{a}{3} \cong \frac{r_0}{3}.$$

Теперь решение (22) можно заменить следующим рабочим выражением:

$$r \cong \frac{1}{3}r_0 \left\{ \exp \left[-\frac{9m\varepsilon\tau}{a^2} - \frac{3(r-r_0)}{a} \right] + 2 \right\}. \quad (23)$$

Для достаточно больших a и сравнимых между собой r и r_0 это выражение упрощается к виду

$$r \cong \frac{1}{3}r_0 \left[\exp \left(-\frac{9m\varepsilon\tau}{4r_0^2} \right) + 2 \right], \quad (24)$$

откуда получаем для $(9m\varepsilon\tau)/(4r_0)^2 \ll 1$

$$r = r_0 \left(1 - \frac{3}{4} \frac{m\varepsilon\tau}{r_0^2} \right) \cong r_0 \exp \left(-\frac{3}{4} \frac{m\varepsilon\tau}{r_0^2} \right) \quad (25)$$

(на последнем этапе преобразований был реконструирован более компактный по форме экспоненциальный закон изменения r во времени).

Согласно уравнению (25), радиус r , как и ожидалось, уменьшается с течением времени. При этом, естественно, уменьшаются и остальные радиусы: R и r^* ; причем для сохранения отрицательного знака кривизны $(r^*)^{-1}$ (необходимое условие для исчезновения топологически дефектной ячейки) требуется, чтобы радиус R убывал не медленнее, чем r . Поскольку $R \cong r / \left(1 - \frac{r}{r_0^*} \right)$

(см. соотношение (19)), а $r_0^* \cong -3b \cong 2r_0$, сразу получаем для нашего случая сложный экспоненциальный закон уменьшения фактического размера ячейки-дефекта в виде

$$R = r_0 \frac{1}{\exp\left(\frac{3}{4} \frac{m\epsilon\tau}{r_0^2}\right) - \frac{1}{2}} \cong 2r_0 \left(1 - \frac{3}{2} \frac{m\epsilon\tau}{r_0^2}\right) \quad (26)$$

(в выкладках r_0^* – начальный радиус кривизны граничного сегмента трапецевидной ячейки).

При этом, как нетрудно убедиться, $\left(\frac{dr}{d\tau}\right) / \left(\frac{dR}{d\tau}\right) \cong \frac{1}{4}$

и, следовательно, радиус искривления граничного фронта (R) действительно убывает несколько быстрее, чем радиус кривизны граничного сегмента (r).

Ранее было показано [1], что в условиях практически равномерной структуры топологические дефекты в виде двумерных ячеек эллипсного типа (сплюснутые многоугольники), как и окружающие их ячейки-тетрагоны, растут по приближенному экспоненциальному закону

$$R \cong 2r = 2r_0 \exp\left(\frac{\alpha m\epsilon\tau}{r_0^2}\right), \quad (27)$$

где α – коэффициент структурной равномерности, зависящий от соотношения линейных размеров a и b (при

$a = \sqrt{2}b$ $\alpha = 1$, а при $a = \sqrt{3}b$ соответственно имеем $\alpha = \frac{1}{2}$).

Преобразовывая (26) к виду

$$R = 2r_0 \exp\left(-\frac{3}{2} \frac{m\epsilon\tau}{r_0^2}\right) \quad (28)$$

(случай, когда r_0 – невелико), получаем соотношение, аналогичное (26), но только с отрицательным и большим по модулю значением α в показателе экспоненциального множителя ($\alpha = -1,5$).

Таким образом, при анализе изменения топологических дефектов во времени легко просматривается некая общая тенденция, касающаяся поведения равновеликих дефектных ячеек: малосегментные ячейки исчезают быстрее, чем увеличиваются в размерах многосегментные.

3 Макроскопический рост зерен в условиях действия постоянной сдерживающей силы

Торможение границ неподвижными частицами второй фазы

Рассмотрим случай, когда сферические частицы избыточной фазы еще не настолько малы, чтобы перемещаться (путем диффузионной “перекачки” своей массы) в объеме матричной фазы вместе с мигрирующими границами. При этом будем полагать, что все такие частицы статистически равномерно распре-

лены в объеме матрицы и имеют при этом одинаковые размеры. Тогда в процессе миграции некоторой гипотетической (с осредненными параметрами) межячейстой или межзеренной границы ей будет противодействовать практически постоянная термодинамическая сила (“противодавление”) со стороны частиц второй фазы. Естественно, что в этой ситуации реальная движущая сила роста элементов структуры (ячеек или зерен) равна разности между термодинамической силой p_γ , определяемой фактической кривизной границы раздела и средней силой сопротивления “сползанию” этой границы с частиц избыточной фазы (p_N).

Благодаря фактору “противодавления” соотношение для движущей силы [1] несколько видоизменяет форму (в рассматриваемом случае будем продолжать оперировать с моделью кубических зерен)

$$\bar{p} = p_\gamma - \bar{p}_N = \frac{2\gamma}{r} \left(1 - \frac{r}{R} - \frac{rq}{2}\right) > 0. \quad (29)$$

(при $\bar{p} > 0$, частицы выделений служат стопорами

границ). Здесь $\bar{p}_N = 1/2 p_N^{\max} = \gamma q$, $q = \frac{3}{2} \frac{\beta}{\rho}$, где β –

объемная доля частиц избыточной фазы; ρ – радиус частиц [1].

С учетом уравнения-связки [1] выражение (29) приобретает вид

$$\bar{p} = \frac{\gamma}{rb^2} \left[2r^2 - r(2a + qb^2) + 2b^2\right]. \quad (30)$$

Далее, поскольку в нашем случае $v = dr/d\tau = m\bar{p}$, то после подстановки (30) и частичного интегрирования (по времени) получаем следующее решение дифференциального уравнения роста кубических зерен в неявной форме:

$$\int_{r_0}^r \frac{rdr}{2r^2 - r(2a + qb^2) + 2b^2} = \frac{m\gamma\tau}{b^2}. \quad (31)$$

После выделения логарифмического члена это выражение переходит в уравнение

$$\ln \frac{2r^2 - r(2a + qb^2) + 2b^2}{2r_0^2 - r_0(2a + qb^2) + 2b^2} + \left(2a + qb^2\right) \int_{r_0}^r \frac{dr}{2r^2 - r(2a + qb^2) + 2b^2} = \frac{4m\gamma\tau}{b^2}, \quad (32)$$

в котором конкретное значение интегрального слагаемого будет определяться характером соотношения линейных параметров a и b .

Как и прежде, попытаемся получить зависимость, описывающую поведение зерен в условиях стабили-

зированного роста, т.е. в таких условиях, когда зеренная структура сплава (в процессе своей эволюции) стала уже практически равномерной). В этом случае, как

известно [1], $a = \sqrt{2b} u b^2 - \frac{a^2}{4} > 0$, а также

$r_0 \cong a/2$ и $b^2 \cong 2r_0^2$. Тогда логарифмический член уравнения (32) упрощается к виду

$$\ln \frac{r^2 - rr_0(2 + qr_0) + 2r_0^2}{r_0^2(1 + qr_0)},$$

а для узкого интервала изменения r (когда $r \cong r_0$, хотя r/r_0 и несколько больше единицы) предыдущее выражение несколько упрощается

$$\ln \frac{\left(\frac{r}{r_0}\right)^2 - qr_0}{1 - qr_0}.$$

В свою очередь, второе слагаемое того же уравнения обращается в выражение вида

$$r_0(2 + qr_0) \int_{r_0}^r \frac{d\left[r - r_0\left(1 - \frac{qr_0}{2}\right)\right]}{\left[r - r_0\left(1 - \frac{qr_0}{2}\right)\right]^2 + r_0^2(1 - qr_0)}. \quad (33)$$

Здесь мы пренебрегли членом $(1/4) \cdot (qr_0)^2$, т.к. из соображений физической реальности $qr_0 < 1$. Действи-

тельно, при $r_0/R_0 \cong 1/2$ $\bar{p} \cong \frac{\gamma}{r}(1 - qr_0) > 0$ (см. уравнение (29)), откуда всегда при наличии роста зерен $qr_0 < 1$

После интегрирования (33) имеем

$$\begin{aligned} & \frac{2 + qr_0}{\sqrt{1 - qr_0}} \left[\operatorname{arctg} \frac{r - r_0\left(1 - \frac{qr_0}{2}\right)}{r_0\sqrt{1 - qr_0}} - \operatorname{arctg} \frac{\frac{qr_0}{2}}{\sqrt{1 - qr_0}} \right] \cong \\ & \cong \frac{2 + qr_0}{1 - qr_0} \left(\frac{r}{r_0} - 1 \right), \end{aligned} \quad (34)$$

поскольку при $r \cong r_0$ и $qr_0 < 1$ аргументы и функции (тангенсы) малы и приблизительно равны между собой

(так, например, $\frac{qr_0}{2} / \sqrt{1 - qr_0} \cong \frac{(qr_0)/2}{1 - \frac{qr_0}{2}} < 1$, ибо толь-

ко в этом случае из неравенства следует, что $qr_0 < 1$).

Таким образом, по завершении всех промежуточ-

ных преобразований окончательно получаем

$$\ln \left[\frac{\left(\frac{r}{r_0}\right)^2 - qr_0}{1 - qr_0} \right] \cong -\frac{2 + qr_0}{1 - qr_0} \left(\frac{r}{r_0} - 1 \right) + \frac{2m\gamma\tau}{r_0^2} \quad (35)$$

и

$$\frac{\left(\frac{r}{r_0}\right)^2 - qr_0}{1 - qr_0} \cong \exp \left[\frac{2m\gamma\tau}{r_0^2} + \frac{2 + qr_0}{1 - qr_0} \left(1 - \frac{r}{r_0} \right) \right]. \quad (36)$$

Легко видеть, что при $q = 0$ и отношении r/r_0 несколько больше единицы, последнее уравнение переходит в простой по форме экспоненциальный закон роста, установленный нами ранее (см. выражение (6)) для случая “свободной” (в отсутствии силы сопротивления со стороны включений) миграции границ.

Пренебрегая вторым слагаемым в показателе экспоненты уравнения роста (случай предельно медленного роста, когда отношение радиусов r/r_0 лишь несколько превосходит единицу), приходим к следующему, более простому по форме выражению закона, описывающему поведение зерен в условиях сформировавшейся практически равномерной структуры:

$$\frac{\left(\frac{r}{r_0}\right)^2 - qr_0}{1 - qr_0} \cong \exp \left(\frac{2m\gamma\tau}{r_0^2} \right). \quad (37)$$

Учитывая, что при достаточно больших r_0 и относительно короткой временной базе τ , показатель экспоненты уравнения (37) существенно мал (по крайней мере, меньше единицы), этому уравнению можно придать еще более компактный вид. Действительно, используя приближенное соотношение

$$\exp \left(\frac{2m\gamma\tau}{r_0^2} \right) \cong 1 + \frac{2m\gamma\tau}{r_0^2}, \text{ а также то, что в наших усло-}$$

виях $1 - qr_0 \cong 1/(1 + qr_0)$, нетрудно получить в рассматриваемом случае адекватное выражению (37) рабочее соотношение

$$r = r_0 \left[1 + \frac{2m\gamma\tau}{r_0^2(1 + qr_0)} \right]^{1/2} \cong r_0 \exp \left(\frac{m\gamma\tau}{r_0^2 + qr_0^3} \right), \quad (38)$$

учитывающее фактор включений q . Чем больше величина этого фактора, тем медленнее происходит изменение r , а следовательно, и изменение приведенного текущего размера кубического (или реального) зерна.

Уравнение (38) по сути отражает собой полукуби-

ческий закон роста зерен при наличии “тормозящего” влияния примесных частиц. Чтобы убедиться в этом, придадим приближенному экспоненциальному закону роста (38) обобщенную форму $r \cong r_0 \exp(k\tau)$, где k – “крутизна” экспоненты, определяющая кинетику процесса. Тогда при $k\tau < 1$ ($k = (m\gamma)/(r_0^2 + qr_0^3)$)

$$\begin{aligned} m\gamma\tau &\cong \frac{r_0^2(1+2k\tau-1)}{2} + q \frac{r_0^3(1+3k\tau-1)}{3} \cong \\ &\cong \frac{r^2 - r_0^2}{2} + q \frac{r^3 - r_0^3}{3}. \end{aligned} \quad (39)$$

Последнее выражение и характеризует неполный кубический закон роста в присутствии нерастворимых примесей, равномерно распределенных в матрице.

Торможение роста зерен в случае увлечения частиц выделений движущимися границами

Как мы только что убедились, частицы выделений могут служить стопорами границ, если движущая (лапласова) сила миграции меньше эффективной величины силы сопротивления “сползанию” границ с включений. Однако если размер примесных включений (или частиц фаз выделений) не очень велик, то последние могут заметно увлекаться границами в процессе их миграции. Впервые на возможность увлечения частиц мигрирующими границами было указано Смитом [6]. Теоретические же аспекты такого поведения включений детально проанализированы в работе [7]. Как отмечается в этой работе, движение сферических частиц вместе с границами может быть, в частности, связано с диффузионными потоками вакансий от одной части поверхности сферы к другой. Соответствующая скорость такого увлечения определяется выражением

$$v \cong \frac{D\omega}{kT} \cdot \frac{P}{\rho^3 n_s}, \quad (40)$$

где D – коэффициент объемной диффузии в матричной фазе; ω – атомный объем; k – постоянная Больцмана; T – температура по Кельвину; ρ – радиус частицы; P – движущая сила миграции свободной границы; n_s – поверхностная плотность частиц.

Скорость v , согласно (40), определяется лишь общим объемом частиц, находящихся на единице площади поверхности границы, и не изменяется при их коалесценции.

В дальнейшем будем рассматривать кинетику миграции границ зерен, принимая в качестве исходной посылки именно соотношение (40). Поскольку, в этом случае, второе базовое уравнение для движущей силы сохраняет свою форму, то с учетом уравнения-связки [1] движущая сила миграции, задаваемая двойной кривизной межзеренной границы, имеет тот же вид, что и в работе [1] (но только с измененным числовым коэф-

фициентом)

$$p_\gamma = \frac{2\gamma}{r} \left(\frac{r^2 - ar + b^2}{b^2} \right) \quad (41)$$

(кубическая модель).

Пусть частицы располагаются только на межзеренных границах. Тогда общее решение дифференциального уравнения роста $dr/d\tau = f(\tau)$ может быть представлено в виде

$$\int_{r_0}^r \frac{r^2 dr}{r^2 - ar + b^2} = \alpha \frac{D\omega}{kT} \cdot \frac{4\pi\gamma\tau}{b^2\beta}, \quad (42)$$

где $\beta = 4/3\pi\rho^3 n_v$ – объемная доля частиц второй фазы,

а n_v – объемная плотность таких частиц $\left(n_s = \frac{2}{3} n_v r [5] \right)$;

α – коэффициент пропорциональности порядка единицы.

Интеграл в левой части полученного уравнения может быть легко приведен к следующему выражению:

$$\begin{aligned} \int_{r_0}^r \frac{r^2 dr}{r^2 - ar + b^2} &= r - r_0 + \frac{a}{2} \ln \frac{r^2 - ar + b^2}{r_0^2 - ar_0 + b^2} + \\ &+ \left(\frac{a^2}{2} - b^2 \right) \int_{r_0}^r \frac{dr}{r^2 - ar + b^2}. \end{aligned} \quad (43)$$

Будем снова рассматривать случай практически равномерной структуры, когда

$$r_0 \cong a/2 \quad \text{и} \quad a \cong \sqrt{2}b.$$

Тогда общее решение дифференциального уравнения роста зерен принимает следующий частный вид (с учетом (43)):

$$\begin{aligned} \frac{r - r_0}{r_0} + \ln \frac{r^2 - 2rr_0 + 2r_0^2}{r_0^2} &\cong \\ &\cong 2\alpha\pi \frac{D\omega}{kT} \cdot \frac{\gamma\tau}{r_0^3\beta}. \end{aligned} \quad (44)$$

Если же допустить, что состоянию практически равномерной структуры соответствует достаточно крупный размер начального зерна, то вследствие того, что в заметном по времени интервале роста $r \cong r_0$, окончательно получим

$$r = r_0 \exp \left(\frac{\alpha\pi D\omega\gamma\tau}{r_0^3\beta kT} \right). \quad (45)$$

Данная форма экспоненциального закона роста заметным образом отличается от экспоненциального

выражения (38) и прежде всего отсутствием в показателе экспоненты квадратичного размерного члена (r_0^2). Последнее обстоятельство позволяет утверждать, что при определенных условиях экспоненциальный закон роста (45) может быть сведен к чисто кубическому закону. Действительно, пусть $\frac{n\gamma\tau}{r_0^3\beta} \ll 1$ (здесь

$n = \frac{\alpha\pi D\omega}{kT}$), что будет всегда, если r_0 достаточно велико, а объемная доля частиц β тоже весьма значительна (при не очень большой временной базе τ).

Тогда

$$r^3 \cong r_0^3 \left(1 + \frac{3n\gamma\tau}{r_0^3\beta} \right)$$

или

$$r^3 - r_0^3 \cong \frac{3n\gamma\tau}{\beta}. \quad (46)$$

Интересно отметить, что последнее выражение полностью согласуется с утверждением (чисто эмпирического толка) Бека о том, что примесные частицы обычно заменяют параболический закон роста на кубический [8].

Отметим также и то, что показатели экспонент (точнее, множители при τ) в выражениях (38) и (45) могут быть использованы для расчета энергетических (активационных) параметров миграции границ, при наличии эффекта “торможения” (в системах с включениями частиц второй фазы [9]).

4 Рост зерен в условиях действия переменной сдерживающей силы лапласового типа

Рост изолированных зерен в однофазной или двухфазной среде

При росте сферических зародышей рекристаллизации (случай однофазной среды) или зародышей новой фазы (двухфазная среда) в качестве движущей и противодвижущей термодинамических сил выступает разность удельных значений объемной свободной энергии (упругой или химической) по обе стороны фронта реакции (роста) и лапласового давления, обусловленного меняющейся во времени (т.е. в процессе роста) кривизной межзеренной (межфазной) границы раздела.

Выражение для скорости миграции такой границы в процессе роста сферической частицы с радиусом кривизны r будет иметь следующий вид:

$$v = \frac{dr}{d\tau} = m \left(p - \frac{2\gamma}{r} \right), \quad (47)$$

где m – средняя микроскопическая подвижность границы, определяемая ее кристаллографической природой и характеристиками диффузии граничных атомов; p – движущая сила миграции; $\frac{2\gamma}{r}$ – противодвижущая сила (лапласово давление), при этом γ – удельная поверхностная (межфазная) энергия; τ , как и раньше, время.

Обозначая $p/2\gamma = a$, преобразуем выражение (47) к виду, удобному для интегрирования по r и τ (в пределах $r_0 - r$ и $\tau_0 - \tau$)

$$\int_{r_0}^r \frac{rdr}{ar-1} = 2 \int_{\tau_0}^{\tau} m\gamma d\tau.$$

Здесь r_0 – некоторое начальное значение радиуса зародыша, способного к самостоятельному росту ($r_0 > 2\gamma/p$). После интегрирования получаем

$$\frac{1}{a}(r-r_0) + \frac{1}{a^2} \ln \frac{ar-1}{ar_0-1} = 2m\gamma(\tau-\tau_0) \quad (48)$$

(при этом учитывалось, что $ar > 1$, т.к. $p - \frac{2\gamma}{r} > 0$ (физическое условие роста)). Перепишем полученное выражение так, чтобы его можно было анализировать:

$$\ln \frac{r - \frac{1}{a}}{r_0 - \frac{1}{a}} = 2m\gamma a^2(\tau - \tau_0) - a(r - r_0). \quad (49)$$

Рассмотрим две крайние характерные ситуации, отвечающие разным условиям роста. Пусть энергия γ мала, а движущая сила p такова, что произведение $mp(\tau - \tau_0)$ все время заметно превосходит разность $r - r_0$. Тогда, начиная с некоторого момента времени τ_0 $a \gg (1/r_0)$

(поскольку $p \gg \frac{2\gamma}{r_0}$) и из (49) непосредственно следует экспоненциальный закон роста

$$r \cong r_0 \exp \left[\frac{mp^2}{2\gamma} (\tau - \tau_0) \right]. \quad (50)$$

Нетрудно видеть, что в этом случае радиус растущего зародыша будет изменяться тем быстрее, чем выше движущая сила роста и меньше удельная поверхностная энергия межзеренной (межфазной) границы раздела, определяющая собой величину силы сопротивления росту для каждого конкретного значения r из интервала $\tau - \tau_0$.

Теперь примем, что удельная энергия γ , наоборот, достаточно велика, а движущая сила обеспечивает выполнение неравенства $p - \frac{2\gamma}{r} > 0$, начиная с любо-

го закритического значения r . Тогда для конечной стадии роста сферического центра, когда r будет велико и мало отличаться от некоторого промежуточного размера радиуса r^* , принимаемого за его начальное значение, из (50) получим

$$r \cong r_0 + mp(\tau - \tau^*) . \quad (51)$$

Таким образом, для этой стадии процесса роста увеличение радиуса центра фактически будет происходить по линейному закону и определяться только величиной движущей силы, т.к. лапласова сила сопротивления росту зерна, достигнувшего большого размера, становится исчезающе малой.

Перечень ссылок

1. Ольшанецкий В.Е. О миграции межзеренных границ общего типа. 2. Законы роста и их эволюция для двумерных и трехмерных моделей зеренной структуры // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2006. – №2. – С. 8-19.
2. Ольшанецкий В.Е., Степанова Л.П., Коваль А.Д. Об оценке относительной зернограницной энергии в ни-

келе и железе, микролегированных лантаном или иттрием // Металлофизика, выпуск 64. – К.: Наукова думка, 1976. – С. 82-90.

3. Ольшанецкий В.Е., Степанова Л.П. Об оценке энергии активации роста зерен в металлических системах на основе никеля и железа // Металлофизика. – 1982. – Т. 4. – № 2. – С. 101-107;
4. О росте зерен в чистом и микролегированном иттрием никеле // Структура жидкости и фазовые переходы. – Днепропетровск: ДГУ, 1978. – С. 80-83.
5. Мак Лин Д. Границы зерен в металлах. – М.: Металлургиздат, 1960. – 322 с.
6. Smith C.S. – Trans. AIME, 1948, 175. – p. 15.
7. Кривоглаз М.А., Масюкевич А.М., Рябошапка К.П. О диффузионном увлечении частиц и пор движущейся границей // Физика металлов и металловедение. – 1967. – Т. 24. – Вып. 6. – С. 1129.
8. Lücke K., Rixen R. Rekristallisation und Korngröße – Z. Metallkunde, 1968, 59, № 4, S. 321-333.
9. Ольшанецкий В.Е., Спицына Ю.И. О росте изомерных зерен в присутствии дисперсных частиц примесной фазы // Нові матеріали та технології в металургії та машинобудуванні. – 1999. – № 1. – С. 5-10.

Одержано 11.06.2007

Обговорюються теоретичні підходи до обґрунтування експоненційних різновидів загального логарифмічного закону росту зерен, а також низка особливих випадків росту зерен, яка містить “зворотній” ріст, ріст зерен за умов протидії з боку нерухомих та рухомих вкраплень іншої фази і ріст зерен з ізольованими межовими контурами.

Theoretical approaches to the basis of exponential varieties of general logarithmic law of grain growth are desired, as well as row of special cases of grain growth including “reverse growth”, grain growth in the conditions of counteraction of immobile and mobile inclusions of the second phase, and grain growth with the isolated boundary contour.

УДК 620.22:669.27

О. А. Глотка, д-р техн. наук А. Д. Коваль, канд. техн. наук Л. П. Степанова

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

ДОСЛІДЖЕННЯ ВАЖКОТОПКОГО БРУХТУ, ЩО МІСТИТЬ ВОЛЬФРАМ

Висвітлено комплекс досліджень важкотопкого брухту, що містить вольфрам. Визначені компоненти, фазовий та приблизний хімічний склад брухту. Обговорено можливість подальшого використання.

Вольфрам є важкотопким матеріалом, що застосовується для легування стопів з метою підвищення механічних властивостей та жароміцності. Для більш рівномірного розподілу вольфраму в твердому розчині як лігатури використовують стопи системи W-Fe, причому кількість елемента в сплаві коливається від 50 до 90 %.

Через високу собівартість та відсутність руд, що містять вольфрам, в Україні виробництво високовольфрамкових матеріалів потребує нових джерел постачання. Найбільший попит на металургійних підприємствах мають інструментальні та жароміцні стопи, які в своєму складі містять значну частку вольфраму. Тому особливу увагу слід приділяти заощаджувальним технологіям. Використання важкотопкого брухту, що містить вольфрам, є перспективним напрямком у вирішенні цієї проблеми.

Метою цієї роботи є дослідження хімічного складу, структури та фазового складу важкотопкого брухту, що містить в своєму складі вольфрам, для подальшої розробки технології виготовлення лігатур.

Матеріали та методика дослідження

Для дослідження важкотопкого брухту були обрані такі методи: визначення густини стопу, макро- і мікротвердість, мікроструктури та фазового складу.

Густину брухту визначали за допомогою гідростатичного методу. Зважували зразки за розміром (зовнішній діаметр 25 мм, внутрішній діаметр 15 мм та товщиною 5 мм) на повітрі при зануренні їх у воду.

Дослідження мікроструктури проводили на мікроскопі МІМ-8М, обладнаним цифровою фотокамерою "Olympus", при збільшеннях від 420 до 900 разів. Зразки травили в реактивах "Марбл" (100 мл HCl, 20 гр CuSO₄, 100 мл H₂O) та "Мураками" (10 гр NaOH, 10 гр K₃[Fe(SN)₆], 100 мл H₂O) протягом 5-8 секунд у кожному розчині.

Фазові дослідження виконано на дифрактометрі ДРОН-1 у мідному K_α випромінюванні з монохроматизацією дифракційних променів. Природу фаз визначили порівнюючи експериментальні значення

$$d_{HKL} = \frac{d_{hkl}}{n} \text{ із табличними даними [1]. Похибка при}$$

вимірюванні не перебільшувала $1,3 \cdot 10^{-4}$ нм.

Мікротвердість вимірювали на твердомірі типу ТК-2 згідно з ГОСТ 9013-59 за шкалою "С" з попереднім навантаженням $P_0 = 100$ Н і основним навантаженням $P_1 = 1400$ Н (загальне навантаження складало $P = 1500$ Н). Похибка при вимірюванні не перевищувала 1-2 одиниць.

Мікротвердість досліджували згідно з ГОСТ 9450-76 на приладі ПМТ-3 при навантаженні в 5 Н.

Зразки для вимірювання мікротвердості шліфувались, полірувались і травились так само, як і для дослідження мікроструктури.

Результати дослідження та їх обговорення

Для експресного визначення наявності у стопі вольфраму було проведено дослідження густини брухту. Треба зазначити, що за довідником вольфрам має густину 19,3 г/см³ [2]. Після розрахунків густина брухту коливалась від 16,90 до 17,36 г/см³. Порівнявши отримані значення густини з літературними джерелами [3, 4], оцінили приблизну густину (17 г/см³) W-Fe-Ni стопу із співвідношенням компонентів 90 %W-5 %Fe-5 %Ni.

На мікроскопі МІМ-8М були зроблені серії знімків за допомогою цифрового фотоапарата "Olympus" на травлених і нетравлених шліфах. На зразках, які не піддавали травленню (рис. 1), можна спостерігати не тільки пори (які неминучі в порошковому сплаві), а й границі часток порошку. Очевидно це викликано тим, що при шліфуванні і поліруванні залізо-нікелева зв'язка зішліфовується більше внаслідок меншої твердості порівняно з порошинками вольфраму. Таким чином, на поверхні нетравленого шліфа можна спостерігати певний мікрорельєф. Розглянувши мікроструктуру після травлення (рис. 2) при різних збільшеннях (від 420 до 900 разів) з'ясували, що в структурі сплаву є щонайменше дві складові – світлого та темного кольору. Порівняння отриманих мікроструктур з літературними джерелами [3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10] як в нетравленому, так і в травленому стані, дає підставу вважати, що стоп належить до так званих "важких стопів" системи W-Fe-Ni. "Світла" складова ідентифікується як порошинки вольфраму, а "темна" – як залізо-ніке-

лева зв'язка. Середні значення мікротвердості для “світлої” складової склали – 9875 МПа, а для “темної” складової – 2867 МПа. Крім мікротвердості, на зразках було виміряно твердість за Роквеллом за шкалою “С” в декількох місцях на різних зразках (40-42 HRC).

Для ретельного дослідження фазового складу важкотопкого брухту розглянуто подвійні діаграми W-Fe, Fe-Ni та W-Ni [11] та політермічні перерізи W-Fe-Ni системи [12, 13] і проведено рентгеноструктурний аналіз досліджуваного стопу. Дифрактограма, одержана при зйомці важкотопкого брухту наведена на рисунку 3.

В таблиці 1 знаходяться розрахунки міжплощинних відстаней та вказані інтенсивності ліній. Отримані міжплощинні відстані порівнювалися з літературними даними [14].

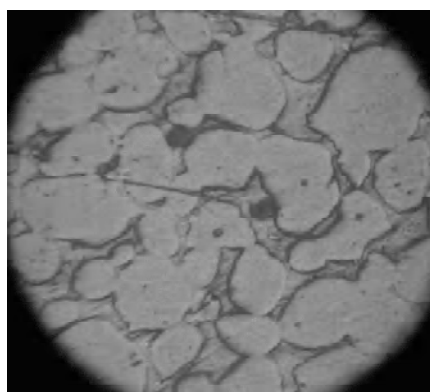
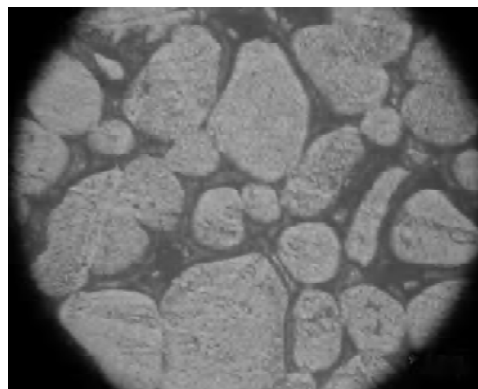
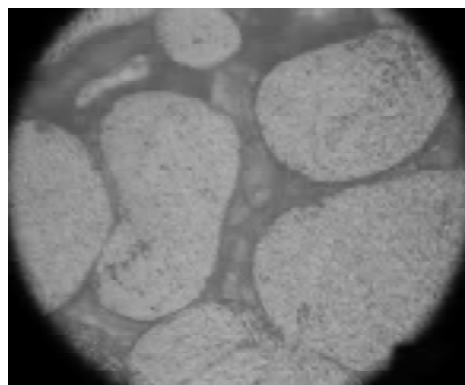


Рис. 1. Мікроструктура важкотопкого брухту (нетравлений зразок) $\times 420$



a



б

Рис. 2. Мікроструктура важкотопкого брухту (травлені зразки) (*a* – $\times 420$, *б* – $\times 900$)

Таблиця 1 – Міжплощинні відстані d_{hkl} та інтенсивності ліній експериментально визначених та довідникових фаз

Розрахункові значення			d_{hkl} , нм (табличні значення для фаз)		
$K_{\text{фаз}}$ 2 θ	d_{hkl} , нм	Інтенсивність, %	α	(Fe,Ni)W	Ni ₁₇ W ₃
32,72	0,2736	3	–	0,274	–
40,30	0,2237	100	0,224	–	–
43,65	0,2073	41	–	0,208	0,2071
45,56	0,1991	4	–	0,201	–
50,64	0,1802	11	–	–	0,1793
53,51	0,1712	3	–	0,172	–
58,35	0,1581	33	0,158	–	–
70,99	0,1327	3	–	0,133	–
73,34	0,1290	96	0,129	–	–
74,83	0,1268	4	–	–	0,1268
80,52	0,1192	3	–	0,119	–
87,18	0,1118	80	0,1117	–	–
90,98	0,1081	5	–	–	0,1081
96,15	0,1036	7	–	–	0,1035
100,86	0,1000	41	0,1000	–	–
115,06	0,0913	6	0,0914	–	–
117,60	0,0901	4	–	–	0,0896

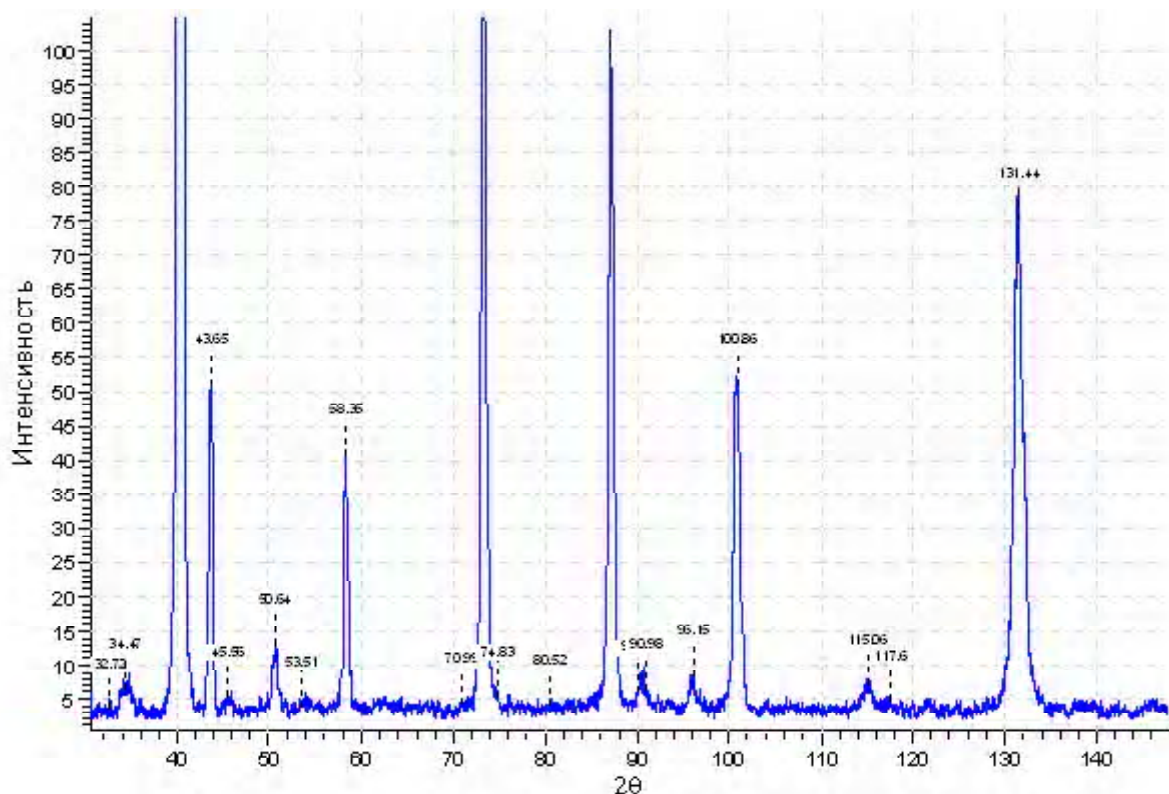


Рис. 3. Дифрактограма матеріалу важкотопкого брукту

Отже, маємо, що фазовий склад стопу складається з α -твердого розчину на основі вольфраму, фази $(\text{Fe}, \text{Ni})\text{W}$ та фази Ni_{17}W_3 . Перші дві фази присутні як у подвійних системах, так і на політермічних перерізах. Інтерметалід Ni_{17}W_3 має ГЦК ґратку з параметром $a = 0,35864$ нм. За співвідношенням атомів нікелю і вольфраму знайдена сполука, яка приблизно відповідає фазі Ni_4W . За джерелами [8, 12, 13] фазовий склад зв'язуючої фази в системі W-Fe-Ni не є достатньо дослідженим і може змінюватися в залежності як від температур охолодження, так і часу охолодження стопу.

Висновок

1. Важкотопкий брукт має густину від 16,90 до 17,36 г/см³, що відповідає густині “важких” W-Fe-Ni стопів (біля 17 г/см³ [3, 4]).
2. Мікроструктура брукту при порівнянні з опублікованими даними [3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10] відповідає системі W-Fe-Ni.
3. Визначений фазовий склад (α -твердий розчин на основі вольфраму і ізоструктурної сполуки $(\text{Fe}, \text{Ni})\text{W}$ та Ni_{17}W_3) свідчить, що брукт відноситься до “важких стопів”.
4. Отже, можна зробити висновок, що досліджений стоп відноситься до системи W-Fe-Ni, в якій приблизний вміст вольфраму складає 90 % і може бути використаний як лігатура при легуванні жароміцних та інструментальних стопів.

Перелік посилань

1. Миркин Л.И. Справочник по рентгеноструктурному анализу. – М. Металлургия, 1978. – 678 с.
2. Лахтин Ю.М. Физические свойства металлов и сплавов. – М. Металлургия, 1984. – 468 с.
3. Зеликман А.Н. Вольфрам. – М. Металлургия, 1978. – 272 с.
4. Поварова К.Б., Макаров П.В., Шамшев К.Н., Дроздов А.М. Разработка тяжелых сплавов на основе тугоплавких металлов как материалов с высоким сопротивлением воздействию ударных волн // Металлы – 2004. – №1. – С. 120-125.
5. Минакова Р.В., Войтенко В.Л., Верховодов П.А., Калинюк Н.Н. Фрактографические особенности изломов сплава W-Ni-Fe (90:7:3) // Порошковая металлургия – 1985. – №2. – С. 81-91.
6. Минакова Р.В., Войтенко В.Л., Сторчак Н.А., Полторацкая В.Л., Некоторые структурные особенности фазы-связки сплавов системы W-Ni-Fe // Порошковая металлургия – 1980. – №12 – С.45-49.
7. Минакова Р.В., Головина И.С., Адеев В.М., Головкова М.Е. Неоднородность распределения основных элементов и примесей в порошковых сплавах W-Ni-Fe // Порошковая металлургия – 1990. – №8. – С. 81-87.
8. Ромашов В.М., Водопьянова Л.С., Жевакина Г.В. Особенности фазового состава тяжелых сплавов W-Ni-Fe // Твердые сплавы и тугоплавкие металлы: Сб. научных трудов ВНИИТС. – М. Металлургия, 1983. – С. 46-50.
9. Верховодов П.А., Кончаловская Л.Д., Кресанова А.П., Минакова Р.В., Уварова И.В. Изучение кинетики восстановления и сплавообразования в системе W-Ni-Fe //

- Порошковая металлургия – 1979. – №4. – С. 8-13.
10. Кипарисов С.С., Водопьянова Л.С., Эйдук Ю.А., Исакова З.С. Исследование структуры и свойств сплавов W-Ni-Fe при термической обработке // Твердые сплавы и тугоплавкие металлы: Сб. научных трудов ВНИИТС. – М. Металлургия, 1976. – С. 56-63.
11. Лякишев Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. – М. Машиностроение, 2000. – 452 с.
12. Никольский А.В., Захаров А.М., Паршиков В.Г., Водопьянова Л.С. Фазовые равновесия в вольфрамовом угле системы W-Ni-Fe при 800-575°C // Порошковая металлургия – 1991. – №8. – С. 61-67.
13. Захаров А.М., Никольский А.В., Паршиков В.Г., Водопьянова Л.С. Фазовый состав связки в тяжелых сплавах типа ВНЖ // Цветные металлы – 1990. – №7. – С. 92-94.
14. Юпко В.Л., Монастырева Н.И., Верховодов П.А., Минакова Р.В., Неделяева Л.П., Войтенко В.Л. Смачивание моно- и поликристаллического вольфрама сплавами W-Ni-Fe // Порошковая металлургия – 1984. – №9. – С. 57-61.

Одержано 25.04.2007

Рассмотрен комплекс исследований тугоплавкого лома, в составе которого имеется вольфрам. Определены компоненты, фазовый и приблизительный химический состав лома. Обсуждены возможности дальнейшего использования.

The complex of refractory breakage researches which structure contains tungsten is considered. Components, phase and approximate chemical compound of breakage are determined. Future opportunities of application are discussed.

УДК 669.14:539.4.015:539.43

Канд. техн. наук С. А. Беженев¹, Т. Д. Соболевская²

¹Национальный технический университет, ²ОАО «Мотор Січ»
г. Запорожье

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ

В работе представлены результаты исследований структуры и характеристик сопротивления многоциклового усталости образцов углеродистых конструкционных сталей с различной технологической наследственностью. На основе морфологической аналогии структур полимеров и металлов предложен подход к описанию механизмов разрушения и определению прочностных характеристик.

Введение

В литературе опубликованы многочисленные исследования специалистов разных отраслей науки (металлофизики, металловедения, металлургии, механики) о влиянии различных факторов на характеристики сопротивления усталости металлических материалов. Преимущественно такие исследования направлены на решение прямой задачи, которая связана с созданием различных металлических сплавов и технологий их обработки, позволяющих обеспечивать наперед заданные технологические и эксплуатационные характеристики. Однако производством выпускаются только определенные марки материалов и реализуются специфические технологии их упрочнения. При этом

инженерам-конструкторам приходится решать обратную задачу, заключающуюся в эффективном применении поставляемых промышленностью конкретных материалов после конкретной их обработки для заданных эксплуатационных условий работы конструкций. Успешное решение этой задачи обеспечивается при умении оценить работоспособность конкретных элементов конструкций и предвидеть возможность их разрушения в конкретных условиях эксплуатации, что обеспечивается надежными методами определения их прочностных характеристик. К сожалению, исследований в этом направлении явно недостаточно. Поскольку подавляющее большинство инженерных конструкций испытывают циклические нагружения, которые приводят к усталостному разрушению материала, то для решения за-

даchi прогнозування работоспособности конкретного материала в условиях многоциклового усталости актуальным является установление связи между составом, строением и способностью сопротивляться усталости конструкционных металлических материалов.

Исходя из того, что основную группу материалов, применяемых в машиностроении для изготовления деталей машин, конструкций и сооружений, составляют конструкционные углеродистые стали, целью данного исследования было установление связи между химическим составом углеродистых доэвтектоидных сталей, поступающих в производство в установленном порядке, их структурой и характеристиками сопротивления многоциклового усталости.

Материалы для исследований

Исследовались образцы из сталей 20, 45 и У7А в состоянии поставки (СП) после поверхностного пластического деформирования стальными шариками, колеблющимися с ультразвуковой частотой (УЗУ), а также после соответствующей термической обработки (ТО). При этом стали 45 и У7А подвергались закалке и отпуску, а сталь 20 сначала подвергалась газовой цементации (920 °С, $\tau = 10$ часов), а затем закалке и отпуску. Химический состав сталей соответствовал ГОСТ 1050-88, ГОСТ 3833-98, а режимы УЗУ и ТО приведены в таблице 1.

Выбор нетрадиционного режима закалки стали 20 после цементации объясняется тем, что в случае охлаждения образца в воду возникают большие внутренние напряжения, вызывающие значительное коробление образцов. Поэтому в качестве охладителя использовалось масло, которое широко применяется при термообработке ажурных изделий.

Таблица 1 – Режимы термообработки (ТО) и ультразвукового упрочнения (УЗУ) образцов

Вид обработки		закалка	отпуск
ТО	Сталь 20	820 °С (масло)	160 °С (воздух)
	Сталь 45	860 °С (масло)	350 °С (воздух)
	Сталь У7А	790 °С (масло)	170 °С (воздух)
УЗУ	диаметр шарика, мм	1,5-1,6	
	вес шариков, г	300	
	время упрочнения, с	10 ± 1	

Методика и результаты механических испытаний образцов на усталость

Размеры и форма образцов для испытаний на усталость приведены в работе [1]. Испытания проводились в области многоциклового усталости ($\lg N > 4,5$) в условиях действия циклических изгибающих напряже-

ний, возникающих в результате введения образца в резонансные поперечные колебания на электродинамическом вибростенде ВЭДС 200. Моментом разрушения считалось начало увеличения периода колебаний более чем на 5 %. Средняя амплитуда напряжений цикла σ_a оценивалась расчетным методом по величине амплитуды колебаний свободного конца образца на основе данных тензометрирования.

На рис. 1 в двойных логарифмических координатах показаны результаты испытаний на усталость образцов из разных доэвтектоидных углеродистых сплавов с различной технологической наследственностью. Регрессионный анализ показал, что данные испытаний образцов каждого сплава с разной технологической наследственностью хорошо укладываются на прямые, сходящиеся в одной точке, что свидетельствует о существовании общей точки пересечения диаграмм усталости (полюса) для каждого сплава. При этом ординаты полюсов для всех трех сплавов оставались практически одинаковыми: $\lg \sigma_p \approx 3,0$. Абсциссы полюсов ($\lg N_p$) для разных сплавов заметно отличались. Их значения приведены в таблице 2. На графиках четко просматривается увеличение сопротивления усталости с повышением содержания углерода в сталях, а также после УЗУ и, особенно, после ТО.

Для аппроксимации результатов испытаний на многоцикловую усталость, согласно [2], использовалось соотношение:

$$\sigma_a^m \cdot N = \text{const}, \quad (1)$$

Показатель степени m в формуле (1) в двойных логарифмических координатах представляет собой тангенс угла наклона диаграммы усталости к оси ординат σ_a . В таблице 2 приведены средние значения коэффициентов m , определенных по результатам регрессионного анализа данных испытаний на усталость различных выборок образцов при условии существования полюсов диаграмм усталости с установленными ранее координатами для разных марок сталей.

Методика и результаты металлографических исследований образцов

Исследовались структуры образцов из доэвтектоидных углеродистых сталей, поступивших в производство в установленном порядке и подвергнутых в дальнейшем разным видам обработки по установленным режимам существующих в производстве методик. После испытаний на усталость образцы окончательно разрушались на разрывной машине УММ-10. Затем из зоны усталостной трещины каждого испытанного образца изготавливались образцы для металлографических исследований, которые проводились с помощью оптического микроскопа NEOPHOT 32 и растрового электронного микроскопа JSM-6360LA, оснащенного системой для проведения энергодисперсного рентгеноспектрального микроанализа (РСМА).

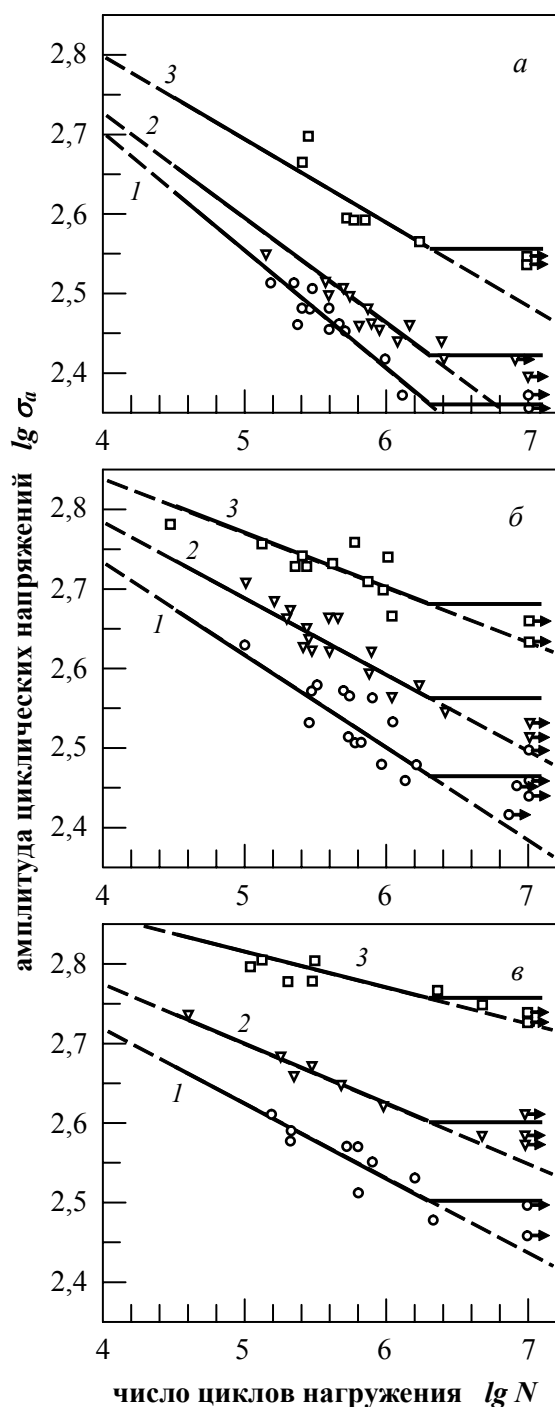


Рис. 1. Регрессионные диаграммы усталости образцов из доэвтектоидных сталей с различными видами обработок:

1 – СП; 2 – УЗУ; 3 – ТО;
а – сталь 20; б – сталь 45; в – сталь У7А

На рис. 2 показаны микроструктуры образцов из стали 20 в состоянии поставки и после поверхностного пластического деформирования (УЗУ), которые практически не отличаются и состоят из относительно равноосных зерен избыточного феррита и пластинчатого перлита, что характерно для доэвтектоид-

ной малоуглеродистой стали после нормализации исходного прутка. На рис. 3 и 4 соответственно показаны структуры образцов из стали 45 и У7А с различной технологической наследственностью. Микроструктуры образцов указанных сталей в состоянии поставки и после УЗУ также практически не отличаются и представляют собой пластинчатый перлит и феррит в разных соотношениях. После ТО микроструктура образца стали 45 классифицируется как бейнит, а сплава У7А представляет собой сложную комбинацию феррита, троостита и малоуглеродистого мартенсита.

Таблица 2 – Значения коэффициента m и абсцисс полюсов для регрессионных диаграмм усталости образцов с различным техническим состоянием

Материал	Вид обработки	Коэффициент m	$\lg N_p$
Сталь 20	СП	6,715	2,0
	УЗУ	7,538	
	ТО	9,568	
Сталь 45	СП	8,548	1,7
	УЗУ	10,374	
	ТО	14,547	
Сталь У7А	СП	10,639	1,0
	УЗУ	13,274	
	ТО	22,397	

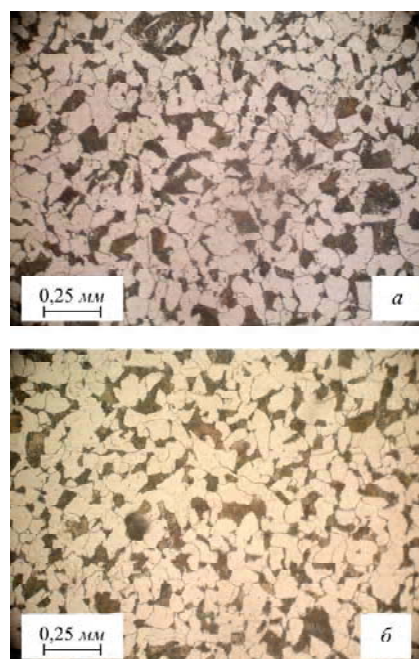


Рис. 2. Микроструктура образцов из стали 20 с различной ТН: а – СП; б – УЗУ

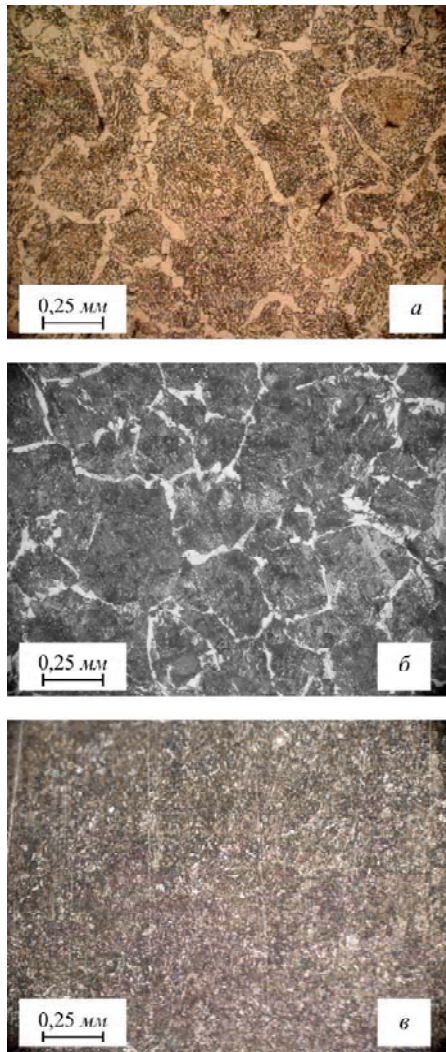


Рис. 3. Микроструктура образцов из стали 45 с различной ТН: а – СП; б – УЗУ; в – ТО

Обсуждение полученных результатов

Согласно [3] в инженерной практике принято основной характеристикой сопротивления усталости конкретного материала, изготовленного по определенной технологии и работающего в условиях действия циклических нагрузок, считать предел выносливости образцов или натуральных изделий, для определения которого требуются большие затраты времени, материальных и трудовых ресурсов. Указанный параметр несет ограниченную информацию о прочностных возможностях исследуемого материала и затрудняет решение задачи оптимизации выбора материала и технологии изготовления конкретной конструкции, обеспечивающих максимальное исчерпание его возможностей в конкретных условиях производства и эксплуатации этих конструкций. Поэтому актуальной является задача поиска новых подходов к исследованию процесса усталости, позволяющих установить простые и надежные характеристики сопротивления усталости.

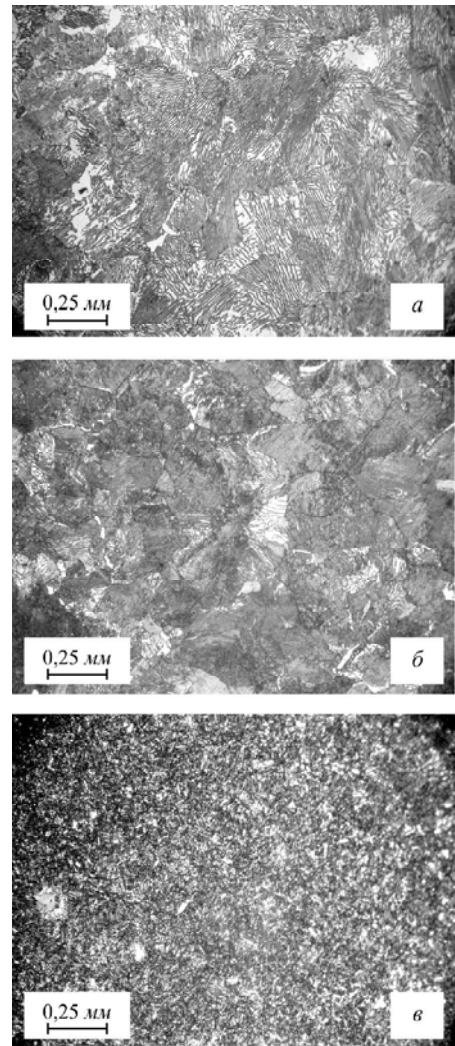


Рис. 4. Микроструктура образцов из стали У7А с различной ТН: а – СП; б – УЗУ; в – ТО

В работах [4-6] показано, что таким репрезентативным параметром, характеризующим поведение конкретных изделий одного химического состава, но с разной технологической наследственностью, является показатель степени m в формуле (1). На рис. 5 приведены графики зависимости коэффициента m от содержания углерода в сплаве и от вида его обработки. Из рисунка видно, что с увеличением содержания углерода при всех видах обработок сплавов коэффициент m возрастает. При этом для всех исследованных материалов после поверхностной пластической деформации образцов указанный коэффициент заметно возрастает, а после ТО возрастает весьма существенно.

Проведенные исследования подтверждают известные положения о взаимосвязи между характеристиками сопротивления усталости и структурой исследуемого материала. В работах [7, 8] рассматриваются механизмы усталостного разрушения в двухфазных сплавах перлитного класса, структура которых представляет наличие перлитных колоний в ферритной

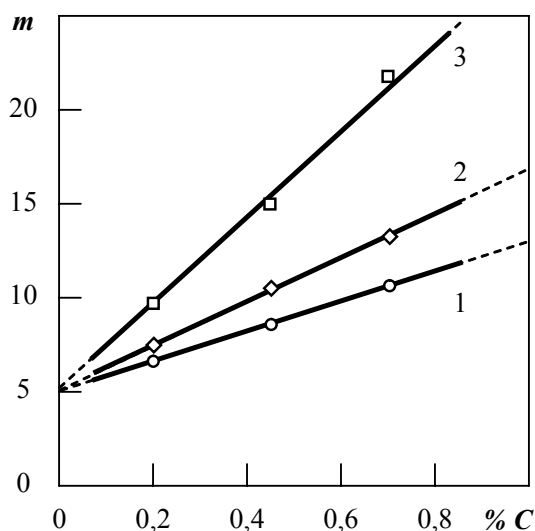


Рис. 5. Зависимости коэффициента m от содержания углерода в образцах с разными видами обработки: 1 – СП; 2 – УЗУ; 3 – ТО

матрице, что, как правило, имеет место после нормализации углеродистых сплавов. В работе [7] отмечается, что при металлографическом наблюдении усталостных повреждений в таком циклически деформируемом двухфазном поликристаллическом теле усталостные трещины всегда возникали в ферритных зернах под действием сдвиговых деформаций в большинстве случаев под углом 45° к линии действия внешней силы (первая стадия усталости). Достигнув критического значения, трещина сдвига скачком меняла направление, переходя на более хрупкую фазу (перлит) как трещина нормального отрыва. Предел выносливости таких сплавов определялся по зависимости $\sigma_w = \sigma_{w0} + K/\sqrt{d_\phi}$ [9], где под d_ϕ понимают характерный размер элементов ферритной фазы.

Таким образом, чтобы рассматривать процессы усталости в углеродистых конструкционных сталях с позиций механики деформируемого гетерогенного твердого тела, необходимо более подробно изучить их возможные структуры при большом увеличении. На рис. 6 показаны микроструктуры образцов исследованных сталей при увеличении $\times 5000$ в состоянии поставки, из которых видно, что с повышением углерода характер среды существенно изменяется. В стали 20 она сильно разнородная. Здесь основную массу составляет мягкая фаза (феррит), в которой хаотично расположены образования разных размеров твердой фазы (перлита), способствующие скоплению ансамблей дислокаций. Структура стали 45 более равномерная. Соотношение феррита и перлита практически одинаковое при некотором превышении феррита. Пакеты перлита практически одинаковые и равномерно распределены в феррите. Возможное распределение ансамблей дислокаций, возникающих у препятствий,

при этом более равномерное, а их прорыв более затруднен. Микроструктура стали У7А представляет собой уже в основном перлитные образования с небольшими промежутками и островками феррита, что существенно затрудняет движение дислокаций, а, следовательно, и образование микротрещин.

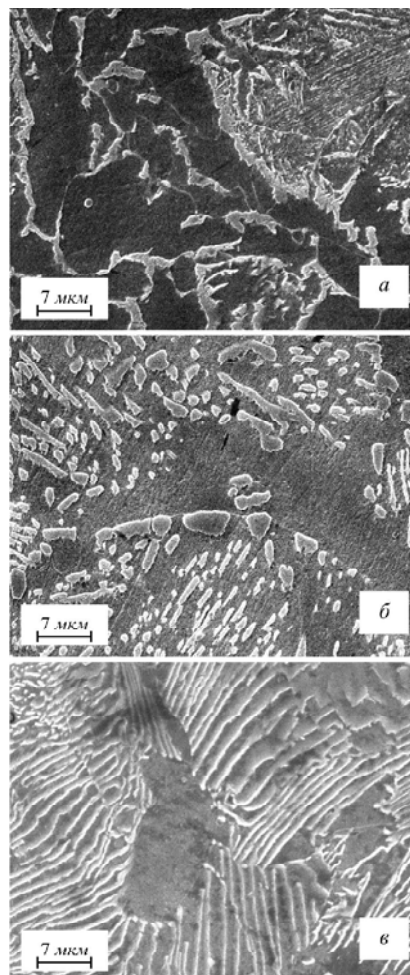


Рис. 6. Микроструктура образцов в состоянии поставки: а – сталь 20; б – сталь 45; в – сталь

На рис. 7 показаны микроструктуры образцов исследованных сталей при увеличении $\times 5000$ после ТО, из которых видно, что после термообработок структуры исследованных сплавов состоят из разного характера пластинчатых и игольчатых образований из твердых элементов в виде перлита и мартенсита с незначительными включениями мягкой структур феррита или остаточного аустенита. Из этого следует, что практически после любого комплекса термообработок углеродистых сплавов с достаточно высоким содержанием углерода, в который входит закалка, образуются сложные структуры, вследствие чего проблематично установить не только характерный размер мягкой фазы d_ϕ , но и распределение ее по объему. Следовательно, модели усталостного разрушения простых двухфазных сплавов, рассмотренные в работах [7, 8], к ним не применимы.

Для разработки адекватных моделей разрушения такого сложного гетерогенного твердого тела, учитывающего специфику влияния на него циклической деформации, необходимы новые подходы к представлению о прочности металлических конструкционных

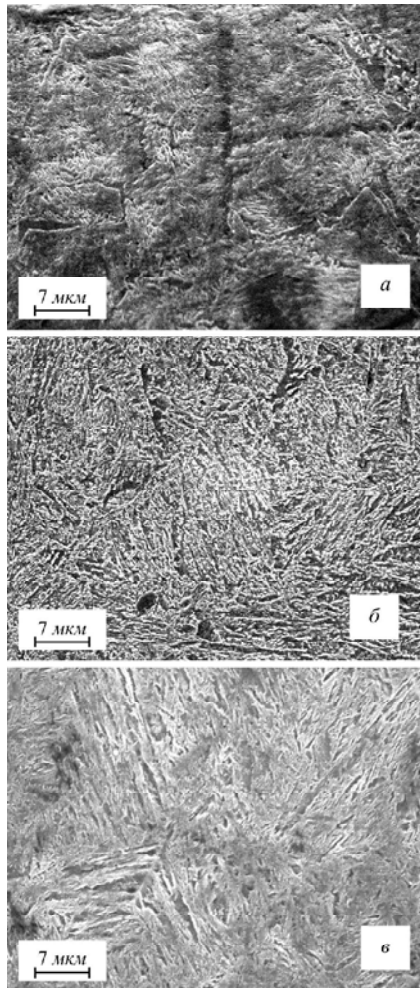


Рис. 7. Микроструктура образцов после термообработки: а – сталь 20; б – сталь 45; в – сталь

материалов. При этом научный и практический интерес представляет определение физического смысла коэффициентов C и m в формуле (1), что связано с установлением механизма усталостного разрушения исследуемого материала. Поскольку исследователи пока не располагают достаточно эффективными прямыми методами изучения процесса разрушения металлических материалов, весьма плодотворным может оказаться предположение аналогии механизмов разрушения полимерных и металлических материалов. Такая аналогия начинается уже с определенного сходства в строении. Так, на рис. 8 показаны строения как образцов металлических материалов, так и образцов ориентированного аморфно-кристаллического полимера. На указанном рисунке хорошо видны пластины цементита в пакетах перлитных образований, аналогичные фибриллам полимера.

Достаточно подробные и надежные исследования прямыми методами (инфракрасной спектроскопии, парамагнитного резонанса, масс-спектрометрии) разрывов связей в полимерах на субмикро- и микроуровнях показали, что скорость этого процесса с повышением напряжения от внешней нагрузки возрастает экспоненциально, а с течением времени сначала интенсивно возрастает, а затем стабилизируется и практически остается постоянной [10]. Тогда усталостное разрушение металлических материалов можно представить как процесс накопления дефектов структуры циклически нагружаемого твердого тела, в котором число последних растет экспоненциально величине приложенного напряжения и пропорционально числу циклов нагружения. Превышение некоторого порогового значения этого числа приводит к образованию магистральной трещины и катастрофическому ее росту. Исходя из этого, коэффициент C в формуле (1) представляет собой пороговое значение накопленных повреждений за период циклического деформирования металлического материала до его разрушения при напряжении $\sigma_a = 1$ МПа, а σ_a^m – характеризует уровень

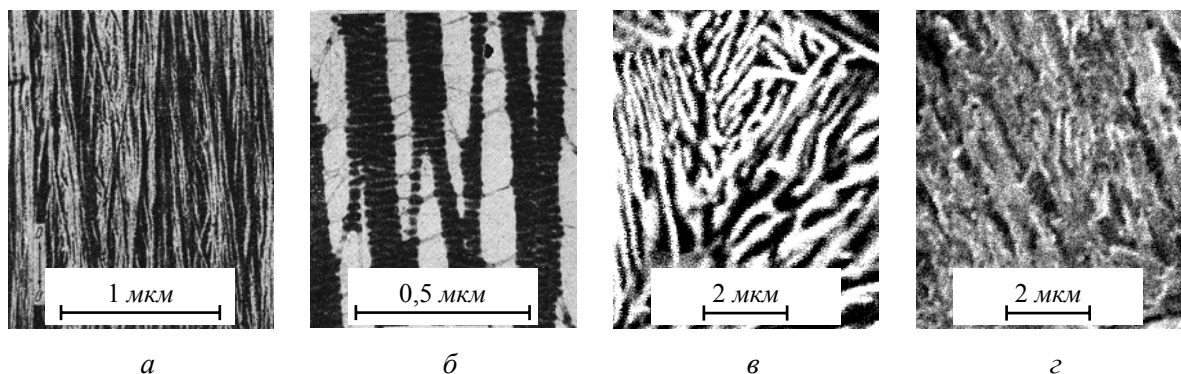


Рис. 8. Морфологическая аналогия структур ориентированного аморфно-кристаллического полимера [10] и металлических материалов:

а – фибриллярное строение полимера; б – гетерогенное строение фибриллы; в – пластинчатое строение перлитного образования (Ст 20); г – игольчатое строение мартенситного образования (Ст У7А)

накопления их за один цикл при напряжении σ_a .

Исходя из геометрической интерпретации уравнения (1) в двойных логарифмических координатах [6], можно записать: $\lg C = \lg N_p + m \cdot \lg \sigma_p$, где C – пороговое число повреждений в материале при $\sigma_a = 1$ МПа, m – тангенс угла наклона диаграммы усталости к оси напряжений, σ_p – ордината полюса диаграммы усталости. Следует отметить, что значение σ_p для разных марок сталей практически оставалось неизменным ($\lg \sigma_p \approx 3$), что соответствует максимальным значениям предела прочности этих сплавов.

Смещение абсциссы полюса для разных сплавов можно объяснить различной интенсивностью динамического структурного старения, суть которого [11] заключается в стабилизации структуры материала под действием циклических нагрузок. Чем меньший процент углерода в сплаве, тем меньше напряжена кристаллическая решетка, тем большее время требуется на стабилизацию структуры материала при его циклическом деформировании.

Интересно отметить, что все три линии $m = f(\%C)$ на рис. 5 сходятся в одной точке: минимальное значение $m_{\min} = 5$ при отсутствии углерода в сплаве. Таким образом, для построения диаграммы усталости партии изделий из определенного материала, зная координаты ее полюса, достаточно определить угол наклона диаграммы усталости к оси напряжений и точку ее перелома N_G .

Полученные результаты исследования значительно расширяют представления о процессе усталости в конструкционных сталях и позволяют разработать методики испытаний на усталость, значительно сокращающие затраты времени, трудовых и материальных ресурсов на их проведение.

Выводы

1. Показано, что диаграммы усталости сталей с определенным содержанием углерода, но с разной технологической наследственностью, сходятся в одной точке – полюсе. Определены координаты полюсов диаграмм усталости сталей и установлена зависимость угла наклона диаграмм к оси напряжений от содержания углерода в стали и ее технологической наследственности.

2. Показана морфологическая аналогия структур углеродистых сталей и ориентированных аморфно-

кристаллических полимеров, что позволяет использовать аналогию механизмов разрушения этих материалов при разработке моделей разрушения сталей и установления физического смысла коэффициентов уравнения диаграммы их усталости.

3. Установлено, что поверхностная пластическая деформация углеродистых сплавов практически не влияет на их структуру, но существенно отражается на характеристиках сопротивления усталости.

Перечень ссылок

1. Беженев С.О. Методика дослідження поверхневого шару конструкційних матеріалів методом акустичної емісії // Нові матеріали та технології в металургії та машинобудуванні. – 1999. – № 1. – С. 6-19.
2. ГОСТ 25.507-85 Методы испытания на усталость при эксплуатационных режимах нагружения – М.: Изд-во стандартов, 1985. – 32 с.
3. ГОСТ 23.207-78 Сопротивление усталости. Основные термины, определения и обозначения – М.: Изд-во стандартов, 1978. – 48 с.
4. Беженев С.А., Беженев А.И., Коцюба В.Ю., Пахолка С.Н. К вопросу оценки характеристик сопротивления усталости конструкционных материалов // Вестник двигателестроения. – 2004. – № 4. – С. 66-71.
5. Беженев С.А. Некоторые аспекты определения характеристик сопротивления усталости конструкционных материалов // Aims for future of engineering science: VI Int. sci. forum (Hong-Kong, March 23-30). – Proceedings: Gaudemus, 2005. – P. 135-140.
6. Беженев С.А., Беженев А.И. К вопросу геометрической и энергетической интерпретации параметров диаграммы многоциклового усталости // Вестник двигателестроения. – 2006. – № 1. – С. 45-52.
7. Вагапов Р.Д. Вероятностно-детерминистская механика усталости. – М.: Наука, 2003. – 254 с.
8. Котречко С.А. Статистическая модель хрупкого разрушения феррито-перлитных сталей // Металлофизика и новейшие технологии. – 2001. – Т.23, № 1. – С. 103-122.
9. Петч Н.Дж. Переход от вязкого состояния в хрупкое в α -железе / Атомный Механизм Разрушения: Материалы междунар. конф. по вопросам разрушения. (Свомпскотт, США, апрель 1959); пер. с англ. под ред. М.А. Штремеля. – М.: Металлургиздат, 1963. – С. 69-83.
10. Регель В.Р., Слущкер А.И., Томашевский Э.Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. – М.: Наука, 1974. – 560 с.
11. Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов – М.: Наука, 2002. – 248 с.

Одержано 12.02.2007

В роботі наведено результати досліджень структури та характеристик опору багатоцикловій втомі зразків вуглецевих конструкційних сталей, що мають різну технологічну спадковість. Запропоновано підхід до описання механізмів руйнування та визначення міцнісних характеристик, який ґрунтується на морфологічній аналогії структур полімерів та металевих матеріалів.

The investigation results of structure and fatigue resistance characteristics over specimens made of structural carbon steel various processing inheritance have been presented. The approach to the description of the mechanism fracture and determination of strength characteristics based on the morphological analogy between the polymers and metals has been suggested.

УДК 669.295

Канд. техн. наук А. В. Овчинников, канд. техн. наук Д. В. Павленко,
д-р техн. наук А. Я. Качан, канд. техн. наук В. Г. Шевченко

Национальный технический университет, г. Запорожье

ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ3-1

Выполнен анализ перспектив применения титановых сплавов в наноструктурированном состоянии. Показано, что интенсивная пластическая деформация методом винтовой экструзии способствует уменьшению размера структурных элементов в сложнолегированном титановом сплаве ВТ3-1.

Современный этап развития авиационной техники в целом и авиадвигателестроения в частности характеризуется значительными достижениями в области конструирования, технологии изготовления, испытаний и теории управления. Новые конструкторско-технологические решения, применяемые в авиационных двигателях пятого поколения, позволили существенно улучшить их технические характеристики. Это, в свою очередь, привело к увеличению нагрузок на конструкционные материалы, применяемые для деталей авиационных двигателей [1]. Основными тенденциями характерными для двигателей пятого поколения, являются существенное повышение термодинамических параметров, степени повышения давления в компрессоре, снижение массы, применение монокристаллических рабочих лопаток турбин, оболочек из композиционных материалов, дисков из порошковых сплавов, а также моноколес.

Одним из факторов, ограничивающих использование новых конструкторско-технологических решений, в настоящее время являются физические и механические свойства металлов и их сплавов.

Для увеличения эффективности использования конструкционных материалов необходимо, чтобы материалы обеспечивали максимально высокий уровень физических и механических свойств, заданный уровень служебных и технологических свойств, а также имели минимальный удельный вес и стоимость

Наиболее полно перечисленным требованиям отвечают титан и сплавы на его основе. Для обеспечения высокого уровня свойств в современные титановые сплавы вводят дорогостоящие легирующие элементы. Это приводит к их удорожанию, значительно усложняет технологию механической обработки резанием, а также технологию последующего ремонта. Другой важной проблемой для сложнолегированных титановых сплавов является обеспечение стабильности свойств во всем объеме металла.

Применяемые в настоящее время классические подходы, основанные на создании специальных систем легирования сплавов, не дают существенного повышения механических свойств в сравнении с существующими сплавами. Это связано с тем, что возможности твердорастворного и дисперсионного упрочнения титановых сплавов практически исчерпаны. Для решения проблемы существенного повышения уровня механических свойств необходимы принципиально новые подходы к упрочнению. Одним из направлений упрочнения сплавов без дополнительного использования легирующих элементов являются методики нано- или субмикроструктурирования.

Проблема получения наноматериалов, предназначенных для различных областей техники, давно является предметом обсуждений [3,4]. В настоящее время известно (в первую очередь, для металлов), что уменьшение размера кристаллических блоков ниже некоторого порогового значения приводит к значительному изменению комплекса физико-механических свойств материала. Металлы в нанокристаллическом состоянии обладают высокой прочностью и твердостью, имеют более высокую вязкость разрушения и повышенную износостойкость. К наноматериалам, по международной терминологии, относят кристаллические материалы со средним размером зерен менее 100 нм, а в размерном диапазоне от 100 нм до 1000 нм материалы относятся к субмикроструктурированным [3].

Титановые сплавы, имеющие в своей основе нано- или субмикроструктуру, качественно отличаются от промышленных титановых сплавов. Так, для технического титана ВТ1-0 и титанового сплава ВТ6 получение в них структурных составляющих размером до 100 нм позволяет повысить прочность до 2-х раз [4]. Повышение прочности, согласно наблюдениям для других сплавов, происходит не постепенно по мере измельчения структуры металлов, а скачкообразно при уменьшении структурных составляющих менее 200...100 нм. Вто-

рой скачок можно наблюдать при достижении размера составляющих структуры менее 10 нм. Для представленного примера со сплавами ВТ1-0 и ВТ6 получение в них субмикроструктуры обеспечивали с помощью интенсивной пластической деформации [5]. Необходимо отметить, что этот метод не требует дополнительно легирования сплавов. Помимо повышения уровня механических свойств, другим важным положительным моментом является тот факт, что сплавы практически не имели анизотропии свойств. Именно стабильность и прогнозируемость свойств конструкционных материалов в наноструктурированном состоянии является одним из определяющих факторов их применения в высокотехнологичных областях промышленности, в частности в авиастроении.

Для титана и его сплавов наноструктурирование может быть выполнено путем интенсивной пластической деформации (ИПД) или путем применения наномодификаторов [5].

Анализ причин повышения уровня физических и механических свойств сплавов при ИПД показал, что основными из них являются увеличение количества барьеров на пути движения дислокаций, повышение однородности структуры металла, уменьшение размеров включений в сплаве, повышение протяженности границ зерен и, как следствие, снижение концентрации примесей по границам зерен. Проанализировав процесс изменения структурных составляющих титановых сплавов, можно сделать вывод, что изменяется механизм зарождения микротрещин и, в большей степени, меняется механизм развития макроскопических трещин. Известно, что при разрушении титановых сплавов в изломе наблюдаются “ямки” вязкого разрушения и “гребни”, указывающие на зоны высокой энергии разрушения, а их размер и энергоемкость разрушения прямо зависят от размера пластин α -фазы и первичных β -зерен. Можно предположить, что уменьшение размера указанных структурных составляющих в значительной степени уменьшит размер “ямок” вязкого разрушения и повысит энергию разрушения. Следует отметить, что во многих случаях причиной невысокого уровня механических и физических свойств титановых сплавов является не прочность α -пластин или первичных β -зерен, а низкая адгезия между ними, т.е. разрушение происходит по межкристаллитному механизму или по прослойкам между α -пластинами.

Таким образом, повышение прочностных свойств титана и его сплавов при наноструктурировании происходит в результате создания структурных композиций с размером структурных составляющих в диапазоне нано- или субразмеров, что изменяет механизм разрушения металла.

На данный момент методами ИПД получены и исследованы наноструктуры в низколегированных α - и псевдо α -титановых сплавах. Для сложнолегированных ($\alpha+\beta$) и β -титановых сплавов, особенно для мартенситных сплавов и стареющих – интерметаллидно

упрочняющихся сплавов, которые находят широкое применение в технике, технология ИПД остается неисследованной. В полной мере не отработана технология получения титановых сплавов с нано- или субмикроструктурой. Нет данных о влиянии наноструктуры на механизмы разрушения сложнолегированных титановых сплавов.

В связи с этим в настоящее время проблема исследования технологии формирования наноструктуры в сложнолегированных титановых сплавах и ее влияние на свойства является актуальной.

Целью настоящей работы являлась оценка эффективности применения интенсивной пластической деформации для получения нанокристаллической структуры в сложнолегированном титановом сплаве ВТ3-1.

Исследования выполняли на призматических образцах размером 70×50×23 мм. Образцы подвергали интенсивной пластической деформации методом винтовой экструзии [5]. После механической обработки для снятия внутренних напряжений и получения исходной структуры образцы подвергали вакуумному отжигу при температуре 820 °С в течение одного часа.

Химический состав и микроструктуру образцов исследовали с применением растрового электронного микроскопа JSM-T300 фирмы JEOL (Япония) при ускоряющем напряжении 20...30 кВ во вторичных электронах. Металлографические шлифы подвергали механическому полированию с последующим анодным электрохимическим травлением.

Состав, физические и механические свойства исследуемого сплава соответствовали техническим условиям. Интенсивная пластическая деформация методом винтовой экструзии использовалась для получения субмикроструктуры в техническом титане ВТ1-0 и псевдотитановом сплаве ВТ6 путем многократного продавливания (до 10 проходов) заготовок через специальную пресс-форму при температуре 450 °С [5]. Попытка деформации титанового сплава ВТ3-1 на тех же режимах привела к их разрушению после одного прохода.

Для анализа причин разрушения заготовок из сплава ВТ3-1 в процессе деформации были проведены исследования макро- и микроструктуры в различных сечениях образцов.

Исходная заготовка имела типичную для титановых поковок сплава ВТ3-1 пластинчатую структуру, представленную зернами первичной β -фазы, размером 20...40 мкм. Внутри зерен первичной β -фазы располагались пластины α -фазы размером 2...4 мкм, между которыми имелись прослойки β -фазы размером около 2 мкм (рис. 1).

Структурные составляющие сплава в исходном состоянии имели значительные размерные отличия (см. рис. 1). Так, по границам первичных β -зерен присутствовала α -оторочка размером 3...7 мкм, что до 2,5 раз превышает средние размеры α -пластин и до 5 раз больше β -прослойки. Кроме того, наблюдалась химическая неоднородность в структурных составляющих (рис. 2).

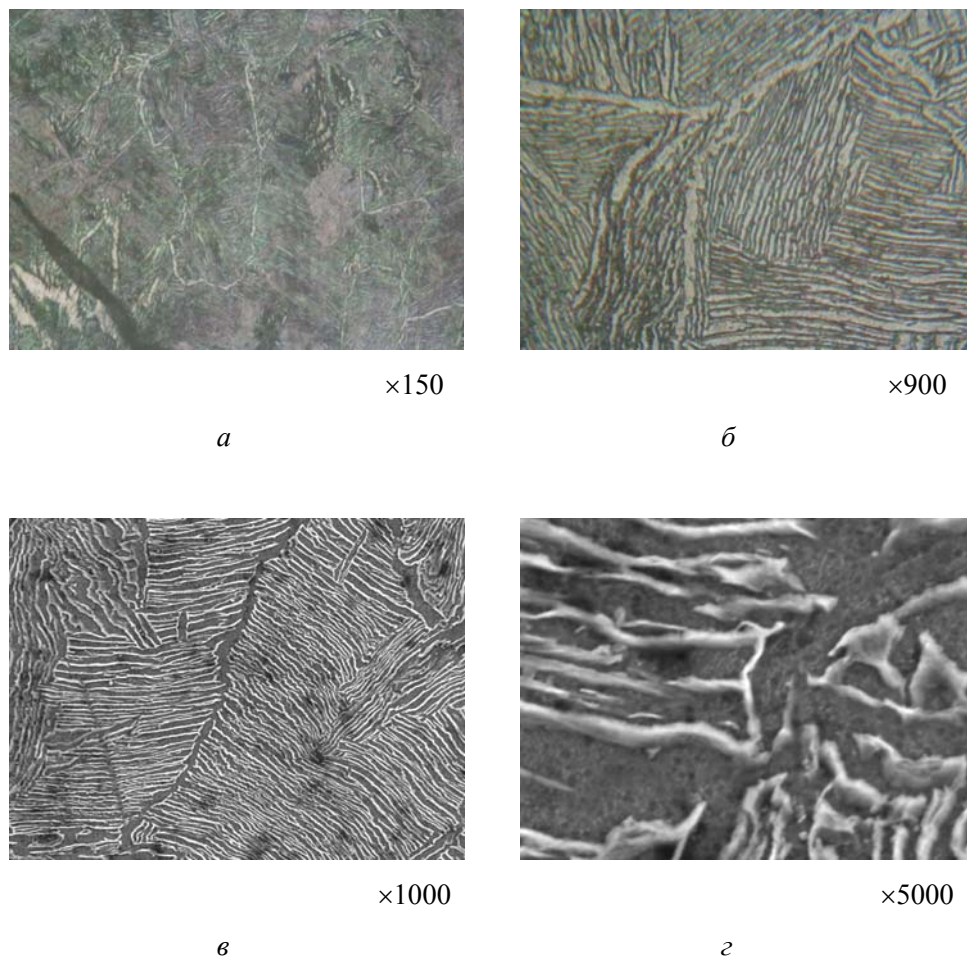


Рис. 1. Исходная структура образцов из сплава ВТЗ-1:
a, б – оптический микроскоп; *в, г* – электронный растровый микроскоп, темнопольное изображение

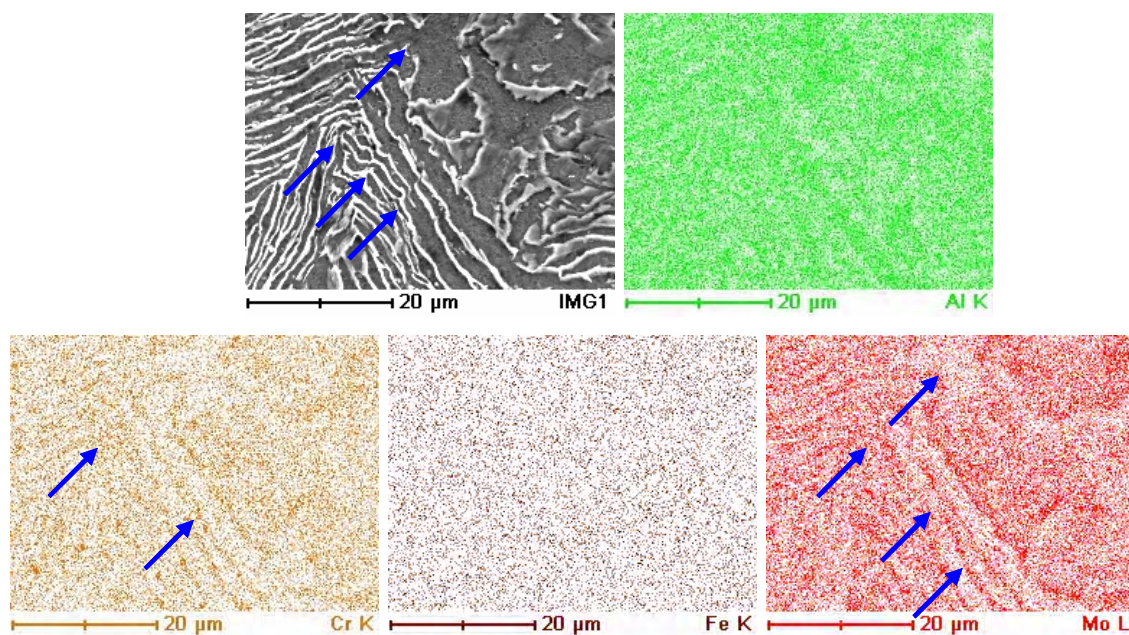


Рис. 2. Распределение легирующих элементов в структурных составляющих исходных заготовок

Повышенная концентрация β -стабилизирующих элементов Мо и Сг в больших количествах имела место в β -прослойках и практически отсутствовала в α -пластинах.

После ИПД сплав имел участки структуры, не подвергнутой деформации (рис. 3). По-видимому, деформация структуры сплавов методом винтовой экструзии происходит фрагментарно. При этом многократные проходы через винтовой канал пресс-формы приводят к увеличению деформированных областей структуры сплава. В результате многопроходной деформации количество деформированных областей накапливается и суммируется, что в конечном итоге обеспечивает деформацию всего объема металла. К аналогичным выводам пришли авторы работы [5], получившие положительные результаты при ИПД сплава ВТ1-0. Количество деформированных участков структуры за один проход не превышало 10 % объема металла. В участках сплава, ко-

торые подверглись пластической деформации, наблюдается значительное изменение структуры (см. рис.3).

В деформированных участках практически отсутствуют границы первичных β -зерен и α -оторочка. Размеры α -пластин, являющихся основной структурной составляющей сплава, уменьшились с 2...4 мкм до 0,2 мкм (200 нм). Пропорциональное уменьшение размера наблюдается и для прослойки β - фазы. Анализ распределения легирующих элементов в деформированных участках сплава показал отсутствие концентрационной неоднородности в структуре субмикрострукстических размеров (рис. 4).

В участках, в которых не произошла пластическая деформация, наблюдается концентрационная неоднородность легирующих элементов, что видно по концентрационному всплеску хрома в месте, где размер структурных составляющих составляет 1...2,5 мкм (см. рис. 4).

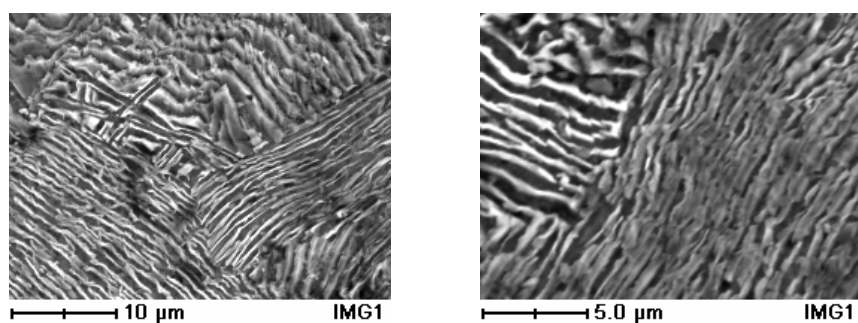


Рис. 3. Фрагменты структуры сплава ВТ3-1 после интенсивной пластической деформации методом винтовой экструзии

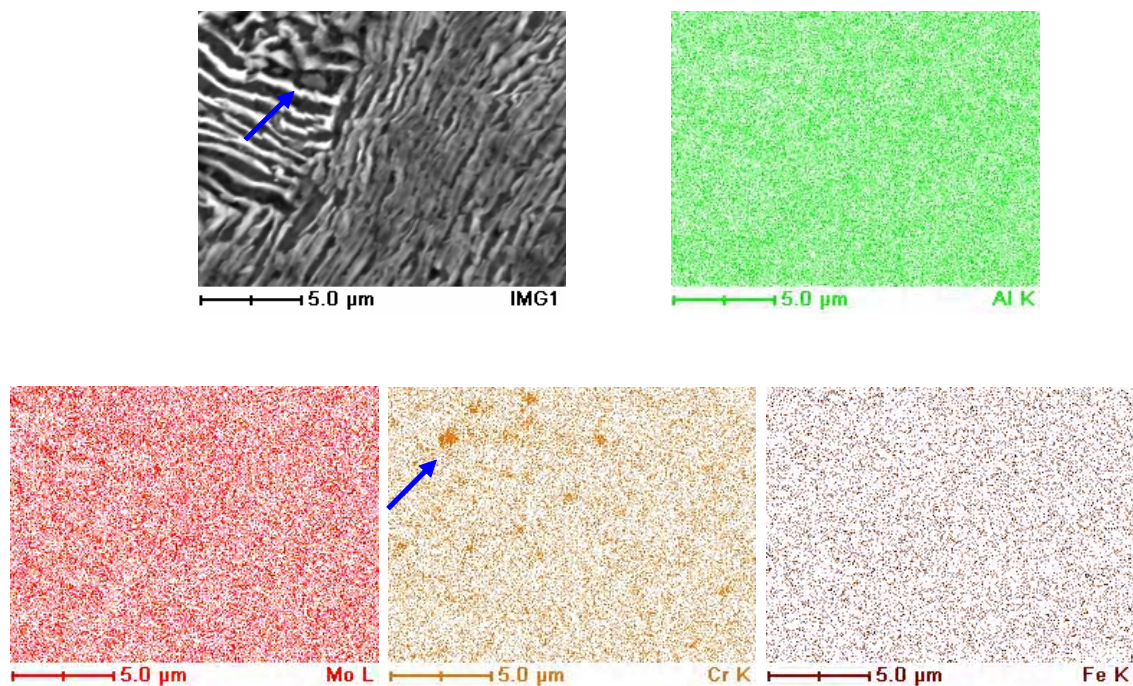


Рис. 4. Распределение легирующих элементов в деформированных участки сплава ВТ3-1 после ИПД методом винтовой экструзии

Величина отдельных структурных составляющих сплава BT3-1 после однократного пластического деформирования методом винтовой экструзии предопределяет возможность получения ультрадисперсной и наноразмерной структуры во всем объеме образца. Несмотря на разрушение образца, вероятно, связанное с более низкой пластичностью сплава BT3-1 по сравнению со сплавом BT1-0, в обработанных образцах имелись участки деформации. При этом размер отдельных структурных составляющих уменьшился до 10 раз (размер α -пластин изменился с 2...4 мкм до 0,2 мкм).

На основании анализа результатов исследований можно сделать выводы о том, что сложнолегированные титановые сплавы можно наноструктурировать до размера структурных составляющих в пределах 100 нм методами интенсивной пластической деформации при оптимизации режимов обработки.

Наиболее перспективно получение наноструктуры в высокопрочных титановых сплавах, что позволит существенно повысить их прочностные характеристики, что дает серьезное преимущество титану перед другими конструкционными материалами, в том числе композиционными, и значительно расширит области его применения.

Особенно перспективно применение нано- и субмикроструктурированных титановых сплавов в авиадвигателестроении. Повышение комплекса механических и физических свойств титановых сплавов, используемых для производства лопаток компрессоров и вентиляторов, позволит повысить их запас прочности и ресурс. Другим перспективным направлением ис-

пользования наноструктурированных материалов является замена высоколегированных дорогих сплавов более дешевыми, свойства которых после наноструктурирования будут обеспечивать требуемый запас прочности.

Таким образом, полученные результаты и их анализ свидетельствуют о перспективности использования наноструктурированных титановых сплавов в авиадвигателестроении и других отраслях техники. Однако их применение возможно только после оптимизации технологии наноструктурирования, а также проведения широкого комплекса исследований эксплуатационных, технологических и специальных свойств.

Перечень ссылок

1. Теория, расчет и проектирование авиационных двигателей и энергетических установок: /В.И. Бакулев, В.А. Голубев, Б.А. Крылов, и др.; под редакцией В.А. Сосунова, В.М. Чопкина " М.: Изд-во МАИ, 2003. " 688 с.
2. Богуслав В.А., Яценко В.К., Жеманюк П.Д., Пухальская Г.В., Павленко Д.В., Бень В.П. Отделочно-упрочняющая обработка деталей ГТД – Запорожье, изд. ОАО "Мотор Сич", 2005. – 559 с.
3. Гусев А.И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2005. – 416 с.
4. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные методом интенсивной пластической деформации. М., Логос, 2000. 272 с.
5. Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Орлов Д.В., Сынков С.Г. Винтовая экструзия – процесс накопления деформации. – Донецк: Фирма ТЕАН, 2003. – 87 с.

Одержано 17.05.2007

Виконано аналіз перспектив застосування титанових сплавів у наноструктурованому стані. Показано, що інтенсивна пластична деформація методом гвинтової екструзії сприяє зменшенню розміру структурних елементів у складнолегованому титановому сплаві BT3-1.

The analysis of perspectives titanium alloys application in nanostructured state have been carried out. It has been shown, that the intensive plastic deformation by a method of screw extrusion contributes in reduction of structural element size in complexly alloyed titanium alloy BT3-1.

О ПРЕДЕЛЕ ВЫНОСЛИВОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Рассмотрены основные представления о пределе выносливости металлических материалов. На стандартной базе испытаний на многоцикловую усталость 10^7 - 10^8 циклов чаще всего наблюдается два типа кривых: с горизонтальным участком при выходе на предел выносливости и без него. В условиях гигацикловой усталости при долговечностях в интервале 10^8 - 10^{10} циклов после горизонтального участка кривых усталости первого типа появляется вторичная ветвь гигацикловой усталости. При этом зарождение усталостных трещин, как правило, происходит под поверхностным слоем металла у металлических включений. Вопрос о существовании вторичного предела выносливости в области гигацикловой усталости остается дискуссионным.

В последние годы вырос интерес к вопросу о наличии предела выносливости металлических сплавов на сверхбольшой базе испытания. В частности, многие ответственные авиационные детали и конструкции должны работать в области гигацикловой усталости. Считается, что при построении кривых многоцикловой усталости металлических материалов на *стандартных базах испытания* 10^7 - 10^8 циклов нагружения в полулогарифмических координатах σ - $\lg N$, в основном, наблюдается два вида кривых (рис. 1, кривые 1 и 2). На кривой 2 при определенном критическом напряжении σ_R и критическом числе циклов N_R возникает горизонтальный участок, на котором образец может не разрушаться на принятой базе испытаний. В этом случае часто говорят о *физическом пределе выносливости* σ_R (в немецкой технической литературе – *physikalische Dauerschwingfestigkeitsgrenze* [1]) или *резком пределе усталости* – *sharp fatigue limit* в англоязычной литературе [2]) по аналогии с физическим пределом текучести σ_m (интересно отметить, что физический предел усталости, как правило, чаще всего наблюдается у материалов, имеющих физический предел текучести [3-5]). Для металлических материалов, не имеющих физического предела выносливости, на кривой усталости определяется *предел ограниченной выносливости* σ_{RN} – значение максимальной по абсолютной величине напряжения цикла, соответствующее задаваемой долговечности [6] (рис. 1, кривая 1). База испытаний для определения пределов выносливости в соответствии с ГОСТ 25.502-79 принимается: 10^7 циклов – для металлов и сплавов, имеющих практически горизонтальный участок на кривой усталости; 10^8 циклов – для легких сплавов и других металлов и сплавов, ординаты кривых усталости которых по всей длине непрерывно уменьшаются с ростом числа циклов [7]. Однако для ряда высокопрочных [8] и закаленных сталей [9] наблюдается линейная зависимость

σ - $\lg N$ (рис. 1, прямая 3). При этом наблюдается повышенный разброс экспериментальных данных. Считается, что такая линейная зависимость связана с наличием в материале дефектов (например, закалочные микротрещины в углеродистых сталях).

Рассмотрим вопрос о природе, физическом пределе выносливости более детально, тем более, что в последние годы интенсифицировались исследования по изучению усталостной прочности на сверхбольших базах испытания, составляющих 10^9 - 10^{10} циклов нагружения – так называемая *гигацикловая усталость* [10-13]. Испытания на таких больших базах бывают

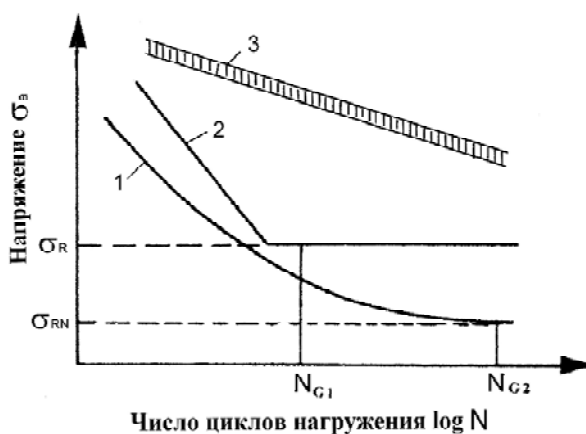


Рис. 1. Различные виды кривых усталости:

1 – кривая усталости для образцов с горизонтальным участком; 2 – кривая усталости без горизонтального участка; 3 – прямолинейная зависимость между напряжением и числом циклов; N_{R1} и N_{R2} стандартные базы испытаний для кривых 1 и 2 соответственно; σ_{R1} и σ_{R2} – пределы выносливости

необходимы, поскольку ресурс нагружения многих ответственных металлических конструкций, работающих в режиме циклических нагрузок, превышает стандартные базы усталостных испытаний. Возможные методики расчета долговечностей при сверхбольших базах испытаний на усталость рассмотрены в работе [14].

Проведение таких испытаний выявило интересную особенность. Металлические материалы, у которых при стандартных базах испытания наблюдался физический предел выносливости, вдруг начинают разрушаться после прохождения 10^7 - 10^8 циклов нагружения и возникает как бы вторая ветвь гигацикловой усталости и длинная ступенька между кривой многоциклового и гигацикловой усталости (ступенчатая, двойная или многостадийная кривая усталости [15]). При этом на больших базах испытаний на усталость (больших 10^7 - 10^8 циклов нагружения) трещины почти всегда зарождаются не на поверхности, как это обычно наблюдается при многоциклового усталости, а под поверхностным слоем. На рис. 2 представлены результаты усталостных испытаний в условиях симметричного растяжения – сжатия с частотой 20 КГц образцов из высокопрочных пружинных сталей Cr-Si и высокопрочных легированных сталей типа 42CrMo₄ [12]. Видно, что во всех случаях у кривых усталости имеются две ветви долговечностей, между которыми существует горизонтальный участок (разрыв кривых усталости). Первая ветвь обычно оканчивается при долговечностях 10^6 - $5 \cdot 10^6$, а вторая начинается после 10^8 циклов. Если образцы разрушались до 10^7 циклов, то усталостные трещины зарождались в поверхностном слое образцов. После 10^7 циклов зарождение трещин происходит под поверхностным слоем преимущественно у сульфидных неметаллических включений размером от 10 до 40 мкм [12].

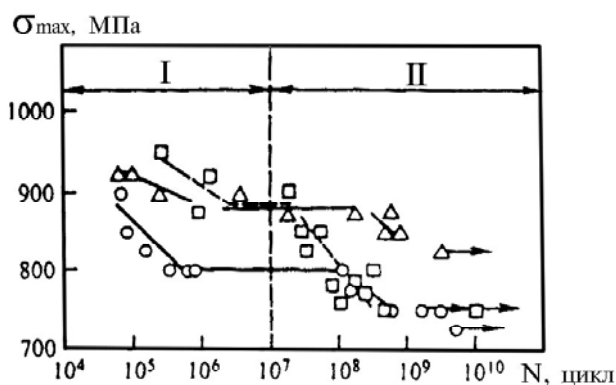


Рис. 2. Кривые усталости высокопрочных пружинных сталей Cr-Si:
○ – сталь 54SC6; □ – 55SC7; Δ – 55SC7T2; I – область зарождение трещины на поверхности; II – под поверхностным слоем

Подповерхностные микротрещины в области гигацикловой усталости могут также зарождаться у мелкодисперсных выделений, на границе раздела пластичной и более прочной фаз, а также в результате растрескивания хрупких фаз. В пластичных металлах при циклировании на обычных базах испытания во внутренних объемах материала могут возникать поры. Так, в работе [16] изучали образование внутренних микротрещин и пор на разных стадиях усталостной долговечности железа (0,025 %C) путем микроструктурных исследований и определения плотности материала. Испытание на усталость проводили при постоянной амплитуде пластической деформации за цикл $\Delta \epsilon_{pl} = 6 \times 10^{-3}$ до 50, 70 и 90 % от ожидаемой долговечности до разрушения. Было показано, что циклическое деформирование приводит к снижению плотности образцов железа за счет образования микротрещин и пор диаметром до 2,4 мкм по мере увеличения долговечности. Таким образом, в пластичных металлах и сплавах подповерхностные усталостные микротрещины могут зарождаться при сверхбольших базах испытаний в области внутренних пор, образовавшихся в процессе циклирования на стандартных базах испытаний.

Интересные данные по особенностям зарождения микротрещин при разных долговечностях рассмотрены в работе [17], в которой изучали усталостные характеристики высокопрочной низколегированной стали JIS – SCM440 (0,42C; 0,19Si; 0,8Mn; 0,015P; 0,018S; 0,01Cu; 0,02Ni; 1,16Cr; 0,16Mo) с уровнем предела прочности ~ 1600 МПа и 2000 МПа после обычной закалки и отпуска (индекс QT) и аусформинга – деформирование аустенита при высокой температуре с последующей закалкой (AF). В обоих случаях структура состоит из отпущенного мартенсита с границами зерен предшествующего аустенита. Однако в случае аусформинга эти границы вытянуты в направлении высокотемпературной деформации. Механические свойства и обозначения исследованных вариантов стали представлены в таблице, а результаты усталостных испытаний с использованием электромагнитной резонансной машины (частота нагружения 120 Гц) и ультразвуковой установки (частота 20 кГц) на рис. 3. Как видно из рис. 3, а, максимальная циклическая прочность у стали класса прочности 1600 МПа наблюдается после аусформинга (предел выносливости $\sigma_R = 920$ МПа) и зарождение усталостных трещин в этом случае происходит в поверхностном слое металла. В случае обычной термообработки (закалка и отпуск) $\sigma_R = 820$ МПа. При этом до долговечностей 10^5 циклов зарождение трещин происходит на поверхности металла, а при больших – в приповерхностных слоях в основном у неметаллических включений TiN по типу “рыбьего глаза”. При этом на кривой усталости образуется ступенька. В случае стали класса прочности 2000 МПа также наибольшая циклическая прочность наблюдается у стали после аусформинга ($\sigma_R = 1010$ МПа). После обычной термообработки $\sigma_R = 840$ МПа

(рис. 3, б). При этом в обоих случаях поверхностное зарождение усталостных трещин наблюдается только при высоких напряжениях, а при низких – подповерхностное на различных типах неметаллических включений и внутренних фасетках. На усталостном изломе кроме неметаллического включения наблюдается также небольшая оптически темная поверхность (ОТП) [17].

Встает вопрос о том, будет ли наблюдаться вторичный предел выносливости, если испытания проводить при еще меньших напряжениях и сверхбольших базах испытаний? По этой проблеме существуют две точки зрения [15]. Одни исследователи [15, 18, 19] считают, что на кривой усталости может быть еще один предел усталости при низких напряжениях и ультрабольшой долговечности (рис. 3, а), а другие [20, 21] – что в гигацикловой области нет предела выносливости (рис. 3, б).

Пример второго типа кривой усталости, полученной на базе испытания 10^9 циклов нагружения, приведен на рис. 4 [11]. В данном случае [19] исследовали

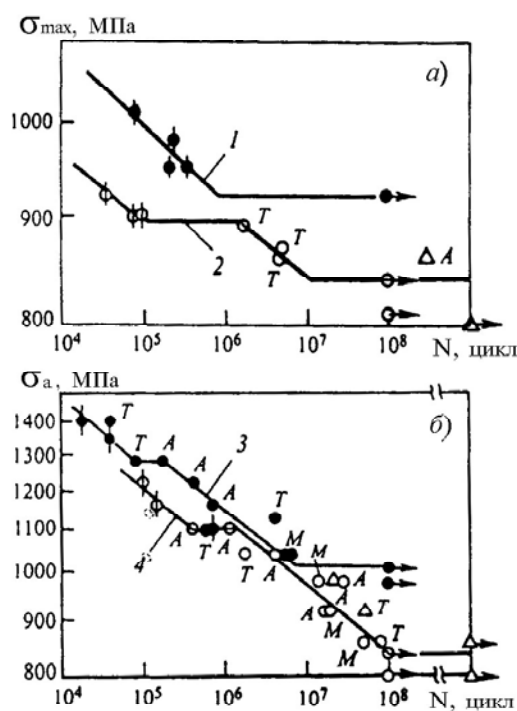


Рис. 3. Кривые усталости стали JIS – SCM440 класса прочности, соответствующего $\sigma_y = 1600$ МПа (а) и $\sigma_y = 2000$ МПа (б), в различном структурном состоянии:

1 – AF1600 (после аусформинга); 2 – Q1600 (после закалки с отпуском); 3 – AF2000 (после аусформинга); 4 – QT2000 (после закалки с отпуском); ●, ○ – частота циклов $f = 120$ Гц; Δ – $f = 20$ кГц; А – зарождение трещины в подповерхностном слое у неметаллического включений Al_2O_3 ; Т – у включений TiN; М – в матрице; перечеркнутые значки – зарождение трещин на поверхности

особенности зарождения усталостных трещин в высокопрочной подшипниковой стали JIS SUJ2 (1,01 С; 0,23 Si; 0,36 Mn; 1,45 Cr; 0,06 Cu; 0,04 Ni; 0,02 Mo; 0,012 P; 0,007 S, вес. %) с пределом прочности 2316 МПа в условиях изгиба с вращением с частотой 52,5 Гц. Из рис. 4 видно, что при амплитуде напряжения выше 1200 МПа имеются две ветви кривых ограниченной долговечности и при этом на одной из ветвей, на которой образцы разрушаются при меньшем числе циклов, зарождение усталостных трещин происходит с поверхности образцов, а на другой (у образцов с большей долговечностью) – у неметаллических включений в подповерхностном слое. В последнем случае возникает зона зарождения усталостной трещины типа “рыбий глаз” (рис. 5). При амплитудах напряжения меньших 1200 МПа на базе испытания 10^7 - 10^9 усталостные трещины всегда зарождаются под поверхностью. Причем, от длины подповерхностной трещины $2b$ (рис. 5) в пределах величин 40-380 мкм число циклов до разрушения практически не зависит. Таким образом, критический размер микротрещины у этой высокопрочной стали составляет ~ 40 мкм.

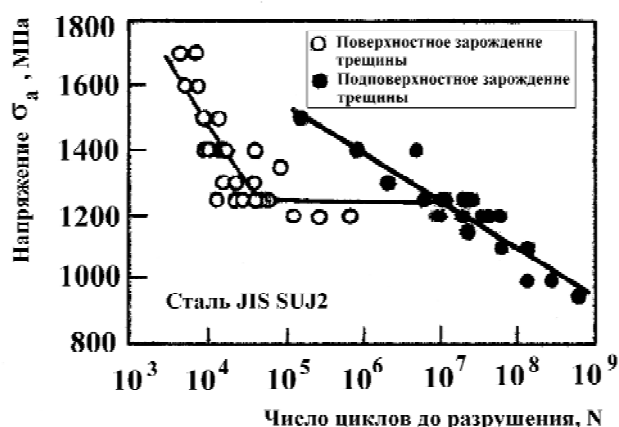


Рис. 4. Циклическая прочность высокоуглеродистой хромистой подшипниковой стали JIS SUJ2; ○ – зарождение трещины на поверхности; ● – в подповерхностном слое



Рис. 5. Схема зарождения подповерхностной усталостной трещины у неметаллического включения

Следует отметить, что кроме двойных или ступенчатых кривых усталости наблюдаются кривые усталости без ступенек (типа кривой 1 на рис. 1) вплоть до сверхбольших баз испытаний. Такая кривая усталости для образцов из чугуна SG 52 получена при различных частотах нагружения. При долговечностях больших 10^7 циклов нагружения зарождение трещин происходит под поверхностным слоем [22].

Н. Муграби [15], рассматривая вопрос о форме кривой усталости в области гигаусталости или ультрабольших циклов нагружения (ultrahigh cycle fatigue – UHCF), считает, что существует два основных типа материалов, различающихся механизмом зарождения усталостных трещин. Для типа I, который характерен для отожженных пластичных металлов и сплавов, зарождение усталостных микротрещин и дальнейшее их распространение начинается с поверхности. У этих материалов наблюдается тип ступенчатой диаграммы усталости с двумя пределами выносливости. В работе [15] такая диаграмма усталости по экспериментальным данным для пластичной меди представлена в виде диаграммы в двойных логарифмических координатах $\log De_{pl} - \log N$ (рис. 6). Здесь участок I соответствует усталостному разрушению по закону Коффина-Мэнсона; горизонтальный участок II соответствует пределу выносливости на стандартных базах испытаний (автор [15] связывает эту пороговую деформацию с минимальной амплитудой пластической деформации за цикл, при которой возможно формирование устойчивых полос скольжения); участок III – вторичная ветвь кривой усталости в гигацикловой области и участок IV – вторичный предел выносливости, связанный с пороговой амплитудой пластической деформации, при которой практически отсутствует необратимые процессы сдвигобразования. Анализируя возможность формирования устойчивых полос скольжения в области гигацикловой усталости, Р. Лукаш и Л. Кунц [23] пришли к выводу, что они не могут возникать при сверхбольших базах испытаний. Однако небольшая необратимость процессов сдвигобразования при циклических нагрузках в течение 10^8 - 10^{10} может привести к формированию достаточно развитого локального поверхностного рельефа и зарождению усталостной микротрещины. У материалов типа II, к которым относятся стали, и поверхностное разрушение наблюдается при высоких и средних уровнях напряжений, а при низких амплитудах напряжений в области гигацикловой усталости – подповерхностное зарождение трещин.

В связи с тем, что в последние годы обнаружилась вторичная ветвь кривой усталости при сверхбольших базах испытаний, нам следует еще раз вернуться к рассмотрению вопроса о природе так называемого физического предела выносливости. Возможно, в свете новых экспериментальных данных этот резкий предел выносливости на стандартных базах испытания (рис. 1, кривая 2) следует называть *нормированным пределом*

выносливости в отличие от *нормированного условного предела выносливости*, который определяется на кривых усталости без горизонтального участка на стандартных базах испытания (рис. 1, кривая 1).

Обзор теорий предела выносливости рассмотрен в [3, 4]. В последние годы наличие горизонтального участка на кривой усталости чаще всего связывали с процессами статического или динамического деформационного старения. Автором [3, 4] была предложена гипотеза о природе физического предела выносливости ОЦК-металлов и сплавов, основанная на идее барьерного действия более прочного приповерхностного слоя глубиной порядка размера зерна с повышенной плотностью дислокаций, формирующегося с опережением (по сравнению с внутренними объемами металла) на ранних стадиях циклического нагружения при напряжении нормированного предела выносливости. При этом автор исходил из предпосылки, что у ОЦК-металлов и сплавов природа таких феноменов, как физический предел текучести и физический предел выносливости, должна быть взаимосвязана [3, 4].

В том случае, когда предел выносливости находится ниже статического предела текучести, формирование более прочного барьерного слоя глубиной порядка размера зерна с повышенной плотностью дислокаций происходит на стадии циклической микротекучести за счет более раннего пластического течения поверхностных слоев. В ОЦК-металлах и сплавах созданию более прочного слоя приповерхностного слоя способствует наличие большого числа систем скольжения и протекание процессов динамического деформационного старения, а также образование в этом слое остаточных напряжений сжатия. В случае, когда предел выносливости выше статического предела текучести, несмотря на предварительную пластическую деформацию всего сечения материала, сохраняются условия для формирования более прочного приповерхностного слоя в процессе циклического деформирования. Действуют те же самые факторы, что и в первом случае, когда нормированный предел выносливости ниже статического предела текучести. Известно, что преимущественное течение поверхностного слоя и создание остаточных напряжений сжатия наблюдается и при больших степенях пластической деформации.

В работе [24] были рассмотрены процессы микро- и макропластической деформации металлических материалов ниже предела выносливости при стандартных базах испытания (10^7 - 10^8 циклов нагружения), которые могут приводить к образованию устойчивых полос скольжения и даже нераспространяющихся усталостных микротрещин. Увеличение базы испытания на усталость до 10^9 - 10^{10} приводит, как правило, к тому, что в основном объеме металла процессы микропластической деформации практически не протекают, а локализируются лишь в зоне подповерхностных неметаллических включений, где и происходит зарождение микротрещин из-за локальной концентрации напряже-

ний. Было также показано [25], что содержащийся в сталях водород (в количестве более 0,07 ppm) может способствовать развитию подповерхностной усталостной микротрещины типа “рыбьего глаза”. Кроме того, при подповерхностном зарождении усталостных трещин в шарикоподшипниковой стали SUJ2 в местах зарождения трещин наблюдали сильную сегрегацию углерода [26].

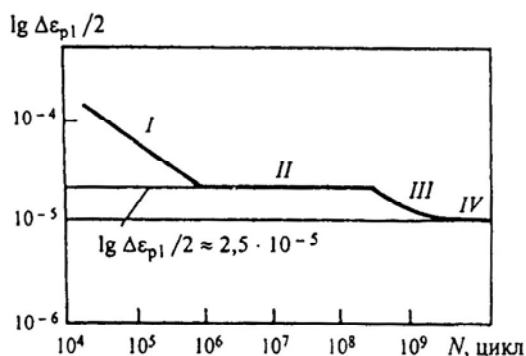


Рис. 6. Кривая усталости меди при сверхбольших базах испытания в координатах $\log \Delta \epsilon_{pl} - \log N$ ($\Delta \epsilon_{pl}$ – размах амплитуды пластической деформации за цикл; N – число циклов до разрушения)

Выше уже говорилось, что при гигацикловой усталости зарождение усталостных микротрещин в металлических материалах в очень многих случаях происходит под поверхностным слоем и преимущественно у неметаллических включений. Следует отметить, что подповерхностное зарождение усталостных трещин уже давно наблюдалось и при обычной многоциклового усталости [27], и в тех случаях, когда поверхностные слои

материала были упрочнены (например, индукционной закалкой, цементированием или азотированием [28-30]. На рис. 7 представлены экспериментальные данные по циклической прочности высокопрочной стали 20MnCr5V после азотирования поверхностного слоя на глубину 0,5 мм [28]. Видно, что переход от малоциклового усталости к многоциклового сопровождается перегибом кривой усталости и изменением механизма зарождения трещин – от поверхностного к подповерхностному [28]. На рис. 8 представлена фрактографическая картина зарождения усталостной трещины в образце из стали 45 у неметаллического включения на границе раздела между упрочненным индукционной закалкой поверхностным слоем и основным металлом [29, 30].

Таким образом, наиболее вероятной причиной подповерхностного зарождения усталостных микротрещин в области гигацикловой усталости, по нашему мнению, является то, что в процессе длительных повторных нагрузок происходит преимущественное упрочнение поверхностного слоя (глубиной от нескольких до нескольких десятков микрон) и он является барьером для выхода дислокаций, препятствует формированию устойчивых полос скольжения. Этот слой является более прочным, несмотря на наличие в нем поверхностных дефектов (включая наличие нераспространяющихся микротрещин в пластичных материалах), в том числе и расположенных на поверхности металла неметаллических включений. Этот более прочный поверхностный слой может быть уже в исходном материале после механической или химико-термической обработок образцов [31, 32]. Наличие более прочного поверхностного слоя приводит к тому, что усталостные микротрещины зарождаются в под-

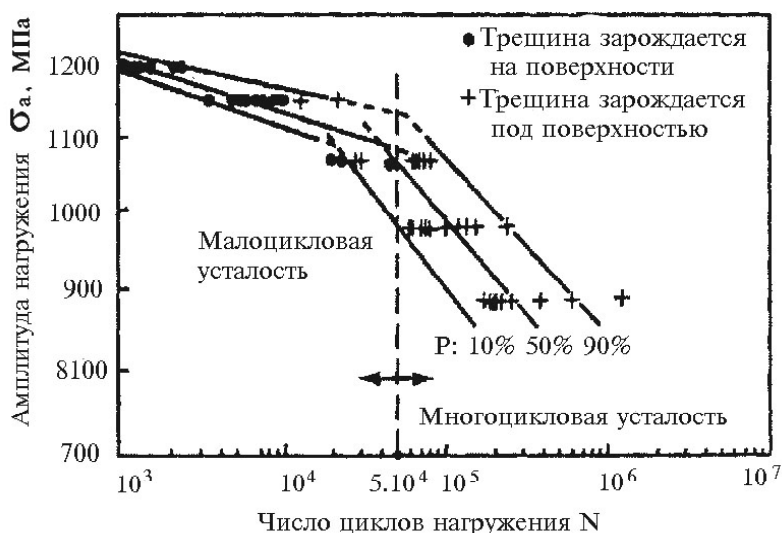


Рис. 7. Циклическая прочность при переходе от малоциклового к многоциклового усталости азотированных образцов из стали 20MnCr5V (толщина азотированного слоя 0,5 мм) с различной вероятностью разрушения P ; $\circ$ – зарождение трещины на поверхности; $+$ – в подповерхностном слое

поверхностном слое преимущественно у неметаллических включений, химический состав, размеры и форма которых также сильно влияют на уровень предела выносливости (особенно у высокопрочных сталей). Зарождению микротрещин у этих включений способствует сильная локальная концентрация напряжений, а также возможное проникновение водорода в зону включения [25, 33-35].

Вопрос о существовании вторичного предела выносливости в области гигацикловой усталости остается дискуссионным. В философском аспекте предел выносливости у технически чистых металлов и сплавов в условиях воздушной среды определенной влажности (можно указать еще много факторов и условий испытаний), по-видимому, быть не может. Технический аспект этой проблемы связан с реальными задачами оценки циклической прочности металлических конструкций, работающих в реальных условиях и реальных сроках эксплуатации.

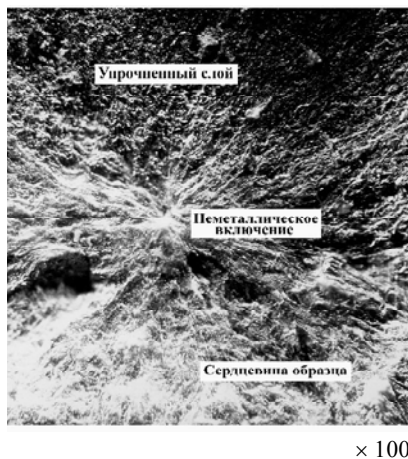


Рис. 8. Зарождение подповерхностной трещины у неметаллического включения при усталостном разрушении стали 45 после поверхностной индукционной закалки

Выводы

1. В настоящее время испытания на усталость следует подразделять на три основные вида: *малоцикловую усталость* (база испытания $5 \cdot 10^4$ - 10^5 циклов нагружения), *многоцикловую усталость* (база испытания 10^7 - 10^8 циклов) и *гигацикловую усталость* (база испытания $> 10^7$ - 10^8 циклов). При проведении каждого из этих видов испытаний, как правило, требуется использовать различные методики. Поскольку проведение первых видов испытаний нормированно стандартами, то, по-видимому, получаемые характеристики следует называть *нормированными*. Например, для многоцикловой усталости – *нормированный условный предел выносливости* (в том случае, когда на кривой усталости нет горизонтального участка на стандартной базе испытания) и просто *нормированный предел выносливости* (когда на кривой усталости есть горизонтальный участок).

2. Исследования усталостных характеристик на сверхбольших базах испытания в области *гигацикловой усталости* показало, что существует два основных вида кривых усталости:

а) с непрерывно увеличивающейся долговечностью до разрушения по мере снижения циклических напряжений; в этом случае можно говорить об *условном пределе выносливости в гигацикловой области*, который зависит от принятой базы испытаний;

б) кривой усталости со ступенькой (*нормированным пределом выносливости*) и вторичной ветвью кривой усталости в области *гигацикловой усталости*. Вопрос о том, выявляется ли при этом вторичный резкий предел выносливости, в настоящее время является открытым.

3. Механизм зарождения усталостных микротрещин в области многоцикловой усталости может быть различным, однако в пластичных металлах и сплавах, имеющих пластичную фазу, он часто связан с интрузиями, формирующимися в поверхностных устойчивых полосах скольжения. Однако, если поверхностные слои металлических материалов были предварительно упрочнены (например, в результате азотирования или индукционной закалки), то в многоцикловой усталости на стандартных базах испытаний наблюдается подповерхностное зарождение микротрещин по типу “рыбьего глаза”.

4. В области гигацикловой усталости чаще всего наблюдается подповерхностное зарождение микротрещин (особенно у высокопрочных сталей) преимущественно у неметаллических включений за счет концентрации напряжений. Кроме того, эти подповерхностные трещины могут зарождаться у мелкодисперсных выделений и внутренних микропор. Есть данные, что развитию подповерхностных микротрещин в сталях может способствовать наличие водорода, способного диффундировать по границам зерен и дислокационным трубкам.

5. Наличие промежуточного предела выносливости (в виде горизонтального участка на кривой усталости в интервале от 10^5 до 10^7 циклов), а также зарождение подповерхностных трещин при сверхбольших базах испытаний на усталость может быть объяснено преимущественным упрочнением поверхностного слоя глубиной от нескольких до нескольких десятков микрон в процессе длительного нагружения.

Перечень ссылок

1. Maennig W.-W., Taferner H.-J. Ursachen der Ausbildung einer Dauerschwingfestigkeitsgrenze bei kubischraumzentrierten, kubischflächenzentrierter und hexagonal dichtest gepackten metallen // VDI Forschungsheft, Nr. 611, 1982. – S. 1-39.
2. Ferro A., Montalenti G. Fatigue of Pure Iron and Iron Containing a Small Quantity of Carbon after Strain Ageing / / Philosophical Magazine, 1963, Vol. 8, № 85. – P. 105-119.
3. Терентьев В.Ф. Усталостная прочность металлов и сплавов. М.: Интермет Инжиниринг. – 2002. – 287 с.
4. Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов. – М.: Наука, 2003. – 248 с.

5. Екобори Т. Физика и механика разрушения и прочности твердых тел. М.: Металлургия, 1971. – 264 с.
6. Трощенко В.Т., Сосновский Л.А. Сопротивление усталости металлов и сплавов. Справочник. Часть 1. – Киев: Наукова думка, 1987. – 505 с.
7. ГОСТ 25.502 – 79. Методы механических испытаний. Методы испытаний на усталость. – М.: Издательство стандартов, 1986. – 32 с.
8. Nakamura T., Kaneko M., Noguchi T., Jinbo K. Relation between High Cycle Fatigue Characteristics and Fracture Origins in Low-temperature-tempered Cr-Mo Steel // Trans. Jap. Mech. Eng. A., 1998. – Vol. 64. № 623. – P. 68-73.
9. Колосов И.Е., Лебедев Т.А. Циклическая прочность закаленных инструментальных сталей // Металловедение и термическая обработка металлов, 1962. – №10. – С. 15-19.
10. Wang Q.Y., Baudry G., Bathias C., Berard J.Y. Subsurface crack initiation due to ultra – high cycle fatigue // Advances in mechanical behavior, plasticity and damage. Proceedings of EUROMAT 2000. – Vol. 2. Amsterdam-Lausanne-New York: Elsevier, 2000. – P. 1083-1087.
11. Shiozawa K., Lu L., Ishihara S. S-N curve characteristics and subsurface crack initiation behaviour in ultra-long life fatigue of a high carbon-chromium bearing steel // Fatigue and Fract. Eng. Mater. And Struct, 2001. – Vol. 24, № 12. – P. 781-790.
12. Shiozawa K., Lu L.T., Ishihara S. Duplex S – N characteristics and subsurface fatigue crack initiation behaviour in high carbon – chromium bearing steel // Proc. of the 13th European Conference of Fracture 2000. San Sebastian, Spain. Elsevier Science.2000. P.103-111.
13. Furuya Y., Matsuoka S., Abe T. e.a. Effect of Frequency on Giga-Cycle Fatigue Properties for Low-Temperature-Tempered SNCM 439 Steel // Nihon kikai gakkai ronbunshu. A = Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. A., 2002. – Vol. 68, № 667. – P.477 – 483.
14. Коновалов Л.В., Петрова И.М. Особенности циклической прочности конструкционных сталей в области длительной долговечности // Вестник машиностроения, 1998. – № 9. – С. 3-11.
15. Mughrabi H. On multi-stage fatigue life diagrams and the relevant life – controlling mechanisms // Proceedings of the International Conference on IFatigue in the Very High Cycle RegimeI 2-4 July, 2001 Vienna, Austria. – Institute of Meteorology and Physics Austria, 2001. – P. 35-49.
16. Zhang H., Sun J. Change in density of a - Fe during healing of internal fatigue microcracks under annealing // Acta metallurgica sinica, 2003. – Vol. 39, № 4. – p. 351-354.
17. Furuya Y., Matsuoka S. Improvement of Gigacycle Fatigue Properties by Modified Ausforming in 1600 and 2000 MPa – Class Low – Alloy Steels // Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 33A, November, 2002. – P. 3421-3431.
18. Murakami Y., Takada M., Toriyama T. Super – long life tension – compression fatigue properties of quenched and tempered 0.46% carbon steel // Int. J. Fatigue, 1998, vol.16. – p. 661-667.
19. Nishijima S., Kanasawa K. Stepwise S – N curve and fish – eye failure in gigacycle regime // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. – 1999, Vol.22. – p. 601-607.
20. Bathias C. There is no infinite fatigue life in metals // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. – 1999, Vol.22, p. 559-565.
21. T. Sakai, M. Takeda, K. Shiozawa, Y. Ochi, M. Nakajima, T. Nakamura and N. Ogyma Experimental evidence of duplex S-N characteristics in wide life region for high strength steels. In: FATIGUE¹ 99, Proceedings of 7th International Fatigue Congress (Edited by X.R. Wu and Z.G. Wang) Vol. 1, Higher Education Press, Beijing, and EMAS, West Midlands, 1999. – P. 573-578.
22. Wang Q.Y., Bathias C., Rathery S., Berard J.Y. Comportement en fatigue gigacyclique d'une fonte GS // Rev. Met. (Fr.), 1999. – Vol. 96. – № 2. – P. 221-226.
23. Lukas P., Kunz L. Specific features of high – cycle and ultra – high – cycle fatigue // Proceedings of the International Conference on IFatigue in the Very High Cycle RegimeI 2-4 July, 2001 Vienna, Austria. – Institute of Meteorology and Physics Austria, 2001. – P. 23-32.
24. Терентьев В.Ф. Процессы микро – и макроскопической деформации металлических материалов ниже предела выносливости // Металлы. – 2003 – № 5. – С. 1-8.
25. Murakami Y. Mechanism of Fatigue Failure in Ultralong Life Regime // Proceedings of the International Conference on IFatigue in the Very High Cycle RegimeI 2 – 4 July, 2001 Vienna, Austria. – Institute of Meteorology and Physics Austria, 2001. – P. 12-21.
26. Murakami R., Yonekura D., Ni Z. Fatigue Fracture Behavior of High – Strength Steel in Super Long Life Range // JSME International Journal. 2002, Series A. Vol. 45. – № 4. – P. 517-522.
27. Umezawa O., Nagai K. Subsurface Crack Generation in High – cycle Fatigue for High Strength Alloys // ISIJ International, 1997. – Vol. 37. – № 12. – P. 1170-1179.
28. Spies H. – J., Trubitz P. Ermüdungsverhalten nitrierter Stähle // Hdrter-Techn. Mitt, 1996. Bd. 51. – № 6. – S. 378-384.
29. Иванова В.С., Кобзев В.А., Терентьев В.Ф. Исследование циклической вязкости разрушения стали 45 и выбор оптимальной поверхностной упрочняющей обработки // Сб. Циклическая вязкость разрушения металлов и сплавов I. М.: Наука, 1981. – С. 107-126.
30. Ivanova V.S., Terentjev V.F., Kobzev V.A., Yokobori T. Investigation on The Cyclic Fracture Toughness of Surface-strengthened Structural Steel // Rep. Res. Inst. Strength and Fracture of Materials Tohoku University. 1980. – Vol.15. – № 1, May. P. 1- 8.
31. Nakajima M., Tokaji K., Itoga H., Ko H. – N. Morphology of step-wise S-N curves depending on work – hardened layer and humidity in a high – strength steel // Fatigue and Fract. Eng. Mater. and Struct. – 2003. – Vol. 26, № 12. – P. 1113-1118.
32. Limodin N., Verreman Y., Tarfa T.N. Axial fatigue a gas – nitrided quenched and tempered AISI 4140 steel: effect of nitriding depth // Fatigue and Fract. Eng. Mater. and Struct, 2003. – Vol. 26, № 9. – P. 811-820.
33. Abe T., Furuya Y., Matsuoka S. Gigacycle fatigue properties of 1800 MPa class spring steels // Fatigue and Fract. Eng. Mater. and Struct, 2004. – Vol. 27. – № 2. – P. 159-167.
34. Терентьев В.Ф. Усталость высокопрочных сталей. Часть 1. Корреляция с пределом прочности, вид кривых усталости и зарождение трещин // Деформация и разрушение материалов, 2006. – № 8. – С. 2-10.
35. Терентьев В.Ф. Усталость высокопрочных сталей. Часть 2. Циклическое упрочнение/разупрочнение, влияние термообработки и фазовых превращений, распространение трещин // Деформация и разрушение материалов, 2006. – № 9. – С. 2 -11.

Одержано 10.04.2007

Розглянуто основні уявлення щодо границі витривалості металевих матеріалів. На стандартній базі випробувань на багатocyклову втоми (10^7 - 10^8) циклів найчастіше спостерігається два типи кривих: з горизонтальною ділянкою при виході на границю витривалості й без неї. В умовах гігацycлової втоми при довговічності в інтервалі (10^8 - 10^{10}) циклів після горизонтальної ділянки кривих втоми першого типу з'являється вторинна ділянка гігацycлової втоми. При цьому зародження втомних тріщин, як правило, відбувається під поверхневим шаром металу біля металевих включень. Питання про існування вторинної границі витривалості в області гігацycлової втоми залишається дискусійним.

The basic ideas of metallic materials endurance limit are examined. On a standard test basis for multicycle fatigue (10^7 - 10^8) two types of curves are most often seen: with horizontal part when endurance limit is reached and without such part. At gigacycle fatigue conditions (at 10^8 - 10^{10} cycles) after horizontal part of endurance curves of I type secondary branch of gigacycle fatigue appears. In this case fatigue cracks initiation takes place mainly under metal surface layer of nonmetallic inclusions. The question of secondary endurance limit existence in gigacycle fatigue region is still to be discussed.

УДК 621.771.23.09

Канд. техн. наук А. Б. Максимов

Государственный морской технологический университет, г. Керчь

ОСОБЕННОСТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ УПРУГИХ ВОЛН В КОМПОЗИТНЫХ СТАЛЯХ

В работе представлены данные о характере распространения упругих продольных и поперечных волн для стали 10ХСНД с различным набором микроструктур.

Введение

В данной работе исследовано распространение упругих волн в композитных сталях. Под композитом в данной работе понимается сталь, имеющая в одном образце макроскопические участки различной металлографической структуры. Рассмотрен вопрос отражения и преломления упругих продольных и поперечных волн на границе раздела двух металлографических структур.

Постановка проблемы и анализ публикаций

Известно [1, 2], что распространению трещины в металле предшествует волна пластической деформации. В свою очередь, волна пластической деформации является следствием распространения упругой волны. Наличие упругих волн в металле создает в локальных областях механические напряжения. Если эти напряжения превышают предел упругости (текучести), то возникает релаксация напряжений с образованием границ раздела среды, т.е. трещины, или другое нарушение сплошности.

Существуют различные способы повышения трещиностойкости металла. Хрупкое разрушение крупных металлоконструкций: корпусов судов, мостовых

пролетов, магистральных газо- и нефтепроводов – вызывает значительные материальные убытки.

Одним из способов улучшить комплекс механических свойств стали является создание композитных сталей. Например, нагревая и охлаждая отдельные участки стального листа, получают композит, состоящий из макроскопических участков различных металлографических структур [3]. Развитие процессов разрушения в такой композиции, естественно, отличается по сравнению с однородным материалом. Однако в литературе такие сведения малочисленны и не позволяют прогнозировать распространение трещины в композитных материалах.

Остановить уже распространяющуюся магистральную трещину в настоящее время не представляется возможным. Наиболее перспективным направлением является создание затруднительных условий распространения трещины, в частности, создание структур металла с большой энергией распространения трещины.

Целью данной работы является разработка возможности целенаправленного изменения потока упругой энергии в металле, и тем самым задать направление движения трещины.

Материал и методика исследования

Для исследования использовали корпусную судостроительную сталь 10ХСНД в листах толщиной 12 мм, поставляемую по ГОСТ 5521-73. Лист разрезали на карты размером 200×300 мм. Полученные заготовки подвергали термической обработке. Для получения однородных металлографических структур часть заготовок подвергли закалке с получением феррито-мартенситной структуры, другую часть заготовок подвергли отжигу с получением крупнозернистой феррито-перлитной структуры.

Из заготовок с однородной структурой вырезали образцы размером 100×5×3 мм для определения скорости распространения упругих волн эхо-методом. Плотность стали определяется методом двойного гидростатического взвешивания.

Данные по определению скорости упругих волн и плотности для структур стали 10ХСНД представлены в таблице 1.

Обсуждение полученных результатов

На границе раздела двух сред происходит отраже-

ние и преломление упругих волн. В общем случае падающая волна содержит продольную и поперечную волны [4]. Для определенности будем считать, что падающая волна является плоской монохроматической продольной волной. При отражении и преломлении такой волны получаются смешанные волны: продольные и поперечные.

В работе [6] представлен анализ отражения упругих волн от границы раздела различных структурных составляющих: мартенсит-феррит и феррит-мартенсит.

Рассмотрим преломление упругих волн на границе двух сред с различными упругими постоянными.

Так как [4]: $c_l = \sqrt{\frac{E}{\rho}}$ и $c_t = \sqrt{\frac{G}{\rho}}$, а также, что

$c_l \approx 1,7c_t$, то большей скорости продольной волны соответствует больший модуль нормальной упругости (E) и большей скорости поперечной волны соответствует больший модуль сдвига (G), а также больший модуль нормальной упругости.

Пусть волна падает из среды с большим модулем упругости в среду с меньшим, т.е. $E_1 > E_2$ (рис. 1).

Таблица 1 – Скорость упругих волн и плотность стали 10ХСНД для различных структур

Характеристики	Вид волны	Обозначение	Состояние	
			Закаленное	Отожженное
Скорость упругой волны, м/с	Продольная	c_{lI}	5660	–
		c_{2I}	–	5000
	Поперечная	c_{tI}	3177	–
		c_{2t}	–	3000
Плотность стали кг/м ³	–	ρ	7875	7875

Примечание: c_l – скорость продольных волн; c_t – скорость поперечных волн; ρ – плотность стали.

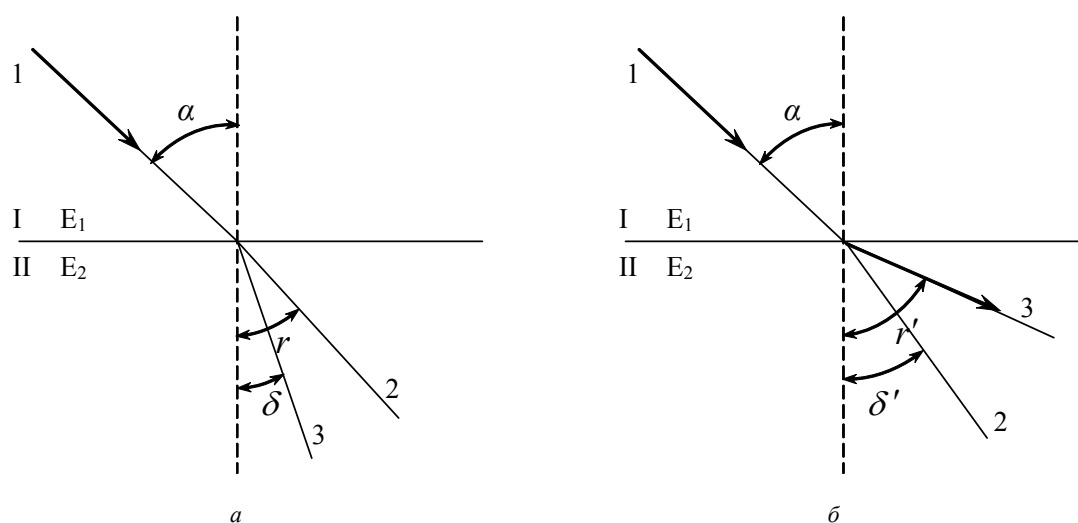


Рис. 1. Схема преломления упругой волны на границе двух сред (I – закаленная сталь, II – отожженная сталь):

а: 1 – падающая продольная волна; 2 – преломленная продольная волна; 3 – преломленная поперечная волна
б: 1 – падающая поперечная волна; 2 – преломленная продольная волна; 3 – преломленная поперечная волна

Составим соотношение:

$$\frac{\sin \alpha}{\sin r} = \frac{c_{1l}}{c_{2l}}, \text{ отсюда: } \sin r = \frac{c_{2l}}{c_{1l}} \sin \alpha. \quad (1)$$

Из выражения (1) следует, что угол r меньше угла α , так как $\frac{c_{2l}}{c_{1l}} < 1$. Это означает, что при преломлении продольной волны для продольной составляющей угол преломления меньше угла падения.

Для поперечной составляющей составим соотношение:

$$\frac{\sin \alpha}{\sin \delta} = \frac{c_{1l}}{c_{2t}}, \text{ отсюда: } \sin \delta = \frac{c_{2t}}{c_{1l}} \sin \alpha. \quad (2)$$

Сравнительный анализ выражений (1) и (2) показывает, что угол преломления поперечной составляющей волны меньше, чем для продольной (рис. 1), т.е. $r > \delta$.

На рис. 1, б представлена схема преломления падающей поперечной волны в тех же средах.

Для продольной составляющей преломленной волны составим соотношение:

$$\frac{\sin \alpha}{\sin r'} = \frac{c_{1t}}{c_{2l}}, \text{ отсюда: } \sin r' = \frac{c_{2l}}{c_{1t}} \sin \alpha. \quad (3)$$

Так как соотношение $\frac{c_{2l}}{c_{1t}} > 1$, то угол r' больше угла α .

Для поперечной составляющей преломленной волны составим соотношение:

$$\frac{\sin \alpha}{\sin \delta'} = \frac{c_{1t}}{c_{2t}}, \text{ отсюда: } \sin \delta' = \frac{c_{2t}}{c_{1t}} \sin \alpha. \quad (4)$$

Вследствие того, что $c_{2t} < c_{1t}$, то угол δ' меньше угла α .

Сравнивая соотношения (2) и (4) получим, что:

$$\frac{\sin \delta}{\sin \delta'} = \frac{c_{1t}}{c_{2l}} < 1, \text{ отсюда } \delta < \delta'.$$

Определим угол α для полного внутреннего отражения в случае падающей поперечной волны. Для преломленной продольной волны справедливо отношение:

$$\sin \alpha = \frac{c_{1t}}{c_{2l}}. \quad (5)$$

Подставляя численные значения скорости из таблицы 1, получим:

$$\sin \alpha = \frac{3177}{5000} = 0,625, \text{ тогда } \alpha = 38^\circ 42'.$$

Для преломленной поперечной волны справедливо отношение:

$$\sin \alpha = \frac{c_{1t}}{c_{2t}} > 1. \quad (6)$$

Это свидетельствует, что при любом угле падения поперечной волны полного внутреннего отражения для преломленной поперечной волны не наблюдается. При условии, что $\alpha = 90^\circ$, предельный угол преломления поперечной волны составляет:

$$\sin \delta'_{np} = \frac{c_{2t}}{c_{1t}} = \frac{3000}{3177} = 0,944, \text{ тогда } \delta'_{np} = 70^\circ 48'.$$

Таким образом, если падающая волна продольная, то преломляющие волны не испытывают полного внутреннего отражения. Для падающей поперечной волны полное внутреннее отражение для продольной преломленной волны наблюдается при угле падения $\alpha = 38^\circ 42'$.

Рассмотрим варианты, когда упругая волна распространяется из среды с меньшим значением модуля упругости в среду с большим, т.е. $E_1 < E_2$ (рис. 2).

Для падающей продольной волны составим соотношение для преломленной продольной составляющей:

$$\frac{\sin \alpha}{\sin r} = \frac{c_{2l}}{c_{1l}}, \text{ отсюда } \sin r = \frac{c_{1l}}{c_{2l}} \sin \alpha. \quad (7)$$

Так как $\frac{c_{1l}}{c_{2l}} > 1$, то $r > \alpha$ (рис. 2, а).

Для преломленной поперечной составляющей будет:

$$\frac{\sin \alpha}{\sin \delta} = \frac{c_{2l}}{c_{1t}}, \text{ отсюда: } \sin \delta = \frac{c_{1t}}{c_{2l}} \sin \alpha, \text{ вследствие}$$

того, что отношение $\frac{c_{1t}}{c_{2l}} < 1$, то $\alpha > \delta$.

Если падающая волна поперечная, то для продольной составляющей преломленной волны

$$\frac{\sin \alpha}{\sin r'} = \frac{c_{2t}}{c_{1l}} < 1, \text{ отсюда: } \sin r' = \frac{c_{1l}}{c_{2t}} \sin \alpha, \quad (8)$$

т.е. $r' > \alpha$.

В случае поперечной составляющей будет:

$$\frac{\sin \alpha}{\sin \delta'} = \frac{c_{2t}}{c_{1t}}, \text{ отсюда: } \sin \delta' = \frac{c_{1t}}{c_{2t}} \sin \alpha. \quad (9)$$

Т.к. $c_{1t} > c_{2t}$, то это означает, что $\delta' > \alpha$ (рис. 2, б) сравнительный анализ формул (8) и (9) показывает, что:

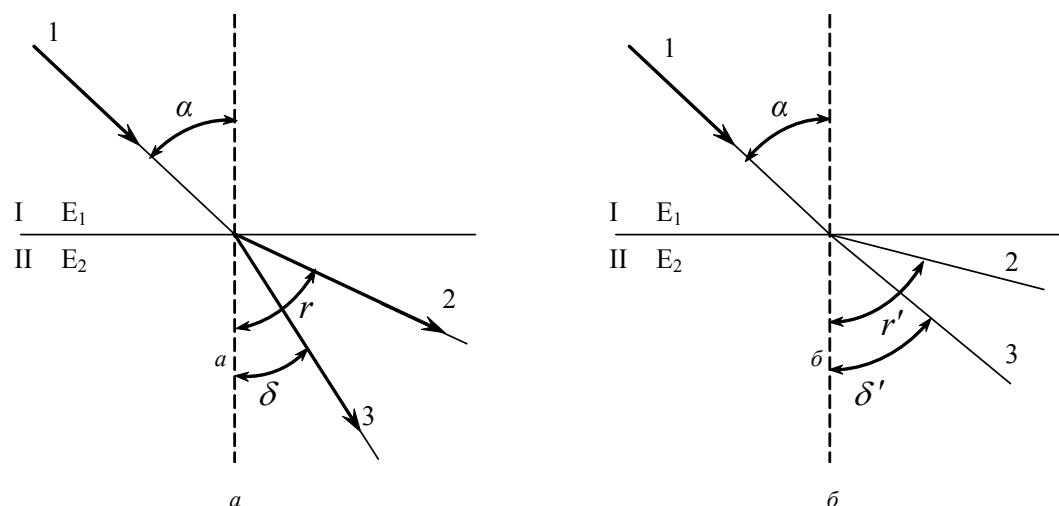


Рис. 2. Схема преломления упругой волны на границе двух сред (I – отожженная сталь, II – закаленная сталь):

a: 1 – падающая продольная волна; 2 – преломленная продольная волна; 3 – преломленная поперечная волна
б: 1 – падающая поперечная волна; 2 – преломленная продольная волна; 3 – преломленная поперечная волна

$$\sin r' = \frac{c_{II}}{c_{I}} \sin \delta', \text{ т.к. } c_{II} > c_{I}, \text{ то: } r' > \delta'.$$

Явление полного внутреннего отражения для падающей продольной волны наблюдается при угле падения $\alpha = 62^\circ 5'$, для падающей поперечной волны – $70^\circ 48'$.

На основании полученных результатов с распространением упругих волн в композитной стали разработан способ упрочнения листового проката [5].

Выводы

На основании проведенного анализа распространения упругих волн в композитном металле, имеющем области с различными значениями модулей нормальной упругости, сделаны следующие выводы.

1. При распространении упругой волны через металл, имеющий зоны с различными значениями модуля нормальной упругости, происходит отклонение фронта волны от первоначального направления.

2. Наибольшее отклонение фронта распространения волны достигается при полном внутреннем отражении.

3. Для стали 10ХСНД при прохождении упругой волны из феррито-перлитной структуры в феррито-мартенситную полное внутреннее отражение для па-

дающей продольной волны наблюдается при угле падения $62^\circ 5'$, а для падающей поперечной волны – $70^\circ 48'$. При прохождении упругой волны в обратном направлении полное внутреннее отражение происходит только для поперечной волны при угле падения $38^\circ 42'$.

Перечень ссылок

1. Кольский Г. Волны напряжения в твердых телах. – М: Ин. лит. – 1955. – 192 с.
2. Виноградова М.Б., Руденко О.В., Сухоруков А.П. – М: Наука, 1990. – 432 с.
3. А.С.1452846 СССР, МКИ³ С21Д 1/02. Способ упрочнения листового проката. Ф.Е. Долженков, М.С. Подгайский, А.Б. Максимов. – опубл.23.01.89. Бюл. № 3.
4. Ландау Л.Д., Лившиц Е.М. Теория упругости. – М.: Наука, 1968. – 220 с.
5. Максимов А.Б. Распространение упругих волн в композитных сталях // Механизация производственных процессов рыбного хозяйства, промышленных и аграрных предприятий. Сборник научных трудов Керченского морского технологического института. Выпуск 6. – Керчь: КМТИ. – 2005. – С. 141-149.
6. Патент 75518 Украина, МПК (2006) С21Д1/02. Спосіб зміцнення листового прокату/ А.Б. Максимов. – опубл. 17.04.2006. – Бюл № 4.

Одержано 16.02.2007

У роботі представлені дані про характер розповсюдження пружних поздовжніх та поперечних хвиль для сталі 10ХСНД з різним набором мікроструктур.

Data dealing with elastic longitudinal and cross-section waves dissemination for steel 10ХСНД with a various set of microstructures are given.

УДК 669.15:669.24-25

А. М. Ковалёв¹, канд. техн. наук С. М. Григорьев²¹ Государственная инженерная академия, ² Национальный технический университет, г. Запорожье

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИЧЕСКИХ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ВОДОРОДНОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ ОКАЛИНЫ ПРЕЦИЗИОННЫХ СПЛАВОВ 29НК И 79НМ

В работе исследованы кинетические закономерности процессов восстановления окалины прецизионных сплавов, доказана эффективность и целесообразность использования водорода в качестве восстановителя. Выбран температурный режим, обеспечивающий степень восстановления более 99 %.

Исследование кинетики восстановления выполнено на универсальной термогравиметрической установке проточного типа по методике, предложенной в работе [1], с более совершенной системой непрерывного контроля изменения массы образца. Гравиметрическая часть построена на основе механоэлектрического преобразователя 6МХ8Б, т.е. сверхминиатюрного сдвоенного диодного механотрона с общим катодом косвенного накала с подвижными анодами и гибкими выводами, предназначенного для прецизионного измерения линейных перемещений в диапазоне $-100...+100$ мкм и усилий 0-20 Гс. Это обеспечивает снижение погрешности измерений во всем диапазоне измеряемых масс до уровня не более 0,1 % [2].

Предполагалось, что химические составы целевых продуктов металлизации должны соответствовать содержанию элементов в исходных прецизионных сплавах. Исходя из этого, для возврата легирующих элементов из окалины в сплав необходимо, чтобы металлизированный продукт удовлетворял жестким требованиям по углероду (не более 0,03 % мас.) при степени восстановления 99 %. Поскольку в окалине основная часть – карбидообразующие элементы и получить безуглеродистый продукт в исследуемых условиях невозможно, в качестве восстановителя использовали осушенный водород из генератора водорода “Водень-1”. В качестве защитного газа для продувки системы применялся аргон, удовлетворяющий требованиям ГОСТ 10157-79.

Исследована кинетика водородного восстановления окалины прецизионного сплава 29НК в интервале температур 873-1373 К. Окалина имела следующий химический состав, % масс.: С-0,023; Si-0,23; Mn-0,305; S-0,015; P-0,015; Cr-0,076; Ni-21,99; Co-13,39; Cu-0,15; Al-0,15; Ti-0,076; O₂-24,4; Fe-остальное. Гранулометрический состав окалины после измельчения следующий, %мас.: -0,315+0,2-23,9; -0,2+0,16-37,3; -0,16+0,1-29,6; -0,1+0,045-7,1; -0,045-2,1. Плотность окалины – 2,82 г/см³. Кинетические кривые приведены на рис. 1.

Самая низкая степень восстановления элементов из окалины (62 % за 180 мин) достигнута при температуре 873 К (кривая 1). Повышение температуры до 973 и 1073 К обеспечило увеличение степени восстановления, которая уже на 90-й мин достигла 54 и 70 % соответственно (кривые 2 и 3). Наблюдаемая скорость восстановления образца при температуре 1073 К за этот период значительно выше, а на 117-й мин степени восстановления двух образцов выровнялись и составили 80 %. Затем установлено некоторое повышение скорости восстановления окалины при температуре 973 К по сравнению с таковой при температуре

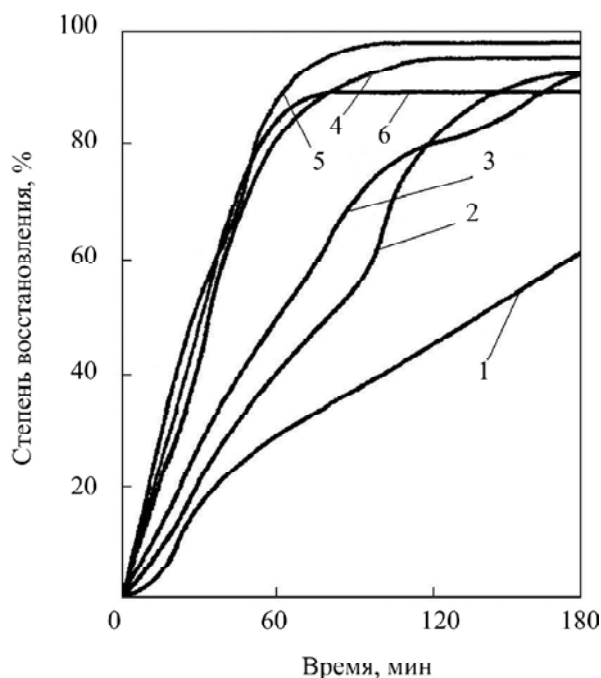
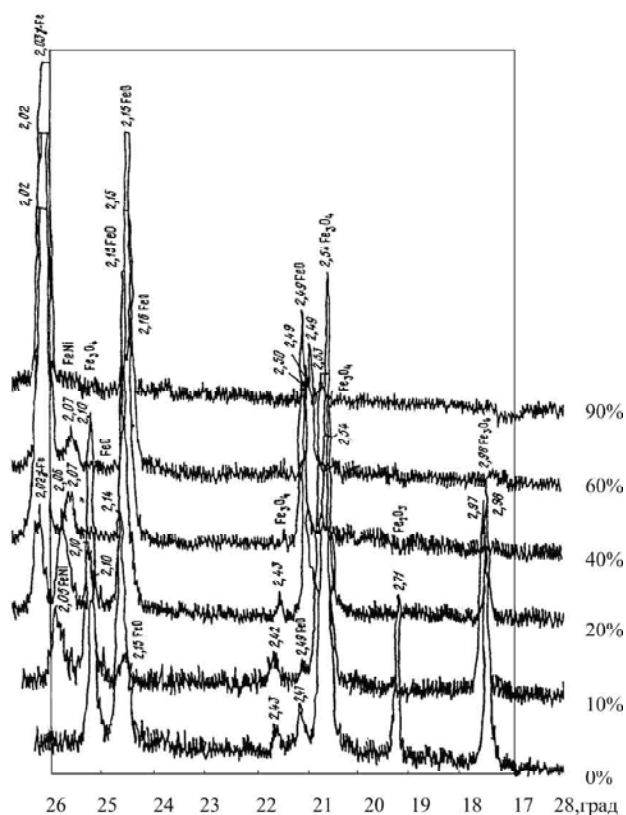


Рис. 1. Кинетика водородного восстановления окалины прецизионного сплава 29НК:

расход водорода – 9 л/ч; линейная скорость потока – $8 \cdot 10^{-3}$ м/с; температура восстановления, К: 1-873; 2-973; 3-1073; 4-1173; 5-1273; 6-1373

1073 К. На 180-й мин степень восстановления в обоих случаях одинакова и равна 84 %. Снижение скорости восстановления при температуре 1073 К объясняется образованием спеченного газоплотного блок-слоя на поверхности образца, который увеличивает сопротивление газообмену восстановителя и продуктов реакции. Повышение степени восстановления (кривая 2) на 90-й мин способствует разрушению поверхностного блок-слоя газообразными продуктами восстановления и смещению реакции удаления кислорода во внутреннюю рыхлую часть образца. Резкое повышение скорости обеспечивается дальнейшим увеличением температуры тепловой обработки на 100 К, о чем свидетельствует угол наклона кривой 4. Уже на 60-й мин достигнута степень восстановления 80 %. Очевидно, что процесс протекает в кинетической области. Переход и протекание восстановления в диффузионной области после 60-й мин связаны со значительным снижением скорости восстановления. На 120-й мин достигнута степень восстановления окислы 95 %, которая до конца эксперимента практически не изменилась.

пиков кривых выполнили по общепринятой методике [5].



степени восстановления 90 % их содержание становится незначительным. Целевой продукт восстановления состоит из γ -Fe и твердых растворов Ni и Co в γ -Fe. Отсутствие Ni и Co на дифрактограммах объясняется тем, что сканирование идет по поверхности образца, а Ni и Co находятся внутри кристаллической решетки.

Заключение

Исследования восстановления окалины прецизионного сплава 29НХ осушенным водородом свидетельствует о принципиальной возможности использования этого вида восстановителя в процессах получения губчатых материалов на основе металлооксидных отходов с жесткими ограничениями по углероду.

Использование различных видов углеродистых восстановителей не обеспечивает возможности получить продукт на уровне его содержания в прецизионных сплавах (не более 0,03 % масс.) из-за высокой концентрации элементов (Fe, Cr, Co).

Определен температурный режим (1173-1373 К) изотермического водородного восстановления окалины сплава, обеспечивающий степень восстановления

более 99 %. Восстановление протекает через стадии образования соединений и фаз, не обладающих заметной летучестью.

Перечень ссылок

1. Острик П.Н., Колесник Н.Ф. Экспериментальные исследования и методика расшифровки гетерогенного восстановительного процесса в системе Fe-O-C-H // Новые методы исследования процессов восстановления черных металлов. – М.: Наука. – 1974. – №3. – С. 20-23.
2. Григорьев С.М. Извлечение тугоплавких элементов из окалины быстрорежущих сталей // Сталь. – 1994. – №3. – С. 63-67.
3. Скороход В.В., Солонин С.М. Физико-химические основы спекания порошков. – М.: Металлургия. – 1984. – 159 с.
4. Гуревич Ю.Г., Рахманов В.И. Термическая обработка порошковых сталей. – М.: Металлургия. – 1985. – 80 с.
5. Миркин Л.И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. – М.: Физматгиз. – 1981. – 413 с.
6. Гасик М.И., Лякишев Н.П., Емлин Б.И. Теория и технология производства ферросплавов: Учебник для вузов. – М.: Металлургия. – 1988. – 784 с.

Одержано 1.02.2007

У роботі досліджено кінетичні закономірності процесів відновлення окалини прецизійних сплавів, доведені ефективність і доцільність використання водню як відновлювача. Обрано температурний режим, що забезпечує ступінь відновлення понад 99 %.

Kinetic laws of restoration processes of precision alloys scale are researched, efficiency and expediency to use the hydrogen as a reducer is proved. The temperature mode for providing a degree of restoration more than 99 % is chosen.

УДК 669.14

Канд. техн. наук В. В. Нетребко

Национальный технический университет, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЖАРОСТОЙКОЙ СТАЛИ 35Х20Н14С2

Представлены результаты исследований влияния комплексного модифицирования на свойства жаростойкой стали при термоциклировании. Приведен сравнительный анализ структуры и свойств сталей, обработанных Al и комплексным модификатором.

Жаростойкие стали применяются для изготовления деталей машин, работающих при повышенных температурах, без воздействия механических нагрузок или при незначительных механических нагрузках. Основным критерием оценки их свойств является жаростойкость при эксплуатационных температурах, под воздействием агрессивной окружающей среды. В процессе эксплуатации изделия из жаростойких сталей могут

подвергаться не только постоянному воздействию температуры, но и циклическому.

Циклическое воздействие температуры, выражающееся в нагреве до рабочих температур с последующим охлаждением до комнатной температуры или температуры окружающей среды, может вызывать термические напряжения. Величина термических напряжений зависит от скорости охлаждения, размеров и конструк-

ции изделия. Присутствие незначительных механических напряжений может приводить к тому, что суммарные напряжения превысят значения предела текучести материала изделия. Возникновение напряжений, превышающих предел текучести, вызывает деформацию изделий и является причиной образования трещин. Коробление или незначительная деформация изделия из жаростойких сталей, а иногда и наличие трещины не является причиной для замены данного изделия или детали. Необходимость замены детали или изделия возникает тогда, когда деформация (коробление) достигает значений, не позволяющих эксплуатацию изделия в дальнейшем. Трещины способствуют достижению деформацией (короблением) критических значений или приводят к разрушению изделия в целом. Циклическое воздействие температуры может как увеличить, так и сократить срок эксплуатации изделия. В тех случаях, когда циклическое воздействие температуры вызывает незначительные термические напряжения и не вызывает образование трещин или коробления, изделия, работающие в этих условиях, работают дольше, чем изделия, работающие при постоянно высокой температуре. Это явление объясняется тем, что за одно и то же время эксплуатации детали, работающие в условиях термоциклического воздействия, находят меньше время при высокой температуре. Если в процессе эксплуатации циклическое воздействие температуры вызывает значительные внутренние напряжения, превышающие предел упругости, то происходит накопление пластической деформации от цикла к циклу, и создаются условия, вызывающие образование трещин или коробление [1, 2, 3, 4].

В таких условиях эксплуатируются детали термических печей (поддоны, короба, направляющие, заслонки и др.), детали выхлопных труб и элементы глушителей автомобилей (внутренние перегородки).

Кроме вышеперечисленного влияния, циклическое воздействие температуры может снизить величину жаростойкости сплава из-за того, что в процессе эксплуатации может происходить осыпание окалины из-за разности коэффициентов термического расширения сплава и окалины [3].

Циклическое воздействие температуры может вызывать фазовые превращения в сплавах, изменять форму и распределение упрочняющих фаз. Уменьшение избыточной фазы, упрочняющей границы зерен, снижает уровень прочностных характеристик материала [5, 6].

Исходя из вышеизложенного, чрезвычайно важно знать, как изменяется структура и свойства материалов в процессе эксплуатации. Были проведены исследования влияния термоциклирования на структуру и свойства жаростойкой стали 35Х20Н14С2. Испытуемые образцы нагревались до 1000 °С с последующим охлаждением до 25 °С, длительность выдержки составляла 21 час (цикл термического отжига деталей). Исходная сталь имела литую структуру с карбидной фа-

зой, характерной для такого состояния.

После первого цикла отжига произошло значительное изменение формы и распределения карбидов. Карбидная фаза имела равномерное распределение мелкодисперсных вторичных карбидов по всему объему, при этом наблюдались осадки литых карбидов, которые не успели раствориться в матрице.

После второго цикла отжига литые карбиды отсутствовали. Вторичные карбиды начинали коагулировать. При последующих циклах отжига, кроме коагуляции карбидов, наблюдалось их перераспределение, проявляющееся в увеличении количества карбидов на границах зерен за счет обеднения ими зерен. Особенно сильные изменения в распределении карбидной фазы протекают в первые 50 циклов. После 200 цикла отжига карбидная фаза, в основном, располагалась на границах зерен в виде цепочек.

Изменения карбидной фазы, вызванные циклическим воздействием температуры, оказали влияние на механические свойства. После первого цикла отжига произошло повышение прочностных свойств на 8-10 %, при этом пластические свойства снизились на 80 % по сравнению со сталью до термообработки. Изменение механических свойств объясняется выделением мелкодисперсных карбидов, препятствующих движению дислокаций. При последующих отжигах происходило обеднение зерен карбидами, что привело к повышению вязкопластических свойств за счет увеличения пробега дислокаций. Повышение пластических свойств наблюдалось до 100 циклов отжига. В дальнейшем увеличение количества карбидной фазы на границах зерен привело к монотонному снижению механических свойств.

Анализ результатов механических испытаний показал значительное влияние структурных факторов на свойства стали. Установлено, что на процесс образования и распространения трещины, при циклическом воздействии температуры, большое влияние оказывают вязкопластические свойства материала [2], которые определяются процессами перераспределения карбидов между зерном и границами зерна.

С целью влияния на процесс перераспределения карбидов было применено комплексное модифицирование лигатурой, содержащей алюминий, кальций, РЗМ, титан, ниобий. Состав компонентов лигатуры был выбран на основании анализа литературных данных и уточнен с применением методов математической статистики и активного многофакторного эксперимента второго порядка. Оптимальная присадка лигатуры АКЦеТБ составила 0,3 % от массы жидкой стали [7, 8, 9, 10].

Влияние термоциклирования на свойства стали 35Х20Н14С2 с оптимальной присадкой лигатуры в количестве 0,3 % от массы жидкой стали, представлено на рисунке 1 и рисунке 2.

Исследования изменения структуры стали 35Х20Н14С2, а именно процессов распределения и

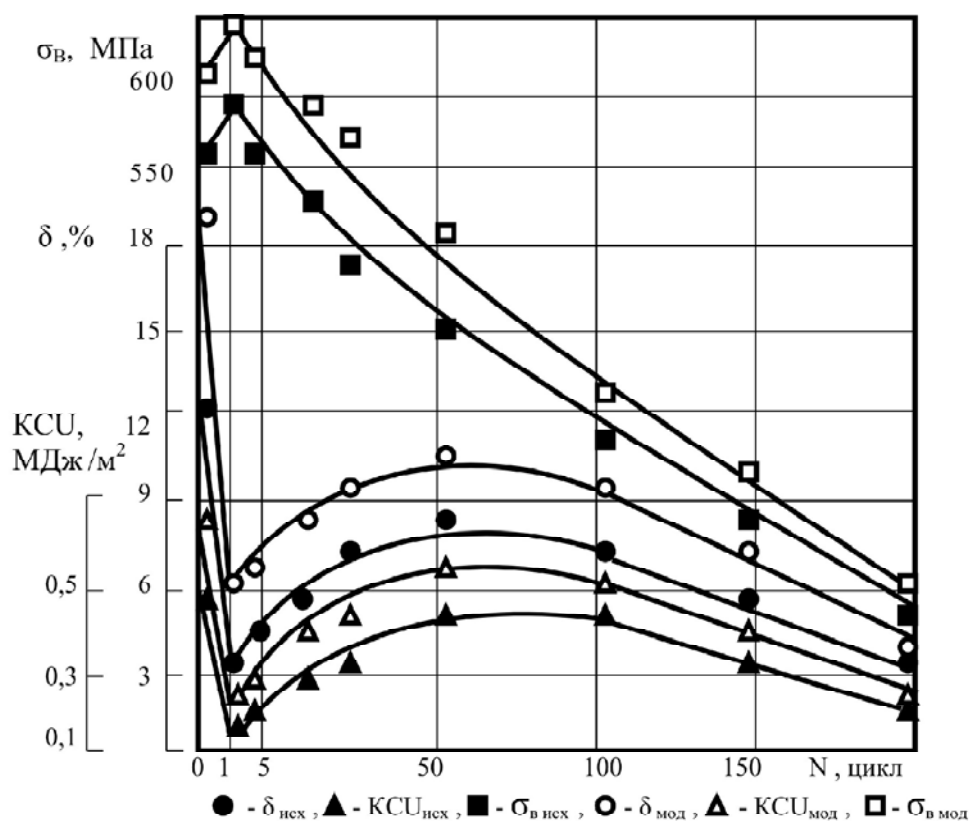


Рис. 1. Влияние термоциклирования на свойства стали 35X20N14C2 при 20 °С

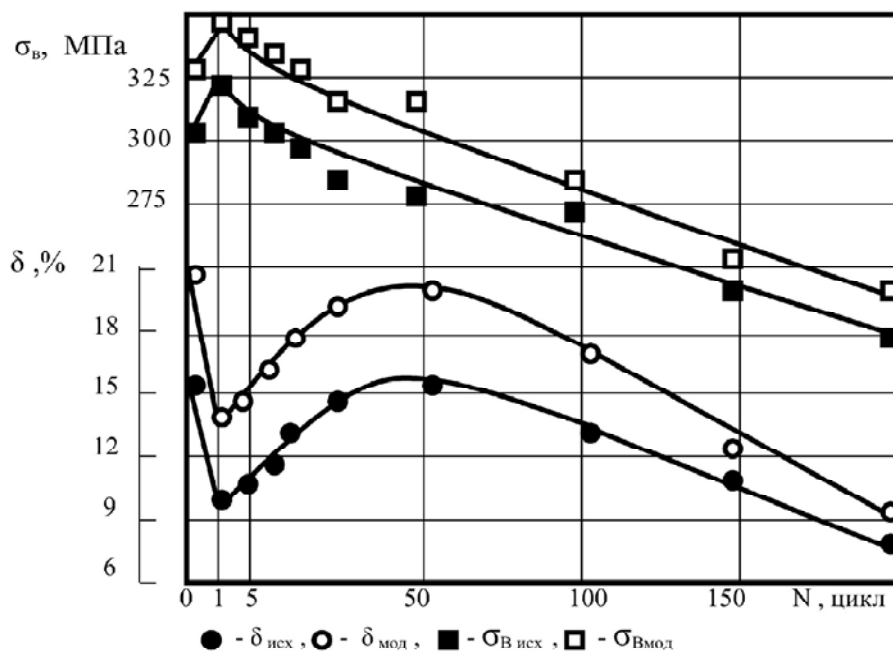


Рис. 2. Влияние термоциклирования на свойства стали 35X20N14C2 при 800 °С

перераспределения карбидов при термоциклировании, показали, что применение лигатуры АКЦеТБ позволило: затормозить процесс перераспределения карбидов с зерен на границы зерна; повысить на 30-50 % пластичность; повысить на 25-50 % вязкость.

Повышение вязкопластических свойств металла повлияло на процесс зарождения и распространения трещин. Практически было исключено появление микротрещин в первые 15 циклов.

Изменилась природа возникновения трещин. В исходной стали трещины образовывались в основном по причине низкого уровня вязкопластических свойств, вызванного процессами выделения и перераспределения карбидов. В стали, модифицированной лигатурой АКЦеТБ в количестве 0 % от массы жидкой стали, образование трещин происходило вследствие коррозионного разрушения границ зерен.

Торможение процессов перераспределения карбидов, вызывающих снижение механических свойств стали при циклическом воздействии температуры, позволило не только устранить образование термоусталостной трещины в первые циклы, но и снизить скорость ее распространения при дальнейшей эксплуатации изделий. Снижение скорости распространения трещин составило 36 %.

Перечень ссылок

1. Нетребко В.В., Волчок И.П. и другие. Повышение качества литых деталей. – Технология и организация производства. – 1984. – №4. – С. 34-35.
2. Нетребко В.В. Разрушение жаростойких сталей при термоциклировании. – Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні – 2004. – №1. – С. 157-159.
3. Нетребко В.В. Влияние комплексного микролегирования на окислостойкость хромоникелевых сталей. – Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности изделий. – Запорожье: ЗМИ им. В.Я.Чубаря. – 1989. – С. 155.
4. Пьянков В.А., Лепинская Б.М., и др. Термостойкая аустенитная сталь для отливок. Литейное производство, 1978. – № 6. – 13 с.
5. Нетребко В.В., Дедок Г.Я., Живица И.В. Влияние термоциклирования на структуру и свойства жаростойких сталей. – Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности изделий. – Запорожье: ЗМИ им. В.Я.Чубаря. – 1983. – С. 100.
6. Нетребко В.В., Волчок И.П. Методика оценки влияния карбидов на свойства жаростойких сталей. – Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности изделий. – Запорожье: ЗМИ им. В.Я.Чубаря. – 1989. – 151 с.
7. Нетребко В.В. Комплексное модифицирование жаростойкой стали 35Х20Н14С2 // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні – 2004. – №2. – С. 48-50.
8. Браун М.П. Упрочнение литой жаропрочной аустенитной стали дополнительным комплексным легированием. – В кн.: Легирование и свойства жаропрочных сплавов. – М.: Наука, 1971. – С. 69-74.
9. Браун М.П., Александрова Н.П., и др. Микролегирование литых жаропрочных сталей. – К.: Наукова думка, 1974. – 228 с.
10. Нетребко В.В. Повышение высокотемпературных свойств жаростойкой стали 35Х20Н14С2 // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні – 2005. – №2. – С.111-112.

Одержано 27.03.2007

Представлено результати досліджень комплексного модифікування на властивості жаростійкої сталі при циклічному впливі температури. Наведено порівняльний аналіз структури і властивостей сталей, оброблених Al та комплексним модифікатором.

The results of investigation the complex modifying effect on properties of heat resistant steels at thermo cycling are presented. Comparative analysis of properties and structure of steels treated with Al and complex modifier is given.

УДК 669.13

Канд. техн. наук А. В. Мазур, С. В. Бондарев

Технологический университет, г. Хельсинки, Финляндия

О ФАЗОВОМ СОСТАВЕ СПЛАВА Al-21,5 масс.% Si ПРИ 610 °C

При изотермической выдержке при 610 °C сплава Al-21,5 %Si (масс.) наряду с жидкой фазой и первичными кристаллами β -Si обнаружен также α -твердый раствор на базе Al. Полученный результат объяснен в рамках модели диффузионной кинетики процесса коалесценции кристаллов β -Si.

Многочисленные экспериментальные данные свидетельствуют о микронеоднородном строении расплавов до- и заэвтектических силуминов при температурах выше их ликвидуса [1-6]. Экспериментально зафиксированы метастабильные фазы силицидного типа, полученные путём высокоскоростного охлаждения расплавов силуминов [7, 9, 10]. Данные микроструктурного микроанализа, трансмиссионной электронной микроскопии закалённых тонких плёнок [4, 6, 8], а также результаты рентгенодифрактометрии до- и заэвтектических Al-Si расплавов в интервалах концентраций Si 5...17 ат. % и при температурах от $T_L + 10$ °C и до 1050 °C [4, 5] позволили сделать вывод о том, что жидкая фаза системы Al-Si описывается полиструктурными моделями. При низких температурах структура до- и эвтектических расплавов включает металлизированные зоны на основе алюминия и кластеры кремния с направленными Si-Si связями. Кластеры с упорядочением по типу ГЦК и стехиометрией Al_3Si и металлизированные микрообласти обнаружены в расплавах заэвтектических силуминов [6]. Такое различие структуры до- и заэвтектических сплавов может оказать существенное влияние на атомную кинетику их кристаллизации. Однако влияние строения расплава на особенности кристаллизации изучено недостаточно. Особый интерес в этой связи представляет исследование микроструктуры сплавов в температурном интервале между солидусом и эвтектической температурой.

В данной работе исследовали микроструктуру и фазовый состав заэвтектического силумина Al-25 масс. % Si при температуре 610 °C.

Материал и методика

Заэвтектический силумин Al-21,5% Si был изготовлен сплавлением из алюминия чистотой 99,99 % и кремния полупроводниковой чистоты в печи сопротивления в защитной атмосфере аргона в алуновом тигле. Перед использованием тигель предварительно отожгли в вакууме при 1050 °C. После расплавления сплав нагрели до 1037 °C, выдержали 15 мин, охладили до 830 °C со скоростью 10К/мин, выдержали 45 мин и закристаллизовали в стальном кокиле со скоростью около 400 К/сек. Полученную отливку механически разрезали на 2 части в струе охлаждающей жид-

кости и удалили приповерхностный слой на 3 мм. Одну часть использовали для рентгеноструктурного исследования, а из второй части изготовили два образца для изучения микроструктуры. Первый из полученных образцов (№ 1) подвергли в дальнейшем закалочному эксперименту, а оставшийся в литом состоянии образец № 2 использовали в качестве образца сравнения.

Режим предварительной температуро-временной обработки обоих опытных образцов в жидком состоянии был идентичен: нагрев до 1037 °C, охлаждение со скоростью 10 К/мин до 830 °C, изотермическая выдержка в течение 3 часов и охлаждение до 610 °C.

Рентгеноструктурное исследование проводили после 2,5-часовой выдержки при 610 °C. Съёмку дифрактограммы вели со скоростью 2 °/мин в интервале 2θ от 10 до 60 град., следовательно, общее время выдержки образца в печи дифрактометра при 610 °C в сумме составило тоже 3 часа, как и время выдержки образца для микроструктурного анализа. Для рентгеноструктурных исследований использовали тета-тета дифрактометр с $Mo-K_\alpha$ излучением и точностью установки температуры ± 2 градуса.

Образец для микроструктурного анализа закаливали с 610 °C в водном растворе уксуса со льдом вместе с тонкостенным (0,3 мм) алуновым тиглем, в котором он находился в печи. Скорость охлаждения превышала 10³ К/с. Контроль и регулировку температуры образца в печи обеспечивали с точностью ± 2 градуса.

Металлографическое исследование проводили на микроскопе Olympus PMG-6.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Согласно диаграмме фазовых равновесий в системе Al-Si [11], объёмная доля жидкой фазы при температуре 610 °C в исследуемом сплаве составляет около 87 %, остальное – твёрдая фаза.

На дифракционной кривой, снятой с образца в процессе изотермической выдержки при 610 °C (рис. 1), зафиксированы пики от атомных плоскостей кристаллических решёток на фоне плавных максимумов от жидкостной составляющей с содержанием кремния около 14 ат. % [11]. И хотя под влиянием жидкости интенсивности кристаллических максимумов и их соотношения изменились, их характерная форма и угловые характеристики остались неизменными.

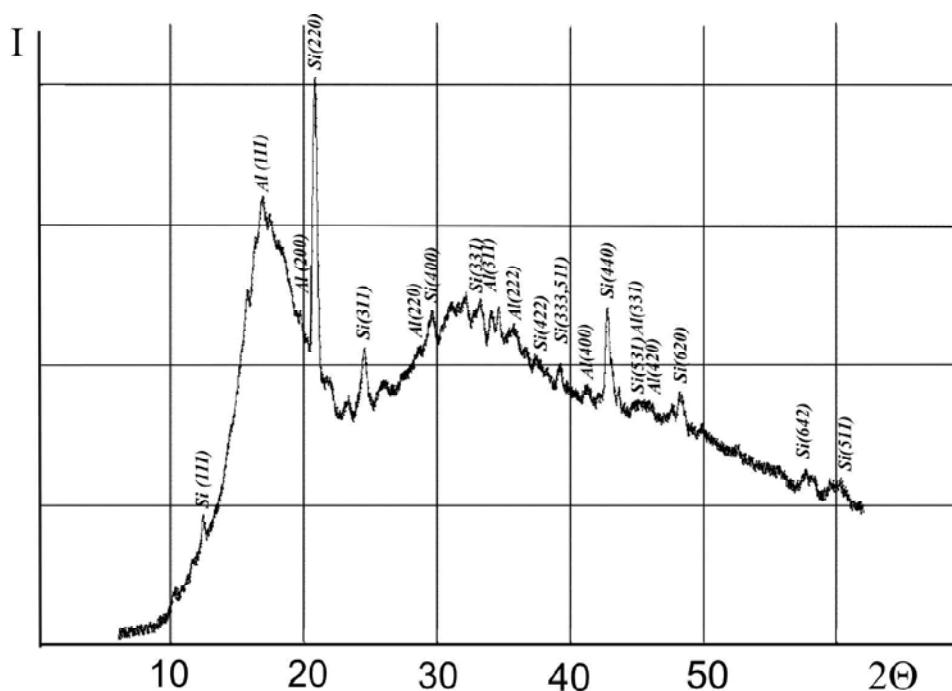


Рис. 1. Экспериментальная дифрактограмма сплава Al-21,5 wt.% Si при 610 °C

Интерференционные максимумы от кристаллографических плоскостей кремниевой фазы сдвинуты в малоугловую область по сравнению с эталонными значениями, вероятно, вследствие повышенного содержания растворённого алюминия в решётке β -Si и её теплового расширения.

Кроме рефлексов от кремниевой решетки зарегистрированы также интерференции от атомных плоскостей гранецентрированной кубической фазы с параметром кристаллической решетки $a = 4,0512 \text{ \AA}$ (рис. 1).

В микроструктуре образца, закалённого после аналогичной термовременной обработки, металлографически были обнаружены первичные кристаллы кремния микротвёрдостью около 8600 МПа и сечением вдоль длинной оси до 120 мкм, а также равноосные округлые светлотравящиеся зёрна микротвёрдостью около 360 МПа и сечением 15 мкм, зародившиеся на плоскостях $\{111\}$ первичных кристаллов кремния (рис. 2), от которых берут начало тонкодифференцированные дендриты, сформировавшиеся в ходе высокоскоростного охлаждения при закалке. Остальную часть поля зрения занимает квазиэвтектика с дифференцировкой менее 0,1 мкм, образовавшаяся в ходе высокоскоростной кристаллизации жидкой фазы при закалке. Эти факты дают основание для вывода о том, что ГЦК-фазой с параметром $4,0512 \text{ \AA}$ при 610 °C является α -твёрдый раствор на базе Al. Интересно, что при температуре на 33 градуса выше эвтектической зерна α -твёрдого раствора сформировались округлыми, равноосными и без значительных структурных искажений, что характерно

для роста металлических кристаллов в условиях, близких к равновесным.

Образец № 2, оставшийся в литом состоянии, в противоположность образцу № 1 в своей структуре содержит первичные кристаллы кремния и эвтектическую ($\alpha+\beta$) составляющую (рис. 3).

Появление рефлексов α -Al на дифрактограммах полужидкого сплава и больших округлых зерен α -твёрдого раствора в структуре закаленного из полужидкого состояния образца представляет собой неожиданный и интересный экспериментальный результат. Поскольку появление α -фазы в данных равновесных условиях запрещено диаграммой состояния, то этот результат следует трактовать как кинетический эффект.

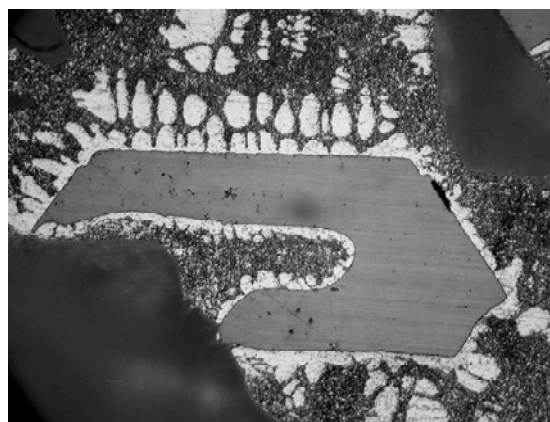


Рис. 2. Микроструктура сплава после закалки от 610 °C, $\times 800$

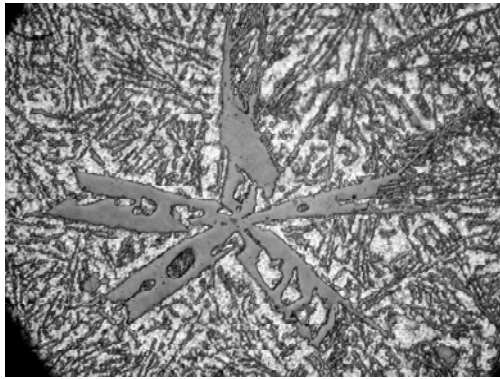


Рис. 3. Микроструктура сплава в литом стані, $\times 1000$

Одним из возможных кинетических эффектов, приводящих к появлению дендритов α -фазы, может быть ее рост в ходе охлаждения при закалке предварительно термостатированного сплава. Действительно, такого рода дендриты α -твердого раствора зафиксированы в структуре, однако дифференцировка их ветвей на порядок меньше расстояния между крупными округлыми зернами α -фазы, примыкающими к поверхности базовых кристаллов кремния. К тому же эта гипотеза не объясняет появление α -рефлексов на дифрактограмме.

Вторым кинетическим эффектом, который может быть ответственным за появление α -фазы, может быть коалесценция кристаллов β -Si в период изотермической выдержки при 610°C . Как следует из теории [12], этот процесс контролируется диффузией атомов компонентов, вызванной перепадом локальных равновесных концентраций жидкой фазы на межфазных границах с разной кривизной. При этом маленькие кристаллы твердой фазы с меньшим радиусом кривизны растворяются, а более крупные растут. Показательно, что этот процесс в изотермических условиях может идти до тех пор, пока не растворится последний маленький кристалл и не останется один крупный.

Такой простой механизм коалесценции постулирует изотропность энергии межатомной связи и применим только к кристаллам с металлическим типом межатомного взаимодействия и нормальным механизмом роста. У кристаллов с направленными межатомными связями и послойным механизмом роста, характеризующихся в равновесных условиях атомно гладкими поверхностями раздела и участками с различной кривизной межфазных границ, атомный механизм коалесценции более сложен и практически не изучен. Однако конечный результат процесса не отличается от характерного для металлических кристаллов – крупные кристаллы растут, а мелкие растворяются.

Учитывая изложенное, рассмотрим изотермическую кристаллизацию β -Si в жидкой фазе, содержащей кластеры со стехиометрией по типу Al_3Si .

На рис. 4 представлена ситуационная схема процесса коалесценции кристаллов кремния в жидкой

фазе. Коалесценция происходит в результате диффузионного переноса атомов Si от мелкого кристалла к крупному. Согласно структурной модели заэвтектического силумина [5, 6], жидкая фаза включает микрообласти со статистической упаковкой атомов Al и Si с упаковками ОЦК и ПК с металлизированными межатомными связями и кластеры Al_3Si , стабилизированные направленными связями. Носителями атомов кремния являются оба типа микрообластей, но наибольшей концентрацией кремния обладают кластеры силицида (25 ат. % Si). При растворении мелкого кристалла кремния жидкая фаза на его поверхности обогащается атомами Si, отчего в ней возникает дополнительное количество кластеров силицида. При росте крупного кристалла кремния пограничная жидкость обедняется атомами Si, отчего кластеры силицида разрушаются и избыточные атомы алюминия обогащают слой жидкой фазы на границе с кристаллом кремния. При превышении концентрации алюминия выше точки α -ликвидуса на поверхности кристалла кремния как на подкладке происходит зарождение и рост кристаллов α -фазы. После их возникновения на фазовой границе $\alpha/\text{Ж}$, где эффективная концентрация [13] жидкой фазы по кремнию выше из-за подвода кластеров силицида, α -фаза растворяется. Таким образом, устанавливается некоторая стационарная толщина α -ободка для данных условий термостатирования. В дальнейшем диффузионный подвод атомов Si к фронту растущего кристалла кремния осуществляется через твердую α -оболочку. В этом проявляется аналогия с ростом графитного кристалла за счет диффузии углерода через твердую аустенитную оболочку в высокопрочных чугунах [14].

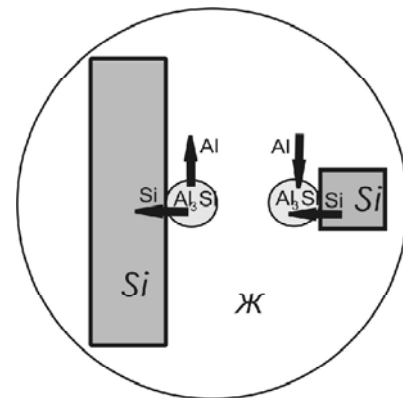


Рис. 4. Коалесценция кристаллов кремния в расплаве, содержащем кластеры Al_3Si . Направление диффузионных потоков указано стрелками

Выводы

1. При изотермической выдержке при 610°C в заэвтектическом силумине наряду с жидкой фазой и кремнием обнаружен также и кристаллический α -твердый раствор на базе Al, что запрещено диаграммой состояния.

2. Этот результат объяснен в рамках модели диффузионной кинетики процесса коалесценции первичных кристаллов Si во время изотермической выдержки в расплаве, содержащем кластеры со стехиометрией Al_3Si .

Авторы благодарят д.т.н., проф. Казимирова В.П. и д.т.н. Сокольского В.Э. за участие в обсуждении работы и полезные замечания.

Перечень ссылок

1. Коржавина О.А., Бродова И.Г., Попель П.С. Вязкость и электросопротивление расплавов Al-Si и их влияние на структуру литого металла / Расплавы, 1991. – №1. – С. 10-17.
2. Мазур В.И., Савельев В.С., Таран Ю.Н. Структура эвтектического расплава в системе Al-Si. / Доклады Академии наук СССР. – 1975. – №5. С. 1119-1121.
3. Баталин Г.И., Белобородова Е.А., Казимиров В.П. Термодинамика и структура жидких сплавов на основе алюминия. – М.: Металлургия, 1983. – 160 с.
4. Исследование структуры жидких сплавов Al-Si. 1. Доэвтектические и эвтектические расплавы. / Пригунова А.Г., Мазур В.И., Таран Ю.Н., Ростовская Л.А., Романова А.В. // Металлофизика, 1983. – Т. 5, №1. С. 88-94.
5. Исследование структуры жидких сплавов Al-Si. 2. Заэвтектические расплавы. / Пригунова А.Г., Мазур В.И., Таран Ю.Н., Ростовская Л.А., Романова А.В. // Металлофизика. – Т. 5, № 1, 1983. С.88-94.
6. Мазур В.И., Пригунова А.Г., Таран Ю.Н. Модели расплавов системы Al-Si по результатам структурного анализа продуктов закалки из жидкого состояния. / Физика металлов и металловедение. – 1980. – Т. 50, вып. 1. – С. 123-129.
7. Кушнерева А.К., Салли И.В. О пересыщенных твердых растворах в системах Al-Si и Al-Ge. / Известия Академии наук СССР. Неорганические материалы. – 1970. – Т. 6, № 10. – С. 1867-1868.
8. Мазур В.И., Пригунова А.Г., Таран Ю.Н. Структура пленок из сплава Al-Si, закаленных из области жидкого состояния. / Доклады Академии наук СССР. – 1979. – № 2. – С. 405-407.
9. Мазур В.И., Мазур А.В., Шпортько А.Ю. О метастабильных фазах в системе Al-Si. / Труды международной конференции "Eutectica VI", Украина, Днепропетровск. – 2000. – С. 50-55.
10. Handbook of Aluminum. / Ed. by G.E. Totten and D.S. MacKenzie.-V.2. Alloy Production and Materials Manufacturing.: Marcel Dekker, Inc., NY – Basel. – 2003. – 724p.
11. Massalski T.B., et al. Binary Alloy Phase Diagrams. 2 Ed. ASM Int.: Materials Park, OH. – 1990.
12. Бунин К.П. Введение в металлографию. М.: Металлургиздат, 1954.
13. Таран Ю.Н., Мазур В.И. Структура эвтектических сплавов. М.: Металлургия. – 1978. – 312 с.
14. Бунин К.П., Малиночка Я.Н., Таран Ю.Н. Основы металлографии чугуна. М.: Металлургия, 1969. – 416 с.

Одержано 23.04.2007

За умови ізотермічної витримки сплаву Al-21,5 % Si (мас.) при температурі 610 °C разом з рідиною та первинними кристалами β -Si знайдено також α -твердий розчин на базі Al. Отриманий результат пояснено в рамках моделі дифузійної кінетики процесу коалесценції кристалів β -Si.

α -Al crystals were found in the Al-21.5 wt.%Si alloy during isothermal soaking at 610 °C together with liquid and β -Si phases. This result was explained on a base of diffusion kinetics model of the β -Si crystals coalescence process.

II КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

УДК 621.791.75.052:669.15: 620.18

Канд. техн. наук А. Г. Александров, канд. техн. наук Ю. Н. Савонов

Национальный технический университет, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ ИТТРИЯ НА ОСОБЕННОСТИ КОРРОЗИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ ШВОВ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ В ЩЕЛОЧНЫХ СРЕДАХ (ОБЗОР)

В статье исследовано влияние модифицирования иттрием на свойства и коррозионную стойкость металла шва хромоникелевых нержавеющей сталей. Показано, что иттрий улучшает коррозионную стойкость хромоникелевого наплавленного металла в щелочных средах.

В последние годы была показана возможность улучшения физико-химических свойств сталей и сплавов путем легирования их малыми добавками иттрия [1-4]. В работах [5-9] показано, что иттрий улучшает пластические свойства и ударную вязкость сварных соединений низкоуглеродистых сталей, коррозионную стойкость и технологическую прочность аустенитных хромоникелевых сталей и их сварных соединений.

В работе [9] исследовалось влияние иттрия на структуру, состав и загрязненность неметаллическими включениями и вредными примесями наплавленного металла при сварке хромоникелевых сталей типа 12X18H10T. Образцы наплавлились стандартными электродами с фтористокальциевым покрытием марки ЗИО-3 и опытными электродами с добавками в покрытие иттрия.

Порошок иттрия марки ИТМ-5 (ТУ 48-4-2-8-72) после просеивания через сито 400 отг/см² вводили в состав шихты, содержащей 40-60 % мрамора и 15-20 % плавикового шпата. Обмазку, содержащую 0, 2, 4, 10, 30, 50 % X, замешанного на алюминате натрия, нанесли вторым слоем на стандартные электроды ЗИО-3; отношение массы наружного слоя к массе стандартной обмазки составляло 0,2. Содержание иттрия в наплавленном металле определяли спектрографическим методом, содержание газов и вредных примесей в наплавленном металле определяли на установке ПВП-2 конструкции ЦНИИЧМ методом вакуум-плавления. Структуру наплавленного металла, состав и морфологию неметаллических включений изучали методом оптической микроскопии с применением микрорентгеноспектрального анализатора "Самеса".

Стойкость сварных соединений и наплавленного металла против межкристаллитной коррозии опреде-

ляли кипячением в 65 % -ной азотной кислоте (метод Д по ГОСТ 6032-75).

Было показано, что введение иттрия в покрытие способствует меньшему угару хрома, титана и кремния. Почти весь иттрий, вводимый в покрытие в процессе сварки, расходуется на раскисление и десульфурацию, остаточное содержание иттрия в наплавленном металле очень мало. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что иттрий присутствует главным образом во включениях. В твердом растворе иттрий практически отсутствует.

Наплавленный металл без иттрия имеет типичную для сварных швов на стали 12X18H10T двухфазную аустенитно-ферритную структуру (около 8 % δ-феррита). Наибольший модифицирующий эффект проявляется при наличии 0,0020-0,0040 % Y, при этом размер кристаллитов уменьшается в 2-3 раза по сравнению с исходным. При дальнейшем увеличении содержания иттрия сохраняется дезориентированная структура, однако размер кристаллитов увеличивается.

Металлографическим анализом установлено, что в наплавленном металле без иттрия наблюдаются включения оксидов и оксисульфидов сферической формы и сульфидов вытянутой формы. Легирование наплавленного металла 0,0020 % Y привело к уменьшению загрязненности неметаллическими включениями, их глобуляризации и более равномерному распределению в плоскости шлифа. Основная масса включений имела сферическую форму с размером 4-5 мкм, исчезли сульфиды вытянутой формы. Неметаллические включения содержат в больших количествах иттрий, титан, алюминий, кальций, а хрома, железа, никеля и марганца в них нет. По-видимому, основным видом включений являются сложные оксисульфиды и

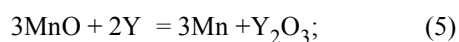
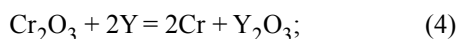
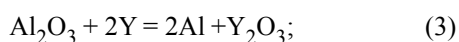
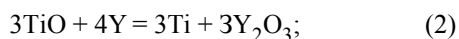
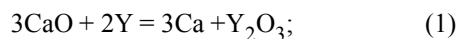
оксиды иттрия [2,4]. При дальнейшем повышении содержания иттрия увеличивается загрязненность наплавленного металла крупными неметаллическими включениями.

Газовый и химический анализы показали, что увеличение количества иттрия в наплавленном металле приводит к некоторому снижению содержания кислорода и серы. Концентрация азота сохраняется на одном уровне.

Таким образом, было показано, что иттрий при оптимальном содержании повышает чистоту наплавленного металла по неметаллическим включениям и вредным примесям, способствует более полному переходу хрома и титана в металл шва, повышает стойкость хромоникелевого наплавленного металла против межкристаллитной коррозии.

В работе [10] исследовалось влияние иттрия на протекание окислительно-восстановительных реакций, раскисление и обессеривание наплавленного металла, тип и состав неметаллических включений при сварке стали 12X18H10T электродами с покрытием фтористо-кальциевого типа.

Введение иттрия в покрытие электродов может способствовать протеканию следующих реакций в сварочной ванне:



Термодинамический расчет вероятности протекания реакций (1)-(6) показал (рис. 1), что они могут иметь место на стадиях как капли (2400-2700 К), так и ванны (1500-1800 К). Таким образом, если ввести в состав фтористокальциевого электродного покрытия иттрий, то можно ожидать восстановления хрома, титана, марганца, алюминия и образования тугоплавких оксидов и сульфидов – CaO , X_2O_3 и др. Можно также ожидать уменьшения содержания восстановленных элементов в неметаллических включениях и увеличения их концентрации в твердом растворе шва.

Для дальнейшего подтверждения вышеизложенных предположений были изготовлены электроды с фтористокальциевым покрытием (57 % CaCO_3 , 32 % CaF_2 , 4 % Al , 4 % FeMn , 3 % FeSi) с различными добавками иттрия в покрытие. Использовалась проволока Св-04X18H10Б диаметром 4 мм. Наплавку производили на постоянном токе при обратной полярности на режиме: $I_{\text{св}} = 100-110 \text{ А}$, $I_{\text{д}} = 32-35 \text{ В}$. Из наплавленных валиков изготавливали образцы для металлографического, микрорентгеноспектрального и газового анализа.

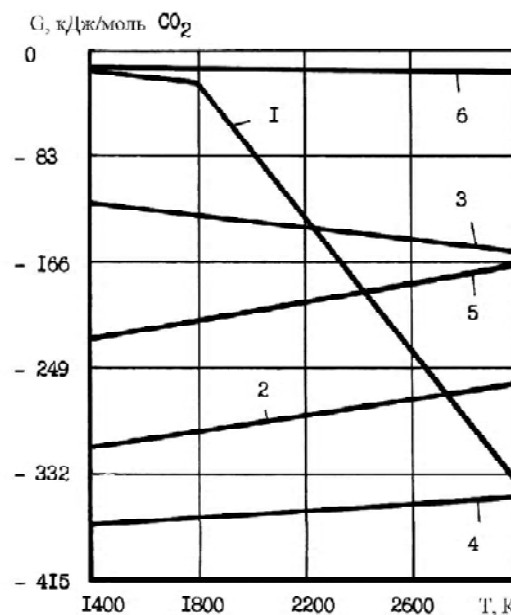


Рис. 1. Зависимость изобарно-изотермного потенциала образования соединений от температуры (цифры у кривых соответствуют номерам реакций)

Химический состав наплавленного металла приведен в табл. 1.

Анализ полученных результатов подтвердил сделанные выше предположения о возможности протекания реакций (1)-(6) [9-15]. Неметаллические включения в металле, наплавленном без иттрия, содержат алюминий, титан, марганец, хром в виде оксидов и сульфидов. Основная масса включений представлена сложными оксисульфидами [9]. Введение иттрия в состав электродного покрытия (табл. 1) снижает интенсивность окисления хрома и титана, а также образования сульфида марганца при одновременном увеличении содержания этих элементов в матрице. Одновременно возрастают потери алюминия, кальция и иттрия (последние практически полностью находятся в виде соединений в составе неметаллических включений). Введение иттрия изменило и природу включений, которые представлены соединением типа корунд.

Таким образом, было подтверждено, что иттрий, вводимый в состав электродов с фтористокальциевым покрытием, при сварке хромоникелевых сталей активно участвует в металлургических реакциях системы металл-покрытие как на стадии капли, так и на стадии кристаллизации сварочной ванны.

В работе [16] приведены результаты исследований влияния добавок иттрия и его лигатуры на структуру и физико-механические характеристики сварных соединений стали 12X18H10T. Соединения выполняли опытными электродами фтористокальциевого типа, дополнительно содержащими 0-3,2% AlU , и аргонодуговой сваркой неплавящимися электродами с присадочными стержнями и пластин литой хромоникелевой стали с добавками 0-0,038 % Y .

Таблиця 1 – Химический состав наплавленного металла

№ обр.	Y в покрытии электродов, %	Содержание в наплавленном металле, вес. %					
		Cr	Mn	Ti	Al	S	P
1	0	19,81	1,89	0,17	0,01	0,019	0,024
2	2	19,70	2,05	0,17	0,02	0,013	0,022
3	4	19,20	2,40	0,20	0,02	0,012	0,022
4	6	19,15	2,40	0,24	0,03	0,010	0,020
5	10	19,00	2,45	0,29	0,04	0,008	0,019

Анализ влияния иттрия на структуру наплавленного металла проводили в процессе рентгеновской съемки образцов в дифрактометре ДРОН-УМ-1 в кобальтовом К-излучении при ускоряющем напряжении 35 кВ и токе 15 мА. Определяли при этом наличие и содержание δ -феррита.

Микрораспределение легирующих элементов в сварных швах исследовали с помощью рентгеноспектрального анализатора MS-46 "Самеса" сканированием по площади 50×50 мкм² с записью концентрационных кривых распределения элементов при линейном перемещении зонда по маршруту у- δ -у (рис. 2). Ускоряющее напряжение 20 кВ, ток зонда 20 нА.

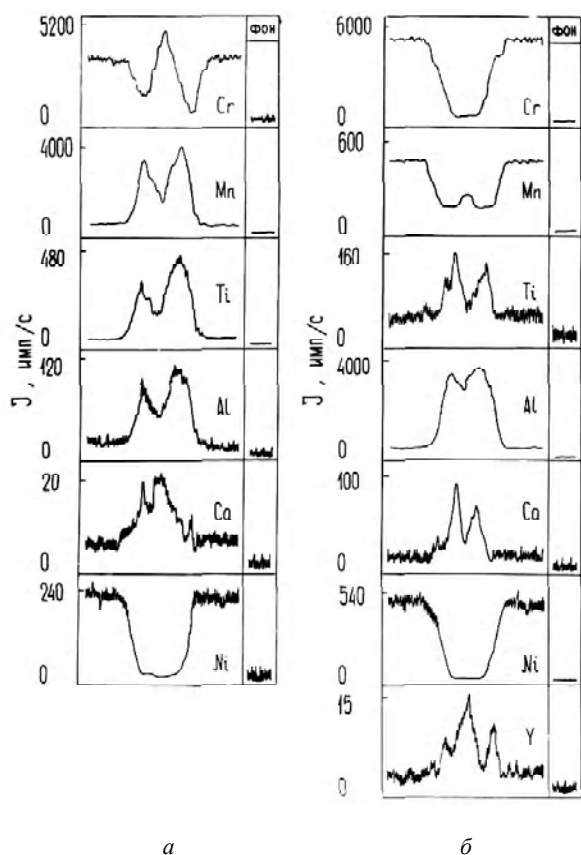


Рис. 2. Микрораспределение легирующих элементов в неметаллических включениях:

а – металл, электродами без иттрия; б – с 0,02 % Y

Для оценки влияния добавок иттрия на физико-механические свойства наплавленного металла образцы сварных соединений испытывали по ГОСТ 6996-66 и ГОСТ 1497-73, а при фрактографическом анализе изломов – на электронном сканирующем микроскопе JSM-U3.

Поскольку иттрий при сварке практически весь расходуется на раскисление и десульфурацию, его остаточное содержание в металле незначительно. Поэтому для уменьшения выгорания в дуговом промежутке образцы сваривали также в аргоне (ГОСТ 10157-74). Эксперименты показали, что коэффициент перехода иттрия при сварке в инертной атмосфере увеличился по сравнению со сваркой в окислительно-восстановительной среде, создаваемой электродами фтористо-кальциевого типа. В обоих вариантах отмечено снижение содержания кислорода, серы и лучшее усвоение легирующих элементов металлом шва.

При оценке эффективности влияния иттрия на физико-механические свойства сварных соединений установлено улучшение прочностных и пластических характеристик наплавленного металла. Наибольший эффект модифицирования отмечен при содержании в шве 0,02-0,03% Y.

Как показали металлографические исследования, наплавленный металл без иттрия имеет аустенитно-ферритную структуру (3,5 % δ -феррита). При введении в состав электродного покрытия < 2 % AlY нарушается направленная ориентация кристаллитов, зерна становятся равноосными, наблюдается разрушение ферритных цепочек. Наибольшее воздействие на структуру наблюдалось при 0,02 % Y. При увеличении концентрации иттрия свыше 0,04 % возрастает количество и изменяется морфология δ -феррита.

Рентгеноструктурный анализ показал, что в исследованном интервале добавок иттрия (0,01-0,027 %) происходит некоторое изменение содержания δ -феррита. Сканирование по площади образцов с помощью анализатора MS-46 "Самеса" в силу малого размера δ -феррита (< 10 мкм) не позволило выявить зависимости микрораспределения легирующих элементов в аустените и ферритной составляющей с введением иттрия.

Влияние иттрия на химическую однородность определяли с помощью линейного сканирования. Измерения показали, что δ -феррит обогащен хромом и

обеднен никелем, железом и марганцем, содержание кремния в аустенитной и ферритной фазах осталось на среднем уровне для наплавленного металла. Иттрий повышает химическую однородность распределения химических элементов в δ -феррите и аустенитной матрице.

Дальнейшее подтверждение положительного воздействия иттрия на качество металла сварных швов было получено при фрактографическом исследовании изломов образцов после одноосного растяжения при испытании по ГОСТ 6996-66. Общим для поверхности изломов образцов являлось наличие макро- и микроскопической неоднородности, обусловленной химической и структурной гетерогенностью и свойствами наплавленного металла. Макроскопическую неоднородность выявляли путем анализа фрагментов поверхности на изломах дна и скосов чашечек разрушения. Для всех образцов характерен вязкий излом с внутризерненным распространением трещины. Металл швов без иттрия в изломах имеет большое количество неметаллических включений, что сказалось на форме и геометрических размерах ямок.

При введении иттрия содержание неметаллических включений снизилось, а глубина и размеры ямок исследуемых поверхностей излома при этом увеличились. На дне и стенках ямок заметны следы пластической деформации (волнистость и серпентинное скольжение), что свидетельствует о высокой пластичности разрушения металла. Здесь же представлено внутризерненное распространение трещин в пределах одного зерна, которые развивались частично по плоскости скола с образованием блестящей фасетки в изломе, частично по другим поверхностям.

В процессе разработки сварочных электродов с использованием в качестве модификатора иттрия изготавливали технологические пробы. Стойкость металла швов против горячих трещин определяли при сварке тавровых образцов и стыковых соединений из стали 12X18H10T толщиной 10-12 мм. Анализ испытаний подтвердил высокую технологическую прочность наплавленного металла.

Повышение прочности, пластичности и стойкости против трещинообразования, по-видимому, является следствием измельчения зерен, очищения границ кристаллитов, снижения количества неметаллических включений, уменьшения химической неоднородности и рафинирования наплавленного металла.

В работе [17] исследовали влияние иттрия на коррозионную стойкость наплавленного металла и сварных соединений аустенитной хромоникелевой стали 12X18H10T. Введение иттрия в металл шва осуществляли через электродное покрытие фтористокальциевого типа с помощью лигатуры алюмоиттрия (50 % Al + 50 % Y). Опытные электроды изготавливали окунанием, стержень электрода – хромоникелевая проволока Св-07X19H10Б (ГОСТ 2246-70) диаметром 4 мм, коэффициент веса покрытия 0,32-0,35. Сварные соедине-

ния из пластин стали 12X18H10T (ГОСТ 5632-72) толщиной 10 мм и многослойные наплавки выполняли постоянным током обратной полярности на режимах: $I_{св} = 90-110$ А, $U_d = 28-32$ В.

Из сварных соединений и наплавов изготавливали образцы размером 20×20×10 мм для коррозионных испытаний и 80×20×5 мм – для испытаний на межкристаллитную коррозию и электрохимических исследований. Образцы наплавленного металла подвергали термической обработке – провоцирующему отжигу при 650 °С, стабилизирующему отпуску при 850 °С и аустенизации при (1070 ± 25) °С, 1 ч с охлаждением на воздухе.

Коррозионные испытания проводили по методу АМ (ГОСТ 6032-75), а также кипячением образцов наплавленного металла в 30 %-ном растворе едкого натра. Длительность испытаний составляла 144 ч, три цикла по 48 ч. После каждого цикла меняли раствор, а образцы промывали. Перед взвешиванием образцы выдерживали в эксикаторе 5-6 ч. Массу образцов определяли с точностью до $1 \cdot 10^{-8}$ кг.

Образцы со швом посередине шлифовали на наждачной бумаге, промывали дистиллированной водой и обезжиривали ацетоном. Анодные потенциалы измеряли при частичном погружении сварных образцов в раствор едкого натра (соотношение площадей шва и основного металла 1:5). Ватерлинию не изолировали, так как при площади погружения ≈ 35 см² ее влияние невелико и примерно одинаково для всех образцов. Параметры электрохимических характеристик испытываемых образцов измеряли на потенциостате, определяя установившийся потенциал коррозии E_u , токи растворения в пассивной и активной областях.

Содержание иттрия в наплавленном металле изменялось пропорционально содержанию лигатуры в электродном покрытии в пределах 0,010-0,027 %. Коэффициент перехода иттрия по данным эксперимента составляет 0,05-0,10.

Модифицирование иттрием при малых содержаниях приводит к повышению коррозионной стойкости образцов наплавленного металла при всех исследованных состояниях как после сварки, так и после термической обработки. Оптимальным содержанием иттрия является 0,013-0,020 %. При этом скорость коррозии минимальна (например, для образцов в исходном состоянии она составляет 0,0190-0,0197 г/(м²·ч). Наиболее высокую коррозионную стойкость имеет металл типа X18H10Б, модифицированный иттрием после аустенизации (0,0009-0,0017 г/(м²·ч)).

У всех образцов с иттрием в пассивной области плотности тока коррозии меньше ($I_{nac} = 1,23-1,06$ мА/см²), чем у соединения без модификатора ($I_{nac} = 1,25$ мА/см²). По мере увеличения содержания иттрия в металле шва ток пассивации уменьшается.

Шов по отношению к основному металлу остается анодом, хотя добавки алюмоиттрия в покрытие уменьшают различие электродных потенциалов основ-

ного и наплавленного металла.

Зависимость коррозионной стойкости металла сварных швов стали 12X18H10T от содержания иттрия в исследованном интервале можно объяснить следующим образом. Коррозионное разрушение двухфазного хромоникелевого наплавленного металла в щелочных средах зарождается на границах раздела δ -феррита-аустенита [8, 15-16, 18, 20] и происходит по типу структурно-избирательной коррозии с преимущественным растворением δ -феррита. Иттрий в интервале содержаний (0,013-0,020 %) оказывает рафинирующее действие на состояние границ раздела фаз. Одновременно при таких концентрациях иттрия поверхностное натяжение наплавленного металла возрастает [1], что приводит к уменьшению количества δ -феррита и протяженности границ раздела фаз. Коррозионная стойкость наплавленного металла при этом возрастает.

При дальнейшем увеличении концентрации иттрия от 0,02 до 0,027% поверхностное натяжение наплавленного металла монотонно понижается [1], происходит измельчение кристаллитов, увеличение количества δ -феррита и протяженности раздела межфазных границ. Коррозионная стойкость наплавленного металла, как видно из приведенных результатов, при этом возрастает менее выражено, по-видимому, вследствие увеличения площади анодных участков (δ -феррит, границы раздела фаз).

Электроды с добавками лигатуры алюмоиттрия в покрытии в исследованных пределах обеспечивают устойчивое горение дуги, хорошие отделимость шлаковой корки и формирование шва, отсутствие дефектов в металле шва (пор, трещин и др.).

Результаты исследований были использованы при изготовлении и монтаже технологического оборудования из стали 12X18H10T в целлюлозно-бумажной промышленности на Архангельском целлюлозно-бумажном комбинате. Трубопроводы и сварные конструкции, эксплуатируемые в щелочных средах при высоких температурах, надежно работают уже более 26 лет.

Дальнейшее подтверждение того, что модифицирование иттрием повышает коррозионную стойкость сварных соединений стали 12X18H10T в щелочных средах получено в работе [21].

Образцы сваривали неплавящимся электродом с присадкой в аргоне марки А (ГОСТ 10157-73) при его расходе 0,25-0,31 м³/ч, а также опытными электродами. При изготовлении присадочных прутков выполняли лабораторные плавки и отливали пластины из стали 12X18H10ТЛ, содержащие 0; 0,017; 0,025 и 0,038 % иттрия.

Коррозионные испытания проводили в 40 %-ных растворах едкого натра. Электрохимические исследования выполняли на образцах со сварным швом посередине. Анодные потенциодинамические кривые снимали со скоростью развертки потенциала 1 мВ/с. Поверхность образцов перед опытами восстанавливали

катодным током 2-4 мА/см² в течение 10 мин. Испытуемые образцы (размером 80×20×5 мм, соотношение площадей шва и основного металла 1:5) погружали в ячейку с рабочим раствором (30 % NaOH при 90 °С). Потенциал коррозии измеряли относительно потенциала насыщенного водородного электрода.

Результаты коррозионных испытаний показали, что модифицирование иттрием приводит уже при малых содержаниях к повышению коррозионной стойкости наплавленного металла. Минимальная скорость коррозии получена при содержании 0,013-0,020 % Y в металле шва. Для образцов без иттрия она равна 19,0-19,7 мг/(м²ч). Наиболее высокую коррозионную стойкость имеет иттрийсодержащий наплавленный металл типа 12X18H10 после аустенизации 0,9-1,7 мг/(м²ч). Дальнейшее увеличение содержания иттрия вызывает рост скорости коррозии (рис. 3).

Поляризационные кривые образцов, выполненных ручной дуговой и аргонодуговой сваркой, различаются между собой преимущественно при потенциалах, соответствующих активному растворению и переходу в пассивное состояние (рис. 4). С ростом содержания иттрия в металле сварных швов снижается критическая плотность тока растворения железной (0,20-0,16 мА/см²) и никелевой (0,36-0,33 мА/см²) составляющих в активной области при потенциалах $\varphi = -(0,95-0,85)$ В. Это свидетельствует о торможении процесса анодного растворения металла в щелочной среде при дополнительном введении иттрия.

В пассивном состоянии плотность критического тока пассивирования всех образцов, содержащих иттрий, меньше (0,0123-0,0106 мА/см²), чем образцов без иттрия. По мере увеличения содержания модификатора в наплавленном металле снижается плотность тока и интенсифицируются процессы пассивирования, что способствует увеличению коррозионной стойкости иттрийсодержащего металла.

Закономерности электрохимических процессов идентичны независимо от способа сварки: при модифицировании иттрием хромоникелевого металла сварных швов уменьшается градиент электродных потенциалов и плотности тока основного и наплавленного металла во всех областях анодной поляризационной кривой.

Таким образом, данные электрохимических исследований качественно согласуются с результатами коррозионных испытаний.

Как видно из рис. 4, иттрий облегчает пассивируемость наплавленного металла, увеличивает стабильность пассивного состояния.

Известно [22], что высокую коррозионную стойкость сварных соединений двухфазных хромоникелевых сталей в щелочных средах часто стремятся получить путем легирования металла шва хромом (до 25-28 %) и никелем (до 7-8 %). Однако вследствие большого количества хрома металл шва такого химического состава имеет низкие пластические свойства.

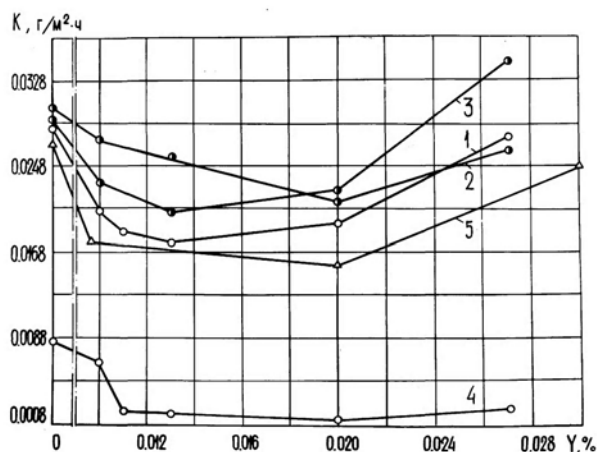


Рис. 3. Зависимость скорости коррозии наплавленного металла в 40 % ном растворе NaOH от содержания иттрия при ручной дуговой сварке в исходном состоянии (1), термической обработке при 650 °C (2), 850 °C (3), 1050 °C (4) и при аргонодуговой сварке в исходном состоянии (5)

Как показано в работах [2, 4], существенно повысить пластические свойства и технологическую прочность наплавленного металла можно модифицированием малыми добавками иттрия.

В работе [22] исследовали влияние иттрия на коррозионную стойкость, структуру и механические свойства металла сварных швов двухфазных хромоникелевых сталей. Иттрий вводили в наплавленный металл через покрытие опытных электродов фтористокальциевого типа в виде порошка ИТМ-2 (ТУ 48-4-208-72). Содержание иттрия в наплавленном металле определяли спектрографическим методом, а газов и примесей – на установке ПВП-2 конструкции ЦНИИ черной металлургии методом вакуум-плавления. Образцы ис-

пытывали на коррозионную стойкость в 40 %-ном растворе NaOH. Скорость коррозии определяли массметрическим методом.

Результаты испытаний показали, что зависимость скорости коррозии наплавленного металла от содержания иттрия носила нелинейный характер с явно выраженным экстремумом. При изменении содержания иттрия от 0 до 0,030 % скорость коррозии наплавленного металла уменьшалась почти в 2 раза. При дальнейшем увеличении содержания от 0,030 % до 0,061 % скорость коррозии наплавленного металла возрастала. Результаты металлографических исследований показали, что введение иттрия в наплавленный металл способствовало уменьшению размеров и дезориентации кристаллитов. Наибольший модифицирующий эффект проявился при содержании в металле 0,020-0,040 % иттрия. При дальнейшем увеличении содержания иттрия (до 0,061 %) увеличился размер кристаллитов, увеличилась химическая неоднородность металла, хотя дезориентированная структура сохранилась. Спектрографические и химические исследования показали, что при модифицировании оптимальными присадками иттрия снижается содержание кислорода и серы в наплавленном металле. Одновременно уменьшается загрязненность металла неметаллическими включениями, отмечается их глобуляризация. При содержании иттрия 0,030-0,040 % индекс загрязненности имел наименьшее значение. Неметаллические включения имели размер 4-5 мкм, глобулярную форму и равномерно распределялись в плоскости шлифа.

С повышением содержания иттрия (до 0,061 %) загрязненность наплавленного металла неметаллическими включениями повышалась, а также увеличивался их размер. В исходном металле без иттрия включения

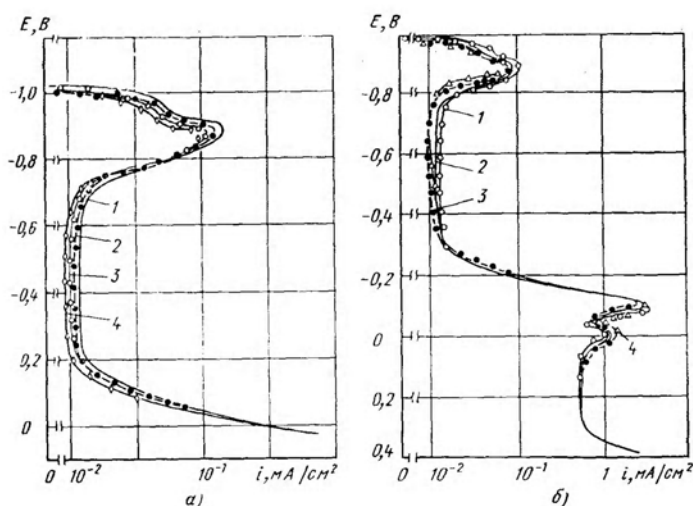


Рис. 4. Анодные потенциодинамические поляризационные кривые сварных соединений металла в щелочной среде:

а – ручная дуговая сварка (Y %: 1 – 0; 2 – 0,010; 3 – 0,020; 4 – 0,027);
б – аргонодуговая сварка (Y, %: 1-0; 2-0,007; 3- 0,020; 4- 0,030)

представлены оксидами и оксисульфидами протяженной формы, в модифицированном – оксидами глобулярной формы.

Под воздействием оптимальной присадки иттрия возросли показатели механических свойств наплавленного металла: средняя ударная вязкость образцов металла увеличилась от 170 до 336 кДж/м². Увеличились также предел текучести и относительное удлинение образцов наплавленного металла, модифицированного иттрием. Однако предел прочности незначительно снизился на (25 МПа).

Для определения технологической прочности сварных соединений стали 12Х21Н5Т проводили сравнительные испытания образцов, выполненных электродами с добавкой иттрия в покрытие и электродами ЦЛ-11 на установке ИМАШ “Ала-Тоо”. Скорость деформации составляла 0-30 мм/мин в температурном интервале хрупкости 1000-1450 °С. Наплавленный металл сварных соединений, выполненных электродами с добавкой иттрия, имел высокую технологическую прочность: критическая скорость деформации составила 26 мм/мин. При использовании для сварки электродов ЦЛ-11 критическая скорость деформации была равна 14 мм/мин.

Выводы

1. Показано, что модифицирование сварных швов аустенитной стали 12Х18Н10Т и аустенитно-ферритной 12Х21Н5Т иттрием 0,010-0,027 % способствует более полному переходу легирующих элементов (хрома, никеля, алюминия, ниобия) и снижает содержащие вредных примесей (S и O₂) в наплавленном металле, улучшает структуру металла шва.

2. Коэффициент перехода иттрия при использовании лигатуры алюмоиттрия составляет 0,05-0,10, в зависимости от способа легирования.

3. Модифицирование иттрием (0,010-0,030) % повышает коррозионную стойкость наплавленного металла и сварных соединений в щелочных средах, так как иттрий способствует снижению тока коррозии, ускорению пассивации и повышению устойчивого пассивного состояния, торможению активного растворения металла шва.

4. Термическая обработка – аустенизация при 1070 ±25 °С способствует скачкообразному повышению коррозионной стойкости наплавленного металла, модифицированного иттрием в щелочных средах.

5. На основании электрохимических исследований сварных соединений стали 12Х18Н10Т установлено, что в щелочных средах 30-40 % NaOH иттрий уменьшает градиент электродных потенциалов и критическую плотность тока основного и наплавленного металла на всех стадиях коррозионного процесса.

6. При введении иттрия в присадочные материалы снижается химическая и электрохимическая гетерогенность металла сварных швов, изменяется морфология, состав и уменьшается количество неметаллических

включений, вследствие чего повышается коррозионная стойкость наплавленного металла.

Перечень ссылок

1. Терехова В. Ф., Савицкий Е. М. Иттрий. М.: Наука, 1967. – 158 с.
2. Неметаллические включения в сталях с иттрием / И. П. Волчок, Ю. А. Шульте, А. В. Царев и др. // Литейное производство. – 1975. – № 1. – С. 29-30.
3. Царев А. В., Волчок И. П., Руденко В. П. Влияние иттрия на физико-химические и коррозионные свойства литых сталей. // Физико-химическая механика материалов. – 1973. – № 5. – С. 99-100.
4. Влияние малых добавок иттрия на горячую пластичность коррозионностойких сталей и сплава аустенитного класса / Я. Е. Гольдштейн, С. Н. Чуватина, М. Н. Шматко и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1978. – №6. – С. 20-22.
5. Александров А. Г., Волчок И. П. Влияние кальция, иттрия и церия на структуру и свойства наплавленного металла. // Автоматическая сварка. – 1977. – № 1. – С. 40-42.
6. Слуцкая Т. М., Аснис А. Е., Тюрин А. Я. Свойства проволоки, легированной церием и иттрием, при сварке в СО₂. // Автоматическая сварка. – 1978. – № 2. – С. 55-56.
7. Ефименко Н. Г., Дошечкина И. В. Структура и свойства аустенитного хромоникелевого шва, легированного иттрием // Сварочное производство. – 1981. – № 6. – С. 19-20.
8. Александров А. Г., Лазебнов П. П. Влияние иттрия на структуру и механические свойства при сварке чугуна, сталей и сплавов // Автоматическая сварка. – 1982. – № 12. – С. 34-37.
9. Александров А. Г., Лазебнов П. П., Савонов Ю. Н. Влияние иттрия на структуру и свойства хромоникелевого наплавленного металла. // Автоматическая сварка. – 1981. – № 12. – С. 6-7.
10. Савонов Ю. Н., Лазебнов П. П., Александров А. Г. Влияние иттрия на металлургические процессы при сварке сталей аустенитного класса электродами с фтористокальциевым покрытием. // Автоматическая сварка. – 1982. – №7. – С. 26-28.
11. Крестовников А. Н.; Владимиров Л. П., Гуляницкий Б. С. Справочник по расчетам равновесия металлургических реакций. – М.: Металлургия, 1963. – 416 с.
12. Крещановский Н. С., Сидоренко М. Ф. Влияние металлического кальция на структуру и свойства литых высоколегированных хромоникелевых сталей // Литейное производство. – 1965. – № 10. – С. 37-38.
13. Медовар Б. И. Сварка жаропрочных аустенитных сталей и сплавов. – М.: Высшая школа, 1966. – 430 с.
14. Ефименко Н. Г., Калинин Н. А. Раскисляющая способность редкоземельных металлов в сравнении с известными раскислителями. // Сварочное производство. – 1978. – № 10. – С. 1-2.
15. Крещановский Н. С., Сидоренко М. Ф. Модифицирование стали. – М.: Металлургия, 1970. – 296 с.
16. Влияние иттрия на структуру и свойства хромоникелевого наплавленного металла / А. Г. Александров, П. П. Лазебнов, Ю. Н. Савонов и др. // Автоматическая сварка. – 1981. – № 12. – С. 6-7.
17. Влияние иттрия на коррозионную стойкость сварных

- соединений стали 12X18H10T / А. Г. Александров, П. П. Лазебнов, Ю.Н. Савонов и др. // Автоматическая сварка. – 1981. – № 2. – С. 12-14.
18. Абралов М. А. и др. Влияние церия и иттрия на структуру и свойства металла шва на сплаве 06ХН28МДТ // Автоматическая сварка. – 1978. – № 8. – С. 5-7.
 19. Ефименко Н.Г. Применение редкоземельных металлов в покрытиях сварочных электродов // Сварочное производство. – 1980. – № 7. – С. 28-29.
 20. Manning P. E. a. o. A. STEM examination of the localized corrosion behavior of a duplex stainless steel. // Corrosion. – 1980. – v. 36. – № 5. – P. 246-251.
 21. Лазебнов П. П., Александров А. Г., Горбань В. А. Коррозионная стойкость металла сварных швов соединений стали 12X18H10T, модифицированного иттрием // Сварочное производство. – 1986. – № 6. – С. 18-19.
 22. Александров А.Г., Савонов Ю.Н. Коррозионная стойкость металла сварных швов сварных швов двухфазных хромоникелевых сталей с иттрием // Сварочное производство. – 1990. – №7. – С. 13-14.
 23. Александров А.Г., Савонов Ю.Н. Коррозионная стойкость сварных соединений из нержавеющей сталей в щелочных растворах (обзор) // Автоматическая сварка. – 2000. – № 8. – С. 30-33.

Одержано 26.03.2007

У статті досліджено вплив модифікування ітрієм на властивості і корозійну стійкість металу шва хромонікелевих нержавіючих сталей. Показано, що ітрій поліпшує корозійну стійкість хромонікелевого наплавленого металу в лужних середовищах.

The influence of ittrium on properties and corrosion resistance at weld metal of CrNi stainless steels was investigated. It was shown, that ittrium improved corrosion resistance of CrNi weld metal in hot alkaline solution.

УДК 532.546

Канд. техн. наук В. В. Косинский

Государственная инженерная академия, г. Запорожье

НЕЛИНЕЙНЫЕ ЗАКОНЫ ДАРСИ И КРИТЕРИЙ РЕЙНОЛЬДСА ПРИ ТЕЧЕНИИ СЖИМАЕМЫХ ЖИДКОСТЕЙ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ В ПОРИСТЫХ ТЕЛАХ

Проведен анализ течения вязких ($\mu_0 \geq 0,01$ Па·с) и невязких ($\mu_0 \leq 0,001$ Па·с) жидкостей под высоким (500 МПа) давлением в пористых средах. На основе нелинейного закона Дарси определены значения скоростей течения вязких (глицерина и трансформаторного масла) и невязких (воды) жидкостей в пористых телах. По нелинейной зависимости Рейнольдса, согласно исследованиям В. Н. Щелкачева, определены значения чисел Re, позволяющие определить характер течения различных жидкостей в пористых средах. Определены основные технологические условия (D_n , $D_{св}$, k_n) для течений воды в пористой среде в ламинарном или турбулентном режимах. Представлена математическая модель течения различных жидкостей в пористых средах под высоким давлением с учетом изменения физических свойств как жидкостей (μ , ρ , χ), так и пористых сред (k_n).

Введение

На сегодняшний день хорошо изучены законы течения и фильтрации ньютоновских и неньютоновских жидкостей в различных трубах, каналах, порах и т.д. Однако течение жидкостей под высоким (> 100 МПа) давлением изучено мало и информация о такого рода процессах незначительна. Об изменении физических свойств жидкостей под высоким давлением отмечено в ряде работ [1, 2], относящихся к обработке металлов давлением (экструзия металлов, порошковая металлургия, композиционные материалы и т.д.). Аналогичные задачи стоят в горнодобывающей и нефтегазовой от-

раслях [10]. Что касается данных о поведении неньютоновских жидкостей в процессах фильтрации под высоким давлением, то их значительно меньше.

В ряде отраслей химической, горнодобывающей, авиационной, а также в технологиях, связанных с созданием композиционных материалов со специальными свойствами, необходимо знать изменения физических свойств используемых инфильтратов и физику процессов течения этих инфильтратов под высоким давлением по микроканалам пористых сред. Это необходимо знать для правильной оценки величин давления пропитывающей жидкости (чтобы не разрушить

или, наоборот, разрушить основу пористой матрицы), с какой скоростью жидкость будет протекать сквозь поры и как при этом будет изменяться давление жидкости по глубине пористого тела, а также определиться в характере течения в порах: ламинарное или турбулентное (по критерию Рейнольдса, Re).

Анализ достижений

Для всех жидкостей в процессах пропитки (фильтрации) есть два основных параметра, требующих определения: первый – давление в порах по всей длине используемого тела; второй – скорость течения жидкости в порах (или истечения из них).

Исходя из линейного закона Дарси, можно определить скорость течения жидкостей в пористой среде.

$$V = \frac{k}{\mu} \cdot \text{grad } P, \quad (1)$$

где k – коэффициент проницаемости пористого тела (м^2);

μ – динамическая вязкость жидкости ($\text{Па}\cdot\text{с}$);

$\text{grad } P$ – перепад давления жидкости в пористом теле на единицу длины ($\text{Па}/\text{мм}$).

В процессах пропитки пористых тел под высоким давлением уже нельзя в выражении (1) вязкость (μ) рассматривать как постоянное значение. С увеличением давления все жидкие среды сжимаются, уменьшая свой объем, при этом увеличивая свою плотность (ρ) и вязкость (μ) по законам [3, 4]:

$$\rho = \rho_0 \left(1 + a \cdot \ln \frac{b+P}{b} \right), \quad (2)$$

где ρ_0 – плотность жидкости при атмосферном давлении и температуре $T = 20^\circ\text{C}$ ($\text{г}/\text{см}^3$);

ρ – текущее значение плотности жидкости под давлением P ($\text{г}/\text{см}^3$);

a и b – коэффициенты сжимаемости жидкости уравнения Тэйта;

$$\mu = \mu_0 e^{cP}, \quad (3)$$

где μ_0 – динамическая вязкость жидкости при атмосферном давлении и температуре $T = 20^\circ\text{C}$;

μ – текущее значение вязкости жидкости под давлением P ;

P – давление жидкости (Па);

Таблица 1

Жидкость	Вязкость (μ) ($\text{Па}\cdot\text{с}$)					
	Давление (P) (МПа)					
	0	10	30	50	100	200
Глицерин	1,48	1,57	1,76	1,97	2,66	4,8
Касторовое масло	0,987	1,12	1,46	1,89	3,62	13,3
Трансформаторное масло	0,02	0,0244	0,0364	0,054	0,148	1,09
Вода	0,001	0,00102	0,00106	0,00111	0,00122	0,0015

c – пьезокэффициент вязкости жидкости (Па^{-1}), характеризующий скорость изменения вязкости от величины давления.

При работе с жидкостями под высоким давлением, кроме вышеуказанных факторов (μ и ρ), необходимо учитывать еще один – это показатель сжимаемости жидкости от величины давления. Сжимаемость жидкости является величиной обратной модулю упругости $\chi = 1/E$ и определяется:

$$\chi = \frac{\Delta V}{V} \cdot \frac{1}{\Delta P}, \quad \text{где} \quad \frac{\Delta V}{V} = a \cdot \ln \frac{b+P}{b} \quad (\text{ур-ие Тэйта});$$

$$\chi = \frac{\frac{a}{b+P}}{1 - a \cdot \ln \frac{b+P}{b}}. \quad (4)$$

Из (4) следует, что чем больше давление, тем χ более значим. При решении задач фильтрации под высоким давлением, коэффициент сжимаемости жидкостей учитывать необходимо.

Постановка задачи

В работе [5] приведен анализ влияния изменения плотности ряда жидкостей на распределение их давления по глубине пористого тела. При давлении жидкостей < 200 МПа изменение плотности можно в расчетах не учитывать, погрешность составляет $< 3\%$. Свыше 200 МПа относительная погрешность возрастает, и поэтому эти изменения рекомендуется учитывать (так при 500 МПа погрешность в расчетах составит $\sim 10\%$). В дальнейшем, в общем уравнении фильтрации будут учитываться изменения как плотности, так и сжимаемости жидкостей от величины давления.

Из трех вышеперечисленных факторов, влияющих на пропитку под высоким давлением, наиболее значимым остается начальная вязкость (μ_0) и показатель степени изменения ее от величины давления (пьезокэффициент вязкости c) [6]. Эти изменения становятся значительными, начиная с нескольких десятков МПа (см. табл.1). Значения начальной вязкости (при $T = 20^\circ\text{C}$) ряда различных жидкостей и их изменения от величины давления приведены в таблице 1.

Физические характеристики этих жидкостей приведены в таблице 2.

Таблица 2

Жидкость	Пьезокоэффициент (c) ($\cdot 10^{-2}$ МПа $^{-1}$)	Плотность (ρ) (г/см 3)	Коэффициенты сжимаемости жидкости (Тэйта)	
			a	b (МПа)
Глицерин	0,58	1,264	0,117	425
Касторовое масло	1,3	0,96	0,104	266
Трансформаторное масло	2,0	0,88	0,1	200
Вода	0,2	1,0	0,13	280

Зная распределение давления жидкости по глубине пористого тела в различные моменты времени (при подъеме давления, выдержке по времени под давлением, а также при сбросе давления) можно определять $\text{grad } P$ в любой точке тела, а следовательно, и скорость (V) течения исследуемой жидкости в порах.

Способы решения поставленной задачи

В процессе пропитки распределение давления различных жидкостей по глубине пропитываемого пористого тела описывается уравнением (8) [7].

$$\left\{ \frac{\left(\frac{a}{b+P} \right)}{1 - a \cdot \ln \frac{b+P}{b}} \cdot \left(1 + a \cdot \ln \frac{b+P}{b} \right) \right\} \cdot \frac{\partial P}{\partial t} = \frac{k_n}{\mu_0} \cdot \frac{\partial}{\partial x} \cdot \left(\frac{1 + a \cdot \ln \frac{b+P}{b}}{e^{cP}} \cdot \frac{\partial P}{\partial x} \right). \quad (5)$$

Используемые для исследования течения различных жидкостей под давлением пористые образцы представляли собой в сечении прямоугольник длиной L со свободными торцами и экранированной металлом боковой поверхностью. Вследствие этого жидкость могла проникать в тело только со стороны открытых торцов.

Граничные условия для данного случая примут вид:

$$P(0, t) = Dt + 1;$$

$$\frac{\partial P}{\partial x} \left(\frac{l}{2}, t \right) = 0.$$

Первое условие отражает закон изменения давления на границе входа жидкости в тело. Это изменение носит линейный характер и определяется произведением скорости подъема давления D на время t . Второе условие определяется симметрией образца, т.е. в среднем сечении его поток отсутствует.

Начальное условие задается исходя из того, что в начальный момент времени давление жидкости равно

атмосферному

$$P(x, 0) = 1.$$

Математическая модель фильтрации различных сжимаемых жидкостей в пористые среды (5) представляет собой нелинейное дифференциальное уравнение в частных производных второго порядка и точного аналитического решения не имеет. Решение задачи осуществлялось с использованием конечноразностной аппроксимации по неявной схеме.

На примере трех различных по вязкости, плотности и сжимаемости жидкостей: глицерине, трансформаторном масле и воде – рассмотрим процесс пропитки (фильтрации), определимся в значениях $\text{grad } P$ различных зон пористого тела.

Для исследований процессов фильтрации выбирали инертную к различным жидкостям керамику на основе SiO_2 , пористость которой составляла 30 %. Основные достоинства и недостатки этой керамики указаны в работе [8]. Пористость образцов $\Pi = 30\%$ ($\pm 1\%$ по всей длине $L = 150$ мм), значение коэффициента проницаемости $k_n = 1,26 \cdot 10^{-13}$ м 2 . Основное ее применение – заводы МАП (внутренние полости турбинных лопаток).

Исходные данные по исследуемым жидкостям для (5) выбирали из таблицы 2. По результатам численного решения (5), строили графики распределения давления исследуемых жидкостей по глубине пористого тела. При этом были приняты следующие технологические параметры процесса: скорость подъема давления $D_n = 25$ МПа/с; максимальное давление $P_{\max} = 500$ МПа; без выдержки по времени, т.е. $t_0 = 0$.

По расположению кривых 1, 2 и 3 (рис. 1) можно отметить, что вода при вышеуказанных технологических параметрах проникает в данное пористое тело абсолютно, т.е. не образует перепадов давления по всей длине образца (график 3). Глицерин (график 1) изменяет давление по глубине от 500 МПа на первом миллиметре длины до 146 МПа на 75 мм, т.е. в 3,4 раза. Трансформаторное масло (график 2) – от 500 МПа на первом миллиметре, до 225 МПа на 75 мм глубины, т.е. в 2,2 раза. Рассматривая поведение кривой (график 1), можно отметить (по кривизне), что наибольшие значения $\text{grad } P$ располагаются на первых 10 мм глубины, а $\text{grad } P_{\max}$ – на оси ординат. Далее кривая принимает более прямолинейный вид и, следовательно,

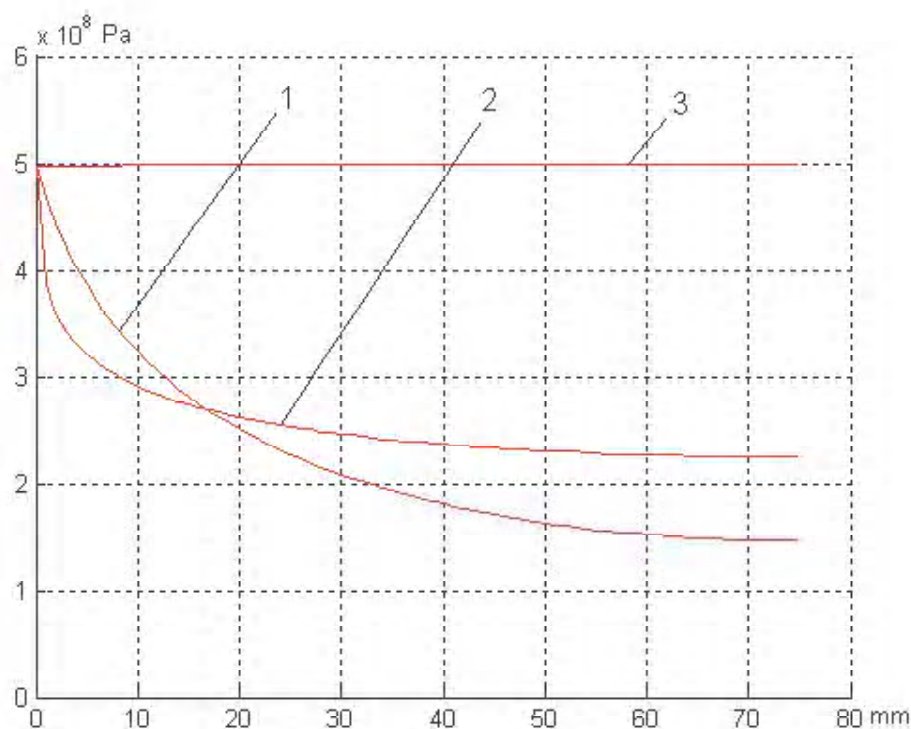


Рис. 1. Кривые распределения давления различных жидкостей по глубине пористого тела

значения $\text{grad } P$ уменьшаются. Наибольшие значения $\text{grad } P$ трансформаторного масла (кривая 2) находятся на первых 5 мм глубины, далее кривая становится более прямолинейной, следовательно, уменьшаются и значения $\text{grad } P$. Резкий скачок перепада давления трансформаторного масла на первых миллиметрах глубины объясняется тем, что оно более склонно, чем глицерин, к затвердению при давлениях $P > 400$ МПа.

Для анализа скоростей течения жидкости в пористом теле – закон Дарси (1), строим по значениям величин давления (рис. 1), графики значений $\text{grad } P$ этих же жидкостей – рис. 2. Кривые 1 (глицерин) и 2 (трансформаторное масло) отражают численные значения $\text{grad } P$ по глубине пористого тела в момент, когда при скорости подъема давления в гидростате ($D_n = 25$ МПа/с) на поверхности тела давление достигло 500 МПа. Вода при вышеуказанных технологических параметрах $\text{grad } P$ не образует, и поэтому в дальнейшем рассматриваться не будет.

Закон Дарси (1) является следствием предположения о безынерционности движения жидкости в пористой проницаемой среде. Таким образом, фильтрационное течение, подчиняющееся закону Дарси, – частный случай так называемого ползущего течения, для которого характерно преобладание вязких сил над инерционными. Иными словами, числа Рейнольдса, течения подчиняющегося закону Дарси, очень малы: $Re \ll 1$. Поэтому попытки вывода этого закона путем усреднения уравнений гидродинамики обычно сводятся к вычислению усредненной скорости потока в порах заданной формы и размера [9].

Значительное количество экспериментальных работ отечественных и зарубежных исследователей посвящено изучению условий, при которых происходит отклонение процесса фильтрации от линейного закона Дарси. Предложены различные формулы для определения числа Re , дающие его разные критические значения $Re_{кр}$. Для одной и той же пористой среды величина $Re_{кр}$ при расчетах по разным эмпирическим формулам сильно варьирует, изменяясь (увеличиваясь или уменьшаясь) до 700 раз [10]. Классическое выражение критерия Рейнольдса имеет вид

$$Re = \frac{V_{кр} \cdot d_{ср}}{\mu_0}, \quad (6)$$

где $V_{кр}$ – критическая скорость фильтрации;

$d_{ср}$ – средний размер частиц, составляющих пористое тело;

В пористой среде ламинарное движение подчиняется закону Дарси и так же, как при движении в трубах, это движение может перейти его границы. В.Н. Щелкачев, исследуя движение различных жидкостей в пористых средах, видоизменил формулу (6) следующим образом [10]:

$$Re = \frac{10}{\Pi^{2,3}} \cdot \frac{V_{кр} \cdot \kappa^{0,5}}{\mu_0} \cdot \rho_0, \quad (7)$$

где Π – пористость в долях единицы.

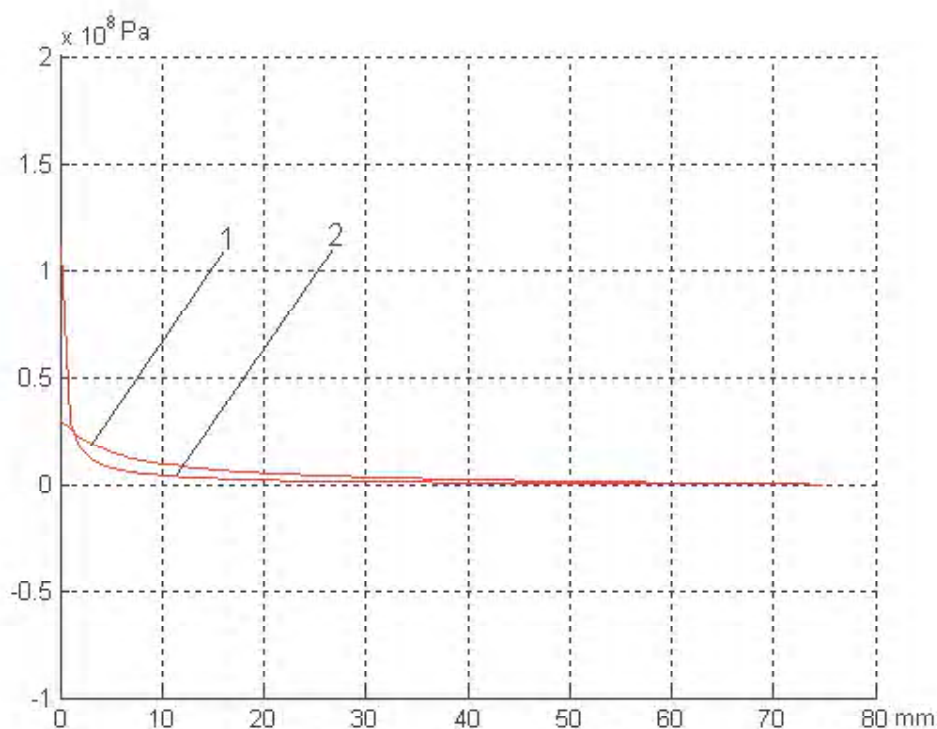


Рис. 2. Значения $\text{grad } P$ по глубине пористого тела: глицирина – 1; трансформаторного масла – 2

В работе [8] указано, что для керамических материалов изменение пористости при пропитке их вязкими средами под высоким (750 МПа) давлением не происходит, поэтому пористость в выражении (7) есть величина неизменная. Переменными от давления будут величины вязкости (μ) и плотности (ρ) жидкостей, а также скорость течения в порах (V) на различной глубине.

Далее было установлено: если $Re < 4 \dots 12$ – режим ламинарный; если $Re > 4 \dots 12$ – режим турбулентный.

Для вышеуказанного случая, используя выражение (3), определим критические значения скоростей течения в пористом теле глицирина и трансформаторного масла по зонам (каждые 10 мм). Значения критической скорости определяются:

$$V_{кр} = \frac{\kappa}{\mu} \cdot \text{grad } P. \quad (8)$$

Расчетные данные для определения V в различных по глубине пористого тела точках известны. Так, по глицирину для точки в начале образца, на первом миллиметре его длины значение $\text{grad } P = 30$ МПа/мм (рис. 2); значение коэффициента проницаемости $k_n = 1,26 \cdot 10^{-13} \text{ м}^2$ (физическая характеристика пористого тела); значение выражения $\mu = \mu_0 e^{cP}$ вычисляем, задаваясь пьезокоэффициентом вязкости c (табл. 2) и величиной давления жидкости (P) (рис. 1), $\mu = 26,9$ Па·с. Аналогично вычисляем для точки на 10 мм длины; 20 мм и т. д.

Определив значения скоростей жидкости в порах на различной глубине, согласно (7), но преобразованной, с учетом изменения плотности (2) и вязкости (3) от величины давления и имеющей вид (9), определяем значения Re . Данные по глицирину заносим в таблицу 3, а по трансформаторному маслу – в таблицу 4.

$$Re = \frac{10}{\Pi^{2,3}} \cdot \frac{V_{кр} \cdot \kappa^{0,5}}{\mu} \cdot \rho. \quad (9)$$

Таблица 3 – Глицирин

Глубина точки определения (мм)	Вязкость в точке (μ) (Па·с)	Плотность в точке (ρ) (г/см ³)	Значение $\text{grad } P$ (МПа/мм)	Давление в точке (P) (МПа)	Скорость жидкости в порах (V) (мм/с)	Число Re ($\cdot 10^{-6}$)
1	26,9	1,375	30	500	0,1452	0,42
10	8,7	1,345	10	334	0,1448	1,26
20	6,4	1,33	5,5	257	0,098	1,15
30	4,9	1,32	3,5	212	0,077	1,17
40	4,5	1,31	2,3	183	0,056	0,092
50	4,2	1,3	1,5	164	0,03	0,052

Таблиця 4 – Трансформаторное масло

Глубина точки определения (мм)	Вязкость в точке (μ) (Па·с)	Плотность в точке (ρ) (г/см ³)	Значение grad P (МПа/мм)	Давление в точке (P) (МПа)	Скорость жидкости в порах (V) (мм/с)	Число Re ($\cdot 10^{-6}$)
1	440	0,99	111	500	0,032	41
10	8,1	0,961	5	296	0,078	0,52
20	3,6	0,953	2	264	0,07	1,05
30	3	0,951	1,2	248	0,05	0,9
40	2,4	0,949	0,8	238	0,042	0,94
50	2	0,947	0,5	231	0,032	0,86

Анализируя значения результатов чисел Рейнольдса – Re для жидкостей, вязкостью $\mu \geq 0,01$ Па·с под давлением $P \geq 100$ МПа, можно с полной уверенностью утверждать, что течение таких жидкостей в пористых средах будет происходить только в ламинарном режиме ($Re < 4 \dots 12$). В нашем случае $Re \sim 1 \cdot 10^{-6}$, т.е. значительно меньше. Получившиеся числа Рейнольдса ($1 \cdot 10^{-6}$) дают основу полагать, что уменьшив используемое давление пропитки на порядок ($P \sim 10$ МПа), режим течения в порах остается ламинарным.

Исследования по определению режима течения воды в пористой среде при высоких давлениях привели к заключению, что вода с ростом давления крайне незначительно увеличивает свою вязкость, в отличие от органических жидкостей. По данным ВНИИФТРИ [6], при давлениях $P \sim 900$ МПа дистиллированная вода переходит в твердую фазу.

Для увеличения вязкости воды в начальной стадии пропитки необходимо создать в установке скорость

увеличения давления $D \sim 10^8$ МПа/с, что технически обеспечить трудно. Такие скорости увеличения давления соответствуют либо взрывной волне, либо мощному импульсному воздействию [11].

Изучение течения воды в пористом теле под высоким давлением проводили в обратном порядке, т.е. изначально образцы пропитывали под давлением 500 МПа, затем, при различных скоростях сброса давления ($D_{сб}$) в гидростате от максимального до 0, отслеживали ее истечение из пористого тела. Анализ проводили по значениям grad P , полученным в моменты окончания сброса, т.е., когда на поверхности образца давление $P = 0$, а внутри давление воды оставалось еще значительным за счет изменения своих физических свойств.

На рис. 3 представлено пять кривых, отражающих перепады давления по глубине пористого тела при вышеуказанных технологических параметрах пропитки, но различных скоростях сброса давления в гидростате от $D_{сб} = 1 \cdot 10^4$ МПа/с (кривая 1) до $D_{сб} = 1 \cdot 10^3$ МПа/с (кривая 5).

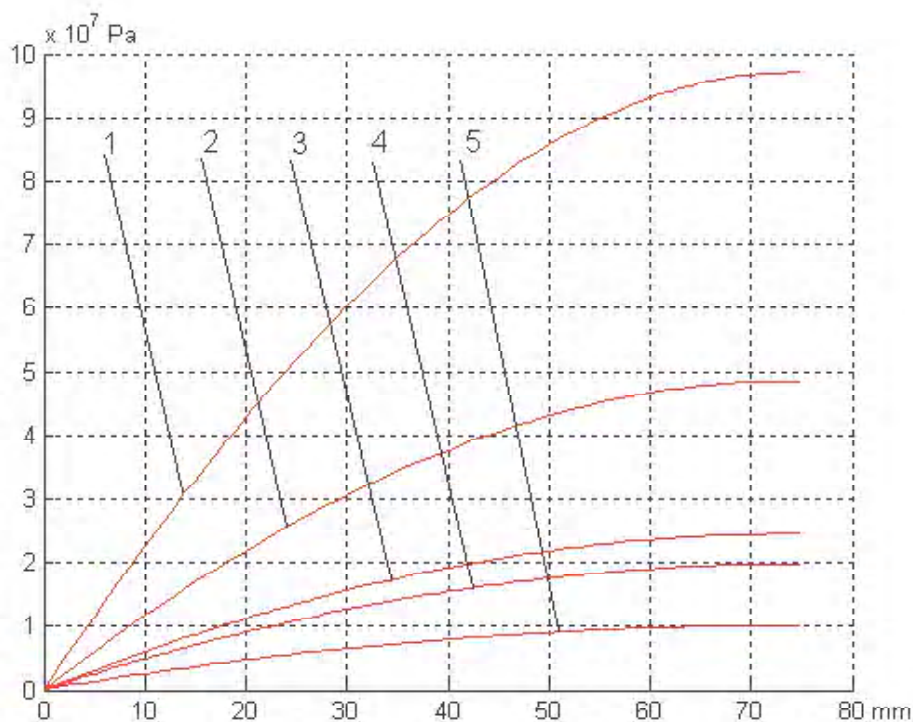


Рис. 3. Значения величин давления воды по глубине пористого тела в момент окончания сброса при различных скоростях:

1 – $D_{сб} = 1 \cdot 10^4$ МПа/с; 2 – $D_{сб} = 5 \cdot 10^3$ МПа/с; 3 – $D_{сб} = 2,5 \cdot 10^3$ МПа/с; 4 – $D_{сб} = 2 \cdot 10^3$ МПа/с; 5 – $D_{сб} = 1 \cdot 10^3$ МПа/с

На рис. 4 представлено 5 кривых, отражающих изменение $\text{grad } P$ по глубине пористого тела при вышеуказанных скоростях сброса (соответствующих давлению P , рис. 3).

Из геометрии кривых (рис. 3) следует, что чем меньше скорость сброса давления, тем меньше кривизна, а следовательно, и значения $\text{grad } P$. При скорости сброса $D_{сб} = 1 \cdot 10^4$ МПа/с (кривая 1) максимальное значение $\text{grad } P = 2,33 \cdot 10^6$ Па/мм; при $D_{сб} = 1 \cdot 10^3$ МПа/с. (кривая 5) – $\text{grad } P = 0,26 \cdot 10^6$ Па/мм, а при скорости $D_{сб} < 1 \cdot 10^3$ МПа/с, вода истекала из пористого тела, не образуя заметных перепадов давления, т.е. $\text{grad } P = 0$.

Анализируя данные рисунков 3 и 4, отмечаем: 1 – вода под высоким (до 500 МПа) давлением при самоистечении из пор может образовывать перепады только при условии: $D_{сб} > 1 \cdot 10^3$ МПа/с; и, чем больше значения $D_{сб}$, тем более значительными будут величины $\text{grad } P$; 2 – максимальная скорость истечения воды из пористого тела ($V_{кр}$) (8) будут находиться на первом миллиметре глубины, где величина $\text{grad } P$ максимальна, а значения и (табл. 2) равны значениям при атмосферном давлении (рис. 4). Чем дальше по глубине тела, тем скорости течения воды в порах будут меньше, поэтому точкой определения значений чисел Рейнольдса (Re) (9) будет считаться именно первый миллиметр глубины. Кроме того, определим $V_{кр}$ и Re в точках на 25 и 50 мм глубины, где необходимо учитывать изменения и по зависимостям (3 и 2).

Данные расчетов по критическим скоростям ($V_{кр}$) течения воды и числам Рейнольдса (Re) приведены в таблице 5.

Для используемой в работе пористой ($\Pi = 30\%$) керамики с коэффициентом проницаемости $k = 1,26 \cdot 10^{-13}$ м² и размерами пор и капилляров от 0,3 до 10 мкм, согласно В. Н. Щелкачеву ($Re < 4 \dots 12$ – ламинарный; $Re > 4 \dots 12$ – турбулентный) режим истечения воды из пор тела с вышеуказанными характеристиками на первом миллиметре глубины будет различным в зависимости от скорости сброса ($D_{сб}$). Так, при $D_{сб} = 1 \cdot 10^4$ МПа/с; $Re = 16,65$ режим турбулентный; при $D_{сб} = 2 \cdot 10^3$ МПа/с и менее, режим ламинарный; при скоростях сброса от $D_{сб} = 5 \cdot 10^3$ МПа/с до $D_{сб} = 2,5 \cdot 10^3$ МПа/с – режим переходный. На 25 миллиметре глубины при $D_{сб} < 5 \cdot 10^3$ МПа/с – режим ламинарный, при $D_{сб} > 5 \cdot 10^3$ МПа/с – переходный. На 50 миллиметре глубины при $D_{сб} \geq 1 \cdot 10^4$ МПа/с – режим течения переходный, при $D_{сб} < 1 \cdot 10^4$ МПа/с – ламинарный.

Из данных таблицы 5 следует: турбулентный режим течения воды из пор наблюдается только на выходе тела при условии скорости сброса давления в гидростате $D_{сб} \geq 1 \cdot 10^4$ МПа/с. Технически сложно создать как скорости сброса, так и скорости подъема давления с $D > 1 \cdot 10^4$ МПа/с, поэтому и остановились на этой скорости сброса как предельно возможной.

Анализируя вышеуказанные данные, делаем выводы: 1 – чем меньше скорости сброса давления, тем меньше скорости истечения воды из пор; 2 – с увели-

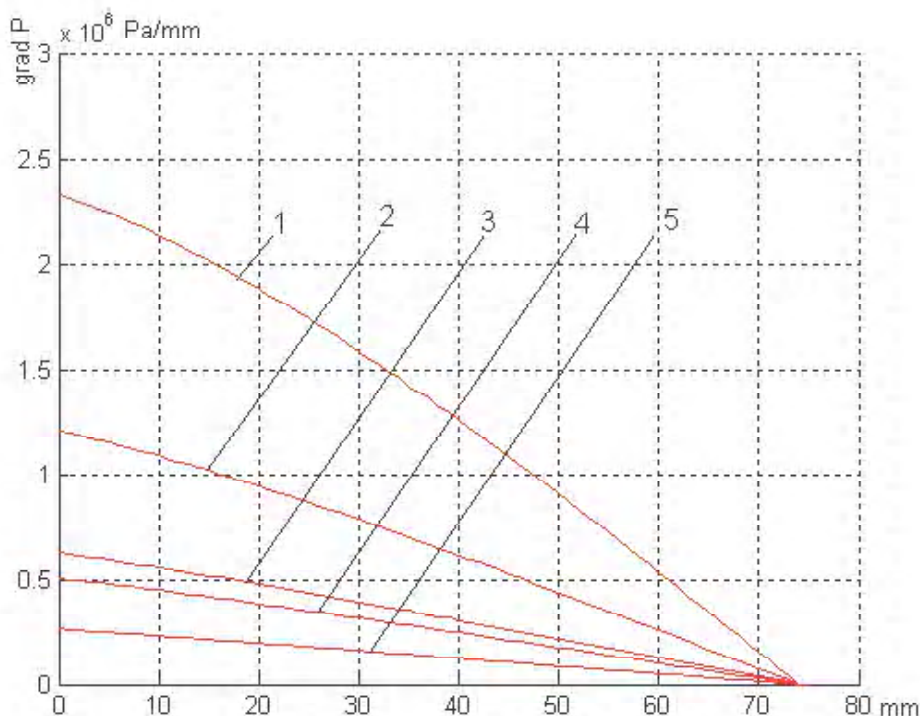


Рис. 4. Значения $\text{grad } P$ воды по глубине пористого тела при различных скоростях сброса давления:

1 – $D_{сб} = 1 \cdot 10^4$ МПа/с; 2 – $D_{сб} = 5 \cdot 10^3$ МПа/с; 3 – $D_{сб} = 2,5 \cdot 10^3$ МПа/с; 4 – $D_{сб} = 2 \cdot 10^3$ МПа/с; 5 – $D_{сб} = 1 \cdot 10^3$ МПа/с

Таблиця 5

Скорость сброса $D_{сб} \cdot 10^3$ (МПа/с)	Скорость течения воды $V_{кр}$ (мм/с)	Число Рейнольдса (Re)	На 25 мм глубины		На 50 мм глубины	
			$V_{кр}$ (мм/с)	Re	$V_{кр}$ (мм/с)	Re
$D_{сб1} = 10$	294	16,65	201	10,5	100	5,4
$D_{сб2} = 5$	152	8,61	106	6,02	53	2,9
$D_{сб3} = 2,5$	79	4,47	54	2,88	28	1,54
$D_{сб4} = 2$	64	3,62	44	2,37	22	1,22
$D_{сб5} = 1$	33	1,87	22,6	1,22	12	0,67

чением глубины тела скорость истечения уменьшается и, согласно Щелкачеву, течение воды носит ламинарный характер.

Рассматривая (5) фильтрацию различных по физическим свойствам жидкостей под высоким давлением в пористые среды, нужно отметить, что с изменением пористости изменяется и коэффициент проницаемости (k_n).

Как следует из уравнения 5, единственной физической характеристикой пропитываемого пористого тела является его коэффициент проницаемости, который не зависит от свойств жидкости и является геометрической характеристикой пропитываемой основы [13]

$$k_n = \frac{\mu}{P} \frac{L}{\rho} \omega, \quad (10)$$

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

L – длина испытываемого образца;

M – масса жидкости, протекшей через образец, площадью поперечного сечения F за время t .

Изменение проницаемости в зависимости от изменения пористости рассмотрено в работах [12, 13]. Белов [12] определяет эту зависимость формулой

$$\Delta\omega = \frac{2P_{ср}}{1 - P_{ср}} 3\Delta P, \quad (11)$$

где $P_{ср}$ – средняя пористость тела;

ΔP – изменение пористости.

При изменении пористости на 1, 2 и 3 % – проницаемость изменится по Белову – на 4, 8 и 12 % соответственно.

Таблиця 6

Скорость сброса $D_{сб} \cdot 10^3$ (МПа/с)	Скорость течения воды $V_{кр}$ (мм/с)	Число Рейнольдса (Re)	На 25 мм глубины		На 50 мм глубины	
			$V_{кр}$ (мм/с)	Re	$V_{кр}$ (мм/с)	Re
$D_{сб1} = 10$	247	79	170,4	54,5	86,4	27,6
$D_{сб2} = 5$	128	41	88	28,2	44,4	14,2
$D_{сб3} = 2,5$	68	22	46,4	14,8	23,6	7,6
$D_{сб4} = 2$	52	16,6	38,4	12,3	19,2	6,1
$D_{сб5} = 1$	32	10,2	21,6	6,9	10,8	3,5

ответственно. Увеличив пористость на 10 %, проницаемость увеличится на 40 %, т.е. в нашем случае коэффициент проницаемости составит $k_n = 1,76 \cdot 10^{-13} \text{ м}^2$.

Рассмотрим режимы фильтрации воды в изделиях, получаемых методом порошковой металлургии из порошков бронзы (фракции – 125...+ 80 мкм) с аналогичной пористостью ($P = 30 \%$), но коэффициентом проницаемости $k_n = 40 \cdot 10^{-13} \text{ м}^2$ и средним диаметром пор – 16 мкм [12]. Технологические условия пропитки не менялись. Определению подлежали значения $V_{кр}$ и Re на первом, 25 и 50 миллиметрах глубины при тех же скоростях сброса давления, данные заносились в таблицу 6.

По данным таблицы 6 следует отметить, что для тел с одинаковой пористостью (30 %), но с различными коэффициентами проницаемости режимы течения имеют значительные отличия. Там, где коэффициент проницаемости больше ($k_n = 40 \cdot 10^{-13} \text{ м}^2$), на первом миллиметре глубины, при различных скоростях сброса, режим течения воды – турбулентный. На 25 миллиметре глубины режим также носит турбулентный характер. Только на 50 миллиметре при скоростях сброса давления $D_{сб} < 1 \cdot 10^3 \text{ МПа/с}$ характер течения становится ламинарным.

Заключение

Течение жидкостей под высоким давлением в пористых средах формально можно разбить по величине начальной вязкости (μ_0) на две группы. К первой отнесем все жидкотекучие среды, у которых $\mu_0 \geq 0,01 \text{ Па}\cdot\text{с}$ (назовем вязкими). Ко второй – жидкости с начальной вязкостью $\mu_0 < 0,01 \text{ Па}\cdot\text{с}$ (назовем невязкими). При исследовании течений различных жидкотекучих сред в пористых телах под высоким давлением не-

обходимо учитывать изменения физических свойств жидкостей от величины давления (вязкости – μ , плотности – ρ , сжимаемости – χ). Рассматриваемый закон Дарси при высоких давлениях жидкости становится нелинейным (8). Зависимость определения числа Рейнольдса (Re) также приобретает нелинейный характер (9).

Согласно вышесказанному, исследуя течение вязких жидкостей под высоким ($P \geq 100$ МПа) давлением в пористых средах с габаритами пор от десятых долей мкм до десятых долей миллиметра, с учетом изменения их (жидкостей) физических свойств от величины давления, отмечаем, что течение в порах таких жидкостей будет носить ламинарный характер, причем как на стадии пропитки, так и при истечении. Течение в порах жидкостей с начальной вязкостью $\mu \geq 0,5$ Па·с будет носить ламинарный характер уже при $P \geq 10$ МПа.

Течения невязких жидкостей (вода, спирты, различные растворы кислот, щелочей и т.д.) под высоким давлением в значительной мере зависят от проницаемости пористого тела, а также от размеров пор и капилляров.

Течение воды под высоким (до 500 МПа) давлением в пористой среде будет носить ламинарный характер при двух условиях: 1 – скорость изменения давления $D_{co} < 1 \cdot 10^3$ МПа/с; 2 – коэффициент проницаемости $k_n \geq 4,0 \cdot 10^{-12}$ м². В остальных случаях режим течения будет носить переходный – ($Re = 4 \dots 12$) турбулентный характер.

Применение технологий, основанных на пропитке пористых тел жидкостями (водой в том числе) под высоким давлением, указано в авторских [14, 15].

Перечень ссылок

1. Гидропластическая обработка металлов / под ред. К. Н. Богоявленского, А. Г. Рябикина. – Ленинград: Машиностроение, 1988. – 256 с.

2. Прозоров Л. В., Костава А. А., Ревов В. Д. Прессование металлов жидкостью высокого давления. – М.: Машиностроение, 1972. – 152 с.
3. Циклис Д. С. Техника физико-химических исследований при высоких и сверхвысоких давлениях. – М.: Химия, 1976. – 432 с.
4. Х. Кухлинг, Справочник по физике / под ред. Е. М. Лейкина. – М.: Мир, 1983. – 520 с.
5. Косинский В. В. Влияние физических свойств жидкостей на процесс пропитки пористых тел под высоким давлением. //Металлургия. Труды запорожской государственной инженерной академии. – Вып. 8. – 2003. – С. 75-79.
6. Золотых Е. В., Бухаров Ю. Т., Кузнецов Д. Т. Исследования в области высоких давлений. Вып. 104/164/. М.: Комитет стандартов мер и измерительных приборов, 1969.
7. Косинский В. В., Косинский В. Ф. Проникновение жидкостей в пористые тела под высоким давлением. Физика и техника высоких давлений. Сб. научных трудов АН УССР. – № 34. – Донецк, 1990. – С. 90-94.
8. Косинский В. В. Определение коэффициента проницаемости пористых тел при пропитке вязкими жидкостями под давлением. //Металлургия. Труды запорожской государственной инженерной академии. – Вып. 13, 2006. – С. 55-59.
9. Гудок Н. С. Изучение физических свойств пористых сред. – М.: Недра, 1970.
10. Басниев К. С., Кочина И. Н., Максимов В. М. Подземная гидромеханика. – М.: Недра, 1993. – 416 с.
11. Михалюк А. В., Торпедирование и импульсный гидродарзрыв пластов. – Киев: Наукова думка, 1986. – 208 с.
12. Пористые проницаемые материалы. /Справочник., под ред. С. В. Белова. – М.: Металлургия, 1987. – 336 с.
13. Витязь П. А., Капцевич В. М., Шелег В. К. Пористые порошковые материалы и изделия из них. – Минск: Вышэйшая школа, 1987. – 164 с.
14. Косинский В. В., Максимов Л. Ю., Быков О. И., и др. А. С. № 1384335. Бюлл. Изобретений № 12, 1988.
15. Белоцирковский А. М., А. С. № 578105. Бюлл. Изобретений № 40, 1977.

Одержано 12.04. 2007

Проведено аналіз плин у в'язких ($\mu_0 \geq 0,01$ Па·с) і не в'язких ($\mu_0 \leq 0,001$ Па·с) рідин під високим (500 МПа) тиском у пористих середовищах. На основі нелінійного закону Дарсі визначені значення швидкостей плин у в'язких (гліцерину і трансформаторної олії) і не в'язких (води) рідин у пористих тілах. За нелінійною залежністю Рейнольдса, відповідно до досліджень В. Н. Щелкачова, отримані значення чисел Re, що дозволяють визначити характер плин різних рідин у пористих середовищах. Визначено основні технологічні умови (D_n , D_{co} , k_n) для течій води в пористому середовищі в ламінарному або турбулентному режимах. Представлено математичну модель плин різних рідин у пористих середовищах під високим тиском з урахуванням зміни фізичних властивостей, як рідин (μ , ρ , χ), так і пористих середовищ (k_n).

The analysis of flow of viscous ($\mu_0 \geq 0,01$ Pa·s) and nonviscous ($\mu_0 \leq 0,001$ Pa·s) liquids under high (500 МПа) pressure in porous mediums is done. On the basis of Darcy's nonlinear law the values of flow velocity of viscous (glycerin and transformer oil) and nonviscous (waters) liquids in porous bodies are determined. On Reynolds's nonlinear association, according to researches of V. Shchelkachev, the values of Re numbers are found that allow to determine the character of various liquids flow in porous mediums. The basic technological conditions (D_n , D_{co} , k_n) for water flow in the porous mediums in laminar or turbulent modes are determined. The mathematical model of various liquids flow in porous mediums under high pressure taking into consideration change of physical properties, both liquids (μ , ρ , χ), and porous (k_n) mediums is presented.

УДК 656.11:621.791.92

Канд. техн. наук С. Н. Попов, Д. А. Антонюк

Национальный технический университет, г. Запорожье

ОПТИМИЗАЦИЯ СРОКА СЛУЖБЫ РЕЗЦОВ ДОРОЖНОЙ ФРЕЗЫ НА ОСНОВЕ ТЕХНОЛОГИЙ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ И ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОЙ НАПЛАВКИ

В работе рассмотрены вопросы оптимизации алгоритма повышения срока службы резцов дорожной фрезы на основе предварительной и восстановительной наплавки. Проведен анализ интенсивности изнашивания различных частей резца, предложена методика оценки возможности применения восстановления и упрочнения деталей. Предложены технологические схемы наплавки корпуса, выбраны режимы и материалы для упрочнения и восстановления резца. Исследовано влияние геометрической формы упрочняющего валика и его угла наклона на интенсивность изнашивания инструмента.

Удаление слоя деформированного асфальтобетона осуществляется дорожными фрезами, рабочими органами которых являются конусообразные резцы. Режущий инструмент состоит из твердосплавного наконечника и корпуса [1], который, взаимодействуя с дорожным полотном, вращается вокруг своей оси.

Априори [2], а также результаты собственных исследований [1, 3] показывают, что рабочие органы фрезы эксплуатируются в условиях изнашивания закрепленным абразивом с наличием локальных ударных нагрузок. При этом твердость абразива составляет порядка 14-18 ГПа, а прочность частиц на сжатие в пределах 18-30 ГПа. Скорость относительного перемещения инструмента практически постоянна и составляет 12-22 м/мин [1].

Промышленные испытания [2] износостойкости резцов позволили установить, что срок службы инструмента при ширине 500 мм и глубине 100 мм фрезирования составляет около 5700-6000 м² явно недостаточен и приводит к необходимости частой (от 2-х до 3-х недель) замены изношенных деталей.

Анализ методов упрочнения поверхности рабочих органов строительных и дорожных машин показал, что опыт применения упрочняющей наплавки для дорожных резцов отсутствует. Ряд исследователей восстанавливали и упрочняли резцы баровой техники, сельскохозяйственных машин, лопатки дорожной техники других модификаций [4-6]. Поэтому на сегодняшний день нет сведений о материалах, методах нанесения износостойких покрытий и слоев, режимах наплавки, а также необходимости применения предварительного или сопутствующего подогрева для наплавки резцов дорожных фрез.

Известна технология [4, с. 167-171], когда наплавочный металл наносили на поверхность кльков режущего экскаватора ручным дуговым способом. Наплавку производили на короткой дуге с поперечно-колебательными движениями электрода в два слоя,

толщина покрытия составляла 4-5 мм. Однако, учитывая малую рабочую площадь дорожных резцов (длина корпуса резца – 25-30 мм, диаметр – 15-25 мм), использование двухслойного метода нанесения покрытия с колебательными движениями мало применимо, поскольку вызывает значительное увеличение геометрических размеров наплавленного слоя и не обеспечивает прочность самой детали.

В работе [5] предложена схема наплавки лопаток дорожной фрезы порошковой лентой под флюсом. Плоские лопатки (8 шт. одновременно) укладывались на основание с флюсом и прижимались токопроводящей пластиной. По торцу лопаток располагалась формирующая медная пластина, охлаждаемая водой. Такая технологическая схема наплавки не учитывает конусообразной формы резцов дорожной фрезы, поскольку использовалась для упрочнения плоских поверхностей. Поэтому, на наш взгляд, следует использовать наклонную наплавку с вращением упрочняемой детали вокруг продольной оси.

Для упрочнения рабочих органов механизмов малых размеров широко используется индукционный способ наплавки [6]. При индукционном методе применяется специальная шихта, которую наносят на поверхность детали и помещают ее в индуктор высокочастотной установки. Однако индукционный нагрев может приводить как к разупрочнению наконечника резца, так и зоны его соединения с корпусом. И в таком случае объемное термическое воздействие может обусловить возможность откалывания наконечника при взаимодействии с асфальтобетонным покрытием. Помимо этого, для индукционной наплавки необходимо специальное оборудование и оснастка, которые в большинстве случаев отсутствуют в ремонтных цехах дорожных служб.

Также для увеличения срока службы деталей дорожной техники известно выполнение на рабочих кромках канавок для размещения в них вставки из из-

носостойкого сплава [7]. Такая конструкция сложна, так как состоит из нескольких частей, которые необходимо соединить между собой с помощью пайки или сварки. Место соединения вставки с корпусом детали не защищается от контакта с абразивной средой, поэтому по мере износа сварочного шва возникает возможность выкрашивания износостойкого сплава. Значительные технологические трудности вызывают и непосредственное изготовление накладок сложного профиля из износостойкого сплава. Данная конструкция, состоящая из нескольких сборочных единиц, имеет значительную металлоёмкость, высокую себестоимость и низкую ремонтпригодность.

Анализ срока службы резца дорожной фрезы показал, что срок его эксплуатации определяется износостойкостью наконечника ($T_{\text{нак}}$) и корпуса резца ($T_{\text{корп}}$):

$$T_{\text{резца}} = T_{\text{нак}} \cdot n T_{\text{корп}}, \quad (1)$$

где n – показатель эксплуатационной устойчивости (табл. 1).

Таблица 1 – Значения показателя эксплуатационной устойчивости для различных условий изнашивания резца дорожной фрезы

	Резцы, размещенные в центральной части барабана фрезы	Резцы, размещенные в крайних рядах барабана фрезы
Срок службы наконечника $T_{\text{н}}$	3500-6000	5500-7500
Срок службы корпуса резца $T_{\text{к}}$	5000-9500	2000-4500
Показатель эксплуатационной устойчивости n	1,00-3,50	0,05-1,00

Проведенный анализ замеров потери линейных размеров ΔL изношенных резцов в различных условиях эксплуатации показал, что интенсивность изнашивания наконечника ($I_{\text{н}} = 0,075-0,125$ мм/м²) и верхней части корпуса резца в 2-3,5 превышает интенсивность изнашивания у основания резца ($I_{\text{к}} = 0,0025-0,0625$ мм/м²). Авторами установлено [3], что при взаимодействии резца с асфальтобетонным покрытием, происходит изменение геометрической формы и уменьшение его рабочей длины (до 6-10 мм), при этом увеличивается угол резания до 14-25°. Это вызывает изменение траектории движения абразивных частиц, и обуславливает **перенос контактного взаимодействия на корпус резца**. Учитывая при этом, что материал наконечника состоит из твердого сплава ВК-8 с микротвердостью твердой фазы $H_{\mu} = 29$ ГПа, а корпус резца из аналога отечественной стали 35Г2 ($H_{\mu} = 3,25$ ГПа), то решение задачи повышения срока службы дорожных резцов следует искать не столько за счет упрочнения наконечника, как в увеличении износостойкости корпу-

са резца. Таким образом, для оптимизации работы инструмента необходимо обеспечить условия, при которых износостойкость материала по всей длине рабочей части резца стремилась к постоянной величине ($n \rightarrow 1$).

Статистическая обработка 1470 изношенных резцов на барабанах фрез Wirtgen W500 (72 шт. × 10 компл.) и Wirtgen DC2000 (150 шт. × 5 компл.) (рис. 1) позволила выявить, что около 63 % из них подвергается равномерному изнашиванию, при котором корпус резца разрушается по мере износа наконечника. При этом количество установленных резцов на одной машине (72 или 150 шт.) не влияет на средний результат характера изнашивания. Своевременное восстановительное упрочнение (если наконечник изношен не более чем на 20 % – $\Delta L_{\text{нак}} \leq 2,5$ мм) или предварительная наплавка до начала их эксплуатации позволит обеспечить баланс сроков службы рабочей кромки и корпуса резца. Около 19 % рабочих органов изнашиваются в большей степени в районе корпуса, что вызывает утонение резцов и приводит к выпадению наконечника. Следует также отметить, что утонение резца в ряде случаев вызывает его деформационное коробление. При этом угол отклонения от продольной оси резца может достигать до 10°. Попадание абразивных частиц между резцедержателем и резцом обуславливает невозможность его вращения, что вызывает неравномерный износ корпуса в одной плоскости и откалыванию наконечника. Такому характеру разрушения подвергается не более чем 13 % исследуемых деталей. Применение восстановительной наплавки корпуса для резцов, которые не имеют значительных повреждений в одной плоскости, не изогнуты, а также наконечник которых поврежден не более чем на 20 % позволит увеличить срок их службы. Поэтому использование восстановительной наплавки обеспечит возможность повторного применения до 20-25% отработанных резцов. Незначительное число деталей (порядка 5 %) выходят из строя в результате сколов и истирания твердосплавной вставки.

Исходя из этого, добиться повышения срока службы резцов возможно **как для новых деталей – за счет применения предварительной упрочняющей наплавки**, так и для **изношенных** – в случае, если наконечник резца имеет практически первоначальную геометрию и износ его составляет не более 20 % **за счет восстановительной наплавки**.

Предлагаемая технология изготовления резцов с повышенным сроком эксплуатации предусматривает получение конструкции с предварительным и восстановительным упрочнением гетерогенным высокоизносостойким сплавом заданного объема в различных сечениях детали.

Исходя из вышеприведенного, учитывая опыт разработки технологий наплавки рабочих органов дорожной, строительной и сельскохозяйственной техники [4-7], необходимо выделить особенности **упрочнения**

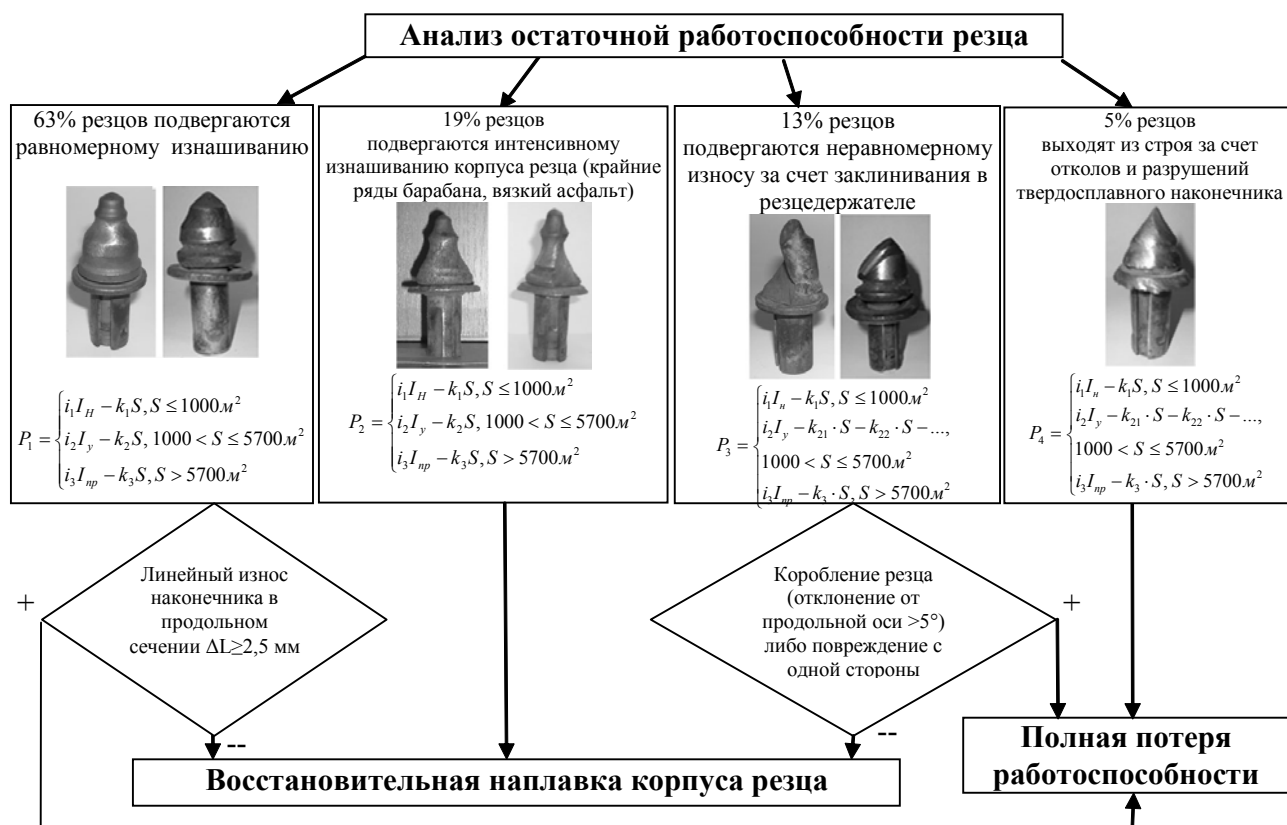


Рис. 1. Оценка возможности восстановительной и предварительной наплавки резцов с различной остаточной работоспособностью: P – работоспособность резца; I_H , I_y , $I_{кр}$ – интенсивности изнашивания резца на начальном, установившемся и критическом периодах изнашивания; S – площадь выработанного асфальтобетона; i_p , k_i – коэффициенты интенсивности изнашивания

корпуса дорожного резца. В первую очередь это связано с малыми габаритами упрочняемой детали ($m = 0,3 \text{ кг}$), что затрудняет нанесение нескольких слоев металла. Конусообразная геометрия резца вызывает необходимость производить наплавку в наклонном положении и постоянном вращении детали. Кроме этого, твердосплавный наконечник и припой-связка склонны к разупрочнению при значительном локальном термическом цикле сварки.

Технология восстановительной наплавки резцов дорожной фрезы состоит из нескольких операций (рис. 2): предварительных (отбор резцов, пригодных для восстановления; снятие защитного кольца и пружины; очистка поверхности; выбор материалов и режимов наплавки), восстановительных (наплавка в приспособлении; зачистка от шлака и загрязнений; токарная обработка поверхности) и контрольных (наличие пор, трещин, непроваров, сколов и других дефектов).

После получения необходимой геометрической формы резца возможно применение упрочняющей наплавки (рис. 2), которая предусмотрена как для восстановленных, так и для новых резцов, также состоит из восстановительных и контрольных операций.

Восстановление исходных геометрических размеров резца после абразивного изнашивания (рис. 3, а) производили ручной электродуговой наплавкой электродами ОЗН-400 (0,18-0,22 % С; 4-4,7 % Мп; S, P ≤ 0,03 %). Наплавка осуществлялась в один проход ступенчато через небольшие промежутки времени (30-45 с) на постоянном токе обратной полярности, электродами диаметром 3 мм. Величина силы тока определялась из выражения:

$$I_H = k D_{\text{э}}, \text{ А} \quad (2)$$

где $D_{\text{э}}$ – диаметр электрода, $D_{\text{э}} = 3 \text{ мм}$; k – коэффициент зависящий от диаметра электрода и типа покрытия, $k = 30-45$. Тогда $I_H = 100-140 \text{ А}$. Процесс восстановления проводили без предварительного подогрева и последующей термообработки (наплавленные резцы охлаждали в песке). Токарную обработку наплавленной детали (рис. 3, б) осуществляли на токарном станке 16К20 с получением исходной геометрии резца (рис. 3, в). Визуальный осмотр показал, что после обработки на поверхности имелось незначительное количество пор (рис. 3, в), однако это не сказывалось на качестве подготовки поверхности под упрочняющую наплавку.

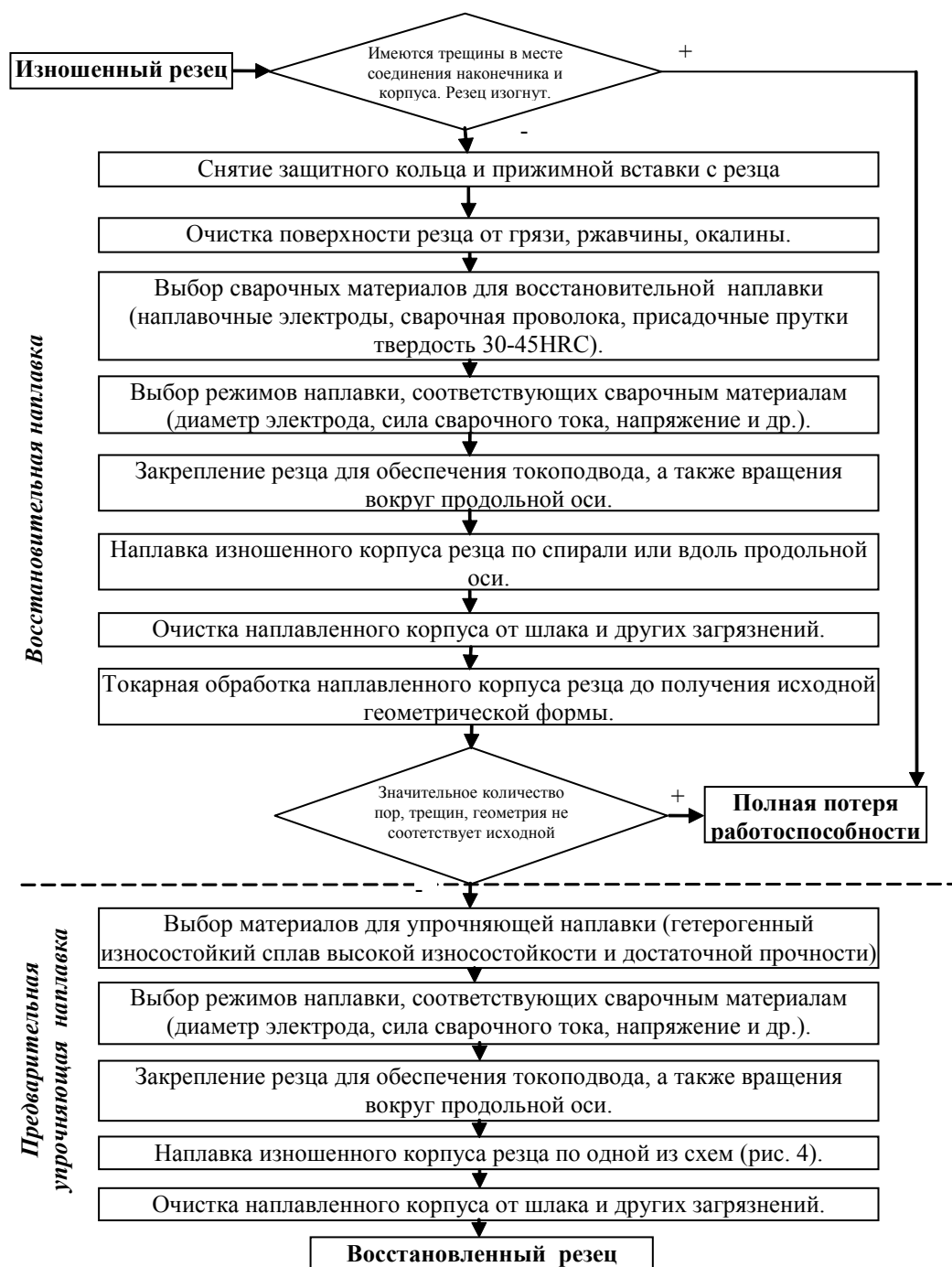


Рис. 2. Алгоритм выполнения восстановительной и предварительной наплавки корпуса резца

Нанесение гетерогенных износостойких сплавов производили ручной дуговой и наплавкой в среде аргона. Выбор способов нанесения упрочняющих покрытий обоснован величиной тепловложения. Высокая концентрация энергии при аргонодуговой сварке обеспечивает малое перемешивание с основным металлом, возможность удержания жидкого металла на поверхности корпуса резца, а также формирование валика шва малых размеров и правильной формы. Ручную

дуговую сварку применяли при диаметрах электродов до 3 мм, поскольку при больших диаметрах затрудняется способность удерживать расплавленный металл в сварочной ванне.

Наплавку упрочняющих валиков выполняли несколькими методами: параллельно оси резца (рис. 4, а), параллельно оси резца с зазорами (рис. 4, б), под углом к оси резца (рис. 4, в) а также по спирали (рис. 4, г).



Рис. 3. Восстановление исходной геометрической формы (*б*) после наплавки изношенного резца (*а*), а также вид резца после токарной обработки (*в*)

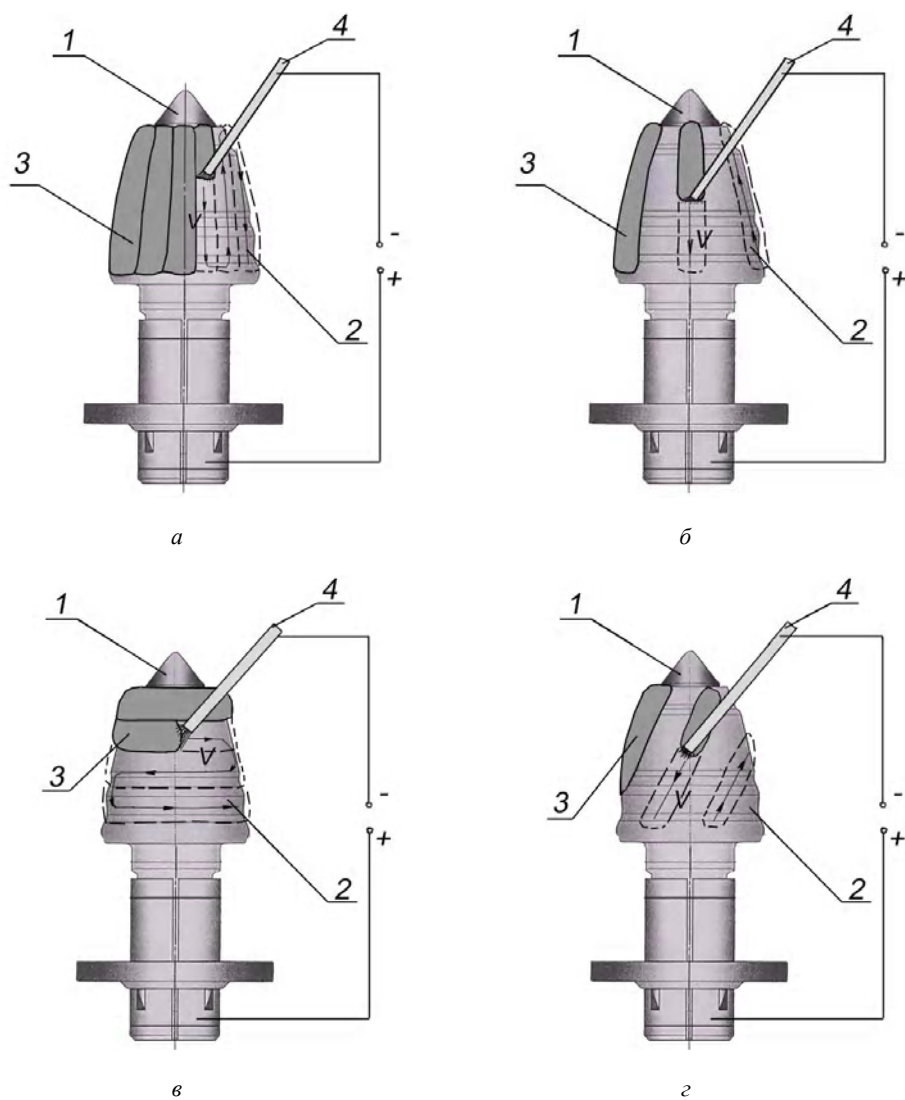


Рис. 4. Технологические схемы наплавки резцов дорожных фрез: *а* – параллельно оси резца, *б* – параллельно оси резца с зазорами, *в* – под углом к оси резца, *г* – спиралевидная наплавка: 1 – наконечник резца; 2 – корпус резца; 3 – наплавленный металл; 4 – контуры наложения валиков; *V* – направление наплавки

С учетом того, что резец размещается под углом $\alpha = 50-78^\circ$ к поверхности резания (в проекции на плоскость, перпендикулярную к продольной оси барабана), упрочняющий металл при всех вариантах наплавки обеспечивают защиту всей поверхности корпуса резца за счет действия эффекта “теневого зон”. Помимо этого, наплавка параллельно оси резца способствовала дополнительному вращению при взаимодействии с дорожным покрытием.

Величина геометрических размеров наплавленных валиков (B – ширина, H – усиление) влияет (рис. 5) на скорость абразивного потока (V_2), а следовательно, и интенсивность изнашивания как валиков, расположенных параллельно оси резца, так и спиралевидных. Правилom более эффективного воздействия “теневого участков” является расположение их под углом близким к 90° к прохождению основного абразивного потока. Этот критерий связан с механизмом взаимодействия с асфальтобетоном и прохождения потока абразивных частиц, который обладает свойством изменять траекторию движения при огибании поверхностного рельефа покрытия.

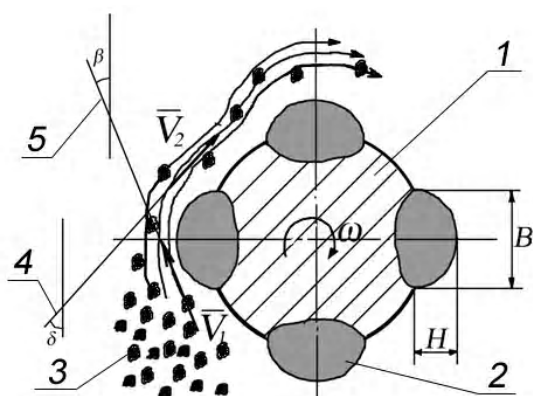


Рис. 5. Схема прохождения абразивного потока по поверхности износостойкой биметаллической конструкции с “теньевыми зонами”:

1 – сечение корпуса резца; 2 – валик наплавленного металла; 3 – поток абразивных частиц; 4 – плоскость, соответствующая вектору движения потока абразивных частиц (V_2) после огибания наплавленного валика; 5 – плоскость, соответствующая вектору движения потока абразивных частиц (V_1) до огибания наплавленного валика

Так, с увеличением значения “ B ” уменьшается начальный угол взаимодействия “ β ”, а следовательно и конечный угол “ δ ” после огибания наплавленного валика. С ростом усиления шва “ H ” углы α и δ увеличиваются, однако возрастает диаметр резца, в связи с чем необходимо увеличить мощность фрезерования. Поэтому важной задачей является определение оптимальных значений ширины и высоты шва для достижения максимальной эффективности “теневого зон”.

Спиралевидная траектория нанесения покрытия также обеспечивает появление эффекта теневого зоны (рис. 4, з). Первый виток наплавки, размещенный в вершине резца, выступает препятствием для движения абразивной массы, которая огибает валик металла и изменяет траекторию движения.

Важное значение имеет величина угла γ (рис. 6) наклона наплаваемого валика по отношению к вертикали резца. Правильный выбор значения угла γ обуславливает возможность получения “вихревого эффекта”, который обеспечивает возникновение дополнительной силы ($P_{нов}$), способствующей вращению резца в резцедержателе за счет взаимодействия валика с абразивным материалом. Исходя из этого, необходимо определить величину угла наклона γ , который бы обеспечил достижение оптимума: вращение резца и присутствия эффекта “теневого зон”.

Анализ различных схем нанесения упрочняющих слоев показывает, что при отрицательных углах γ (рис. 6, з) “вихревой эффект” не наблюдается, а наоборот, поток абразивных частиц препятствует вращению резца в нужном направлении. При $\gamma + \alpha = 90^\circ$ наблюдается отсутствие, как эффекта теневого зон, так и вихревого эффекта. Рис. 6, а-в показывает, что чем больше угол γ , тем в большей степени работает гипотеза о возникновении эффекта “теневого зон” ($\gamma = \alpha$ – максимум), при этом материал корпуса резца в меньшей степени изнашивается, а в процессе эксплуатации работают только наплавленные валики.

Определение влияния угла наклона γ на величину “вихревого эффекта”, выраженного силой поворота ($P_{нов}$), возможно путем проецирования действующих в системе сил на ось z (рис. 7). Учитывая, что

$$P_{нов} \sin \gamma + P_a \sin \alpha = \frac{mV^2}{R}, \text{ можно вычислить:}$$

$$P_{нов} = \frac{mV^2 - RP_a \sin \alpha}{R \sin \gamma}, \quad (3)$$

где V – скорость вращения резца, m – его масса, R – радиус траектории движения резца, α – угол наклона резца к горизонтали, γ – угол наклона упрочняющего валика к оси резца, P_a – сила, обеспечивающая вращение резца за счет контакта с абразивом, а также воздействия абразивного потока.

Учитывая характер взаимодействия поверхности резца с абразивным материалом, можно принять незначительное изменение скорости резания V , а также потери массы резца m за период контакта и постоянный радиус барабана, на основании выражения (3) зависимость $P_{нов} = f(\gamma)$ будет иметь вид рис. 8. Следовательно, предельно эффективный “вихревой эффект” будет достигнут при максимальном значении силы поворота резца $P_{нов}$, которая наблюдается при угле наклона упрочняющего валика к оси резца $\gamma = 0^\circ$.

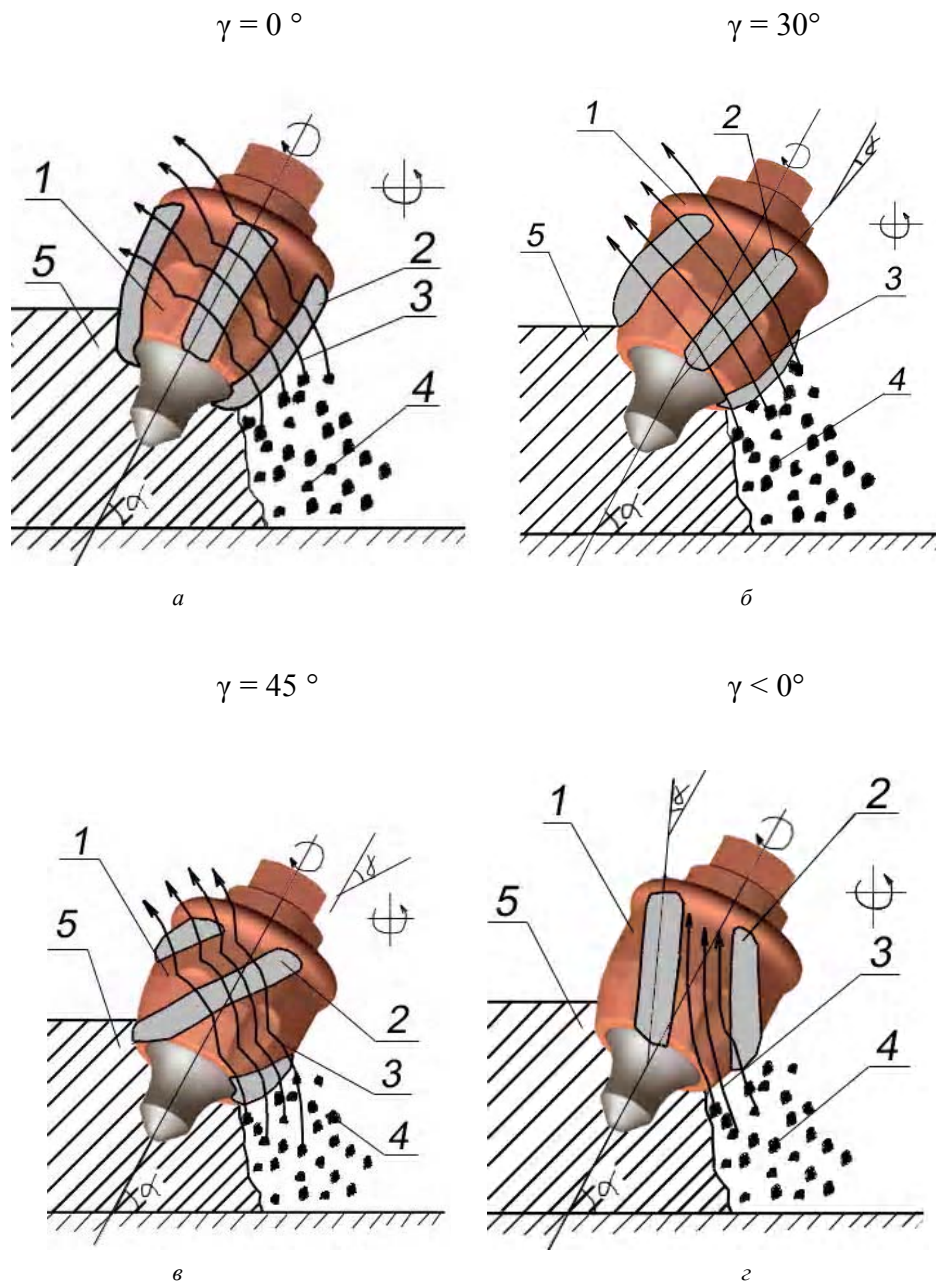


Рис. 6. Схемы расположения упрочняющих валиков:

1 – корпус резца; 2 – наплавленный металл; 3 – направление движения потока абразивных частиц; 4 – частицы, отделившиеся от асфальтобетона; 5 – слой асфальтобетона

Таким образом, действие “теневых зон” обеспечивает максимум эффективности при $\gamma = \alpha$, а “вихревой эффект” при $\gamma = 0^\circ$. Исходя из этого, можно предположить, что оптимальное значение угла наклона упрочняющего валика к оси резца γ , при котором обеспечивается возникновение теневых зон и наличие вращения, составляет $\gamma = \alpha/2$.

Для уточнения доказательства полученных выводов были проведены дополнительные исследования наплавленных резцов по различным схемам.

Наплавку корпуса резца выполняли износостойкими гетерогенными материалами с различным содержанием упрочняющей фазы по предложенным схемам (рис. 4). Анализ результатов испытаний (табл. 2) показал увеличение срока службы резцов дорожной фрезы с износостойкой наплавкой на 20-25 % по сравнению с немецкими резцами фирмы Wirtgen. Однако максимальной износостойкостью обладали резцы с наплавкой спиралевидной формы (рис. 9, д-з).

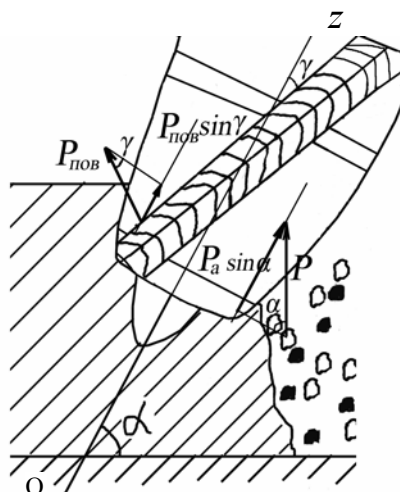


Рис. 7. Схема приложения сил при взаимодействии резца с дорожным покрытием

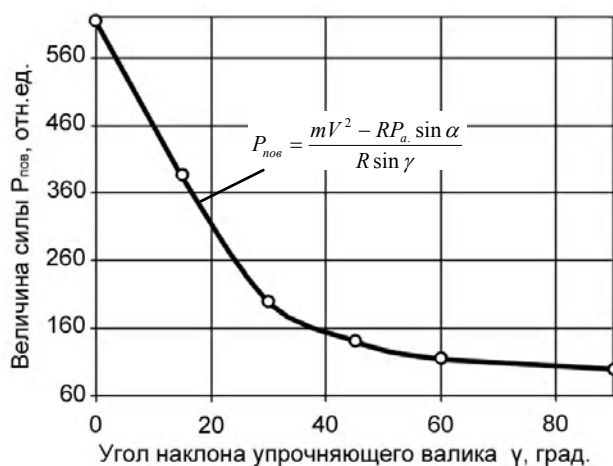


Рис. 8. Зависимость между углом наклона упрочняющего валика и величиной силы $P_{пов}$

Таблица 2 – Результаты испытаний резцов

Материал корпуса резца	Схема наплавки	Твердость HRC	Потери массы после фрезерования 3500 кв.м.	Интенсивность изнашивания, мм/м ²
35Г2	–	43	16,48	0,716
ОЗН-400	Параллельно оси резца	39-42	33,50	1,456
ОЗН-400	Спиральная наплавка	39-42	25,14	1,093
Т-620	Параллельно оси резца	55-58	12,38	0,538
Т-620	Спиральная наплавка	55-58	10,32	0,449
Т-620	Параллельно оси резца с зазорами	55-58	11,15	0,485

Выводы

1. Анализ интенсивности изнашивания различных частей резца показал, что срок службы рабочего органа дорожной фрезы определяется сроком эксплуатации наконечника и корпуса. Для увеличения срока эксплуатации детали необходимо обеспечить условия, при которых интенсивность изнашивания по всей длине рабочей части резца была постоянной.

2. Предложена оптимизация работоспособности резца на основе технологий предварительного и восстановительного упрочнения гетерогенным высокоизносостойким сплавом заданного объема в различных сечениях детали.

3. Разработан и проведен анализ четырех технологических схем предварительной и восстановительной упрочняющей наплавки корпуса резца дорожной фрезы.

4. Доказана гипотеза о возникновении эффекта теневых зон и “вихревого эффекта” при наложении упрочняющих валиков, которые обеспечивают защиту всей поверхности корпуса резца, а также возникновение дополнительных сил вращения инструмента при взаимодействии с асфальтом.

5. Установлено, что при наплавке параллельно продольной оси резца важное значение имеет значение угла наклона упрочняющего валика γ. Рассчитаны оптимальные значения данного показателя, при котором обеспечивается возникновение эффекта теневых зон и наличие вращения ($\gamma = \alpha/2$, где α – угол наклона резца к поверхности фрезирования).

6. Результаты промышленных испытаний резцов с восстановительной и предварительной наплавкой, установленных на фрезе Wirtgen DC2000, показали увеличение срока службы рабочих органов на 15-20 % и 10-15 % по сравнению со стандартными немецкими резцами фирмы Wirtgen.

Перечень ссылок

1. Попов С.Н., Антонюк Д.А. Анализ характера износа и определение критериев работоспособности рабочих органов дорожных фрез // Проблемы трибологии. – 2007. – №1. – С. 3-12.
2. Лукаш В.А., Вировець Л.М., Мельничук О.В. Аналіз відпрацювання та шляхи підвищення працездатності дорожніх різців // В сб. тезисов VI конф. “Эффективность реализации научного, ресурсного и промышленного потенциала в современных условиях”. – С. 320-322.



Рис. 9. Исследуемые резцы: наплавленный параллельно оси резца ОЗН-400 (а) и характер износа после выработки 3500 кв.м. (б); наплавленный параллельно оси резца Т-620 (в) и характер износа после выработки 3500 кв.м. (г); наплавленный по спирали Рэлит-ТЗ (д) и характер износа (е); наплавленный параллельно оси резца с зазорами (ж); наплавленный под углом к оси резца (з)

3. Попов С.М., Антонюк Д.А. Металознавчі аспекти підвищення зносостійкості різців дорожніх фрез // Металознавство та обробка металів. – №1. – 2007. – С. 26-30.
4. Лившиц Л.С., Гринберг Н.А., Куркумелли Э.Г. Основы легирования наплавленного металла. – Машиностроение, 1969. – 188 с.
5. Кортелев Г.А., Харитонов В.Н. Износостойкая наплавка лопаток дорожной фрезы Д-530 // Сварочное производство. – 1964. – №11. – С. 37-38.
6. Пулька Ч.В. Наплавка рабочих узлов почвообрабатывающей и уборочной сельскохозяйственной техники (обзор) // Автоматическая сварка. – 2003. – №8. – С. 36-41.
7. А.С. № 1204384 (СССР), МКИ² В28,5 /12.

Одержано 23.05.2007

У роботі розглянуті питання оптимізації алгоритму підвищення строку експлуатації різців дорожньої фрези на основі попереднього та відновлювального наплавлення. Проведений аналіз інтенсивності зношування різних частин різця, запропонована методика оцінки можливості застосування відновлення та зміцнення деталей. Запропоновані технологічні схеми наплавлення корпусу, вибрані режими для зміцнення та відновлення різця. Досліджено вплив геометричної форми зміцнюючого валика та кута нахилу на інтенсивність зношування інструменту.

The problems of algorithm optimization of road milling cutters durability was reviewed on the basis of preliminary and renovate hard facing. The analysis of wear rate of cutters parts and the method of possibility estimation of detail renovation and strengthening application were provided. The technological schemes of cutters body hard facing were provided. The conditions and materials for strengthening and restoration were selected. Strengthening roller geometrical form and slope angle influence on instrument wear intensity was studied.

III ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 621.74.04:669.112.22

Канд. техн. наук Ю. Ю. Жигуц

Ужгородський національний університет, м. Ужгород

ТЕРМІТНЕ ЗВАРЮВАННЯ ВИСОКОМАРГАНЦЕВИХ СТАЛЕЙ

У статті запропоновано конструкцію металотермічного реактора, яка дозволяє економити легувальні матеріали при отриманні якісного зварного шва за допомогою обладнання для термітного зварювання. При синтезі в термітній суміші стандартний феромарганець замінено на пус'єри – відходи електродугової плавки високомарганцевої сталі.

Вступ

У першій половині двадцятого століття вперше було запропоновано метод отримання рідкої сталі в результаті горіння термітної суміші [1] та впроваджено у промислову практику алюмінотермічне плавлення сталі і отримання на її основі фасонних виливків. Сучасні дослідження в галузі металотермії значно розширили діапазон синтезованих сплавів [2-6].

Недоліком існуючих складів екзотермічних сумішей для синтезу легуваних сталей є неможливість їх використання для живлення виливків з легуваних і високолегуваних сталей у зв'язку із значною їх ліквідацією. Одночасно потрібно враховувати характерну особливість процесу синтезу – введення лігатури у шихту викликає занадто низькі температури її горіння, інколи навіть недостатні для плавлення глиноземистих та кременистих шлаків [4, 6, 7]. У той же час існує можливість відновлення легуючих елементів у результаті металотермічних реакцій з відходів металургійного та термічного виробництва.

Поставлена проблема

Аналіз способів отримання заготовок з високолегуваних сталей виявив проблему, яка полягала у необхідності отримання термітного високолегованого матеріалу та організації способу зварювання, який би поєднував у своєму технологічному циклі пізні модифікування термітної сталі і при економії легувальних матеріалів дозволив би отримувати надійне якісне з'єднання деталей з високомарганцевих сталей.

Об'єкт дослідження даної роботи – ливарні високолеговані сталі, а саме 110Г12л та 110Г13л. *Мета роботи* – розробка технології термітного плавлення і термітного зварювання деталей з високомарганцевих сталей. *Задача роботи* – розробка складу екзотермічної суміші для отримання виливків з високомарганцевих сталей, які можуть використовуватися як в техно-

логії термітного плавлення, так і в технології термітного зварювання.

Матеріали і методика проведення експерименту

Для визначення маси металевого зливка з шихти на першому етапі дослідження були проведені мікроплавлення при масі шихти 250-300 г у металевому тиглі діаметром 80 мм з різним процентним співвідношенням компонентів у суміші. Ініціювання процесу горіння проводилося спеціальним титановим запалом виготовленим з порошку титанового хімічного ПХ-2 ТУ 48-10-78-83. Підпалювання титанового запалу виконувалося звичайним сірником. Випробовування на розтяг виконувалося у відповідності до ГОСТ 1215-59 на машині УМ-20, взірців виготовлених з нижньої центральної частини отриманих сталевих виливків.

При виконанні роботи були використані матеріали: сажа ацетиленова (технічний вуглець ТУ 14-7-24-80), порошок алюмінієвий ПА-3-ПА-4 ГОСТ6058-73, просіяне млино алюмінієвої стружки та ін. Порошкова шихта просувувалася, перемішувалася, розміщувалася у металотермічному реакторі і після цього ущільнювалася.

Одна із похідних задач дослідження полягала у тому, щоб розробити методику розрахунку складу шихти на основі стехіометричного співвідношення компонентів реакції із введенням відповідних коефіцієнтів, які б враховували активність їх засвоєння розплавом. Ця методика дозволяє встановити склад металотермічних шихт і розрахувати адіабатичну температуру її горіння. Головною умовою такого металотермічного процесу є необхідність мати реальну температуру горіння шихти вищу від температури плавлення шлаку [2-6, 8], яка для Al_2O_3 дорівнює 2400 К.

У подальшому теоретичні розрахунки перевірялися при проведенні експериментальних мікроплавлень. З метою здешевлення собівартості шихти замість алю-

мінієвого порошку у подальшому використовувалося мливно алюмінієвої стружки. Проведена корекція хімічного складу шихти дозволила провести зварювання заготовок у дослідно-промислових умовах.

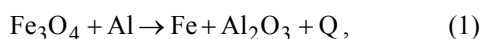
Конструктивна розробка

Існуючі технології термітного зварювання використовують однокамерні конструкції металотермічного реактора, які мають характерні і суттєві недоліки: 1) розділення металу і шлаку проходить у порожнині реактора (рис. 1) одночасно з процесом модифікування лігатурою, що призводить до надмірного випалу легуючих елементів; 2) у процесі заливки металу в зону зварювання виникає велика імовірність попадання шлаку і неметалевих включень безпосередньо у зварювальний шов, що не дозволяє забезпечити безпористий і однорідний метал шва з високими механічними властивостями; 3) термітні суміші для зварювання скомпоновані на основі залізоалюмінієвого терміту і феродомішок, що призводить до високої їх собівартості, при мінімальному застосування відходів металообробного і термічного виробництва (наприклад, традиційна технологія передбачає використання дорогого промислового феромарганцю).

Складність організації термітного зварювання високомарганцевих сталей полягає в тому, що випалювання феромарганцю впливає безпосередньо на хімічний склад матеріалу шва і це потрібно враховувати у методиці розрахунку шихти. Разом із тим, у промисловості використовуються спеціальні ливарні форми, конструкція яких дозволяє проводити технологію модифікування у внутрішній порожнині (інмолд-процес). Рідка сталь у даному випадку легується домішками-присадками безпосередньо у ливниковій системі [8-10].

Недоліком цієї технології є необхідність передбачати у ливниковій системі реакційну “камеру-приямок”, у якій легуюча присадка взаємодіє з розплавом сталі. Використання такої “камери-приямку” суттєво ускладнює процес і призводить до охолодження розплаву.

Відомий спосіб термітного зварювання сталі (див. рис. 1) заснований на класичній термітній реакції (1):



де Q – тепловий ефект реакції.

У реакційній камері пристрою проводять металотермічну реакцію, в результаті якої утворюється розплавлена термітна сталь, що заповнює зварну щілину. Поставлена проблема може бути вирішена при поєднанні двох технологій – термітного зварювання і модифікування у порожнині форми за рахунок спеціальної конструкції металотермічного реактора. Запропонована конструкція металотермічного реактора дозволяє отримувати рідку сталь для зварювання за рахунок алюмініотермічної реакції, а лігатуру вводити після завершення процесу утворення термітного ме-

талу при мінімальному випалі легуючих елементів.

Крім того, для синтезу високолегованого сплаву використовуються замість стандартного промислового феромарганцю, пус’єри – відходи електродугової плавки високомарганцевої сталі (пилу, що вловлюється фільтрами у ливарних цехах).

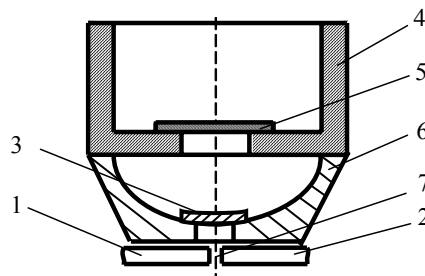


Рис. 1. Конструкція металотермічного реактора:

1 і 2 – сталеві деталі, що підлягають зварюванню; 3 – запобіжна пластинка; 4 – верхня камера; 5 – пластинка, що розділяє камери; 6 – нижня камера; 7 – порожнина для термітного зварювання

У верхній камері 4 проходить металотермічна реакція горіння залізоалюмінієвого терміту, а також розділення рідких продуктів реакції на металеву і шлакову фази. При цьому шлакова фаза спливає, а рідка сталь збирається у нижній частині камери і пропалює тонку пластинку.

Час пропалювання пластини, залежить від її товщини і повинен бути достатнім для повного розділення двох рідких фаз у камері 4. Камера 6 служить для проведення інмолд-процесу – пізнього легування сталі. Розчинення пластини 3 призводить до виливання рідкого сплаву у порожнину зварювання 7, де і проходить оплавлення перегрітою термітною сталлю зварюваних сталевих деталей 1 і 2, а після охолодження і тверднення всієї системи – міцне їх зварювання.

Проведені експериментальні роботи дали можливість розробити технології синтезу високолегованої сталі, термітного зварювання легуваних сталей і конструкцію металотермічного реактора, які при економії легуючих елементів дозволяють отримувати якісний зварний шов.

На рис. 2 зображена схема розробленого металотермічного реактора для зварювання деталей, виготовлених із високолегованих сталей. Плити 1 і 2 заформували у піщано-глиняну суміш 12, при цьому щілина між ними шириною 10 мм заповнювалася пінополіуретаном 7. Плити 1, 2 і поліуретанова прокладка 7 прикривалися опокою з формувальною сумішшю 11, яка мала рівні лади. У верхній напівформі передбачався канал 9, на якому встановлювався двокамерний реактор 10. У формувальній суміші передбачався тимчасовий отвір 9, через який подавалося полум’я газової горілки, що пропалювало пінополіуретанову прокладку 7, розжарювало торці плит 1 і 2 та

прогрівало порожнину термітного зварювання, а одночасно і канал 3, верхню 4 та нижню 6 камери реактору. Після завершення операції прожарювання у камеру 6 закладалися пус'єри і стержень 8 з отвором, який перекривався тонкою пластиною зі сталі (як варіант – алюмінієвого сплаву). Після цього у камеру 4 засипалася суміш терміту 13.

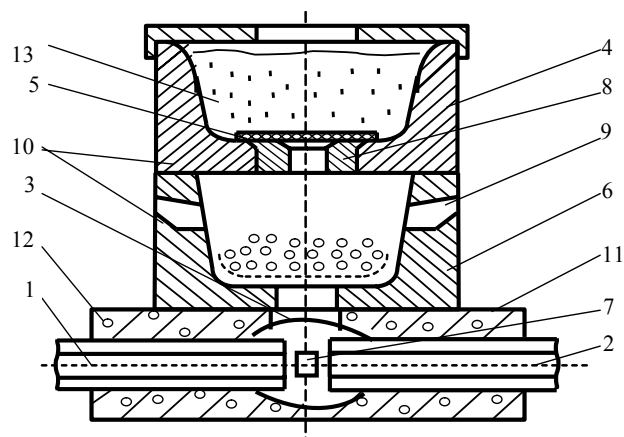


Рис. 2. Схема проведення зварювання двох заготовок з високомарганцевої сталі:

- 1, 2 – сталеві плити з 110Г13Л товщиною 20 мм;
3 – вертикальний ливарний канал; 4 – верхня камера;
5 – пластина; 6 – нижня камера; 7 – пінополіуретанова прокладка; 8 – стержень з отвором; 9 – отвір; 10 – двокамерний реактор; 11 – опока; 12 – формувальна суміш;
13 – термітна суміш

Приблизно через 20-25 секунд після початку технологічної операції горіння пластина 5 пропалювалася термітною сталлю, яка виливалася у камеру 6, розчиняючи на своєму шляху пус'єри, а далі стікала у канал 3 і у порожнину зварювання 7. Шар на торцях плит 1 та 2 відновлювався розплавом сталі, яка вміщувала пус'єри. Плити міцно приварювалися одна до одної у процесі їх оплавлення перегрітою сталлю і її твердіння.

Теоретична частина

Для досягнення вказаної мети були використані у складі металотермічної шихти пус'єри, що вловлюються фільтрами з диму, який виділяється з дугової сталеплавильної печі у процесі плавки високомарганцевої сталі. Ці пус'єри мають такий хімічний склад (у % за масою): перекис марганцю 35-40, оксид заліза 15-25, оксид кальцію 4-7, інші сполуки – решта. Хімічний склад пус'єр дозволяє скласти на їх основі екзотермічну суміш, здатну самовільно горіти з утворенням рідкої сталі типу 110Г12Л, 110Г13Л. Проведені відповідні термохімічні розрахунки із врахуванням засвоєння компонентів шихти дозволили розробити наступний склад екзотермічної суміші (у % за масою): залізоалюмінієвий терміт 70-76, пус'єри 20,5-25,0, алюмінієвий порошок 3,0-3,7, порошок вуглецю 0,5-0,7 [9, 11]. Алюмінієвий порошок у складі шихти у

наступному вдалося замінити млином алюмінієвої стружки. У якості порошку вуглецю використовувався графіт. Механічні властивості отриманих високомарганцевих термітних сталей не гірші за аналоги, виготовлені промисловими способами, про що свідчать дані табл. 1.

Таблиця 1 – Механічні властивості термітної високомарганцевої сталі 110Г12Л

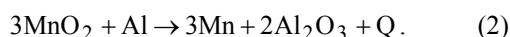
№ зразка	σ_s , МПа	δ , %	a_k , МДж/м ²
1	830	21	11
2	835	18	9
3	830	20,5	9
4	810	21	10,5
5	830	21	–

Розрахована адіабатична температура горіння суміші склала 1840-2890 °С. При вмісті у суміші менше 21 % пус'єр адіабатична температура горіння підвищується, але вміст марганцю знижується нижче нижньої границі за ГОСТ 2176-77 (менше 11,5 %). Це вимагає застосування замість частини пус'єр феромарганцю. При вмісті ж у суміші понад 25 % пус'єр адіабатична температура горіння знижується і стає меншою за допустиму (1840 °С), а вміст марганцю перевищує верхню межу за ГОСТ 2176-77 (понад 15,0 %).

Задані границі домішок вуглецю у екзотермічній суміші відповідають границям вмісту вуглецю у високомарганцевій сталі (0,9-1,5 %) із врахуванням випалу вуглецю, який сягає 7-8,5 %. Коли у пус'єрах виявлявся малий вміст перекису марганцю, дану технологію використовували поєднуючи у необхідних пропорціях запропоновану суміш із звичайною екзотермічною легованою сумішшю, залізоалюмінієвим термітом і високовуглецевим феромарганцем або сумішшю порошків алюмінію та піролюзиту.

Приклад конкретного використання

Упродовж даної роботи були використані пус'єри Чебоксарського агрегатного заводу, що виплавляє сталь 110Г13Л для виготовлення траків гусениць тракторів. Хімічний склад використаних пус'єр (% за масою): перекис марганцю – 36,4, оксид заліза – 19,9, оксид кальцію – 5,4, інші невідомі сполуки – решта. Необхідний домішок алюмінієвої стружки (чистотою 93-95% за металічним алюмінієм) визначався за схемами реакції (1) та (2):



Відомо, що вихід термітного заліза (сталі) зі стандартного залізоалюмінієвого терміту складає приблизно 50 %. Тоді, щоб провести науглецювання сталі, необхідно ввести 1,2 % С (із врахуванням випалу вуглецю у вигляді графіту – 7 %). Таким чином, отримуємо склад металотермічної шихти (у % за масою): зал-

ізоалюмінієвий терміт – 72,5, пус'єри – 23,4, алюмінієва стружка – 3,5, порошок вуглецю – 0,6.

У ливарній лабораторії Чебоксарського заводу промислових тракторів була проведена термітна плавка на основі шихти вказаного вище розрахункового складу. Отриманий виливок високомарганцевої сталі масою 1,5 кг був підданий хімічному аналізу, який дав результати (показані у табл. 2) у межах, регламентованих стандартом.

Таблиця 2 – Хімічний аналіз виливка з високомарганцевої сталі

Елементи	C	Mn	Si	P	S
Вміст, %	1,20	13,1	0,38	0,09	0,035

За аналогічною методикою проведено було плавлення і зварювання двох сталевих заготовок зі сталі 110Г12Л за допомогою термітного зварювання з отриманням задовільних результатів.

Висновки

Проведена робота дозволила зробити такі висновки: 1. Термітним способом вперше отримано високомарганцеву термітну сталь, а у складі екзотермічної шихти для її синтезу застосовано пус'єри – відходи ливарного виробництва. Використання кожної тонни пус'єр дозволяє повернути у виробництво біля 230 кг марганцю. 2. Досліджено властивості термітної сталі 110Г12Л. Ударна в'язкість термітної високомарганцевої сталі на 14-17 % вища, ніж у сталі звичайної плавки. 3. Запропонована технологія дозволяє проводити зварювання високолегованих сталевих заготовок із отриманням міцного зварного шва, крім цього вона придатна і для синтезу високолегованих сталей термітним способом при отриманні виливків.

Перелік посилань

1. Золковер М.З., Гридунов А.С., Быльницкий-Бируля С.О. и др. Фасонное литье из термитной стали. – М.: Дориздат, 1950. – 48 с.
2. Zhiguts Yu.Yu. Thermit Smelting of Cooper Alloys/Acta metallurgica Slovaca/ Kosice Рољник 5. – №2. – 1999. – р. 419-421.
3. Жигуц Ю.Ю. О некоторых особенностях легированных термитных сталей //Строительство, материаловедение, машиностроение // Сб. науч. трудов. Вып. 10. – Дн-ск: GAUDEAMUS, 2000. – С. 134-138.
4. Жигуц Ю.Ю. Ресорно-пружинні термітні сталі //Львів: Машинознавство, 2002. – №10. – С. 50-52.
5. Жигуц Ю.Ю. Экзотермічна суміш для живлення виливків з високолегованих марганцевих сталей // Вісник СумДУ, Суми, 2003, №3(49). – С. 176-179.
6. Жигуц Ю.Ю. Сірі і білі спеціальні термітні чавуни // Вісник національного університету "Львівська політехніка". "Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні та приладобудуванні". Львів: "Львівська політехніка", 2003. – № 480. – С. 148-153.
7. Жигуц Ю.Ю. Використання порошкових матеріалів для синтезу високохромованих неіржавіючих сталей // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – Запоріжжя, ЗНТУ, 2005. – №2. – С. 26-29.
8. Жигуц Ю.Ю. Використання термітних легованих чавунів для живлення прокатних валків // Вісник СумДУ, Суми, 2004. – №2(61). – С.134-140.
9. Жигуц Ю.Ю. Патент №2001106813. Экзотермічна суміш для живлення виливків з високолегованих сталей. – Бюл. №9. – 2002.
10. Жигуц Ю.Ю., Скиба Ю.Ю., Похмурський В.І., Крайний І.І. Патент України на корисну модель. № u 2005 03319 А МПК: 7B22C9/08. Металотермічний реактор. Опубл. 17.10.2005. – Бюл. №10.
11. Жигуц Ю., Широков В. Методика розрахунку складу екзотермічних шихт на основі термохімічного аналізу // Львів: Машинознавство, 2005. – №4. – С. 48-50.

Одержано 11.04.2007

В работе описывается синтез высоколегированных термитных сталей на основе порошковых материалов. Рассмотрено влияние порошковых ингредиентов шихты на свойства синтезированных материалов и особенности их химического состава. Компоновка металлотермической шихты позволила синтезировать высокохромистые стали типа X17T, X25T и X28. Полученные результаты исследования способа синтеза, а также механические свойства синтезированных материалов позволяют определить возможные области их использования.

The synthesis of highly alloyed termit steels on the basis of powdered materials is shown. The influence of powdered ingredients over synthesized materials properties and peculiarities of their chemical composition are considered. The composition of metal thermal charge made it possible to synthesize highchromium alloys of X17T, X28 type. The results of synthesis method investigation and mechanical properties of synthesized materials give possibilities to determine the ways of their application.

ВПЛИВ КОНЦЕНТРАЦІЇ НАПРУЖЕНЬ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВІДЛИВКІВ ІЗ ВИСОКОМАРГАНЦЕВОЇ СТАЛІ

Досліджено чутливість високомарганцевої сталі з низьким вмістом фосфору (до 0,04 %) до концентрації напружень при різних режимах навантаження. Встановлено, що вплив концентрацій проявляється значніше в зоні багатоциклової втомленості. Вивчені види концентраторів і їх вплив на фізико-механічні властивості низькофосфорної високомарганцевої сталі.

Більшість відливків із високомарганцевої сталі виготовляють із різними різкими змінами конфігурації, що призводить у процесі експлуатації до виникнення в цих місцях концентрації напружень.

Зважаючи на те, що високомарганцева сталь дуже схильна до зміцнення при механічній обробці, відливки із цієї сталі, в більшості випадків, надходять в експлуатацію в литому стані. Литя поверхня має багато дефектів у вигляді напливів металу, шорсткості поверхні, спайок та раковин різного походження, які також спричиняють концентрацію напружень.

Таким чином, відливки із високомарганцевої сталі мають велику кількість зовнішніх конструктивних і технологічних концентраторів напружень і внутрішніх (у вигляді неоднорідності структури) неметалевих включень, границь зерен і таке інше.

Відомостей про чутливість високомарганцевої сталі до концентрації напружень дуже мало і вони суперечливі. Ця обставина пояснюється тим, що властивості високомарганцевої сталі дуже залежать від її хімічного складу, особливо вмісту фосфору і технології її виготовлення.

У зв'язку з вищесказаним було поставлене завдання уточнити і розширити відомості про чутливість високомарганцевої сталі до концентрації напружень, що може бути ще одним напрямом до вирішення проблеми збільшення експлуатаційної надійності і довговічності відливків.

Чутливість високомарганцевої сталі до концентрації напружень вивчали на литих ударних зразках (10×10×55 мм) при статичному, динамічному і циклічному навантаженнях на згинання. Конструктивну концентрацію створювали шляхом нанесення на зразок

U-подібного надрізу з різним радіусом закруглення, а технологічну – шляхом отримання зразка з поверхневим знеуглецьованим шаром. Для дослідів були використані зразки, відлиті в піщано-глинисту суху форму. Високомарганцева сталь була виготовлена в промислових умовах у 5-тонній електропечі з основою футеровкою і мала такий хімічний склад: 1,33 %

вуглецю; 13,4 % марганцю; 0,49 % кремнію; 0,027 % фосфору; 0,009 % сірки; 0,41 % хрому і 0,55 % нікелю. Зразки з поверхневим знеуглецьованим шаром отримали при серійній термічній обробці (нагрів в електропечі опору до 1050 °С, витримка при цій температурі 1,5 години, і потім загартування в проточній воді). Зразки без знеуглецьованого шару отримували при нагріві до такої ж температури в соляній ванні розплавленого хлористого барію з витримкою протягом трьох хвилин із подальшим загартуванням в проточній воді.

Статичне навантаження на згинання проводили на розтягувальній машині за допомогою спеціального пристрою. Запис діаграми руйнування проводили на двохкоординатному потенціометрі ПДС-021М, який дозволяє записати діаграму руйнування в координатах “навантаження-деформація”.

Динамічне навантаження здійснювали на маятниковому копрі з фотографуванням таких же діаграм руйнування, які отримували на осцилографі С1-19А. Циклічне навантаження проводили на спеціальній машині, яка дозволяє здійснювати ударне циклічне згинання зразка з постійним заміром напружень, що виникають у зразку при ударі. При всіх видах випробувань зразка зусилля визначали за допомогою попередньо тарированих тензодатчиків, а пластичну деформацію – за допомогою фотодатчиків.

У таблиці 1 наведені дані по одноразовому навантаженню на згинання зразків із високомарганцевої сталі з різними концентраторами напружень. Дані випробувань по визначенню характеристик міцності і пластичності є нестандартними і величини границь текучості і міцності відрізняються від отриманих при стандартних випробуваннях на розтяг. Цей метод використаний для того, щоб всі випробування при статичному, динамічному і циклічному навантаженнях проходили за однією схемою. Чутливість зразка до концентрації напружень визначалась по відношенню міцності зразка з концентратором до міцності зразка без концентратора (коєфіцієнт К). Подібні характеристики мало відомі і використовуються рідко, але вони дають реальне уявлення про чутливість сталі до надрізу.

Таблиця 1 – Вплив концентрації напружень на властивості високомарганцевої сталі при статичному та динамічному згинанні

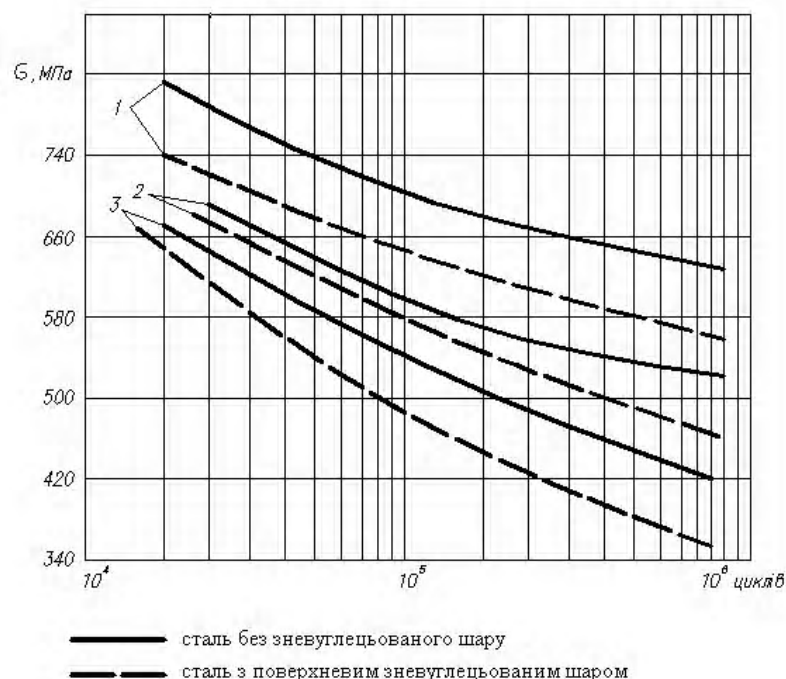
Радіус надрізу зразка, мм	Без знеуглецьованого шару				Із знеуглецьованим шаром			
	Механічні властивості			Коефіцієнт концентрації напружень	Механічні властивості			Коефіцієнт концентрації напружень
	σ_T , МПа	σ_B , МПа	f , мм		σ_T , МПа	σ_B , МПа	f , мм	
Статичне згинання								
0	678	1600	27,0	1,0	516	1327	27,0	1
1,0	760	1690	15,6	1,12	541	1532	16,0	1,15
0,25	810	1850	13,2	1,16	560	1565	14,0	1,17
Динамічне згинання								
0	780	1600	27,0	1	700	1580	27,0	1
1,0	860	1710	16,8	1,10	800	1670	14,1	1,14
0,25	1055	1860	13,2	1,35	970	1810	12,3	1,39

Встановлено, що збільшення концентрації напружень призводить до збільшення характеристик міцності і зниженню пластичності, що є закономірним для такого в'язко-пластичного матеріалу, яким є високомарганцева сталь. Коефіцієнт концентрації напружень K збільшується при збільшенні гостроти надрізу. Поверхневий знеуглецьований шар збільшує концентрацію напружень, що підтверджується збільшенням коефіцієнта концентрації.

При одноразовому руйнуванні пластичних матеріалів за рахунок релаксації напружень проходить деяке пом'якшення впливу концентратора напружень. Тому найбільш характерне визначення чутливості пластичних матеріалів до концентрації напружень може бути здійснене при дослідях на втомне руйнування.

На рис. 1 показані криві випробування на втомленість зразків високомарганцевої сталі з різними концентраторами напружень. Як видно з ілюстрації, криві втомлення сходяться в зоні високих напружень. Таким чином, чутливість високомарганцевої сталі до концентрації напружень зменшується при одноразовому руйнуванні і в зоні малоциклової втомленості.

Збільшення ефективного коефіцієнта концентрації напружень призводить до значного зниження границі витривалості високомарганцевої сталі (в межах бази 10^6 циклів) (табл. 2). Треба відмітити, що і при одноразовому, і при втомному руйнуванні концентрація напружень спричинена наявністю знеуглецьованого поверхневого шару і впливає на властивості сталі не в меншій мірі, ніж гострий надріз.

**Рис.1.** Криві втомленості високомарганцевої сталі з різними концентраторами напружень:

1 – без концентраторів напружень; 2 – радіус надрізу 1 мм; 3 – радіус надрізу 0,25 мм

Таблиця 2 – Вплив концентрації напружень на границю втомленості високомарганцевої сталі

Концентрація напружень	σ_0 на базі 10^6 циклів, МПа	Коефіцієнт концентрації напружень
Без концентратора напружень:		
- без зневугльцюваного шару	612	1,00
- із зневугльцюваним шаром	525	1,164
Канавка із радіусом надрізу 1,0 мм:		
- без зневугльцюваного шару	494	1,240
- із зневугльцюваним шаром	440	1,390
Канавки із радіусом надрізу 0,25 мм:		
- без зневугльцюваного шару	400	1,530
- із зневугльцюваним шаром	354	1,745

У дійсних відливках втомлені тріщини розвиваються з поверхні, де діють найбільші напруження. Осередком розвитку тріщин є місця із збільшеною концентрацією напружень. Розповсюджуються тріщини по внутрішнім дефектам, які також є концентраторами напружень. Таким чином, довготривалість деталей може бути значно збільшена зниженням концентрації напружень. Для високомарганцевої сталі зменшення поверхневих концентраторів можливе як за рахунок покращення якості поверхні відливка (технології виготовлення), так і за рахунок усунення поверхневого зневугльцюваного шару (технологія термічної обробки).

Перелік посилань

1. Богачев И.Н. Структура и свойства железомарганцевых сплавов / И.Н. Богачев, В.Ф. Еголаев. – М.: Metallurgy, 1973. – 296 с.
2. Давыдов Н.Г. Высокомарганцевая сталь. – М.: Metallurgy, 1979. – 176 с.
3. Власов В.Н. Литая высокомарганцевая сталь Г13Л: Свойства и производство / В.Н. Власов, В.Ф. Комолова. – М.: Mashgiz, 1963. – 195 с.
4. Ямшанов П.И. Износостойкость литых деталей из стали Г13Л / П.И. Ямшанов, Б.А. Никулин, А.К. Копысова. – В кн.: Производство крупных машин. – М., 1965, вып. 8. Литейное производство, С. 3-134.

Одержано 14.02.2007

Исследована чувствительность высокомарганцевой стали с низким содержанием фосфора (до 0,04 %) к концентрации напряжений при различных режимах нагружения. Установлено, что влияние концентрации проявляется в наибольшей степени в зоне многоциклового усталости. Изучены виды концентраторов и их влияние на физико-механические свойства низкофосфористой высокомарганцевой стали.

Sensibility of the high-manganese steel with low-phosphorus content (up to 0.04 %) to stress concentration at different loading regimes has been investigated. It has been determined that stress concentration influence is more evident in the multicycle fatigue zone. The types of stress concentrators have been studied as well as their influence on physical and mechanical properties of the low-phosphorus high-manganese steel.

УДК 669.45

А. С. Фильченков¹, канд. техн. наук В. П. Грицай², Г. В. Иванов¹¹ Запорожский механический завод, ² Государственная инженерная академия,
г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ГАЗОНАСЫЩЕННОСТЬ И ОБРАЗОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ ВСПУЧИВАНИЯ ПЕРЕПЛАВА БАББИТА БК2

Определена насыщенность свинца и его сплавов кислородом, водородом и азотом и проанализировано образование дефектов вспучивания на образцах чушек переплава баббита БК2. Установлено оптимальное содержание магния (0,02...0,05 %) и натрия (0,16...0,23 %) в переплаве, при котором минимизируется возможность образования этих дефектов.

Введение

Кальциевые баббиты склонны к вспучиванию, которое возникает после окончательной механической обработки вкладышей в процессе их хранения на складах [1].

Вспучивание приводит к бракованию вкладышей, также возможен преждевременный выход из строя подшипника по усталостному разрушению баббитового слоя. Дефекты баббитового слоя в виде вспучивания могут быть крупные, диаметром 2-15 мм и мелкие от 0,2 до 2 мм, максимальная глубина их залегания – 1 мм. Характерный вид дефектов, обнаруженных нами на вкладыше дизеля Д50 показан на рис. 1.

В этой же работе Буше Н.А. [1] было установлено, что подшипники, имеющие дефекты в виде вспучивания, всегда содержат повышенное количество растворенного водорода. На отдельных участках баббитового слоя увеличенные концентрации водорода создают повышенное давление, которое приводит к деформации слоя.

При взаимодействии с металлами водород образует различные соединения [2]. Со щелочными и щелочноземельными металлами он образует гидриды, представляющие собой кристаллические соединения с ионной связью.

По этим данным растворимость водорода в химически чистом свинце в твердом состоянии практически отсутствует. Однако, при добавлении к свинцу магния растворимость водорода увеличивается. При содержании 1 % магния растворимость водорода составляет 0,18 см³/100 г; при 1,6 % – 1,6 см³/100 г; при 17,5 % – 4,8 см³/100 г. Автор предполагает, что растворимость водорода увеличивается в связи с образованием в сплаве интерметаллических соединений.

Как известно [2], водород может находиться в металле в различных состояниях:

- в межузлиях кристаллической решетки, образуя раствор внедрения в атомарной форме;

- в трещинах, пустотах, раковинах, порах и других несплошностях;

- в виде химического соединения с основным металлом или примесями.

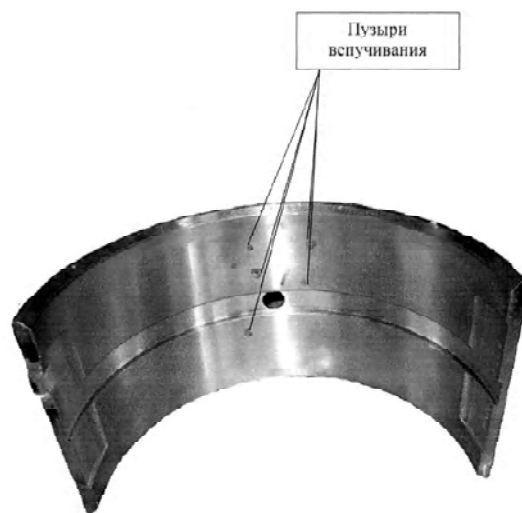


Рис. 1. Характерный вид дефектов на вкладыше дизеля Д50

Атомарный водород, растворимый в металле, при изменении физико-химических условий может собираться в любых несплошностях металла-растворителя. Адсорбированные в несплошностях атомы рекомбинируются в молекулы и находятся там в молекулярной форме. В зависимости от предельной растворимости водорода, его фактической концентрации в решетке и парциального давления, содержание водорода в молекулярной и атомарной формах сдвигается в ту или иную сторону. Так как степень диссоциации молекулярного водорода при низких температурах мала, равновесие постепенно сдвигается в сторону молекулярного водорода, возрастанию давления молекулярного водорода, иногда до 1000 МПа, что и

является причиной деформации металла и образования вспучиваний.

Газовые пузыри возникают в результате образования зародышей и последующего их роста. Критический размер зародыша определяется уравнением Гиббса

$$\frac{2\gamma}{r_0} = p + kTN \ln \frac{C}{C_0},$$

где γ – удельная поверхностная энергия;

k – постоянная Больцмана;

N – число атомов в единице объема;

T – абсолютная температура;

C – действительная концентрация водорода в металле;

C_0 – равновесная концентрация водорода;

p – давление;

r_0 – радиус поры.

Как видно из уравнения, увеличение пересыщения расплава водородом облегчает самопроизвольное образование зародышей и дальнейший их рост.

В начальный момент времени давление водорода в пузыре велико и происходит увеличение размера полостей. Этот процесс происходит до тех пор, пока в полости пузыря не образуется равновесная концентрация водорода. Если степень пересыщения водородом велика, то пористость может возникать не только в жидких металлах, но и в твердых. Равновесие между давлением газа в поре и силами поверхностного натяжения, действующими на неё, сохраняется для каждой поры. Давление в поре зависит от ее радиуса – чем больше давление, тем меньше радиус. Поэтому малые поры термодинамически менее устойчивы, чем

большие. Из-за диффузии водорода и вакансий, со временем происходит их укрупнение.

Как уже указывалось, растворимость водорода в свинце при комнатной температуре невелика. Однако введение в расплав натрия, кальция, олова и особенно магния способствует повышению растворимости водорода. При достижении предельной растворимости водород начинает диффундировать в решетку металла-растворителя и скапливается в несплошностях (разделы фаз, микропустоты) у неметаллических включений, газовых раковин, усадочных пор. При этом давление его возрастает, что облегчает образование и распространение трещин и приводит к уменьшению пластичности и разрушению баббитового слоя.

Материалы и методика исследования

Для проведения исследований были взяты пробы чушковых сплавов БК2, БК2Ш, образцов залитого в подшипник баббита, а также слитков переплава баббитовой стружки, которые используются в шихте плавки при заливке вкладышей подшипников скольжения. Газовый состав всех проб определялся нами методом вакуумного плавления в лаборатории цветных металлов ВНИИЖТ [2]. Кроме того была исследована газонасыщенность чистого свинца. Для исследования влияния химического состава сплава на газонасыщенность были взяты различные пробы переплава стружки баббита БК2. Изучение дефектов вспучивания вели на образцах переплава баббита БК2, чушки которого хранились 1 год в сухом помещении. Количество и размер дефектов вспучивания подсчитывалось при помощи бинокулярной лупы при увеличении $\times 7$.

Результаты определения содержания газов в пробах свинца, баббита и переплава баббита приведены в табл. 1.

Таблица 1 – Газовый состав исследуемых материалов

Сплав	Содержание газов				
	O ₂ весовые %	H ₂		N ₂	
		см ³ /100 г	весовые %	см ³ /100 г	весовые %
свинец	0,0025	1,72	0,00015	1,68	0,0021
баббит БК2 чушковой	0,0023	10,66	0,00095	1,66	0,0021
баббит БК2Ш чушковой	0,0019	9,68	0,00086	2,66	0,0033
баббитовый слой вкладыша	0,0260	29,58	0,0026	4,08	0,0051
переплав баббитовой стружки	0,047	68,35	0,0060	4,95	0,0053

Результаты исследования и их обсуждение

Как видно из табл. 1, чистый свинец содержит наименьшее количество водорода. Увеличение содержания водорода в сплавах БК2, БК2Ш объясняется тем, что его адсорбционная способность заметно возрастает под влиянием химических элементов, которые образуют с ним соединения. Натрий, кальций и магний образуют с водородом гидриды NaNH_2 , CaH_2 , MgH_2 . В баббитовом слое вкладыша количество газов еще более увеличивается.

Это можно объяснить, тем, что помимо таких факторов, как скорость кристаллизации, температура заливки и др. на увеличение количества растворенного водорода в баббитовом слое подшипника оказывает влияние введение переплава стружки. Материал стружки переплава имеет сильно развитую поверхность, из-за чего на нем адсорбируется большое количество газов, в том числе водорода и паров воды [3]. Следовательно, использование большого количества переплава при заливке вкладышей способствует наводороживанию баббитового слоя.

В табл. 2 представлены результаты определения газонасыщенности сплавов разного состава.

Статистическая обработка [5] данных табл. 2 позволила получить следующую зависимость содержания водорода от химического состава сплавов:

$$H_2 = (7,66 + 0,29 X_1 + 9,54 X_2) \text{ см}^3 / 100 \text{ г},$$

где X_1 – содержание натрия, %;

X_2 – содержание магния, %.

Анализируя полученную зависимость, можно сделать вывод, что основное влияние на содержание водорода оказывает магний, и в значительно меньшей степени натрий. Содержание кальция не оказывает заметного влияния. Следует отметить усиливающее влияние натрия и магния друг на друга.

Анализом данных табл. 2 определено оптимальное содержание натрия и магния, исходя из минимальной газонасыщенности баббита: 0,16 – 0,23 % Na и 0,02 – 0,05 % Mg.

Дальнейшего снижения газонасыщенности за счет уменьшения содержания легирующих элементов нельзя допускать т.к. начнут резко снижаться прочностные свойства сплава.

Кроме определения газонасыщенности было проведено изучение дефектов вспучивания на образцах, взятых от чушек переплава баббита БК2.

Как показал визуальный осмотр, вспучивание было на всех образцах, однако их количество и размеры различаются в зависимости от состава сплава.

Результаты осмотра образцов представлены в табл. 3. Номера химического состава и сплавов соответствуют табл. 2.

Как видно из табл. 3, закономерности возникновения дефектов вспучивания сохраняются такими же, как и для газонасыщенности сплавов. Это еще раз подтверждает водородную природу вспучивания.

Как уже отмечалось, вспучивание наблюдается при складском хранении вкладышей в течение достаточно долгого времени после заливки (порядка 1 года).

Анализ многолетних данных показал, что во всех дефектных подшипниках содержание магния находилось на высоком уровне. Критическим для вспучивания является содержание магния более 0,06 %, при этом содержание натрия не должно превышать 0,3 %. Эти значения и были положены в основу разработанной малоотходной технологии изготовления бронзобабитовых вкладышей.

Выводы

1. При вспучивании баббитового слоя подшипников в сплаве всегда имеется большое количество

Таблица 2 – Химический состав сплавов и результаты их газовых анализов

№ сплава	Химический состав в %			Содержание газов				
	Na	Ca	Mg	O ₂	H ₂		N ₂	
				массовые %	см ³ /100г	массовые %	см ³ /100г	массовые %
1.	0,14	0,06	0,031	0,0023	6,78	0,0006	1,23	0,0015
2.	0,26	0,056	0,02	0,0024	7,56	0,00067	1,42	0,0018
3.	0,14	0,186	0,013	0,0023	6,89	0,00061	1,35	0,0017
4.	0,27	0,131	0,014	0,0022	7,24	0,00064	1,38	0,0017
5.	0,14	0,08	0,1	0,0027	7,88	0,0007	1,41	0,0018
6.	0,3	0,08	0,084	0,0029	8,42	0,00075	1,45	0,00181
7.	0,14	0,19	0,1	0,0027	7,92	0,0007	1,32	0,00167
8.	0,28	0,16	0,076	0,0028	8,57	0,00076	1,42	0,0018
9.	0,21	0,11	0,051	0,0027	7,06	0,00076	1,33	0,00167

Таблица 3 – Количество и размер дефектов вспучивания

№ сплава Размер дефектов	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Крупные (2-15мм)	–	–	–	–	–	3	1	4	–
Мелкие (менее 2мм)	36	43	37	46	49	67	56	78	44

растворенного водорода.

2. Основное влияние на газонасыщенность сплава оказывает магний.

3. Натрий и магний при совместном введении взаимноусиливают воздействие на насыщенность металла водородом.

4. В результате исследований определен верхний предел содержания магния в сплаве, которым заливаются вкладыш (0,06 %). Оптимальное содержание натрия составляет 0,16-0,23 %.

5. Содержание кальция не оказывает заметного влияния на газонасыщенность баббита.

Перечень ссылок

1. Буше Н.А. Вспучивание свинцового сплава. – Сб. Исследование сплавов цветных металлов, № 3. ИМет им. Байкова. – Изд. АН СССР, 1962. – С. 195-203.
2. Котрелл П. Водородная хрупкость металла. – М.: Металлургиздат, 1963. – 123 с.
3. Фильченков А.С., Иванов Г.В., Грицай В.П. Особенности технологии заливки вкладышей подшипников скольжения кальциевым баббитом. – Металлургия. Запорожье: ЗГИА, 2005. – 159 с.
4. ГОСТ 17745 – 90.
5. Володарский Е.Т., Малиновский Б.Н., Туз Ю.М. Планирование и организация измерительного эксперимента. – Киев: Вища школа, 1987. – 279 с.

Одержано 27.12.2006

Визначено насиченість свинцю та його сплавів киснем, воднем та азотом та проаналізовано виникнення дефектів вспучення на зразках чушок переплаву бабіту БК2. Встановлено оптимальний зміст магнію (0,02...0,05 %) та натрію (0,16...0,23 %) в переплаві, при якому мінімізується можливість утворення цих дефектів.

The saturation of lead and its alloys by oxygen, hydrogen and nitrogen has been determined. The formation of bubbling defects on pigs by remelting of babbitt BK2 was analyzed. The optimal contents of magnesium (0,02...0,05 %) and sodium (0,16...0,23 %) by remelting which reduced the formation of these defects to a minimum have been established.

УДК 621.762.4

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

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

ОТРИМАННЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ ТИТАНОВИХ МАТЕРІАЛІВ ПРИ ГАРЯЧОМУ ШТАМПУВАННІ

Наведено результати досліджень гарячого штампування порошкових заготовок при отриманні конструкційних титанових матеріалів різного експлуатаційного призначення.

До конструкційних матеріалів, які знайшли широке застосування при створенні нових машин та приладів, відноситься титан, що обумовлено унікальним комплексом його фізико-хімічних властивостей. Задовільнення постійно зростаючих потреб в матеріалах та виробів з титану може бути суттєво прискорене в результаті застосування методів порошкової металургії. При виготовленні виробів цими методами коефіцієнт використання металу, порівняно з традиційною технологією, збільшується в 3-4 рази, а трудові та енерговитрати зменшуються в 1,5-2 рази, скорочується собівартість титанових виробів. Тому забезпечення отримання широкого класу конструкційних порошкових титанових матеріалів та виробів різного експлуатаційного призначення з найкращим комплексом міцності та пластичних властивостей має важливе наукове і практичне значення.

Гаряче штампування (рис. 1) забезпечує масове виробництво виробів, оскільки використовується високопродуктивне стандартне ковальсько-пресове обладнання, яке легко механізується та автоматизується. Відносні невикористані витрати металу від ваги виробів складають: при штампуванні в закритому штампі 0-2 %; при штампуванні з елементами витікання металу в компенсаційні щілини 3-6 %. Додатковою операцією при штампуванні з елементами витікання є видалення облою.

Вплив гарячого штампування на ущільнення та механічні властивості порошкового титану ПТЕС-1, ПТЕК-1, ТГ-ТВ $(-0.63+0.18) \cdot 10^{-3}$ м досліджували в умовах всебічного рівномірного (штампування в закритому штампі) та нерівномірного (штампування з елементами витікання) стиску. Заготовки різної відносної щільності ($\Theta_0 = 70-90$ %) отримували холодним двостороннім пресуванням. Гаряче штампування здійснювали на кривошипному пресі К2330. Процес осцилографували. Для аналізу закономірностей деформації використовували метод координатних сіток, котрі наносили на меридіональний переріз заготовок. Інтенсивність деформацій зсуву Γ_1 та деформацію зсуву γ_{rz} визначали відповідно методики [1].

При розробці технологічних параметрів виробництва конструкційних титанових матеріалів при гарячому

штампуванні враховано вплив різних факторів на ущільнення порошкового металу та його властивості. Технологічні параметри обмежені границями, які забезпечують отримання конструкційних матеріалів з найкращим комплексом міцності та пластичних властивостей (табл. 1).

Співання порошкових заготовок у вакуумі $2,66 \cdot 10^{-2}$ Па при температурі 1200 °С протягом 2-3 годин забезпечує максимальну технологічну пластичність порошкового титану [2], що дозволяє деформувати заготовки з оптимальним ступенем деформації, отримувати, в залежності від схеми штампування, порошковий матеріал із заданим рівнем щільності та механічних властивостей.

Нагрів заготовок перед гарячим штампуванням до температури 900-950 °С в середовищі аргону забезпечує достатньо ефективний захист порошкового титану від окислення та газонасичення, а також максимальну технологічну пластичність порошкових титанових заготовок та зниження тиску гарячого штампування [3].

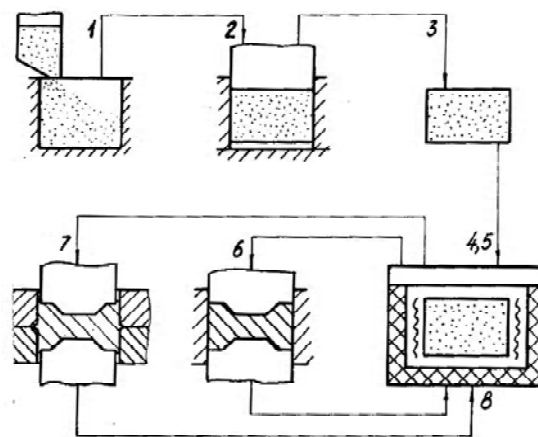


Рис. 1. Технологічна схема виробництва конструкційних виробів при гарячому штампуванні порошкових заготовок: 1 – засипка порошку в прес-форму; 2 – холодне пресування заготовки; 3 – витягання заготовки; 4, 5 – співання і нагрівання заготовки; 6, 7 – відповідно штампування в закритому штампі та з елементами витікання; 8 – термічна обробка

Таблиця 1 – Оптимальні технологічні параметри гарячого штампування заготовок порошкового титану

Параметри штампування		Схема штампування	
		В закритому штампі	З елементами витікання
Відносна щільність заготовки Θ_0 , %		70-90	
Температура спікання заготовок $T_{СП}$, $^{\circ}\text{C}$		1200	
Час спікання $\tau_{СП}$, год.		-3	
Середовище спікання		Вакуум $2,66 \cdot 10^{-2}$ Па	
Температура нагріву заготовок T_H , $^{\circ}\text{C}$		900-950	
Середовище нагріву		аргон	
Технологічне мастило		MoS ₂ з індустріальним мастилом (2:1), колоїдно-графітовий препарат В-О	
Ступінь деформації ϵ_0	ПТЕС-1 ПТЕК-1	$\left(\frac{35-52}{13-20}\right)^*$	Коефіцієнт витікання $K_{ВИТ} \geq 9$
	ТГ-ТВ	$\left(\frac{25-45}{8-15}\right)^*$	
Тиск деформації p , МПа		700-800	560-650
Інтенсивність деформацій зсуву Γ_I		2,84-1,82	$\geq (2,94-2,22)$
Деформація зсуву γ_{rZ}		0,55-0,72	$\geq (0,79-1,01)$
Відносна щільність матеріалу виробів θ , %		98,0-98,5	99,8-100
Температура відпалу T_B , $^{\circ}\text{C}$		800	
Час відпалу τ_B , год.		2-3	
Середовище відпалу		Вакуум $2,66 \cdot 10^{-2}$ Па	

Примітка: * – чисельник – спечені заготовки; знаменник-неспечені.

Використання суспензії дисульфіда молібдена (MoS₂) з індустріальним мастилом у відношенні 2:1 або колоїдно-графітового препарату для технологічного змащування, порівняно з умовами сухого тертя, дозволяє збільшити ступінь та зменшити тиск деформації при гарячому штампуванні порошкових заготовок.

Визначені оптимальні ступінь та тиск деформації забезпечують в об'ємі металу виробу при гарячому штампуванні необхідні інтенсивності деформацій зсуву Γ_I та деформацію зсуву γ_{rz} і відповідні, максимальні за величиною, щільність та механічні властивості порошкового титану на рівні та вище, ніж у литого здеформованого металу аналогічного хімічного складу, в залежності від застосованої схеми гарячого штампування (табл. 2).

Для практичного використання результатів досліджень розроблено номограми гарячого штампування, які дають можливість, у залежності від параметрів деформації, визначити ущільнення порошкового титану, тиск деформації (рис. 2) та ударну в'язкість порошкових титанових матеріалів (рис. 3).

Номограми складаються з чотирьох квадрантів. У першому та другому квадранті наведено взаємозв'язок ступеня деформації (ϵ_0 – при штампуванні в закритому штампі, $K_{ВИТ}$ – при штампуванні з елементами витікання), інтенсивності деформації зсуву Γ_I (рис. 2), деформації зсуву γ_{rz} (рис. 3) та кінцевої відносної щільності матеріалу виробів з порошкового титану Θ . В третьому квадранті наведені залежності між відносною щільністю Θ та тиском деформації p , який забезпечує дану щільність (рис. 2), щільністю та ударною в'язкістю матеріалу виробів КСУ (рис. 3). В четвертому квадранті наведено вплив параметрів деформації (ϵ_0 та $K_{ВИТ}$) на тиск штампування (рис. 2) та ударну в'язкість матеріалу виробів (рис. 3).

Порядок визначення необхідних даних на номограмах вказано стрілками. Дані, які визначаються по першому і другому квадрантах характеризують здеформований стан і ущільнення порошкового титану при гарячому штампуванні. По третьому та четвертому квадрантам визначаються вихідні дані для розробки технологічного процесу, розрахунку оснастки, вибору

Таблиця 2 – Механічні властивості гарячештампованого порошкового та литого здеформованого титану

Схема гарячого штампування		Механічні властивості			
		σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, кДж/м ²
Закрите штампування	ПТЕС-1, ПТЕК-1	400-420	28-32	40-45	750-850
	ТГ-ТВ	430-460	14-17	26-29	180-250
Штампування з елементами витікання	ПТЕС-1, ПТЕК-1	400-430	32-35	42-47	1200-1300
	ТГ-ТВ	460-500	16-19	38-41	370-470
Литий здеформований відпалений титан ВТ1-О [4]		400-550	17-20	32-50	500-1000

ковальсько-пресового обладнання (рис. 2) та величину ударної в'язкості отриманого матеріалу виробів (рис. 3).

Характер експлуатації визначає вимоги за рівнем механічних властивостей конструкційних виробів, які

залежать від вихідної сировини, від параметрів та схеми гарячого штампування. В таблиці 3 наведено характеристику гарячештампованих титанових матеріалів конструкційних виробів за рівнем щільності, механічних властивостей та умовами виробництва.

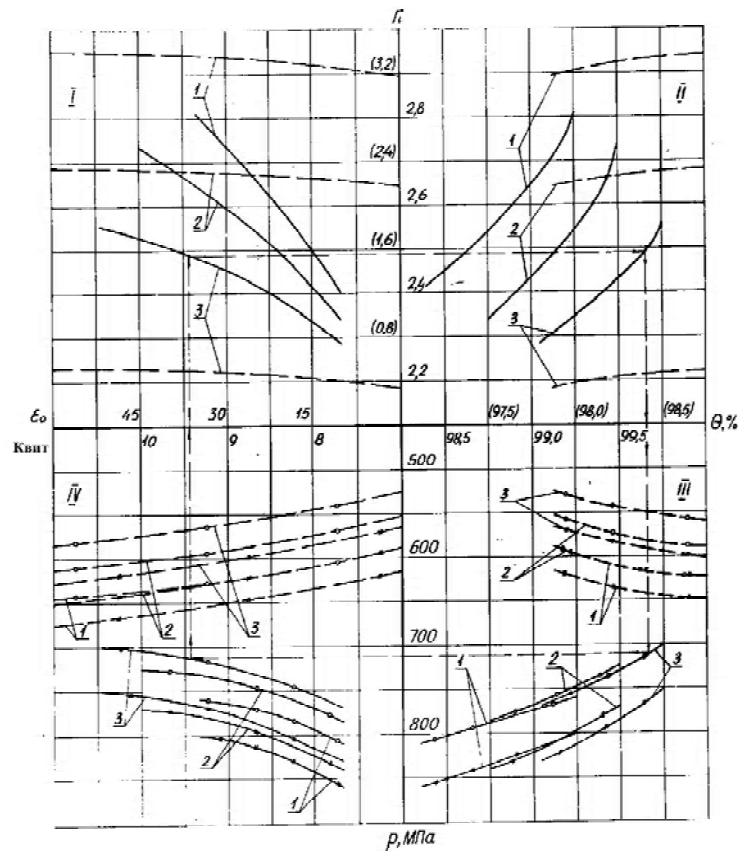


Рис. 2. Номограма гарячого штампування: 1, 2, 3 — θ_0 — 70, 80, 90%; ———— штампування у закритому штампі (координати у дужках); - - - штампування з елементами витікання; х — $T = 900$ °C; о — $T = 950$ °C

Таблиця 3 — Характеристика порошкових гарячештампованих конструкційних титанових виробів за рівнем механічних властивостей та умовам виробництва

Схема гарячого штампування		Рівень щільності та механічних властивостей				
		θ , %	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, Дж/м ²
I Закрите штампування з мінімальною деформацією на першій стадії		97-97,5	$\frac{300-330}{270-300}$	$\frac{18-23}{8-12}$	$\frac{27-33}{18-22}$	$\frac{380-490}{80-150}$
Закрите штампування з максимально допустимою деформацією на першій стадії	II Неспечені заготовки	97,5-98,0	$\frac{340-370}{290-330}$	$\frac{22-27}{10-15}$	$\frac{32-39}{20-24}$	$\frac{530-690}{100-170}$
	III Спечені заготовки	98,0-98,5	$\frac{400-420}{430-460}$	$\frac{28-32}{14-17}$	$\frac{40-45}{25-28}$	$\frac{750-850}{180-250}$
IV Штампування з елементами витікання неспечених заготовок		99,5-100	$\frac{400-430}{440-470}$	$\frac{28-33}{14-17}$	$\frac{41-45}{27-32}$	$\frac{820-930}{210-300}$
V II та наступне штампування з елементами витікання		99,8-100	$\frac{400-440}{450-500}$	$\frac{30-33}{16-19}$	$\frac{42-46}{30-35}$	$\frac{950-1100}{320-430}$
VI Штампування з елементами витікання спечених заготовок		99,8-100	$\frac{400-430}{460-500}$	$\frac{32-35}{17-19}$	$\frac{42-47}{38-41}$	$\frac{1200-1330}{400-470}$

Примітка: чисельник — ПТЕС-1, ПТЕК-1; знаменник — висівки губчатого титану $(-0,63+0,18) \cdot 10^{-3}$ м.

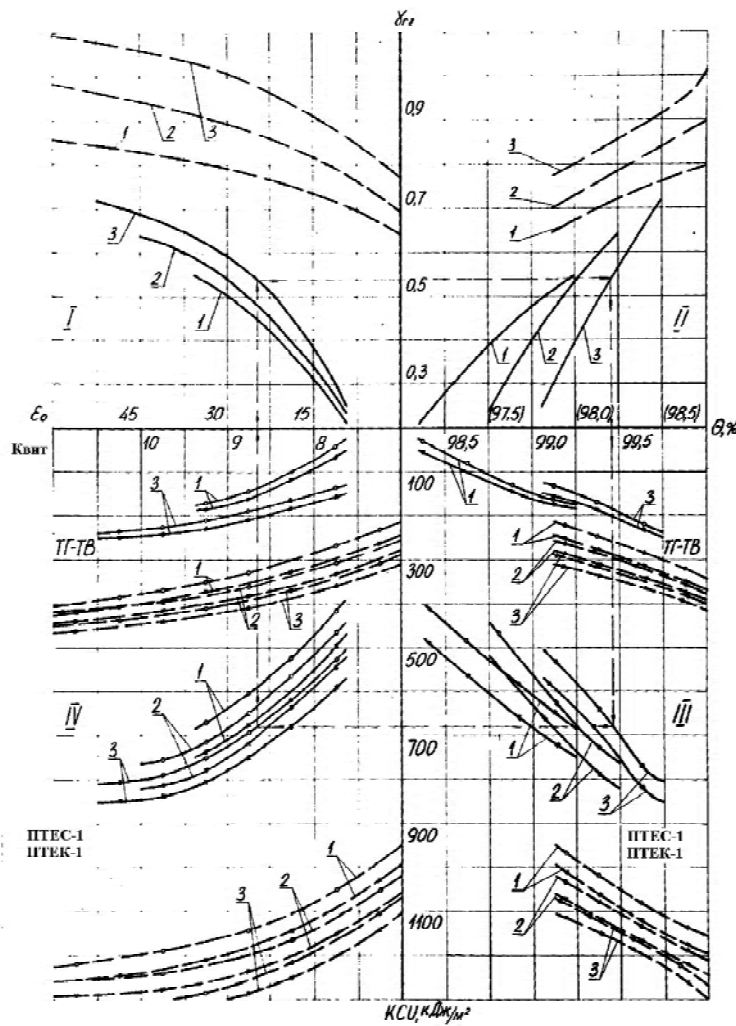


Рис. 3. Номограма гарячого штампування: 1, 2, 3 $\Theta_0 - 70, 80, 90\%$; — штампування у закритому штампі (координати у дужках); - - - штампування з елементами витікання; $x - T = 900^\circ\text{C}$; $o - T = 950^\circ\text{C}$

Гаряче штампування у закритому штампі, коли на заключній стадії процесу схема напружено-деформованого стану максимально наближується до всебічного рівномірного стиску, дозволяє при використанні порошкових заготовок з висівок титанової губки $(-0,63+0,18) \cdot 10^{-3}\text{м}$ отримувати конструкційні вироби, основними вимогами до яких є висока міцність, а вимоги за пластичними властивостями не є визначальними. Застосування порошкових заготовок з ПТЕС-1, ПТЕК-1 забезпечує при високій міцності матеріалу підвищення пластичних властивостей. Але для даної схеми штампування характерна наявність залишкової пористості та зон затрудненої деформації, тому дільниці виробів, які формуються в цих зонах не повинні бути важконавантаженими загрозовими перерізами.

Створюючи умови всебічного нерівномірного стиску, додаткові очаги деформації в периферійних зонах затрудненої деформації, а також у зонах, де формуються загрозові перерізи виробів, при використанні ком-

пенсаційних щілин, які забезпечують витікання металу на заключній стадії процесу гарячого штампування з елементами витікання, можна керувати процесом ущільнення, формування структури та властивостей порошкового металу.

Слід відмітити різницю між гарячим штампуванням у закритому штампі з компенсаційними щілинами заготовок литого та порошкового металу. У першому випадку компенсаційні щілини призначені для запобігання перевантаження та поломки штампової оснастки внаслідок коливання об'єму литої заготовки. У випадку використання порошкових заготовок компенсаційні щілини необхідно застосовувати з метою керування процесом ущільнення металу в периферійних порожнинах матриці за рахунок створення додаткових очагів деформації, що і визначає їх кількість та місце розташування. Для формування очага деформації та необхідної інтенсивності деформації зсуву достатньо процес здійснювати до початку усталеного витікання металу в компенсаційні щілини з мінімальними при-

пусками. Вироби, отримані із заготовок ПТЕС-1, ПТЕК-1 при гарячому штампуванні з елементами витікання повністю задовільняють вимогам до аналогічних деталей з литого здеформованого металу. Позитивний вплив на пластичні властивості отримуваних виробів, особливо ударну в'язкість, величина якої перевищує рівень для литого здеформованого металу надає скорочення кількості операцій у процесі переділу порошкових заготовок, при яких метал окислюється.

Враховуючи вимоги до міцності та пластичності, які висувуються до виробів, та застосовуючи конкретну схему штампування можна зменшити собівартість їх виготовлення, підвищити продуктивність процесу та коефіцієнт використання металу, забезпечити отримання широкого класу конструкційних порошкових титанових матеріалів та виробів з заданим комплексом

механічних властивостей.

Перелік посилань

1. Павлов В.А., Носенко М.И. Исследование горячей деформации и уплотнения порошковых металлов // Порошковая металлургия. – 1988. – №1. – С. 1-6.
2. Изменение деформационных характеристик пористых заготовок из порошков титана, меди и алюминия / В.А. Павлов, М.И. Носенко, Б.В. Попов, С.Н. Якунин // Порошковая металлургия. – 1987. – № 9. – С. 20-24.
3. Павлов В.А., Носенко М.И., Карлов Л.А. Термомеханический режим горячей штамповки заготовок из порошков титана // Порошковая металлургия. – 1991. – № 11. – С. 1-5.
4. Применение титана в народном хозяйстве / Под ред. А.Т. Туманова. – Киев: Техника, 1975. – 200 с.

Одержано 13.12.2006

Приведены результаты исследований горячей штамповки порошковых заготовок при получении конструкционных титановых материалов различного эксплуатационного назначения.

The results of research of hot stamping of powdered billets in process of production of structural titanium materials for different operational designation are given.

УДК 669.14

А. В. Федьков, канд. техн. наук В. А. Федьков, канд. техн. наук В. И. Минакова

ООО “Запорожсталь”, Национальный технический университет,
г. Запорожье

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА СТАЛИ ДЛЯ ЛИТЫХ ДЕТАЛЕЙ ГОРНОМЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Разработана технология получения низкого содержания серы в индукционной печи. Снижение серы в стали 35Х06СЛ с 0,028 % до 0,006 % позволило повысить ударную вязкость в 1,7 раза. Установлены зависимости модифицирования ШЗМ и РЗМ от содержания серы в металле.

Проблема создания износостойких экономно-легированных сталей взамен низколегированных, содержащих такие дефицитные дорогостоящие элементы, как никель, молибден, вольфрам, медь и др., является весьма актуальной.

Проведенным анализом было установлено, что работоспособность горно-металлургического оборудования – экскаваторов, молотковых дробилок, тяжелых импортных бульдозеров определяется стойкостью литых зубчатых венцов, кремальерных шестерен и реек, молотков, коронок, секторов барабанов прокатных станов. Эти детали работают в тяжелых условиях ударно-абразивного износа, высоких удельных давлений, знакопеременного нагружения при положительных и отрицательных температурах, а также термоциклического воздействия температур от 750 до 120 °С.

По вине перечисленных деталей простой экскава-

торов и тяжелых импортных бульдозеров составляют около 50 %, молотков дробилок – 70 %, прокатных станов – 25 % от общего числа простоев, а материальный ущерб исчисляется сотнями тысяч гривен.

Анализ механизма разрушения перечисленных деталей показал, что основными источниками микротрещин, приводящих к разрушению, являются неметаллические включения и, в первую очередь, сульфиды и оксисульфиды.

В связи с этим была поставлена задача создания износостойких сплавов и разработка методов нейтрализации отрицательного влияния этих включений с целью повышения надежности и долговечности работы горно-металлургического оборудования.

В настоящее время для кремальерных шестерен, зубчатых венцов, реек экскаваторов, молотков дробилок, импортных тяжелых бульдозеров широко приме-

няются низколегированные стали 35ХН2ВЛ, 35ХН2МЛ, 30ХНМЛ, 27ХГСНМФТЧЛ и 110Г13Л, для секторов барабана моталок прокатных станов – сталь 12ДХН1МФЛ.

Разработана экономнолегированная сталь 35Х06СЛ. Изучено влияние чистоты металла на показатели механических свойств и характер разрушения данной стали.

В настоящее время изучали влияние чистоты металла по сере на показатели механических свойств, индекс загрязненности, хладостойкость и характер разрушения, разработанной на кафедре литейного производства экономнолегированной стали 35Х06СЛ. Содержание серы колебалось от 0,006 % до 0,028 %.

Для сравнительной оценки роли неметаллических включений в разрушении стали 35Х06СЛ при растяжении были определены коэффициенты связи микротрещин с включениями $K_L = L_{нмв} : L_{общ}$ и коэффициент участия неметаллических включений в разрушении $K_{нмв} = n_{тр} : n_{общ}$. Подсчет коэффициентов проводился при деформации образцов пластин равной 9 %, что приблизительно соответствовало промышленным условиям работы кремальберных шестерен. Определение общей длины микротрещин $L_{общ}$ и длины микротрещин, связанных с включениями $L_{нмв}$ осуществлялось на микроскопе МИМ-8 при увеличении $\times 500$ (длина подсчета равнялась 20 мм, $L_{общ}$ – от 11 до 1190 мкм); общее количество включений $n_{общ}$ и количество включений, вызвавших трещины – $n_{тр}$ подсчитывалось на 50 полях зрения (площадь подсчета равнялась 33 мм²). Результаты исследования показали, что зарождение трещин во всех случаях начиналось на неметаллических включениях (табл. 1, рис. 1).

Результаты металлографического анализа подтверждают также данными Шульте Ю.А. о том, что роль включений в значительной степени определялась их формой. В наибольшей степени появлению трещин способствовали эвтектические сульфиды II типа, трещины, проходя по этим включениям, повторяли их форму; глобулярные включения I типа были наиболее благоприятными с точки зрения сопротивления металла зарождению и распространению трещин, последние являлись в виде округлых полостей вокруг включения при более высоких нагрузках (рис. 1).

Исследования влияния загрязненности стали 35Х06СЛ по сере на процессы трещинообразования показали, что суммарная длина микротрещин, проходящих через включения ($L_{нмв} = 24$ мкм) для стали с низким содержанием серы (0,006 %), была меньше

суммарной длины микротрещин, проходящей через включения ($L_{нмв} = 210$ мкм) для стали с повышенным содержанием серы (0,028 %). Коэффициенты связи микротрещин с включениями K_L и коэффициент участия неметаллических включений в разрушении $K_{нмв}$ имели наименьшие значения для высокочистой стали (табл. 1). Низкие коэффициенты K_L и $K_{нмв}$ в сталях высокой чистоты можно объяснить уменьшением загрязненности металла (с 0,841 до 0,328 $\cdot 10^{-3}$). Снижение загрязненности стали происходило за счет уменьшения общего количества сульфидов и окисульфидов, количество оксидов, глинозема при этом изменялось незначительно.

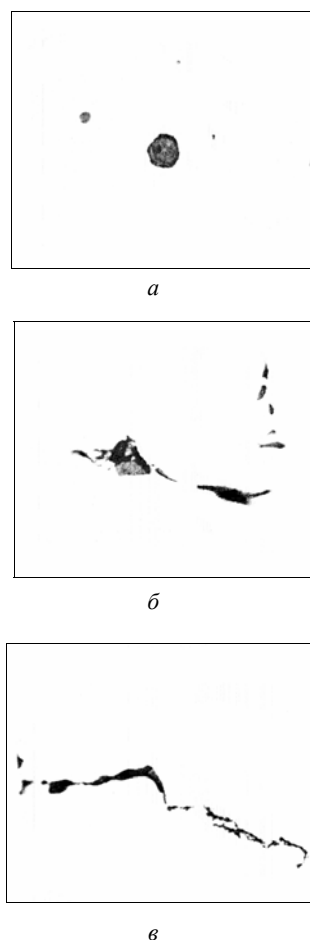


Рис. 1. Развитие трещин в литой стали возле неметаллических включений:

а – I тип; б – III тип; в – II тип

Таблица 1 – Влияние содержания серы на трещинообразование и механические свойства стали 35Х06СЛ при статических нагрузках (растяжение)

Содержание серы, %	Индекс загрязненности $\lambda \cdot 10^{-3}$	Коэффициенты		Механические свойства				
		K_L	$K_{нмв}$	σ_s , МПа	δ , %	KCU _{+20°C} , МДж/м ²	KCU _{-40°C} , МДж/м ²	HB, МПа
0,028	0,841	0,65	0,83	968	15,1	0,9	0,5	2300
0,006	0,328	0,41	0,54	1047	27,0	1,74	1,19	2300

Результаты механических испытаний показали, что с уменьшением содержания серы с 0,028 до 0,006 % в стали 35X06СЛ ударная вязкость в среднем повысилась в 1,9 раза, относительное сужение – в 1,9 раза, относительное удлинение – в 1,6 раза.

Количественными зависимостями установлено, что сопротивление стали разрушению и уровень механических свойств находятся в прямой зависимости от загрязненности включениями и носят однозначный характер (табл. 1).

Изучено влияние содержания серы на процессы трещинообразования стали 35X06СЛ под действием ударных нагрузок. В процессе изгиба стандартного ударного образца под воздействием повторных нагружений на маятниковом копре (энергия одного удара равнялась 1,96 кгм) производился подсчет микротрещин и включений под надрезом образца. Образец из стали с содержанием серы 0,028 % разрушился при первом же ударе за счет зарождения и распространения трещин у включений ($K_L = 1$). В стали с содержанием 0,006 % серы неметаллические включения принимали меньшее участие в разрушении ($K_L = 0,6$); образец разрушился после пятикратного нагружения (табл. 2).

Результаты анализа механизма разрушения при динамических нагрузках подтверждены механическими испытаниями (табл. 2) и фрактографическими исследованиями изломов ударных образцов (рис. 2).

Сталь с содержанием серы 0,006 % и индексом загрязненности $0,328 \cdot 10^{-3}$ имела ударную вязкость в 1,7 раза выше, чем сталь с содержанием 0,028 % серы и индекса загрязненности $0,84 \cdot 10^{-3}$. Ударная вязкость при снижении серы повысилась как за счет увеличения работы распространения a_p , так и за счет работы зарождения трещин a_z . Работа зарождения и работа распространения трещин увеличилась в среднем в 1,7 раза.

Вредное влияние включений значительно сказалось на величине ударной вязкости при отрицательных температурах испытания. В интервалах температур от +20 до -40 °С снижение серы с 0,028 до 0,006 % повысило a_p и a_z в 2 раза.

Микрофрактографическими исследованиями изломов ударных образцов установлено, что сталь с низким уровнем загрязненности имела вязкий чашечный излом. С повышением загрязненности включениями происходило охрупчивание металла, наряду с вязким изломом появлялись участки хрупкой составляющей

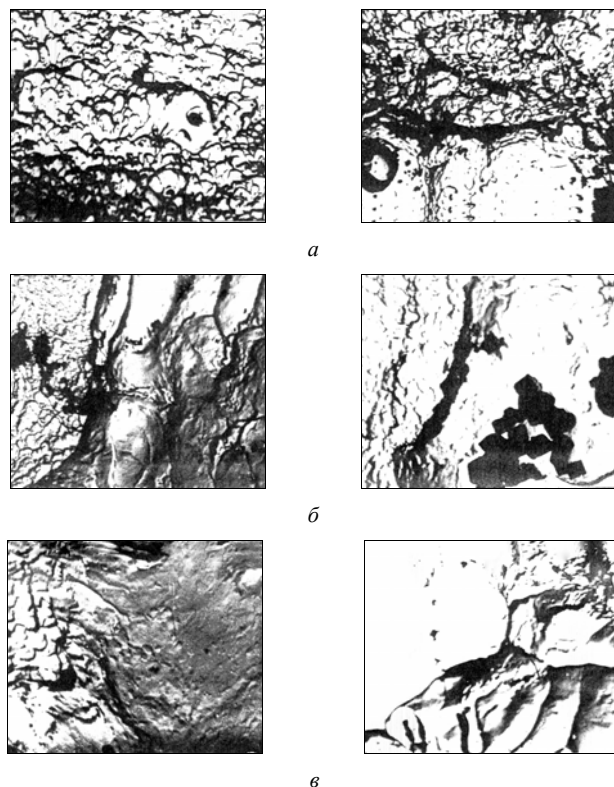


Рис. 2. Микроизлом стали 35X06СЛ при +20 °С (слева) и -40 °С (справа) с содержанием серы:

a – 0,006 %; b – 0,018 %; v – 0,028 %

(малорельефные сглаженные зоны). Особенно сильно это проявилось при отрицательных температурах испытания (рис. 2).

Исследования показали, что относительная износостойкость стали 35X06СЛ при испытании на ударно-абразивный и ударно-абразивно-коррозионный износ находилась практически на одном и том же уровне по сравнению со сталями 35ХН2ВЛ, 35ХН2МЛ, 27ХГСНМФТЧЛ и 35ХНМЛ, широко применяемыми для ответственных отливок горнодобывающего оборудования (табл. 3).

Для нейтрализации вредного влияния неметаллических включений разработана технология получения низкого содержания серы в индукционной печи с основной футеровкой.

Шлакообразующая смесь, состоящая из извести, плавикового шпата, силикатной глыбы задавалась в нижние слои шихты при следующем соотношении

Таблица 2 – Влияние серы на склонность стали 35X06СЛ к разрушению при динамических нагрузках

Содержание серы, %	Коэффициенты		+20 °С			-40 °С		
	K_L	$K_{нмв}$	КCU, МДж/м ²	КCU _з , МДж/м ²	КCU _р , МДж/м ²	КCU, МДж/м ²	КCU _з , МДж/м ²	КCU _р , МДж/м ²
0,028	0,84	0,46	0,9	0,29	0,61	0,5	0,13	0,37
0,006	0,57	0,39	1,51	0,5	1,01	0,95	0,27	0,68

Таблица 3 – Свойства сталей, применяемых для ответственных отливок горнодобывающего оборудования

Марка стали	Режим термической обработки	Механические свойства						Относительная износостойкость	
		$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU _{+20 °C} , МДж/м ²	KCU _{-40 °C} , МДж/м ²	HB, МПа	ударно-абразивный износ	ударно-абразивно-коррозионный износ
35ХНМЛ	Н. 860°C + О. 500°C	850	12,0	30,0	0,40	0,25	2600	1,60	1,35
35ХН2МЛ	З. 900°C + О. 480°C	945	10,0	27,2	0,45	0,30	3100	1,66	1,50
35ХН2ВЛ	З 900°C + О. 480°C	960	11,2	28,4	0,43	0,31	3135	1,68	1,49
27ХГСНМДТЧЛ	Н. 850°C + З 920°C + О. 180°C	1300	6,5	22,0	0,52	0,35	4100	1,80	1,64
35Х2СЛ	Н. 900°C + О. 400°C (вода)	1041	11,5	21,4	0,48	0,31	3250	1,65	1,45
35Х06СЛ	З. 900°C + О. 500°C	1349	10,0	24,3	0,63	0,44	3310	1,70	1,48

компонентов CaO : CaF₂ : (Na₂O·nSiO₂·mH₂O) = 30 : 2 : 1. Плавиновый шпат и силикатная глыба применялись для разжижения шлака. Для создания восстановительной атмосферы и раскисления шлака вместе с шлакообразующими вводили кремний или электродный бой.

В предлагаемой технологии присадка шлакообразующих указанного состава позволила получить жидкий восстановительный шлак высокой основности, который, перемешиваясь индуктивными потоками, создал благоприятные условия для десульфурации уже первых порций образовавшегося металла, также по-

зволил связать в прочные соединения серу и предотвратить процесс обратного перехода серы в металл.

На основании проведенных исследований установлены оптимальные содержания шлака и кремния (углерода) и получены зависимости снижения концентрации серы, индекса загрязненности, повышения показателей ударной вязкости, пластичности, хладостойкости от количества шлака.

Установлены зависимости модифицирования ЦЗМ и РЗМ от содержания серы. Показано, что модифицирование ЦЗМ и РЗМ эффективно при содержании серы более 0,015 %.

Одержано 25.04.2007

Розроблено технологію отримання низького вмісту сірки в індукційній печі. Зниження сірки в сталі 35Х06СЛ з 0,028 % до 0,006 % дозволило підвищити ударну в'язкість в 1,7 рази. Встановлено залежність модифікування ЦЗМ і РЗМ від вмісту сірки в металі.

Technology of obtaining steel with low sulfur content during melt in induction furnace is developed. Decrease of sulfur content in steel of 35X06CJ grade from 0,028 % to 0,006 % allowed to increase the impact strength by 1,7 times. The correlations between modifying with REM/AEM and sulfur content in the metal have been established.

УДК 678.7:621.762

Д-р техн. наук Л. Р. Вишняков, канд. техн. наук Т. В. Грудіна,
канд. техн. наук В. Д. Горобинська, О. П. Яременко

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАНУ, м. Київ

СВИНЦЕВОМІСТКЕ СКЛОВОЛОКНО ДЛЯ РАДІАЦІЙНОЗАХИСНИХ КОМПОЗИТІВ

Розглядається процес одержання свинцевомістких волокон з відходів телевізійного скла, їх склад та фізико-механічні властивості. Показано можливість застосування одержаних волокон для армування полімерних композиційних матеріалів із радіаційнозахисними властивостями.

Вступ

У зв'язку з активним розвитком атомної енергетики постає завдання розробки і виготовлення нових радіаційно-захисних матеріалів. У роботі розглянуті деякі питання отримання полімерних армованих композитів радіаційнозахисного призначення. Для армування таких композитів можуть бути використані свинець, вісмут та баріймісткі скляні волокна, що поглинають γ -випромінювання. Захист від дій нейтронів можна також здійснити шляхом застосування скляних волокон, до складу яких входять оксиди бору, кадмію та деякі рідкісноземельні елементи. Ці компоненти, як відомо, є складовими телевізійного скла [1]. В захисних екранах рентгенівської апаратури використовують скло, що містить 57-65 % оксиду свинцю. Для захисту від повільних нейтронів в алюмоборосилікатне скло вводять 23-27 мас. % оксиду кадмію [2]. Відомі скляні волокна, що містять CdO та PbO до 45,5 мас. % [3], а також волокна з високим вмістом (до 30 мас. %) оксидів церію та інших рідкісноземельних елементів [4], густина яких складає 3,0-3,5 г/см³, міцність до 4500 МПа та модуль пружності 95 ГПа.

Слід зазначити, що найбільш широке розповсюдження для захисту від радіаційного випромінювання знайшли скляні волокна з високим вмістом свинцю. Процес варіння такого скла трудомісткий, особливо для телевізійного скла. Він проходить при температурах 1200-1500 °С з виділенням в атмосферу сірнистих свинцево та барієвомістких викидів, які шкідливо впливають на навколишнє середовище. Вихід якісної кінцевої продукції з розплаву телевізійного скла для кінескопів не перевищує 50 %, що приводить до накопичення значної кількості відходів і підвищує вартість виробництва. Отже використання відходів телевізійного скла для отримання волокон є привабливим для подальшого їх застосування в радіаційнозахисних композитах.

Технологічний процес отримання таких волокон може бути екологічно чистим, бо свинець, барій та рідкісноземельні елементи знаходяться у зв'язаному

стані. Оскільки з технологічного циклу виключаються стадії силікато- та склоутворення, можна досягти економії паливно-енергетичних ресурсів. Використання відходів скла створює також економію сировинних матеріалів, що в разі свинцевомістких відходів має особливо важливе значення, бо Україна здійснює імпорт свинцю [5].

Наші попередні дослідження [5] показали, що свинцевомісткі неперервні волокна можна одержати із склобою, який утворюється на стадії формування, механічної обробки та збирання кінескопів кольорових телевізорів. Метою даної роботи стало проведення подальших досліджень по застосуванню свинцевомістких неперервних волокон із відходів склобою телевізійних екранів та інш. для радіаційнозахисних композитів з полімерною матрицею.

Матеріали і методики досліджень

Як вихідні матеріали для одержання свинцевомістких скляних неперервних волокон у роботі використовували склобій екранів, конусів та трубок кольорових телевізорів. Скло кожної частини кінескопу має певний хімічний склад: скло горловини містить не менше 30 мас. % PbO , скло конуса – 10,5 мас. % PbO та 2,2-2,5 мас. % BaO . В складі скла екрана оксид свинцю відсутній, але є 3,0 мас. % BaO та домішки інших оксидів, які позитивно впливають на якість волокон [5].

Підготовку кожного виду відходів склобою проводили шляхом помолу в кульовому млині. З помеленого порошку з розміром частинок, що пройшли крізь сито 0,05 мм, сухим пресуванням виготовляли зразки у вигляді пігулок розміром 5,0 мм в діаметрі та 3-4 мм за товщиною. На одержаних зразках визначали оптимальний режим виготовлення свинцевомістких волокон та основні стадії перетворення скломаси при нагріванні. Дослідження проводили на високотемпературному мікроскопі з плоскою лавою фірми "Цейс". В'язкість розплавів склобою в інтервалі 900-1400 °С вивчали на віскозиметрі Маргулеса-Валаровича.

Процес виготовлення волокон відпрацьовували на лабораторній однофільсній установці, яка складається з вертикальної трубчастої тигельної печі з платино-родієвим нагрівачем. Отримані результати дозволили провести виготовлення неперервних волокон також і в промислових умовах Мереф'янського заводу скловолокна. Ці роботи проводилися з використанням платинородієвого живильника, який має 1200 фільс діаметром 1,84 мкм. Температура отримання волокна складала 1000-1200 °С, швидкість обертання барабану 10-15 об/хв. Хімічний склад одержаних волокон було визначено за методикою ГСТУ 21-004.0-2003, ГСТУ 21-004.16-2003 (Галузеві стандарти України. Скло натрієвокальцієвосилікатне будівельне, технічне і тарне. Методи визначення масових часток хімічних компонентів скла.). Властивості отриманих скловолокон визначали шляхом випробувань також за стандартними методиками.

З отриманого волокна виготовляли неткані орієнтовані в'язально-прошивні матеріали товщиною 6-7 мм, що слугували арматурою склопластиків. За полімерні матриці використовували фенол-формальдегідний лак ЛБС-20 ГОСТ 901-78 виробництва ЗАТ "Завод Дніпропластмас".

Зразки радіаційнозахисних склопластиків виготовляли за описаною нижче технологічною схемою. Після виготовлення препрегів із склотканини їх розрізали на заготовки розміру 100×150 мм або 200×250 мм, з яких набирали пакет, що поміщали в прес-форму з обігрівом. Формування проводили при нагріві зі швидкістю не більше 40 град/год; витримка при 80, 100, 120 та 140 °С здійснювалась на протязі двох годин. Режим прикладення тиску був таким : при 80 °С – 0,5 величини робочого тиску; при 90-110 °С – повний робочий тиск; охолодження здійснювалось під цим тиском до 60 °С.

Фізико-механічні характеристики склопластиків визначали за стандартними методиками, а захисні властивості композитів оцінювали за ступенем ослаблення випромінювання та свинцевому еквіваленту згідно з ГОСТ 15150-69.

Результати досліджень

У результаті досліджень умов формування волокон встановили температурні інтервали стадій перетворення (таблиця 1). Температура початку розтікання сфери в плоску краплю відповідає температурі, при якій можливе витягування волокна з розплавленої скломаси.

З наведених даних видно, що скло телевізійного екрана, конуса та трубки, не зважаючи на різний хімічний склад, має близькі температури оплавлення і розтікання. Це свідчить про можливість при виготовленні волокон змішувати склорізних окремих частин кінескопа в різних співвідношеннях, що суттєво не буде впливати на температуру формування. Останнє підтверджено результатами досліджень в'язкості розплавів скла, що є головним параметром процесу фор-

мування скляного волокна. Встановлено, що рівень в'язкості розплаву скла 10^{-3} - 10^{-4} МПа·с, який необхідний для формування волокон, знаходиться для склобою різних частин кінескопа в інтервалі 980-1200 °С.

Таблиця 1 – Температурні інтервали стадії перетворення скломаси з відходів різних частин кінескопа

Стадії перетворення скломаси	Температура, °С		
	екран	конус	трубка
Повільна усадка	800	800	780
Швидка усадка	820	820	800
Оплавлення поверхні	840	830	820
Утворення сфери	880	840	840
Початок розтікання	980	900	920

При відпрацюванні технологічних параметрів були визначені температурні інтервали (табл. 2), в яких відбувається стабільне формування неперервних волокон діаметром 7-11 мкм із склобою кожної частини кінескопа та їх суміші. Слід зазначити, що температурний інтервал, в якому відбувається стабільне формування безперервних волокон із скловідходів усіх частин кінескопа і їх суміші, є досить широким – не менше 200 °С. Це значно спрощує процес промислового виробництва волокна. Хімічний склад скловолокна, що вироблявся в промислових умовах, наведений в табл. 3. Основні характеристики свинцевомісткого скловолокна та ниток, одержаних у промислових умовах, наведені в табл. 4.

Таблиця 2 – Технологічні параметри одержання безперервного свинцевомісткого скловолокна

Найменування склобою	Температурний інтервал вироблення скловолокна, °С	Діаметр скловолокна, мкм
Екран	1050-280	7-1
Конус	1040-240	8-9
Трубка	1030-250	7-0
Суміш	1080-310	8-9

Таблиця 3 – Хімічний склад свинцевомістких волокон, вироблених у промислових умовах

Оксиди	Вміст, мас. %		
	горловин (склад 1)	конус (склад 2)	суміш (склад 3)
SiO ₂	55,0	60,2	55,2
Al ₂ O ₃	2,0	3,6	3,5
CaO	-	5,5	3,2
BaO	-	2,2	4,5
MgO	-	2,5	2,8
Na ₂ O	3,8	5,5	6,2
K ₂ O	9,2	9,0	7,2
PbO	30,0	10,5	15,7
Sb ₂ O ₃	0,4	0,4	0,4
інші	-	0,6	0,7

Таблиця 4 – Основні характеристики одержаних свинцевомістких волокон та ниток

Найменування показника	Одиниця виміру	склад 1 (горловина)	склад 2 (конус)	склад 3 (суміш)
Вміст оксиду свинцю	мас. %	30	10,5	15,7
Густина	кг/м ³	3053	2712	2920
Діаметр елементарного волокна	мкм	9-11	9-11	9-11
Міцність елементарного волокна	МПа	2350	2800	2570
Лінійна щільність нитки	текс.	80-82	72-74	–
Міцність нитки	н/текс	56	68	–
Вміст парафінового засмалувача	мас. %	1-2	1-2	1,0-5

Порівнюючи отримані нами свинцевомісткі волокна з аналогічними волокнами, виробленими в промислових умовах (табл. 5, 6), можна зробити висновки, що використання відходів телевізійного скла для виробництва скловолокна забезпечує в ньому достатній вміст свинцю. Таким чином, змінюючи вміст свинцю у волокнах (у нашому випадку 10,5; 15,7; 30 %) можна корегувати густину скловолокна та його радіаційнозахисні властивості. Відзначимо, що міцність одержаного скловолокна є такою ж, як і у скловолокна, виготовленого з традиційних сировинних матеріалів.

У таблиці 7 наведено властивості армованих ком-

позитів, з аналізу яких можна зробити висновок, що використання одержаних свинцевомістких неперервних волокон позитивно впливає на захисні властивості виготовлених склопластиків.

Узагальнюючи результати проведених випробувань, слід відзначити, що використання свинцевомістких наповнювачів замість алюмоборосилікатного скла значно підвищує ступінь ослаблення γ -випромінювання та майже в три рази збільшує свинцевий еквівалент, що дає змогу рекомендувати застосування свинцевомісткого скловолокна, одержаного з відходів телевізійного скла, для розробки нових радіаційнозахисних композиційних матеріалів.

Таблиця 5 – Хімічний склад скла для вироблення безперервних свинцевомістких волокон

№ складу	Оксиди	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Na ₂ O	K ₂ O	Bi ₂ O ₃	PbO
1	Вміст, мас. %	34,0	3,0	0,5	3,5	–	59,0
2		10,0	60,0	–	–	–	30,0
3		15,2	–	2,2	–	50,0	32,6
4		14,8	–	–	–	–	61,6

Таблиця 6 – Властивості безперервного свинцевомісткого скловолокна, виробленого в промислових умовах

Характеристика	Значення
Густина при 26 °С, кг/м ³	4200-4300
Міцність при розтягу, МПа	2100-250
Модуль пружності при 26 °С, ГПа	56,0

Таблиця 7 – Захисні властивості композиту із свинцевомістким наповнювачем

№ складу	Склад композиту				Захисні властивості	
	Армуюча структура		Полімерна матриця		Ступінь ослаблення, раз.	Свинцевий еквівалент, мм
	Вид армуючої структури	PbO, % мас.	Тип зв'язуючого	% мас.		
1	Склотрикотаж із ниток алюмоборосилікатного скла	0	Фенолформальдегідний лак ЛБС-20	28,0	1,86	0,11
2	Свинцевомісткий в'язально-прошивний матеріал	15,7	Фенолформальдегідний лак ЛБС-20	27,5	6,01	0,33

Висновки

1. Одержані свинцевомісткі скляні неперервні волокна з відходів телевізійного скла за ресурсозберігаючою технологією. Досліджено хімічний склад волокон та їх основні фізико-механічні властивості.

2. Виготовлено композиційний матеріал на основі свинцевомісткого волокна і фенол-формальдегідного зв'язуючого. Оцінка властивостей отриманого склопластику показала, що свинцевий еквівалент та ступінь ослаблення γ -випромінювання майже в три рази перевищує ці показники для композиту, армованого волокнистою структурою з алюмоборосилікатного скла.

3. Волокна з відходів телевізійного скла можна рекомендувати як ефективний армуючий наповнювач нових радіаційнозахисних матеріалів.

Перелік посилань

1. Павлушкин Н.М., Сентюрин Г.Г., Ходаковская Р.Я. Практикум по технологии стекла и ситаллов. Москва: Издательство литературы по строительству, 1970. – 150 с.
2. Поляк В.В., Саркисов П.Д. Технология строительного технического стекла и шлакоситаллов. Москва: Стройиздат, 1983. – 432 с.
3. Колесов Ю.И., Кудрявцев М.Ю. Защитные стекловолокна // Стекло и керамика, 2001. – №6.
4. Асланова М.С. Стекланные волокна. Москва: "Химия", 1979. – 255 с.
5. Вишняков Л.Р. Звіт про науково-дослідну роботу "Дослідження впливу мікро- і макрогеометрії фаз, їх фізико-хімічної природи та поверхонь розділу на властивості і структурну стабільність композиційних матеріалів конструкційного і функціонального призначення з волокнистими та порошковими елементами. Створення наукових основ оптимізації структури та властивостей" Національна академія наук України, ІПМ, №01950024293. – 1998. – 239 с.

Одержано 26.01.2007

Рассматривается процесс получения свинецсодержащих волокон из отходов телевизионного стекла, их состав и физико-механические свойства. Показана возможность использования полученных волокон для армирования полимерных композиционных материалов, которые обладают радиационнозащитными свойствами.

The process of lead-containing fibers manufacturing from TV glass waste, composition and physical/mechanical properties of lead-containing fibers are studied. The possibility was shown how to produce fibers for reinforcing polymer composite materials having radioprotection properties.

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 669.187.2:004.383.4

Д-р техн. наук В. В. Зиновкин, В. В. Карпенко

Национальный технический университет, г. Запорожье

РЕГРЕССИОННО-ВЕРОЯТНОСТНАЯ МОДЕЛЬ ВЗАИМОСВЯЗИ ПАРАМЕТРОВ ТОКОВ РЕЗКОПЕРЕМЕННОЙ НАГРУЗКИ ЭЛЕКТРОТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО КОМПЛЕКСА

Предложена регрессионно-вероятностная модель взаимосвязи токов в трехфазной системе электротехнологического комплекса. Ее синтез основан на методе среднееквadrатической регрессии. Модель позволяет определять текущие значения тока резкопеременной нагрузки любой из фаз комплекса по текущим значениям токов в двух других. Она адаптирована для использования в САУ с целью повышения эффективности управления электрическими режимами сталеплавильных комплексов. Приведен сравнительный анализ расчетных и измеренных фазных токов.

Состояние вопроса

Существующие системы автоматизированного управления (САУ) электрическими режимами комплексов основаны на детерминированных (директивных) графиках мощности, которые получают путем усреднения экспериментальных данных по времени и по трем фазам. Входными параметрами САУ электротехнологических комплексов в составе дуговых сталеплавильных печей являются фазные токи и напряжения дуг [1-2]. В реальных условиях работы данные параметры имеют резкопеременный вероятностный характер [3]. Дополнительная сложность при совместном управлении в трехфазной системе обусловлена аналогичным характером взаимной связи между фазными токами. В используемых САУ вероятностный характер совокупности электрических параметров и взаимных связей между ними не учитывается. Это приводит к несвоевременному (с запаздыванием) и несогласованному срабатыванию исполнительных механизмов электроприводов, поломкам электродов, неэффективному использованию электроэнергии (энергопотребление втрое превышает показатели зарубежных аналогов), снижению качества выпускаемой продукции и др. [3].

Учет особенностей параметров резкопеременной нагрузки и связей между ними позволит повысить энергоэффективность электротехнологических комплексов в составе дуговых сталеплавильных печей и в настоящее время является особо актуальной научной и инженерной задачей.

Целью настоящей работы является разработка регрессионно-вероятностной модели (РВМ) взаимо-

связи токов в трехфазной системе резкопеременной нагрузки электротехнологического комплекса и дальнейшее использование ее в многопараметрической САУ электрическими режимами комплекса.

Математическая модель построена на основе регрессионных статистических методов [5-7]. В качестве исходных данных используются векторы (обучающий массив) дискретных значений фазных токов ($I_{a_i}, I_{b_i}, I_{c_i}$) электротехнологического комплекса в составе ДСП-100, измеренных экспериментально [4].

Поскольку резкопеременные токи можно представить как случайные процессы, то получить точное детерминированное выражение, связывающее их фазные параметры невозможно. Для исследования связи между ними применим вероятностно-статистический аппарат корреляционного и регрессионного анализа [5]. Задачей первого является определение степени взаимной связи между токами, а второго – определение ее формы. Для каждой из данных задач запишем обобщенные функционалы, связывающие их при синтезе РВМ

$$\theta(R) = \Omega(r_{km}, r_{kn}, r_{mn})$$
$$\xi(I_k) = \Psi(I_m, I_n) = \Phi(\theta(R), f, \beta_{km}, \beta_{kn}) \Big|_{\substack{k=a,b,c \\ m=b,c,a \\ n=c,a,b}}, \quad (1)$$

где R – параметр, отражающий степень корреляционной связи между токами в трехфазной системе; r_{km}, r_{kn}, r_{mn} – параметры, отражающие корреляционные связи между парами токов; k, m, n – индексы фаз; f – критерий соответствия РВМ; β_{km}, β_{kn} – парамет-

ры регрессионной зависимости между фазными токами.

Степень связи токов трехфазной системы будем оценивать при помощи *сводного коэффициента корреляции* [6]

$$R = \left[(r_{ab}^2 + r_{ac}^2 - 2 \cdot r_{bc} \cdot r_{ab} \cdot r_{ac}) \cdot (1 - r_{bc}^2)^{-1} \right]^{0,5}, \quad (2)$$

где r_{ab}, r_{ac}, r_{bc} – коэффициенты взаимной корреляции между парами фазных токов:

$$r_{ab} = \mu_{ab} \cdot \sigma_a^{-1} \cdot \sigma_b^{-1} = \left[\sum_{i=1}^N (I_{a_i} - m_a)(I_{b_i} - m_b) \right] \cdot (N-1)^{-1} \cdot \sigma_a^{-1} \cdot \sigma_b^{-1}; \quad (3)$$

$$r_{ac} = \mu_{ac} \cdot \sigma_a^{-1} \cdot \sigma_c^{-1} = \left[\sum_{i=1}^N (I_{a_i} - m_a)(I_{c_i} - m_c) \right] \cdot (N-1)^{-1} \cdot \sigma_a^{-1} \cdot \sigma_c^{-1}; \quad (4)$$

$$r_{bc} = \mu_{bc} \cdot \sigma_b^{-1} \cdot \sigma_c^{-1} = \left[\sum_{i=1}^N (I_{b_i} - m_b)(I_{c_i} - m_c) \right] \cdot (N-1)^{-1} \cdot \sigma_b^{-1} \cdot \sigma_c^{-1}, \quad (5)$$

где $\mu_{ab}, \mu_{ac}, \mu_{bc}$ – взаимные корреляционные функции между парами фазных токов; m_a, m_b, m_c – математические ожидания соответствующих фазных токов; $\sigma_a, \sigma_b, \sigma_c$ – их среднеквадратические отклонения; N – количество измерений тока.

Ввиду того, что фазные токи являются центрированными, их математические ожидания равны нулю $m_a = m_b = m_c = 0$. Среднеквадратические отклонения токов будем определять по следующим выражениям:

$$\sigma_a = \left[\left(\sum_{i=1}^N (I_{a_i} - m_a)^2 \right) \cdot (N-1)^{-1} \right]^{0,5}; \quad (6)$$

$$\sigma_b = \left[\left(\sum_{i=1}^N (I_{b_i} - m_b)^2 \right) \cdot (N-1)^{-1} \right]^{0,5}; \quad (7)$$

$$\sigma_c = \left[\left(\sum_{i=1}^N (I_{c_i} - m_c)^2 \right) \cdot (N-1)^{-1} \right]^{0,5}; \quad (8)$$

Анализ результатов показал, что значение сводного коэффициента корреляции достаточно близко к 1. Это свидетельствует о том, что корреляционная зависимость между фазными токами комплекса имеет ли-

нейную форму. Исходя из вышеизложенного, РВМ зависимости тока $\tilde{I}_a$ от токов I_b и I_c может быть представлена в виде

$$\tilde{I}_a = \beta_{ab} \cdot I_b + \beta_{ac} \cdot I_c, \quad (9)$$

где β_{ab}, β_{ac} – коэффициенты регрессии между токами I_a и I_b , а также I_a и I_c соответственно.

Коэффициенты β_{ab} и β_{ac} в (9) определяются в соответствии с критерием наименьших квадратов

$$f = \sum_{i=1}^N (I_{a_i} - \tilde{I}_{a_i})^2 = \min. \quad (10)$$

Для выполнения критерия (9) коэффициенты регрессии должны удовлетворять следующим условиям (являющимся необходимыми и достаточными в случае рассматриваемой линейной регрессионной зависимости):

$$\frac{\partial f}{\partial \beta_{ab}} = 0; \quad \frac{\partial f}{\partial \beta_{ac}} = 0, \quad (11)$$

которые с учетом (9) и (10) преобразуем в систему нормальных уравнений

$$\begin{cases} \beta_{ab} \cdot \sum_{i=1}^N I_{b_i}^2 + \beta_{ac} \cdot \sum_{i=1}^N I_{b_i} \cdot I_{c_i} = \sum_{i=1}^N I_{a_i} \cdot I_{b_i}; \\ \beta_{ab} \cdot \sum_{i=1}^N I_{b_i} \cdot I_{c_i} + \beta_{ac} \cdot \sum_{i=1}^N I_{c_i}^2 = \sum_{i=1}^N I_{a_i} \cdot I_{c_i}. \end{cases} \quad (12)$$

Учитывая соотношения (3)-(8), систему (12) приведем к виду

$$\begin{cases} \beta_{ab} \cdot \sigma_b + \beta_{ac} \cdot r_{bc} \cdot \sigma_c = r_{ab} \cdot \sigma_a; \\ \beta_{ab} \cdot r_{bc} \cdot \sigma_b + \beta_{ac} \cdot \sigma_c = r_{ac} \cdot \sigma_a. \end{cases} \quad (13)$$

Система уравнений (13) может быть решена, например, методом Крамера [7]

$$\beta_{ab} = \frac{\sigma_a}{\sigma_b} \cdot \frac{r_{ab} - r_{bc} \cdot r_{ac}}{1 - r_{bc}^2}; \quad \beta_{ac} = \frac{\sigma_a}{\sigma_c} \cdot \frac{r_{ac} - r_{ab} \cdot r_{bc}}{1 - r_{bc}^2}. \quad (14)$$

Аналогичные РВМ могут быть построены для зависимости фазного тока I_b от токов I_a и I_c , а также I_c от I_a и I_b :

$$\tilde{I}_b = \beta_{ba} \cdot I_a + \beta_{bc} \cdot I_c; \quad (15)$$

$$\tilde{I}_c = \beta_{ca} \cdot I_a + \beta_{cb} \cdot I_b. \quad (16)$$

Коэффициенты регрессии в уравнениях (15) и (16) определяются также как и в рассмотренном случае для модели (9). Опуская подробные выкладки, приведем полученные соотношения:

$$\beta_{ba} = \frac{\sigma_b}{\sigma_a} \cdot \frac{r_{ab} - r_{bc} \cdot r_{ac}}{1 - r_{ac}^2}; \beta_{bc} = \frac{\sigma_b}{\sigma_c} \cdot \frac{r_{bc} - r_{ab} \cdot r_{ac}}{1 - r_{ac}^2}; \quad (17)$$

$$\beta_{ca} = \frac{\sigma_c}{\sigma_a} \cdot \frac{r_{ac} - r_{ab} \cdot r_{bc}}{1 - r_{ab}^2}; \beta_{cb} = \frac{\sigma_c}{\sigma_b} \cdot \frac{r_{bc} - r_{ab} \cdot r_{ac}}{1 - r_{ab}^2}. \quad (18)$$

Уравнения РВМ (9), (15) и (16) образуют *трехмерную систему взаимно-сопряженных плоскостей регрессии*, графическая интерпретация которой для данного случая приведена на рис. 1.

Алгоритмические взаимосвязи между параметрами регрессионно-вероятностной модели осуществляются в соответствии со структурной схемой, приведенной на рис. 2.

Результаты исследований и их анализ

Результаты расчета параметров РВМ по экспериментальным данным [4] приведены в табл. 1.

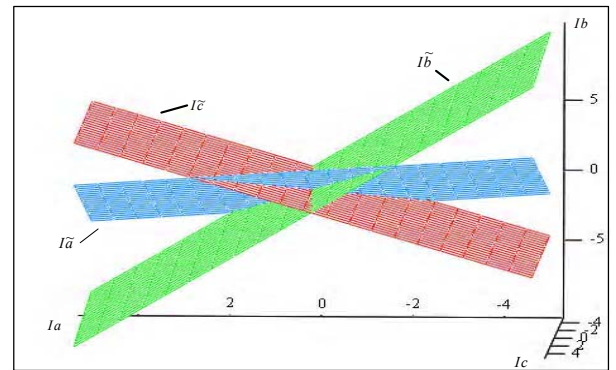


Рис. 1. Взаимно-сопряженные плоскости регрессионных взаимосвязей фазных токов электротехнологического комплекса в составе ДСП-100 И6

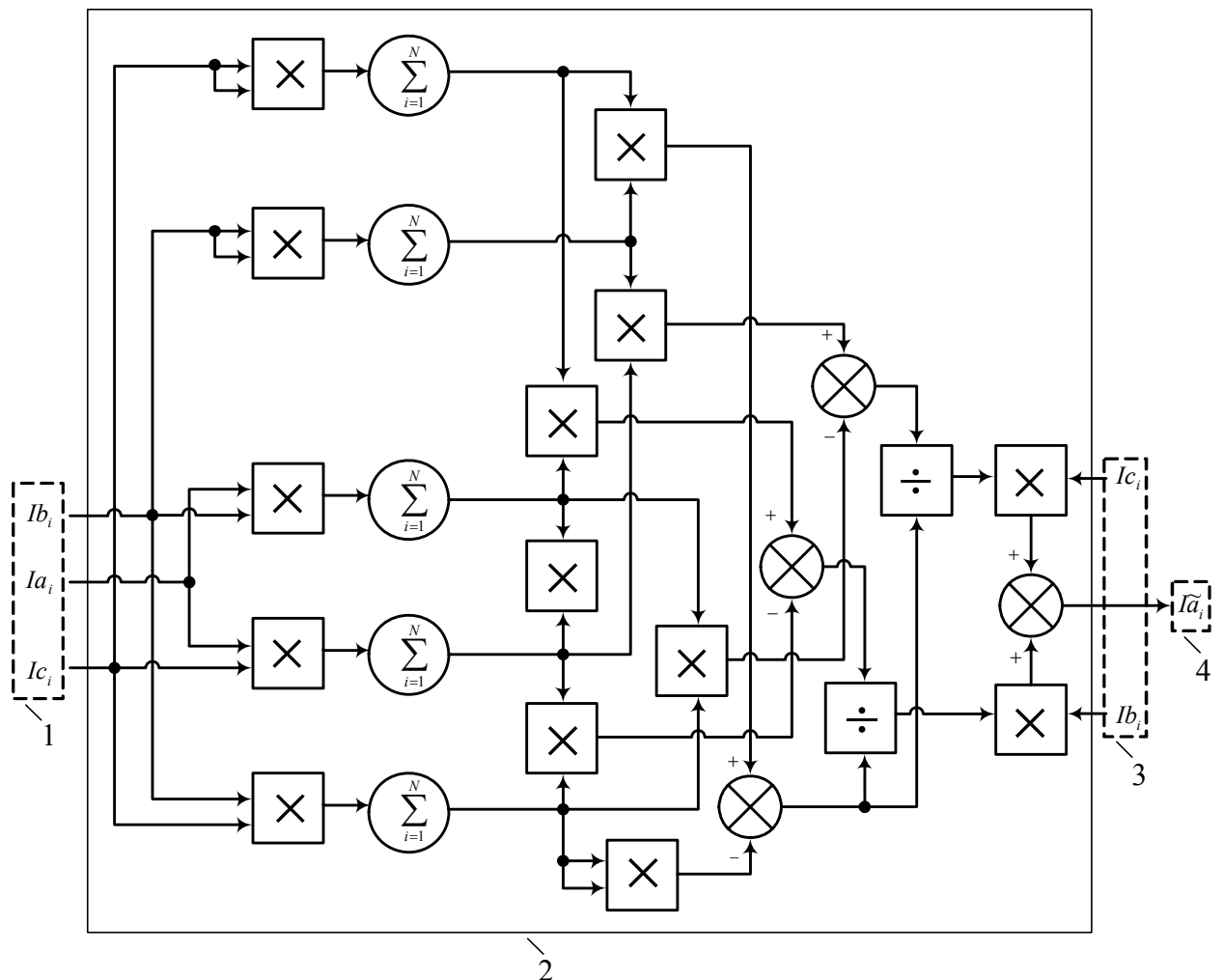


Рис. 2. Структурная схема синтеза регрессионно-вероятностной модели для токов трехфазной резкопеременной нагрузки электротехнологического комплекса в составе ДСП-100 И6:

1 – обучающий массив; 2 – блок регрессионного анализа;
3 – массив текущих значений фазных токов; 4 – РВМ текущего значения фазного тока)

Таблица 1 – Численные значения параметров регрессионно-вероятностной модели для экспериментальных данных [4]

Параметр Индекс параметра	R , о.е.	r , о.е.	σ , о.е.	β , о.е.	№ формулы
–	0,972	–	–	–	(2)
ab	–	-0,943	–	-0,210	(3), (14)
ac	–	0,954	–	0,531	(4), (14)
ba	–	–	–	-1,869	(17)
bc	–	-0,905	–	-0,119	(5), (17)
ca	–	–	–	0,946	(18)
cb	–	–	–	-0,024	(18)
a	–	–	0,380	–	(6)
c	–	–	0,800	–	(7)
c	–	–	0,400	–	(8)
$a bc$	–	–	0,089	–	(19)
$b ac$	–	–	0,188	–	(20)
$c ab$	–	–	0,093	–	(21)

Подставляя значения коэффициентов регрессии из табл. 1 в (8), (14), (15) определим вид уравнений РВМ для экспериментальных данных [4]:

$$\tilde{Ia}_i = -0,21 \cdot Ib_i + 0,531 \cdot Ic_i;$$

$$\tilde{Ib}_i = -1,869 \cdot Ia_i - 0,119 \cdot Ic_i;$$

$$\tilde{Ic}_i = 0,946 \cdot Ia_i - 0,024 \cdot Ib_i.$$

Точность РВМ фазного тока ДСП-100 И6 характеризуется среднеквадратическим отклонением его смоделированных значений от измеренных:

$$\sigma_{a|bc} = \left[\left(\sum_{i=1}^N (Ia_i - \tilde{Ia}_i)^2 \right) \cdot (N-1)^{-1} \right]^{0,5} = \sigma_a \cdot (1-R^2)^{0,5}; \quad (19)$$

$$\sigma_{b|ac} = \left[\left(\sum_{i=1}^N (Ib_i - \tilde{Ib}_i)^2 \right) \cdot (N-1)^{-1} \right]^{0,5} = \sigma_b \cdot (1-R^2)^{0,5}; \quad (20)$$

$$\sigma_{c|ab} = \left[\left(\sum_{i=1}^N (Ic_i - \tilde{Ic}_i)^2 \right) \cdot (N-1)^{-1} \right]^{0,5} = \sigma_c \cdot (1-R^2)^{0,5}. \quad (21)$$

Сравнительный анализ тока $\tilde{Ia}$, полученного на РВМ (рис. 2) и измеренного Ia в условиях реальной работы электротехнологического комплекса проводился также на основе их графиков, фрагмент которых приведен на рис. 3.

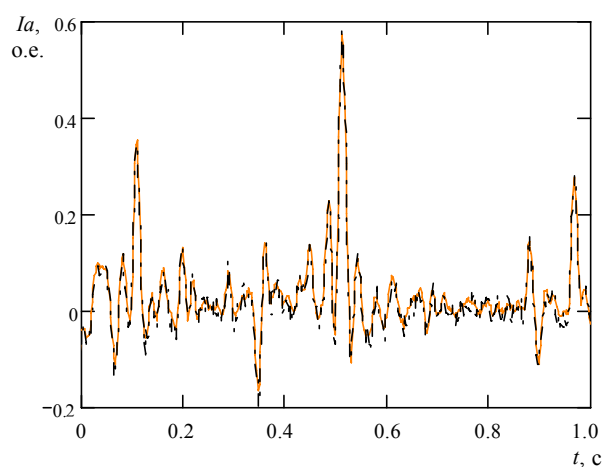


Рис. 3. Фрагменты графиков фазного тока ДСП-100 И6, измеренного Ia в реальных условиях (—) и полученного $\tilde{Ia}$ при реализации на ПЭВМ разработанной модели (---)

Приведенные в табл. 1 среднеквадратичные отклонения в сочетании со степенью совпадения графиков реального и смоделированного фазного тока (рис. 3) подтверждают целесообразность использования предложенной РВМ для решения инженерных задач.

Реализация регрессионно-вероятностной модели в структуре САУ резкопеременными электрическими режимами комплекса в составе ДСП схематично показана на рис. 4.

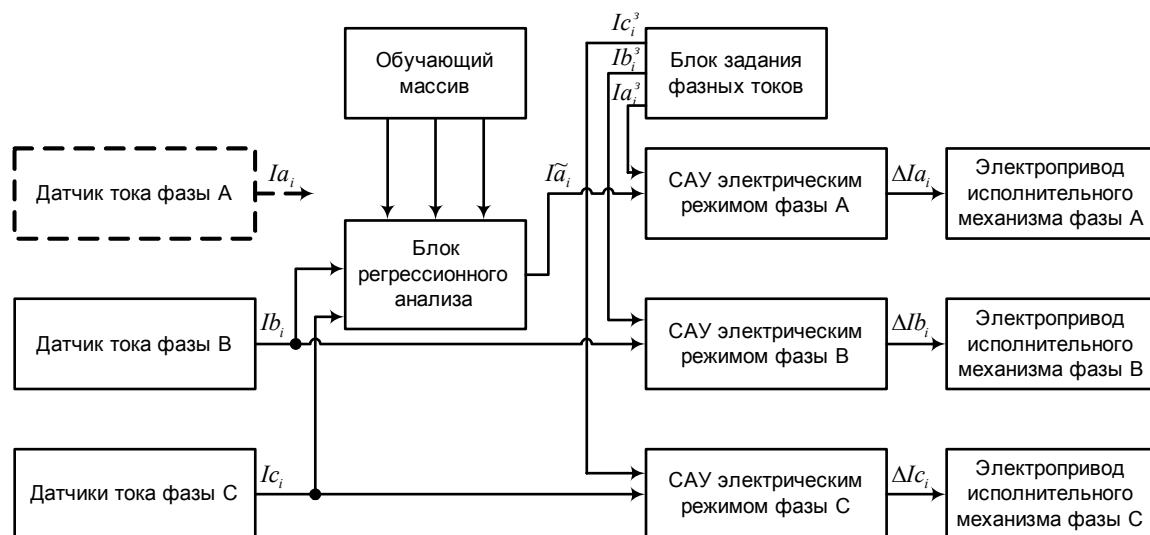


Рис. 4. Структурная схема САУ резкопеременными электрическими режимами комплекса в составе ДСП с применением регрессионно-вероятностной модели

Из данной структурной схемы видно, что использование разработанной РВМ позволяет заменить сигнал датчика тока любой из фаз (фазы А на рис. 4) его регрессионно-вероятностной моделью, что позволит в перспективе упростить структуру аппаратной реализации САУ путем исключения этого датчика.

Выводы

1. Разработана регрессионно-вероятностная модель, которая позволяет определять текущие значения резкопеременного тока любой из фаз по текущим значениям токов двух других для электротехнологического комплекса в составе ДСП-100 в режиме реального времени с погрешностью, не превышающей 3 %.
2. Предложена структурная схема реализации регрессионно-вероятностной модели для САУ электроприводами исполнительных механизмов электротехнологического комплекса в составе ДСП-100, которая позволяет упростить аппаратную реализацию САУ.
3. Рассмотренную модель целесообразно адаптировать к другим параметрам трехфазной резкопеременной нагрузки: напряжениям дуг, активным и реактивным составляющим фазных мощностей с целью модернизации САУ электрическими режимами комплексов.

Запропоновано регресійно-імовірнісну модель взаємозв'язку струмів у трифазній системі електротехнологічного комплексу. Її синтез ґрунтується на методі середньоквадратичної регресії. Модель дає змогу визначати поточні значення струму різкозмінного навантаження будь-якої з фаз комплексу за поточними значеннями струмів у двох інших. Її адаптовано для використання в САУ з метою підвищення ефективності управління електричними режимами сталеплавильних комплексів. Наведено порівняльний аналіз розрахункових та вимірюваних фазних струмів.

Regressive-probabilistic model of currents correlation in electrotechnical complex three-phase system is proposed. Its synthesis is based on quadratic average regression method. Model permits to determine instant current value of highly varying load in any phase by instant currents values in two other ones. It is adapted for employment in ACS with purpose of control efficiency increase of steelmaking complexes electric modes. Comparative analysis between calculating and measuring phase currents is represented.

Перечень ссылок

1. Wilson E., Kan M., Mirle A. // Intelligent technologies for electric arc furnace. Optimization. ISS Technical paper, 2002, p.1-6.
2. Gzaremki L. Comments on Active Power Flow and Energy Accounts in Electrical Systems With Nonsinusoidal Waveforms and Asymmetry // IEEE Transactions on Power Delivery. – Vol.11. – 1996. – № 3. – p.1244-1250.
3. Зиновкин В.В. Вероятностные параметры резкопеременных нагрузок энергоемких электротехнологических комплексов // Праці ІЕД НАН України. – 2005. – №1(10). – С. 136-144.
4. Diwakar Tewari // Symbolic Dynamic Models for Highly Varying Power System Loads. Doctors Thesis, Tempe ASU, Feb. 2002.
5. Румшиский Л.З. Математическая обработка результатов эксперимента. – М.: Наука, 1971. – 192 с.
6. Айвазян С.А., Енюков И.С., Мешалкин Л.Д. Прикладная статистика: Исследование зависимостей. – М.: Финансы и статистика, 1985. – 487 с.
7. Королюк В.С., Портенко Н.И., Скороход А.В. Справочник по теории вероятностей и математической статистике. – М.: Наука, 1985. – 640 с.

Одержано 22.03.2007

К ВОПРОСУ МАТЕМАТИЧЕСКОГО ОПИСАНИЯ МАССОПЕРЕНОСА МАТЕРИАЛА ПОКРЫТИЯ ПРИ ЭЛЕКТРОЛИЗЕ ИОННЫХ РАСПЛАВОВ

Рассматривается вопрос математического описания распределения материала покрытия по глубине диффузионного слоя при электроосаждении из различных ионных расплавов. Проблема сводится к комплексному обобщению закономерностей массопереноса и с помощью разработанной математической модели, получения численных значений распределения материала покрытия во времени.

Введение

В условиях современного развития экономики Украины особо остро стоит проблема создания новых конструкционных материалов, способных работать в условиях высоких температур, химического сопротивления и больших динамических нагрузок. Долговечность деталей и узлов, работающих в газовых средах при высоких температурах, во многом зависит от состава, структуры и свойств поверхностного слоя. Разработка и совершенствование методов нанесения покрытий основано на глубоком изучении процессов, протекающих в поверхностном слое, на развитии теории переноса элементов при насыщении ими поверхностных слоев металлов, сплавов и их интерметаллидов, глубоком изучении механизмов формирования покрытий, исследования химического и фазового состава, структуры и механических свойств поверхностного сплава.

Проведенные ранее теоретические и экспериментальные исследования по определению физико-химических характеристик ионных расплавов [1, 2] позволили полней раскрыть механизм прохождения ионов осаждаемого металла (сплава) по электролиту, установить их влияния на кинетику процессов осаждения и развития диффузионных процессов. Комплексное исследование кинетики электроосаждения [3, 4], с помощью изучения поляризационных кривых, позволили более точно выбрать параметры электролиза, определить механизм влияния и закономерности прохождения ионов покрытия от анода через электролит до катода-подложки, непосредственно на электрокристаллизацию, диффузию вглубь подложки и образования интерметаллидного слоя и т.д.

Постановка задачи

Анализ физических и математических закономерностей диффузии атомов-покрытий для процессов сплавообразования [5] позволил впервые разработать

математическую модель электроосаждения, кристаллизации, диффузии и образования ИМС для твердых материалов подложки, которая позволила решить задачу массопереноса в ионном расплаве под действием приложенного градиента потенциала с учетом процессов диффузии и вынужденной конвекции. Представленное решение сводится к решению:

$$C_i = C_i^0 \cdot \exp \left[\left(\frac{\vec{V}}{D_i} - \frac{Z_i F \Delta \phi}{RT} \right) \cdot x \right], \quad (1)$$

где C_i^0 , C_i – концентрация ионов сорта i в центре электролизной ячейки и по её объёму соответственно; $\vec{V}$ – скорость вынужденной конвекции; $\Delta \phi$ – градиент потенциала; F – число Фарадея; Z_i – заряд иона; D_i – коэффициент диффузии ионов сорта i ; x – линейная координата от центра электролизной ячейки.

Полученное решение (1) определяет распределение ионов по объёму электролизной ячейки и их концентрацию у поверхности электродов. Для получения численных значений этого распределения разработана программа RKI 1 в Turbo Pascal.

В объёме твёрдых электродов реализуется диффузия восстановленных атомов, распределение которых до фронта фазового перехода описывается уравнением:

$$C_i(x, \tau) = C_i^0 \exp \left[\frac{V_i^0 \tau}{C_i^0 D_i} - \left(\frac{V_i^0}{C_i^0 D_i} \right)^{0,5} \cdot x \right], \quad (2)$$

где V_i^0 – скорость восстановления ионов сорта i на поверхности электродов; x – расстояние от поверхности электродов; τ – время процесса; $C_i(x, \tau)$ – распределение концентрации атомов сорта i по объёму электродов до фазового перехода.

За фронтом фазового переходу распределение атомов сорта i (C_i) задается уравнением:

$$C_i = \frac{(\Delta C_{i, \text{дон}})^2}{C_i^{\text{ПФ}}} \times \exp \left[\frac{C_i^{\text{ПФ}}}{\Delta C_{i, \text{дон}}} (x - \xi) + D_i \frac{(C_i^{\text{ПФ}})^2}{(\Delta C_{i, \text{дон}})^2} \cdot (\tau - \tau_\xi) \right], \quad (3)$$

где $C_i^{\text{ПФ}}$ – концентрация атомов сорта i , обеспечивающая фазовый переход в момент его образования τ_ξ в точке с координатой $x = \xi$; $\Delta C_{i, \text{дон}}$ – допустимый градиент концентрации атомов сорта i на границе фазового перехода. Полученные решения (2, 3) описывают массоперенос ионов сорта i в объеме ионного расплава, перенос атомов сорта i от границы электродов в их объем до границы фазового перехода $x = \xi$, а также перенос атомов сорта i от границы фазового перехода в объем электродов. Для осуществления расчетов разработана программа R2T для ПЭВМ.

Анализ полученных результатов

Математическая модель разрабатывалась под процессы электроосаждения алюминия, кремния, меди и бора на подложки из титана, железа, вольфрама, молибдена и графита и соответствующих ионных расплавов (табл. 1). На первом этапе исследований реше-

на задача анализа распределения ионов покрытия по сечению электрохимической ячейки, с помощью программы RKI 1. Результаты расчетов представлены в таблице 2. Анализ расчетных данных показал, что при повышении приложенного потенциала концентрации ионов покрытия при катодном пространстве возрастает в 1,75 раз. Причем наиболее выраженный характер наблюдается для расплава $\text{KCl-NaCl-NaF+Na}_2\text{CO}_3+\text{Na}_2\text{SiF}_6$. Концентрация ионов $\text{B}_4\text{O}_7^{2-}$ наиболее высокая, что обусловлено электропроводностью расплава $\text{NaCl-KCl-Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$. На втором этапе исследований решена задача апробации разработанной модели относительно прохождения атомов покрытия вглубь твердой подложки. Наиболее характерные зависимости были получены для осаждения кремния на графите (рис. 1). Установлено, что до 50 мкм концентрация кремния снижается незначительно, что обусловлено превышением скорости разрядки атомов покрытия над диффузией (ряды 3, 6, 9). При снижении параметров электролиза (ряды 2, 5, 8) скорости выравниваются, и концентрация кремния по глубине слоя уменьшается вплоть до 300 мкм. Дальнейшее проникновение кремния не превышает 450 мкм. Для рядов 1, 4, 7 (минимальные параметры электролиза) снижение концентрации подчиняется линейному закону, что характеризует соизмеримость кинетики осаждения и диффузионных процессов. Время электролиза увеличивает концентрацию кремния в поверхностном слое, но не влияет на кинетику диффузионных процессов.

Таблица 1 – Наименование и перечень материалов исследований

№	Материал подложки	Материал покрытия	Электролит
1	Титан	Алюминий	NaF-NaCl-AlF_3
2	Железо	Алюминий	NaF-NaCl-AlF_3
3	Молибден	Алюминий	NaF-NaCl-AlF_3
4	Вольфрам	Алюминий	NaF-NaCl-AlF_3
5	Графит	Бор	$\text{NaCl-KCl-Na}_2\text{B}_4\text{O}_7\text{-NiCl}_2(\text{Na}_2\text{SiF}_6)$
6	Графит	Кремний	$\text{KCl-NaCl-NaF+Na}_2\text{CO}_3+\text{Na}_2\text{SiF}_6$
7	Графит	Медь	NaCl-KCl-CuCl_2

Таблица 2 – Распределение концентрации ионов покрытия (%) по ячейке

Вариант	X, метры					Ионы
	0	0,005	0,010	0,015	0,020	
1,1	17,1	18,5	20,1	21,8	23,6	Al^{3+}
1,2	17,1	19,8	23,0	26,7	31,0	
1,3	17,1	21,2	26,4	32,8	40,7	
2,1	26,3	28,7	31,5	34,5	37,7	$\text{B}_4\text{O}_7^{2-}$
2,2	26,3	31,2	37,1	44,1	52,3	
2,3	26,3	33,9	43,7	56,3	72,6	
3,1	11,3	12,9	14,7	16,8	19,3	SiF_6^{2-}
3,2	11,3	14,6	19,1	24,9	32,5	
3,3	11,3	16,7	24,7	36,6	54,2	
4,1	6,3	6,8	7,3	7,9	8,6	Cu^{2+}
4,2	6,3	7,2	8,4	9,7	11,2	
4,3	6,3	7,8	9,6	11,9	14,8	

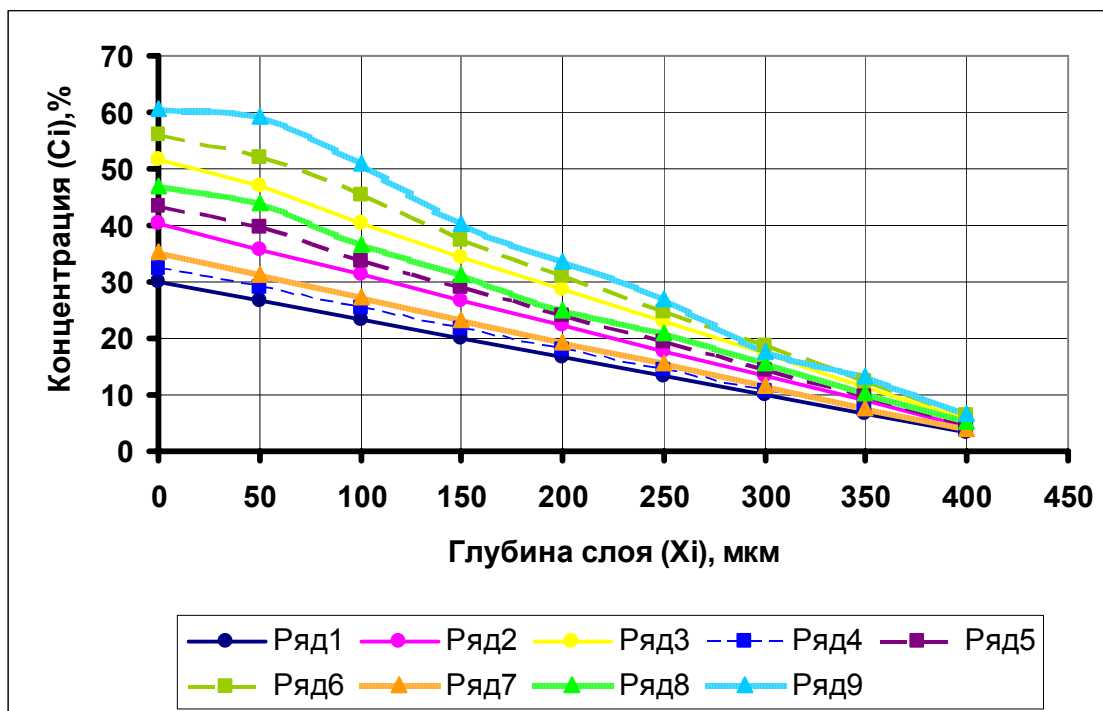


Рис. 1. Распределение кремния по глубине графитовой подложки при различных параметрах электролиза:
ряд 1, 2, 3 – 600 сек.; ряд 4, 5, 6 – 800 сек.; ряд 7, 8, 9 – 1000 сек

Адекватность математической модели была проверена по критерию Фишера

$$F_p = \frac{S_y^2}{S_{ост}^2} > F_T,$$

где F_p и F_T – расчетное и табличное значение критерия Фишера.

Результаты обработки экспериментальных и расчетных данных (рис. 2) показали, что расчетные значения критерия Фишера ($F_p=16,97$) больше табличного значения ($F_T=7,93$), что свидетельствует об адекватности модели.

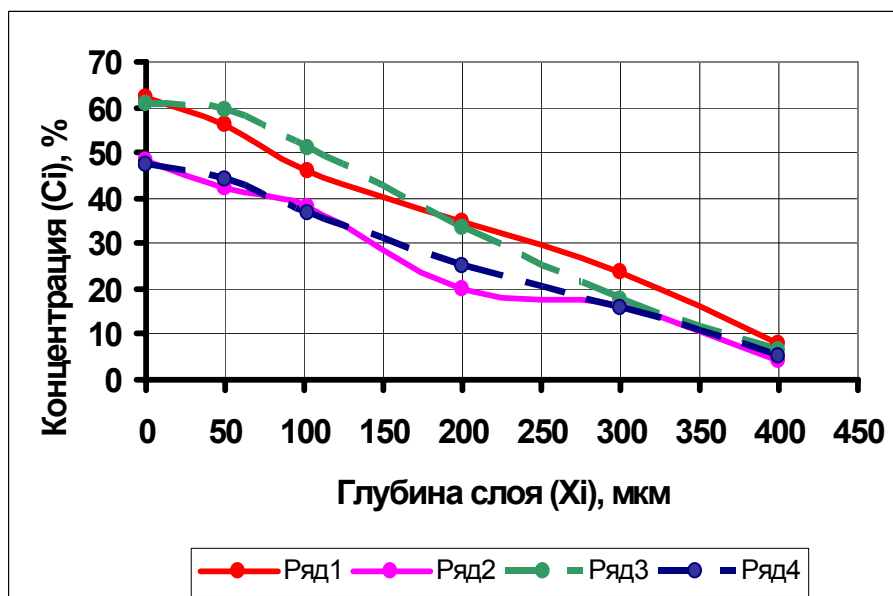


Рис. 2. Экспериментальные и аналитические зависимости распределения кремния по глубине диффузионного слоя:
ряд 1 и 2 – экспериментальные кривые; ряд 3 и 4 – расчетные кривые

Заклучение

Комплексное обобщение механизма и закономерностей формирования диффузионных слоев из ионных расплавов позволили провести апробацию математической модели массопереноса материала покрытия под действием приложенного градиента потенциала с учетом процессов диффузии и вынужденной конвекции. Анализ экспериментальных и расчетных численных значений распределения концентрации материала покрытия по глубине диффузионного слоя, с использованием критерия Фишера, подтвердил адекватность разработанной модели. Полученные графические зависимости отображают кинетику диффузионных процессов и позволяют более точно прогнозировать качественные характеристики покрытия.

Перечень ссылок

1. Воденников С.А., Личконенко Н.В., Воденникова О.С., Падалка В.П. Исследование физико-химических свойств ионных солевых расплавов / Металлургия. Труды Запорожской государственной инженерной акаде-

мии.– Вып.10., Запорожье, ЗГИА, 2004. – С. 49-52.

2. Воденников С.А., Личконенко Н.В., Нестеренко Т.Н., Воденникова О.С. Исследование электропроводности ионных расплавов / Металлургия. Труды Запорожской государственной инженерной академии. – Вып. 11., Запорожье, ЗГИА, 2005. – С. 52-54.
3. Воденников С.А., Гусаров О.О., Булыга А.Н. Изучение кинетики электрокристаллизации металлов VIII гр. и их сплавов / Металлургия. Труды Запорожской государственной инженерной академии. Вып. 1., Запорожье, ЗГИА, 1998. – С. 78-81.
4. Воденников С.А. Особенности электрохимической кинетики и механизма сплавообразования титановых прессывок с алюминием //Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – Запоріжжя: ЗНТУ, 2006. – № 2. – С. 19-23.
5. Воденников С.А., Скачков В.А., Иванов В.И., Печеникова В.М. Обобщенные модели в процессах формирования структуры катодных материалов при электролизе расплавов / Тези допов. Міждержавна науково-методична конференція “Проблеми математичного моделювання” 29-31 травня 2002р., м. Дніпродзержинськ.

Одержано 27.02.2007

Розглядається питання математичного опису розподілу матеріалу покриття по глибині дифузійного шару при електроосажденні з різних іонних розплавів. Проблема зводиться до комплексного узагальнення закономірностей масопереносу і за допомогою розробленої математичної моделі, отримання чисельних значень розподілу матеріалу покриття в часі.

The question of mathematical description of cover material distribution is considered through the depth of diffusive layer at the electrodeposition from different ionic fusions. A problem is taken to complex generalization of conformities on the basis of mass transferring by the developed mathematical model, numerical values of distributing coverage material in time.

УДК 669.042.22

А. Ю. Яковлев¹, канд. техн. наук Г. П. Громовой², д-р техн. наук И. П. Волчок²

¹ОАО “Мотор Сич”, ²Национальный технический университет, г. Запорожье

АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ИЗЛОЖНИЦЫ ДЛЯ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ЛИТЬЯ МЕДНЫХ СПЛАВОВ

Приведены результаты экспериментально-теоретических исследований термонапряженного состояния чугуновой и стальной изложниц для центробежного литья бронзовых втулок. Показано, что эффективные термические напряжения σ_t в 2,5...6,5 раз превышают предел текучести чугуна и в 2,0...3,5 раз предел текучести стали.

Постановка задачи

Объектом исследований были изложницы для получения бронзовых полых отливок (маслот) с наружным диаметром 268 мм и длиной 620 мм. Изложница представляла собой цилиндр с толщиной стенки 41 мм и наружным диаметром 350 мм (рис. 1), температура заливки бронзы составляла 1130 ± 5 °С, скорость вращения изложницы – 1200 об/мин. Через 30 с после заливки расплава производилось охлаждение водой

(душирование) наружной поверхности изложницы в течение 50 с.

В процессе эксплуатации было установлено, что изложницы, изготовленные из стали 20, выходили из строя вследствие коробления, а изложницы из высокопрочного чугуна – из-за термоусталостных трещин и эрозии рабочей поверхностей. Такие результаты объясняются тем, что, обладая сравнительно высокими показателями прочности и пластичности при тем-

пературах эксплуатации, сталь 20 имеет недостаточную теплопроводность, а чугун, имеющий удовлетворительную теплопроводность, характеризуется недостаточным уровнем прочности и пластичности. В связи с этим было выполнено сравнение термонапряженного состояния изложниц, изготовленных из высокопрочного чугуна – материала наиболее часто применяемого для этой цели, и из графитизированной стали, обладающей достаточно высокими теплопроводностью, пластичностью и более высокими по сравнению со сталью 20 и чугуном пределом прочности. Необходимые для расчетов значения механических свойств высокопрочного чугуна взяты из литературных данных [1, 2], графитизированной стали (1,22 %C; 0,48 %Mn; 1,18 %Si) определены экспериментально и взяты из справочника [3]. Для построения температурных полей производили измерения температуры в трех точках в средней по длине части изложницы (наиболее термически напряженной) с помощью хромель-алюмелевых термопар и шлейфового осциллографа Н-700. В связи со сложностью измерения температур в процессе вращения изложницы, применили стационарный метод испытаний, при котором в вертикально стоящую изложницу устанавливалась сварная стальная труба Ж180 мм (толщина стенки 1,6 мм) и пространство меж-

ду изложницей и трубой заполнялось расплавленной бронзой (см. рис. 1).

Как видно из рис. 1, максимальных значений (около 850, 750 и 650 °С) температуры в точках 1, 2 и 3 достигали соответственно через 10...12, 15...18, и 20...25 с. При этом влияние материала изложницы на величину температур и характер их изменения было незначительным (на рис. 1 и последующих: сплошные линии – высокопрочный чугун, пунктирные – графитизированная сталь).

Аналитическая модель задачи

Поскольку длина изложницы (цилиндра) в 15 раз больше толщины ее стенки, были приняты уравнения плоской задачи теории упругости для поперечного сечения на $\frac{1}{2}$ высоты (см. рис. 1). Средняя часть изложницы, как отмечалось выше, является наиболее термически нагруженной, в ней, как правило, появлялись очаги разрушения вследствие трещинообразования и коробления.

По имеющимся результатам термометрирования (см. рис. 1) на рис. 2 представлены графики изменения температуры по толщине стенки изложницы в различные моменты времени τ , с, после заливки расплава.

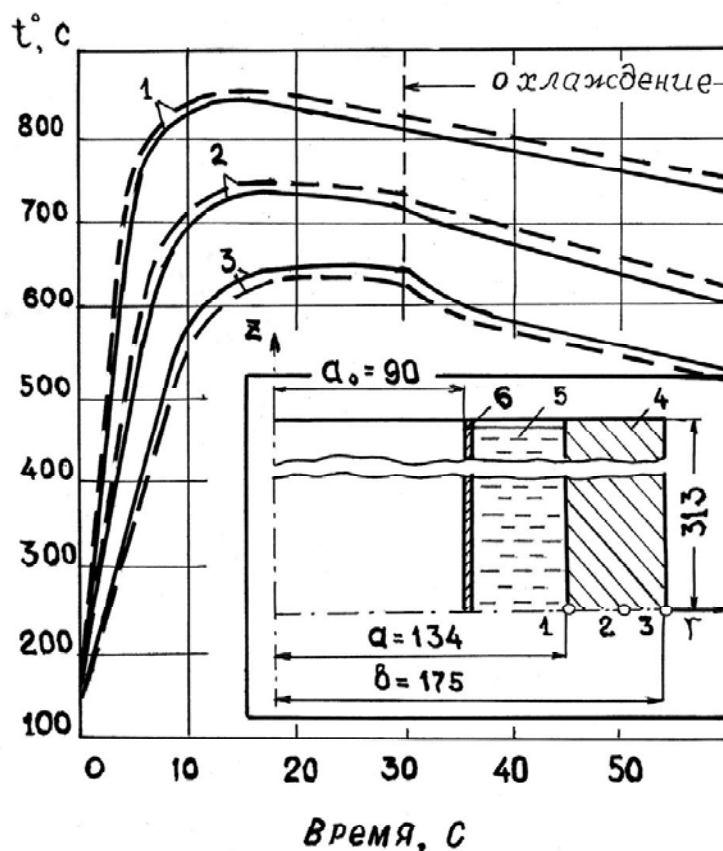


Рис. 1. Схема измерения и распределения температур в изложнице из высокопрочного чугуна (сплошные линии) и графитизированной стали (пунктирные линии): 1, 2, 3 – термопары; 4 – изложница; 5 – жидкий металл; 6 – обечайка

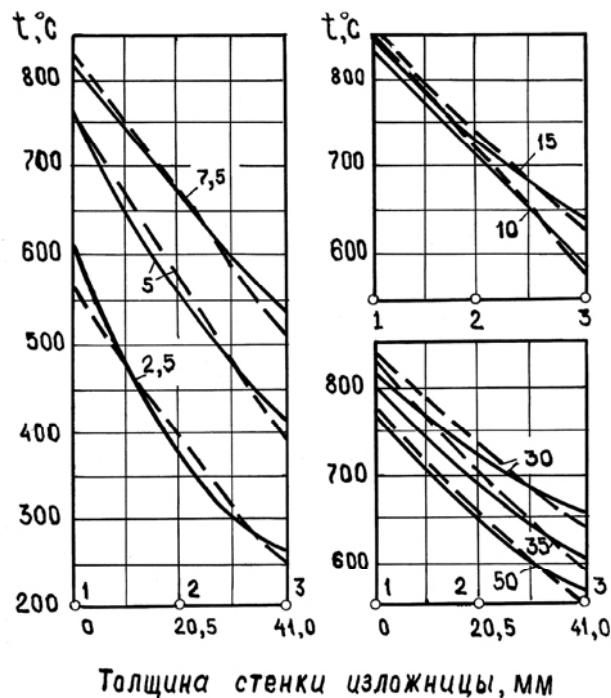


Рис. 2. Распределение температуры по толщине стенки изложницы (цифры у кривых – время после заливки, с)

Из рис. 2 видно, что закон распределения температуры в каждый момент времени можно удовлетворительно описать параболической зависимостью от радиуса r :

$$t = k_0 + k_1 r + k_2 r^2, \quad (1)$$

где коэффициенты параболы выражаются через известные из опыта значения t_1, t_2, t_3 :

$$k_0 = \frac{(a+b)(bt_1 + at_3) - 4abt_2}{(b-a)^2},$$

$$k_1 = \frac{4(a+b)t_2 - (3b+a)t_1 - (b+3a)t_3}{(b-a)^2},$$

$$k_2 = \frac{2(t_1 - 2t_2 + t_3)}{(b-a)^2}.$$

Напряженность изложницы оценивали максимальными значениями квадратичного инварианта напряжений, называемого также расчетным, эквивалентным или эффективным напряжением:

$$\sigma_3 = \sqrt{\frac{(\sigma_r - \sigma_\varphi)^2 + (\sigma_\varphi - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_r)^2}{2}}, \quad (2)$$

где $\sigma_r, \sigma_\varphi, \sigma_z$ – компоненты радиальных, окружных и

осевых напряжений, которые определяются следующими уравнениями задачи плоской деформации $\varepsilon_z = \text{const}$:
– соотношения между компонентами деформаций $\varepsilon_r, \varepsilon_\varphi, \varepsilon_z$ и напряжений согласно обобщенному закону Гука:

$$\varepsilon_r = \frac{\sigma_r}{E} - \nu \frac{\sigma_\varphi + \sigma_z}{E} + \beta t, \quad (r, \varphi, z); \quad (3)$$

– условие совместности деформаций:

$$\frac{d\varepsilon_\varphi}{dr} + \frac{\varepsilon_\varphi - \varepsilon_r}{r} = 0; \quad (4)$$

– интегральное условие для нулевой осевой силы в поперечном сечении изложницы со свободными от внешних сил торцами:

$$N_z = \int_a^b \sigma_z r dr = 0; \quad (5)$$

– уравнение равновесия:

$$\frac{\sigma_\varphi - \sigma_r}{r} = \frac{d\sigma_r}{dr} + q_0 r, \quad (6)$$

где r, φ, z – цилиндрическая система координат; E – модуль упругости; ν – коэффициент Пуассона; β – коэффициент температурного расширения; символ (r, φ, z) означает, что записываются три уравнения с круговой перестановкой индексов r, φ, z ; $q_0 r$ – объемная центробежная сила инерции, Н/м^3 ; $q_0 = \rho(40\pi)^2$, $\rho = 7800 \text{ кг/м}^3$, $40\pi \text{ с}^{-1} = 1200 \text{ об/мин}$.

Внутренняя поверхность изложницы подвергается давлению жидкой бронзы $p_a = \rho_0(40\pi)^2 \cdot (a^2 - a_0^2)/2 = 0,684 \text{ МПа}$, где $\rho_0 = 8800 \text{ кг/м}^3$. Наружная поверхность изложницы свободна от внешних сил $p_b = 0$.

На рис. 3 и 4, согласно экспериментальным и литературным данным [1-3], представлены температурные зависимости модуля упругости E , коэффициента температурного расширения β , пределов текучести при сжатии σ_m^c и растяжении σ_m^p стали и чугуна.

Коэффициент Пуассона принят неизменным: $\nu = 0,3$. Анализ этих зависимостей указывает на существенное изменение механических свойств в области рабочих температур изложницы. Для решения записанных выше уравнений наиболее значительно изменение по толщине стенки модуля упругости, которое показано на рис. 5. Эти значения модуля получены по известной температуре в каждой точке радиуса интерполированием между точками $i = t/100 = 1, 2, \dots, 9$ согласно рис. 3 и 4. Анализ кривых рис. 5 показывает, что в целом их нельзя описать параболической зависимостью от радиуса, которая могла бы упростить интегрирование дифференциальных уравнений данной задачи. Поэтому производится следующее полуаналитическое решение задачи в напряжениях.

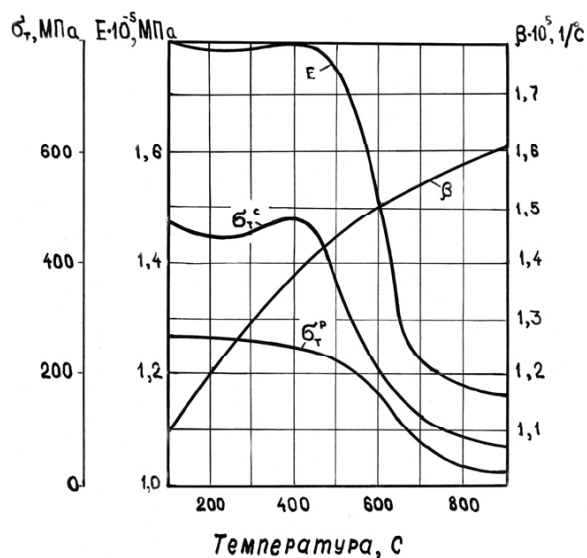


Рис. 3. Температурные зависимости свойств высокопрочного чугуна

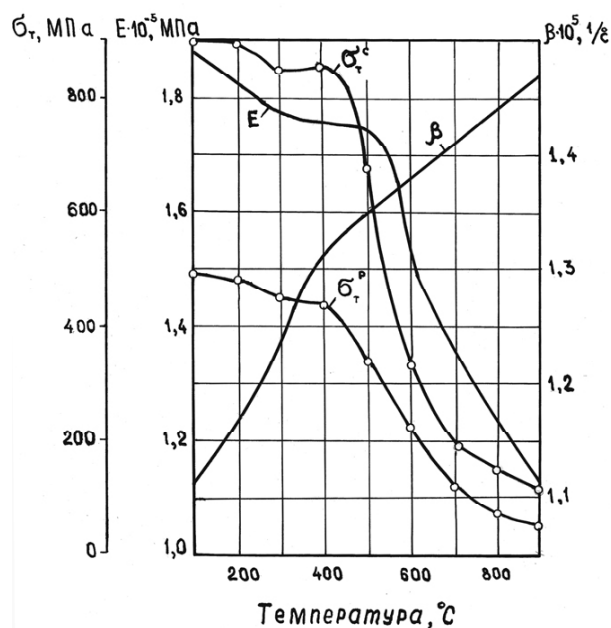


Рис. 4. Температурные зависимости свойств графитизированной стали

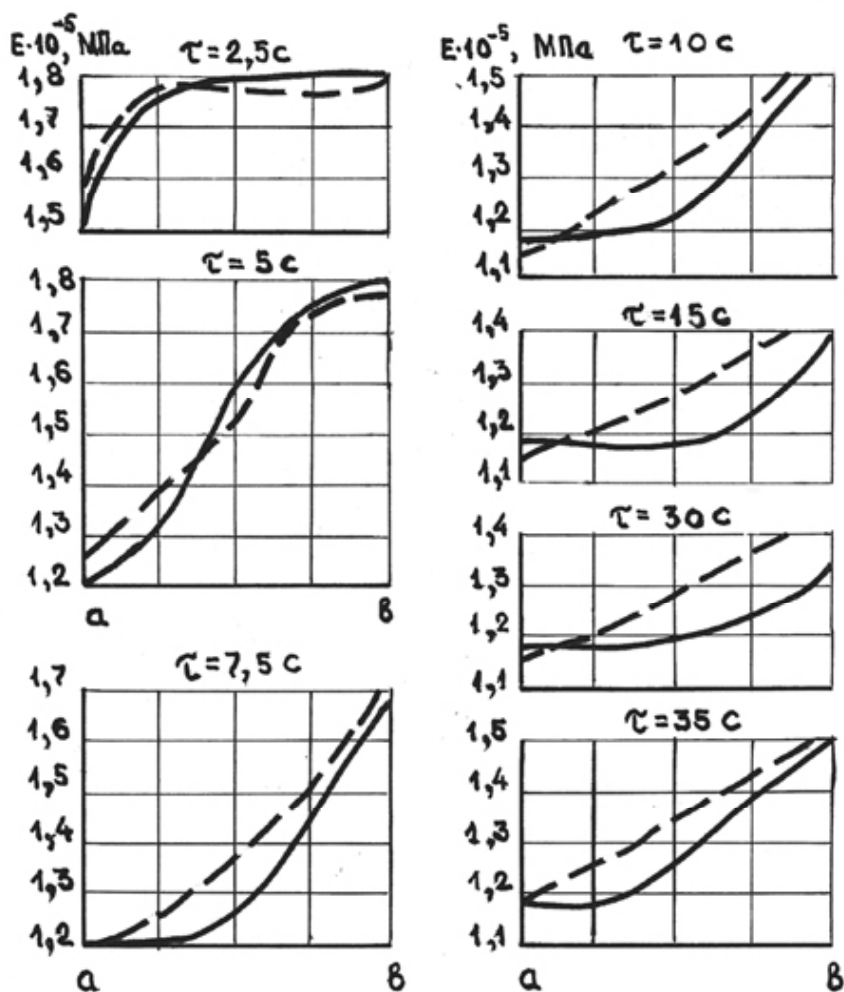


Рис. 5. Изменение во времени τ модуля упругости E по сечению стенки изложницы (a – внутренняя, $б$ – наружная поверхность)

Условие совместности деформаций представлено в напряжениях. Для этого осевое напряжение взято из (3):

$$\sigma_z = \varepsilon_z E + \nu(\sigma_r + \sigma_\varphi) - \beta \cdot t \cdot E \quad (7)$$

и исключено из выражений для радиальной и окружной деформации:

$$\varepsilon_r = (1 + \nu) \left(\frac{(1 - \nu)\sigma_r - \nu\sigma_\varphi}{E} + \beta \cdot t \right) - \nu\varepsilon_z;$$

$$\varepsilon_\varphi = (1 + \nu) \left(\frac{(1 - \nu)\sigma_\varphi - \nu\sigma_r}{E} + \beta \cdot t \right) - \nu\varepsilon_z,$$

в результате чего условие совместности деформаций принимает вид:

$$\frac{d}{dr} \left(\frac{(1 - \nu)\sigma_\varphi - \nu\sigma_r}{E} + \beta \cdot t \right) + \frac{\sigma_\varphi - \sigma_r}{rE} = 0.$$

Замена здесь $\frac{\sigma_\varphi - \sigma_r}{rE}$ уравнением равновесия

$$\frac{\sigma_\varphi - \sigma_r}{rE} = \frac{d\sigma_r}{E dr} + \frac{q_o r}{E}; \quad \frac{d\sigma_r}{E dr} = \frac{d\sigma_r / E}{dr} - \sigma_r \frac{dE^{-1}}{dr}$$

приводит к следующему выражению условия совместности деформации в напряжениях:

$$\frac{d}{dr} \left(\frac{\sigma_r + \sigma_\varphi}{E} + \psi \cdot \beta \cdot t \right) + \psi w = 0, \quad (8)$$

где здесь и ниже $\psi = \frac{1}{1 - \nu}$, $\mu = (0,5 - \nu) \cdot \psi$;

$$w = \frac{q_o \cdot r}{E} - \sigma_r \frac{dE^{-1}}{dr}.$$

Этим образован нелинейный член w , который зависит от искомого решения σ_r . Данная форма w принята в связи с тем, что по модулю радиальные напряжения намного меньше, чем σ_φ , σ_z ; в частности, на свободных от внешних сил цилиндрических поверхностях значения σ_r нулевые, а σ_φ , σ_z – максимальные.

Из уравнения равновесия (6) взято выражение

$$\frac{\sigma_r + \sigma_\varphi}{E};$$

$$\sigma_r + \sigma_\varphi = 2\sigma_r + r \frac{d\sigma_r}{dr} + q_o r^2 = \frac{dr^2 \sigma_r}{r dr} + q_o r^2;$$

$$\frac{\sigma_r + \sigma_\varphi}{E} = \frac{dr^2 \sigma_r}{E dr} + \frac{q_o r^2}{E};$$

$$\frac{dr^2 \sigma_r}{E dr} = \frac{dr^2 \sigma_r / E}{r dr} - r \sigma_r \frac{dE^{-1}}{dr};$$

$$\begin{aligned} \frac{\sigma_r + \sigma_\varphi}{E} &= \frac{dr^2 \sigma_r / E}{r dr} + \left(\frac{q_o r}{E} - \sigma_r \frac{dE^{-1}}{dr} \right) \cdot r = \\ &= \frac{dr^2 \sigma_r / E}{r dr} + w r. \end{aligned} \quad (9)$$

Этим окружное напряжение σ_φ исключается из (8) и получается дифференциальное уравнение второго порядка относительно радиального напряжения σ_r в форме, удобной для интегрирования при переменных значениях β, E :

$$\frac{d}{dr} \left(\frac{dr^2 \sigma_r / E}{r dr} + w r + \psi \cdot \beta \cdot t \right) + \psi w = 0. \quad (10)$$

Проинтегрировав дважды данное уравнение с учетом, что

$$\int r \int w dr dr = \frac{r^2}{2} \int w dr - \frac{1}{2} \int w r^2 dr,$$

получено выражение радиального напряжения:

$$\frac{\sigma_r}{E} = \frac{C_1}{2} - \frac{C_2}{r^2} - \frac{\psi}{r^2} \int \beta \cdot t dr - \frac{\psi}{2} \int w dr - \frac{\mu}{r^2} \int w r^2 dr, \quad (11)$$

где C_1, C_2 – постоянные интегрирования.

Интегрируя (11) по частям с учетом квадратного трехчлена температуры (1) и выражения w

$$\int \beta \cdot t dr = T\beta - \int T d\beta,$$

$$T = \int t dr = \left(\frac{k_o}{2} + \frac{k_1}{3} r + \frac{k_2}{4} r^2 \right) r^2;$$

$$\int w dr = \frac{q_o r^2}{2E} - \int \left(\frac{q_o r^2}{2} + \sigma_r \right) dE^{-1},$$

$$\int w r^2 dr = \frac{q_o r^4}{4E} - \int \left(\frac{q_o r^2}{4} + \sigma_r \right) r^2 dE^{-1}$$

вычисление радиальных напряжений производим следующим образом:

$$\sigma_r = \left(\frac{C_1}{2} - \frac{C_2}{r^2} - f \right) E, \quad (12)$$

где $f = f_0 - f_1 - f_2$;

$$f_0 = \frac{\psi\beta}{r^2} T + (\mu + \psi) \frac{q_0 r^2}{4E};$$

$$f_1 = \frac{\psi\delta_1 + \mu q_0 \delta_2 / 4}{r^2} + \frac{\psi q_0 \delta_3}{4}; \quad f_2 = \frac{\psi}{2} \delta_4 + \frac{\mu}{r^2} \delta_5;$$

$$\delta_1 = \int_a^r T d\beta; \quad \delta_2 = \int_a^r r^4 dE^{-1}; \quad \delta_3 = \int_a^r r^2 dE^{-1};$$

$$\delta_4 = \int_a^r \sigma_r dE^{-1}; \quad \delta_5 = \int_a^r \sigma_r r^2 dE^{-1}.$$

Постоянные интегрирования определяются соответствием (12) известным значениям радиального напряжения на образующих цилиндрических поверхностях $\sigma_r = p_a$ при $r = a$ и $\sigma_r = p_b$ при $r = b$:

$$C_1 = \frac{2}{b^2 - a^2} \cdot \left(\frac{p}{E} + f \right) r^2 \Big|_a^b, \quad C_2 = \frac{a^2 b^2}{b^2 - a^2} \left(\frac{p}{E} + f \right) \Big|_a^b.$$

В обозначениях (12) f_0 – обыкновенное выражение; f_1 содержит определенные интегралы $\delta_1, \delta_2, \delta_3$, которые учитывают изменение β, E и вычисляются ниже численным интегрированием; f_2 учитывает изменение модуля упругости с помощью определенных интегралов δ_4, δ_5 от искомого решения σ_r . С учетом величины члена f_2 , вычисление значений σ_r производится итерационно, повторными вычислениями значений σ_r . Проведенный ниже ряд вычислительных экспериментов показал, что отбрасывание нелинейного члена f_2 приводит к погрешностям максимальных значений напряжений до 8 %. Учитывая член f_2 , значения σ_r быстро, после нескольких итераций, устанавливаются.

Затем из (8) определяется окружное напряжение

$$\frac{\sigma_r + \sigma_\phi}{E} + \psi\beta t + \psi \int w dr = C_1,$$

откуда с учетом взятых интегралов в (12) имеем:

$$\sigma_\phi = [C_1 - \psi(\beta t + \frac{q_0 r^2}{2E} - \frac{q_0 \delta_3}{2} - \delta_4)] \cdot E - \sigma_r.$$

Осевая деформация ε_z определяется выражением осевой силы (5) с подстановкой напряжений (7) и учетом выражения (9):

$$N_z = \varepsilon_z \int_a^b E r dr - \int_a^b \beta t E r dr + \\ + v(b^2 p_b - a^2 p_a + q_0 \frac{b^4 - a^4}{4}) = 0,$$

откуда

$$\varepsilon_z = \frac{\int_a^b \beta t E r dr - v(b^2 p_b - a^2 p_a + q_0 \frac{b^4 - a^4}{4})}{\int_a^b E r dr},$$

$$\text{где } \int_a^b \beta t E r dr = T \beta E \Big|_a^b - \int_a^b T d\beta E, \quad \int_a^b E r dr = \frac{1}{2} (E r^2 \Big|_a^b - \int_a^b r^2 dE).$$

Здесь определенные интегралы в правых частях вычисляются численным интегрированием так же, как и δ_1, δ_3 в (12).

Приведенные выше формулы $\sigma_r, \sigma_\phi, \sigma_z$ определяют осевое напряжение (7) и, в итоге, эквивалентное напряжение (2).

Результаты расчетов и выводы

Результаты выполненных исследований показали, что температурные поля в изложницах, изготовленных из высокопрочного чугуна и графитизированной стали, практически не отличаются друг от друга, что можно объяснить близкими значениями теплопроводности этих материалов (35 и 32 Вт/м·°С соответственно).

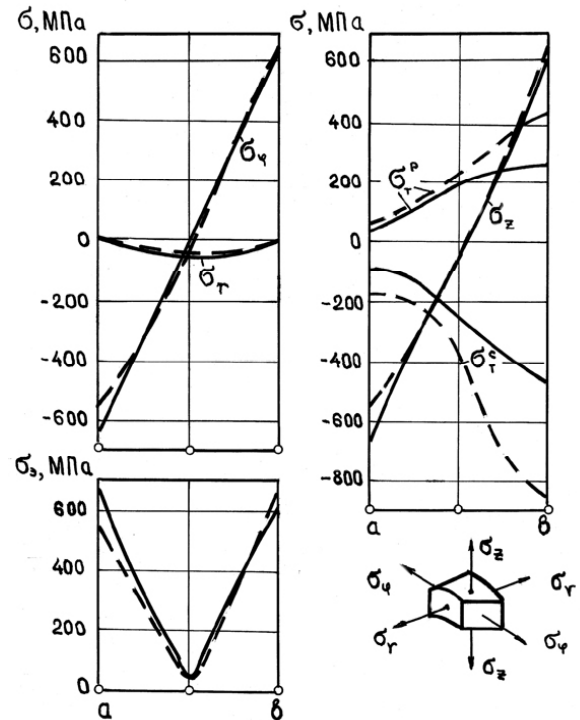


Рис. 6. Эпюры напряжений по толщине стенки изложницы (a – внутренняя, b – наружная поверхность)

Незначительно отличаются по величине между собой максимальные сжимающие (внутренняя поверхность), растягивающие (наружная поверхность) и эффективные напряжения: около 600 МПа как для чугуна, так и для стали (рис. 6).

Как следует из рис. 6 и 7 максимальные по модулю значения напряжений возникают на образующих изложницы цилиндрических поверхностях: на внутренней поверхности σ_r, σ_z – отрицательные, или сжимающие; на внешней поверхности σ_r, σ_z – положительные, или растягивающие; при этом радиальные напряжения на этих поверхностях $\sigma_r \approx 0$, а в точке 2 (см. рис. 1) составляют 40...50 МПа.

Поэтому значения эквивалентного напряжения сопоставлялись с пределом текучести при сжатии σ_y/σ_m^c в точке внутренней поверхности $r = a$ и с пределом

текучести при растяжении σ_y/σ_m^p в точке наружной поверхности $r = b$. Как отмечается в работе [4], отношение σ_y/σ_m является прочностным фактором, характеризующим сопротивление материала деформациям. При температурах, соответствующих максимальным значениям σ_y/σ_m , имеет место явление, называемое “тепловым ударом”. В нашем случае максимальных значений фактор $j = \sigma_y/\sigma_m$ на внутренней рабочей поверхности изложницы достигал примерно через 5 с после ее заполнения жидким металлом и составил 6, 7 для чугуна и 3, 4 для стали. На внешней поверхности изложницы максимальные значения j (около 2) наблюдались через 7...12 с после окончания заливки (рис. 7).

То, что термические напряжения в изложнице превышают предел текучести свидетельствует о том, что материал, из которого она изготовлена, работает в

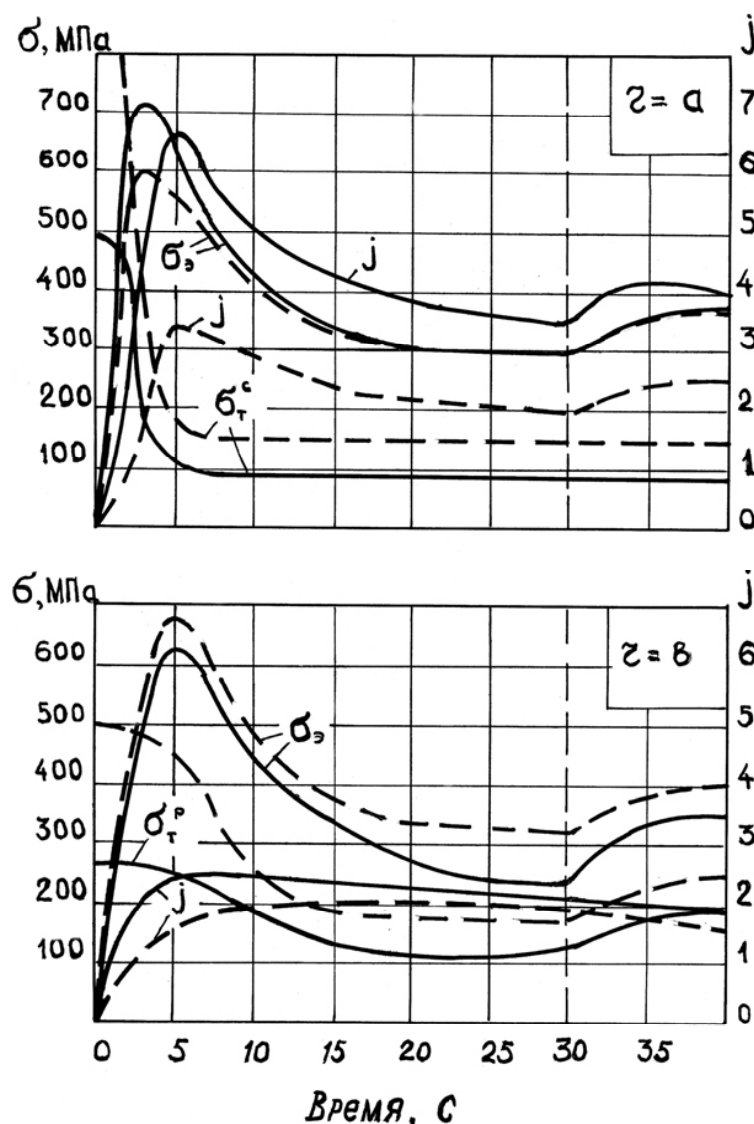


Рис. 7. Изменение во времени напряженного состояния внутренней ($r = a$) и наружной ($r = b$) поверхностей изложниц

умовлях малоциклової виносливості. Це закінчення підтверджується фактом утворення термоусталостних тріщин на робочій поверхні изложниц. Слідовательно, для підвищення стійкості изложниц, крім збільшення теплопровідності, забезпечуючої зниження градієнта температур, раціональним також є підвищення прочності і пластичності конструкційного матеріала, приводящее до зниженню фактора j і підвищенню здатності до пластичним деформаціям і релаксації напружень.

Перечень ссылок

1. Абрамов В.В., Курганов В.А., Термоуравновешенная изложница. – М.: Металлургия, 1988. – 144 с.
2. Отливка изложниц из магниевого чугуна / Воронова Н.А., Гельд В.П., Ткач Н.Т. и др. // Повышение стойкости изложниц. Тематический отраслевой сборник №1. – М.: Металлургия, 1972. – С. 75-87.
3. Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике. Справочник. Под ред. Б.Е. Неймарка. М. – Л.: Энергия, 1967. – 240 с.
4. Черняк А.Б., Громовой Г.П., Волчок И.П. Исследование напряженного состояния изложницы для разливки медных сплавов / Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2002. – №1. – С. 84-93.

Одержано 1.02.2007

Наведено результати експериментально-теоретичних досліджень термонапруженого стану чавунної та сталевий виливниць для відцентрового лиття бронзових втулок. Встановлено, що ефективні термічні напруження σ_s в 2,5...6,5 разів перевищують границю текучості чавуну і в 2,0...3,5 рази границю текучості сталі.

The results of experimental and theoretical investigations of thermal stresses in cast iron and steel ingot moulds for centrifugal casting of bronze bushings are given. It was established that effective thermal stresses σ_s are by 2,5...6,5 times more than yield point of cast iron and by 2,0...3,5 times more than yield point of steel.

УДК 669.295.5:620.184.6

В. С. Голтвяниця¹, канд. техн. наук Г. А. Бялік¹, д-р техн. наук Е. І. Цивірко¹,
канд. техн. наук С. К. Голтвяниця²

¹ Національний технічний університет, ² ТОВ НТФ "Інтех Лтд.",
м. Запоріжжя

МЕТОД КІЛЬКІСНОЇ ОЦІНКИ СТРУКТУРИ ЗЛАМІВ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

Розглядається актуальна проблема – кількісна оцінка структурних особливостей зламів титанових сплавів за допомогою методу відрізків (методу січних). Цю методику доцільно застосовувати для оцінки будь-яких зламів кольорових та чорних сплавів як на комп'ютері з використанням графічного редактору векторної графіки CorelDRAW®12 та електронних таблиць Microsoft® Office Excel 2003, так і безпосередньо на мікрофотографіях.

Металографічні методи кількісної оцінки дозволяють визначити в металах та їх сплавах вміст неметалевих включень [1], окремих фаз або середній розмір зерна [2]. Оцінка структурних складових за еталонними шкалами досить суб'єктивна та носить ступінчастий або стрибкоподібний характер. Для отримання більш точних та надійних результатів оцінки параметрів структури потрібні кількісні методи, що забезпечать достовірність одержаних результатів. Для розробки таких кількісних методів можливе використання лінійного методу Розівалі (відомий як метод відрізків або метод січних), що заснований на прин-

ципі Кавальєрі: вимірювання двох порівнюваних площ можна замінити визначенням довжин відрізків прямих ліній, а об'ємів двох порівнюваних тіл – вимірюванням площ [3]. Цей принцип було використано при розробці та впровадженні лінійного методу ЛГОСТ 1778-70 [1]. На жаль до цього часу немає методу кількісної оцінки структури зламів, який дозволяв би одержати об'єктивні дані впливу хімічного складу та технологічних факторів на структуру зламів, а останніх – на фізико-механічні властивості виробів із металевих сплавів.

У даній роботі розглядається спроба використання лінійного методу для кількісної оцінки структури зламів трьох титанових сплавів.

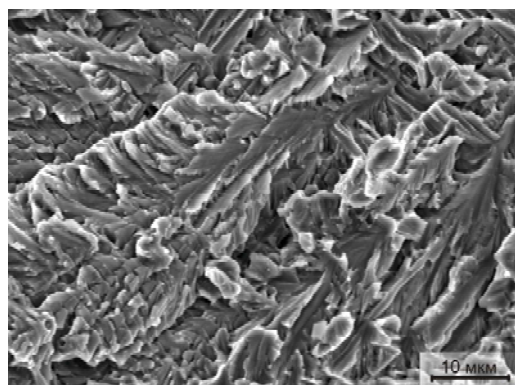
Титанові сплави Ti-27Al-13V-0,2Ce (1), Ti-29Al-10V-0,1Ce (2), Ti-33Al-5Nb-3Cr-0,2Ce (3) були одержані методом сплавлення чистих матеріалів (губчатий титан марки ТГ 110М ГОСТ 17746-79, алюміній марки А8 ГОСТ 11070-74, лігатура алюміній-ванадій, електролітичний хром, стружка металевого ніобію, мішметал) у лабораторній вакуумно-дуговій печі при силі струму близько 400 А, напрузі 30-35 В і температурі 1800 °С. Перед початком плавки вакуумуванням в камері печі досягали залишкового тиску 0,12 Па, після чого камера заповнювалась аргоном до тиску 50 кПа. Зливки одержували в мідному водоохолоджувальному кристалізаторі.

В одержаних зливках титанових сплавів визначали хімічний склад (табл. 1) і твердість сплавів за Брінеллем (НВ) відповідно до ГОСТу 9012-59 (твердомір марки ТБ 5056 з вимірюванням відбитку від сталеві кулі діаметром 10 мм при навантаженні 15000 Н). Для отримання зламів на середині виливків робили надріз глибиною 2 мм та руйнували їх ударом молота. Структуру зламів фотографували за допомогою растрового електронного мікроскопа JSM, оснащеного системою рент-

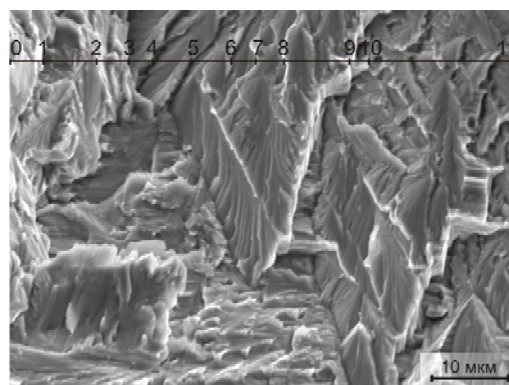
геноспектрального енергодисперсійного мікроаналізу (РСМА) JED 2200 при прискорювальній напрузі 20 кВ та діаметрі електронного зонду 4 нм. Від зламів кожної марки сплаву при збільшеннях $\times 100$, $\times 200$, $\times 500$, $\times 1000$ і $\times 2000$ було одержано фотографії типових структур розміром 100 $\times$ 133 мм. Для забезпечення більш точних вимірювань складових зламів було використано фото при збільшенні $\times 2000$.

Відповідно до встановленої класифікації руйнувань у металах і сплавах структура зламів може бути: 1) крихкою; 2) в'язкою; 3) квазівідкольною; 4) крихкою міжзеренною; 5) в'язкою міжзеренною. За цією класифікацією злам сплаву Ti-27Al-13V-0,2Ce мав структуру квазівідколу (КВ), сплави Ti-29Al-10V-0,1Ce і Ti-33Al-5Nb-3Cr-0,2Ce – змішану квазівідкольную та крихку міжзеренну (КМ) (рис. 1).

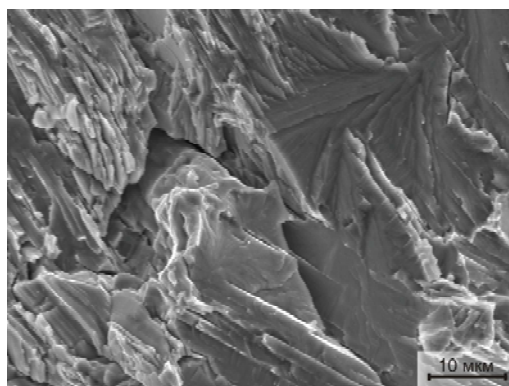
Типові зображення зламів було імпортовано до графічного редактору векторної графіки CorelDRAW® 12. На фотографії зламу було нанесено сім горизонтальних ліній, на кожній з котрих було визначено точки перетину з контурами структури зламів (рис. 1, б – лінія з нанесеними цифрами біля точок). За допомогою інструмента Dimension Tool було виміряно довжини відрізків і занесено до розмірних груп однакової довжини (табл. 2).



а



б



в

Рис. 1. Типові фрактографи зламів титанових сплавів, $\times 2000$ (зменшено в 1,7 рази):

а – Ti-27Al-13V-0,2Ce; б – Ti-29Al-10V-0,1Ce; в – Ti-33Al-5Nb-3Cr-0,2Ce

Таблиця 1 – Хімічний склад, структурні складові та твердість зливків титанових сплавів

Сплав	Масова доля елементів, %					Індекс зламу		Розмір структурних складових зламу, мкм		Твердість за Брінеллем (НВ)
	Al	V	Nb	Cr	Ce	КМ	КВ	КМ	КВ	
Ti-27Al-13V-0,2Ce	26,6	12,8	–	–	0,2	– –	1,022 *) 100	– –	0,3-19,5**) 2,9	327
Ti-29Al-10V-0,1Ce	28,7	10,4	–	–	0,1	0,709 68,69	0,323 31,31	1,2-23,5 8,1	0,4-18,9 6,0	356
Ti-33Al-5Nb-3Cr-0,2Ce	33,4	–	4,8	2,6	0,2	0,563 55,90	0,444 44,10	3,2-27,7 12,6	2,0-17,9 9,0	215

*) чисельник – індекс зламу; знаменник – відсоток;

**) чисельник – мінімальний та максимальний розмір структурних складових; знаменник – середній розмір.

На кожній фотографії (рис. 1) загальна довжина підрахунку складала 933 мм (L). Подальші розрахунки проведено з використанням електронних таблиць Microsoft® Office Excel 2003.

Кількість структурних складових зламів кожного сплаву (табл. 3) дозволила визначити індекс структурної складової ($I_{стр.скл.}$) за формулою (1):

$$I_{стр.скл.} = \frac{\sum(a_i \cdot m_i)}{L}, \quad (1)$$

де a_i – середнє значення розмірів структурних складових у групі на фото при $\times 2000$, мм (табл. 2, табл. 3);

m_i – кількість структурних складових даної групи (табл. 3).

Відносну похибку визначення індексу структурних складових зламів (табл. 4) обчислювали за формулою:

$$\varepsilon = \frac{|I_{\Sigma} - I^*|}{I^*} \cdot 100, \% \quad (2)$$

де I_{Σ} – загальний сумарний індекс структурних складових;

I^* – номінальний індекс структурних складових,

$I^* = 1$.

В даному випадку:

$$I_{\Sigma} = I_{KB} + I_{KM}, \quad (3)$$

В залежності від особливостей структури зламів кількість груп може змінюватися для зменшення відносної похибки і покращення точності вимірювань (рис. 2). Рівняння залежностей відносної похибки від кількості груп показують, що при значенні останньої ≥ 8 відносна похибка мінімальна (рис. 2). Обрана кількість груп, що дорівнює 10, задовольняла цим вимогам (рис. 2).

Використовуючи дані табл. 2 і табл. 3, було побудовано графіки частотних розподілів у залежності від середньої довжини структурної складової зламу в групі (рис. 3).

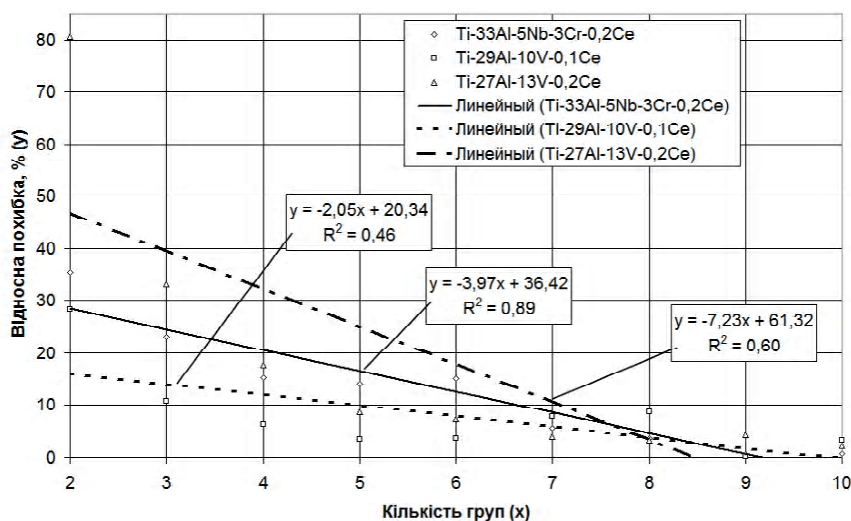


Рис. 2. Вплив кількості груп на відносну похибку визначення індексу структурних складових зламів

Таблиця 2 – Групи структурних складових зламів

№ зразку	Група зламів	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	3,8	0,5 / 3	1 / 8,2	8,3 / 2,2	12,2 / 6,0	16,2 / 9,9	20,0 / 23,8	23,9 / 21,1	21,8 / 31,6	31,1 / 35,5	35,6 / 39,1
2	1,6	2,1 / 6,3	6,3 / 10,2	10,2 / 12,2	12,2 / 11,2	18,0 / 21,2	21,3 / 28,9	25,0 / 33,6	29,1 / 38,3	33,6 / 43,1	43,1 / 51,1
3	5,2	3,5 / 9,2	9,2 / 11,1	11,1 / 19,1	19,8 / 25,0	25,1 / 30,3	30,1 / 35,6	35,1 / 40,9	41,0 / 6,2	6,3 / 51,5	51,6 / 56,8

Примітка. Ціна поділки 1 мм при збільшенні $\times 2000$ дорівнює 0,5 мкм.

Таблиця 3 – Кількість (чисельник, m) та відсоток (знаменник) структурних складових крихкого та квазівідкольного (в дужках) зламів на довжині 933 мм на фото при збільшенні $\times 2000$

№ зразку	Група зламів	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	1,65	0(13)	0(59)	0(23)	0(8)	0(0)	0(0)	0(0)	0(0)	0(0)	0(0)
2	1,00	0(11,2)	0(35,15)	0(3,9)	0(1,88)	0(0,61)	0(0,61)	0(0,61)	0(0,61)	0(0,61)	0(0,61)
3	5,2	2(1)	1(8)	8(1)	1(3)	2(0)	2(0)	0(0)	1(0)	3(0)	2(0)
4	1,00	3,13(0,53)	2,81(0,2,50)	1,25(0,6,25)	6,25(1,69)	3,13(0,56)	3,13(0,56)	0(0,56)	1,56(0,56)	1,56(0)	3,13(0)
5	1,5	1(8)	2(2)	1(2)	6(1)	2(1)	3(3)	2(0)	1(0)	1(0)	1(0)
6	1,00	2,23(1,11)	1,11(0,11)	8,89(1,11)	1,33(8,89)	1,11(8,89)	6,67(1,11)	1,11(2,23)	2,23(0)	2,23(0)	2,22(0)

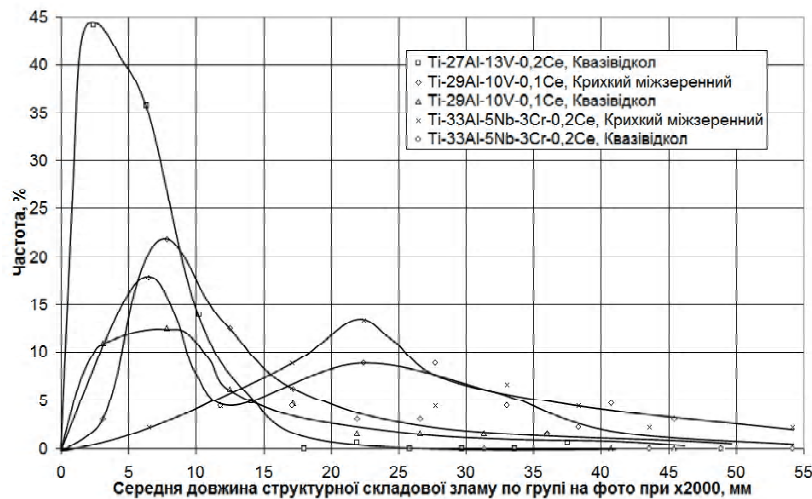


Рис. 3. Частотний розподіл для різних сплавів і видів руйнування

Зі збільшенням вмісту ванадію структура зламу подрібнюється (рис. 3), що приводить до зміни характеру руйнування сплаву з крихкого міжзеренного на квазівідкольне руйнування і зменшення твердості за Брінеллем (табл. 1). Алюміній в свою чергу збільшує величину структурних складових зламів (рис. 3).

Розрахована відносна похибка визначення індексу структурних складових зламів (табл. 4) не перевищувала технічної припустимої похибки 5 %, що свідчило про правильність вибору кількості груп та загальної довжини підрахунку.

Таблиця 4 – Відносна похибка визначення індексу структурних складових зламів

№ сплаву	Відносна похибка, %
1	2,2
2	3,2
3	0,8

При одержанні відносної похибки більше 5 % потрібно повторно більш ретельно провести вимірювання довжин складових зламу, збільшити загальну довжину підрахунку або змінити групи структурних складових зламів у бік їхнього більшого подрібнення (табл. 2).

Рассматривается актуальная проблема – количественная оценка структурных особенностей изломов титановых сплавов при помощи метода отрезков (метода секущих). Эту методику целесообразно использовать для оценки любых изломов цветных и черных сплавов как на компьютере с использованием графического редактора векторной графики CorelDRAW®12 и электронных таблиц Microsoft® Office Excel 2003, так и непосредственно на микрофотографиях.

Important problem of titanium alloys structural fracture features quantitative evaluation by means of segments method (secants method) is considered. This technique advisably can be used for any ferrous and non-ferrous alloys fracture evaluation both on computer using vector graphics editor CorelDRAW®12 and spreadsheet program Microsoft® Office Excel 2003 and directly on microphotography.

Описаний у статті метод кількісної оцінки структури зламів титанових сплавів дозволяє одержати частоти розподілу структурних складових за групами від середньої довжини структурної складової зламу у групі, а також є добрим інструментом для вивчення впливу хімічного складу на характер руйнування та властивості сплавів. Достатня точність та невелика трудомісткість (тривалість оцінки одного зламу не перевищує 60 хв.) показує перспективність цієї методики для оцінки будь-яких зламів кольорових і чорних металів та сплавів як на комп'ютері з використанням графічного редактору векторної графіки CorelDRAW®12 та електронних таблиць Microsoft® Office Excel 2003, так і безпосередньо на мікрофотографіях.

Перелік послань

- ГОСТ 1778-70. Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений. – М.: Изд-во стандартов, 1970. – 24 с.
- ГОСТ 5639-82. Сталь. Методы выявления и определения величины зерна. – М.: Изд-во стандартов, 1982. – 25 с.
- Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1976. – 272 с.
- Справочник по практическому металловедению / В.Л. Пилюшенко, Б.Б. Винокур, С.Е. Кондратьев и др. – К.: Техніка, 1984. – 135 с.

Одержано 15.01.2007

УДК 621.791.753.9.011: 721.07.14

Канд. техн. наук П. А. Гавриш, канд. техн. наук Ю. К. Добронос

Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск

РАСЧЕТ ЭНЕРГОСИЛОВЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРОКАТКИ СВАРНОГО ШВА МЕДИ СО СТАЛЬЮ

В статье приведены результаты разработки математической модели энергосиловых параметров прокатки сварного шва стали с медью.

Введение

При сварке стали с медью в равновесном состоянии при комнатной температуре медь растворяется в α -Fe в количестве до 0,3 %, а железо в меди в количестве до 0,2 %, хрупких интерметаллидов не образуется. Однако в связи с большими скоростями охлаждения при сварке в переходном слое образуется пересыщенный твердый раствор меди с железом, Граница сплавления между сталью и медью – резкая, с включениями фазы, обогащенной железом различного размера. Со стороны стали, примыкающей ко шву, размер зерна увеличивается в пределах зоны шириной 1,5...2,5 мм. Микротвердость зоны сплавления достигает 5800...6200 HV.

Затруднения при сварке и наплавке меди на сталь связаны с ее физико-химическими свойствами, высоким сродством меди к кислороду, низкой температурой плавления меди, значительным поглощением жидкой медью газов, различными величинами коэффициентов теплопроводности, линейного расширения и т.д. Одним из основных возможных дефектов при сварке, следует считать образование в стали под слоем меди трещин, заполненных медью или ее сплавами. Указанное явление объясняют расклинивающим действием жидкой меди, проникающей в микронадрывы в стали по границам зерен при одновременном действии термических напряжений растяжения.

Постановка задачи

С целью совершенствования технологии сварки меди со сталью выполнена прокатка сварного шва с учетом того, что при прокатке сварного шва улучшаются механические свойства сварного соединения за счет разрушения прослоек хрупких эвтектик в результате сдвигов зерен [1]. Надо отметить, что энергосиловые параметры прокатки стали и меди сильно отличаются друг от друга, поэтому проведенные исследования были направлены на создание математических моделей прокатки сварного шва меди со сталью.

На основе в достаточной степени, апробированной полиномиальной зависимости [2, 3] было выполнено и аналитическое описание механических свойств различных металлов и сплавов при численном математи-

ческом моделировании процессов холодных плакирования, прокатки и листовой штамповки многослойных полиметаллических композиций. При этом в качестве количественной оценки деформированного состояния ϵ , в отличие от методик работ [2, 3] и ряда других, был использован показатель интенсивности деформации ϵ_{II} , более корректно отображающий различные, в том числе и осесимметричные, схемы пластического формоизменения.

С целью обеспечения максимальной степени унификации используемых методов расчета, в основу математических моделей напряженно-деформированного состояния при реализации процессов холодной прокатки сварных швов, были положены численные рекуррентные решения конечно-разностной формы условий статического равновесия выделенных элементарных объемов очага деформации [4, 5]. Структура данных математических моделей, являющихся по своей сути одномерными по деформированному и двумерными по напряженному состояниям, позволила в полной мере учесть реальный характер распределений всех рассмотренных выше граничных условий при одновременном обеспечении возможности получения значительного объема самой различной информации.

Практическое выполнение исследований

Надо отметить, что в работе [6] проведено моделирование энергосиловых параметров прокатки сварочной порошковой проволоки с монометаллической оболочкой, эти данные также использованы при разработке математической модели прокатки сварного шва стали с медью. На рис. 1 показана фотография прокатанного сварного шва меди со сталью.

Прокатка сварного шва выполнялась до максимального усиления сварного шва равного 1,5...2 мм. Пластическая деформация сварного шва выполнялась на лабораторной установке ДГМА г. Краматорск (рис. 2). На рис. 3 показан состав и план расположения оборудования главной линии рабочей клетки лабораторного прокатного мини-стана 100×100 Г Донбасской государственной машиностроительной академии, которая включает в себя: мотор-редуктор 1 типа МЦ 2С-63 ($n = 40$ об/мин), моторную муфту 2, одноступенчатый

цилиндрический зубчатый редуктор 3 с передаточным отношением 4,0, промежуточную муфту 4, шестеренную клеть 5, универсальные шпиндели 6 на подшипниках качения, механизм 7 их пружинного уравнивания и собственно двухвалковую рабочую клеть 8.

Теоретическая оценка энергосиловых параметров процесса

В основу математической модели энергосиловых параметров процесса прокатки сварного шва была положена численная интерпретация метода верхней оценки, заключающаяся в количественном определении геометрических координат особых точек кинематически возможных полей характеристик в физической плоскости и плоскости годографа скоростей.

Для оценки энергосиловых параметров при раскатке сварного шва было проведено теоретическое исследование напряженно-деформированного состояния металла в очаге деформации. Математическое моделирование заключалось в разбиении всей осевой протяженности очага деформации на отдельные i -е элементарные поперечные сечения (рис. 4, а) и в последующем анализе каждого из них.

При этом основным допущением было допущение о плоском поперечном течении металла, что обусловлено наличием значительных приграничных шву недеформируемых по длине заготовки участков, которые исключают течение металла в продольном направлении.

Также были приняты допущение о моделировании поперечного сечения сварного шва трапецией (рис. 4, б) и допущение об отсутствии деформации шва со стороны отсутствия усиления, в данном случае, снизу. При этом рассматривалась возможность полного выкатывания сварного шва, то есть полной раскатки усиления заподлицо с основным металлом. Текущие по длине очага деформации значения толщины сварного шва h_{xi} и его ширины b_x и угла подхода боковой образующей трапеции определяли из очевидных геометрических соотношений с учетом радиуса рабочих валков, величины обжатия и величины смещенных объемов. При этом угол подхода трапеции к основанию считали неизменным, так как прилегающая зона является пластически недеформируемой.

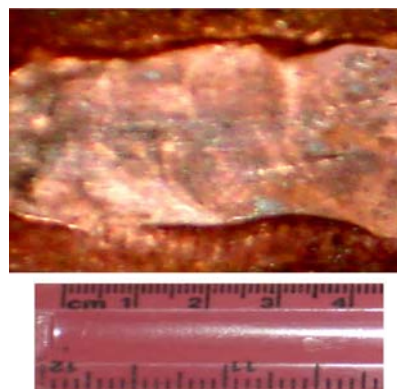


Рис. 1. Прокатанный сварной шов меди со сталью



Рис. 2. Общий вид оборудования лабораторного прокатного мини-стана 100×100 Г Донбасской государственной машиностроительной академии

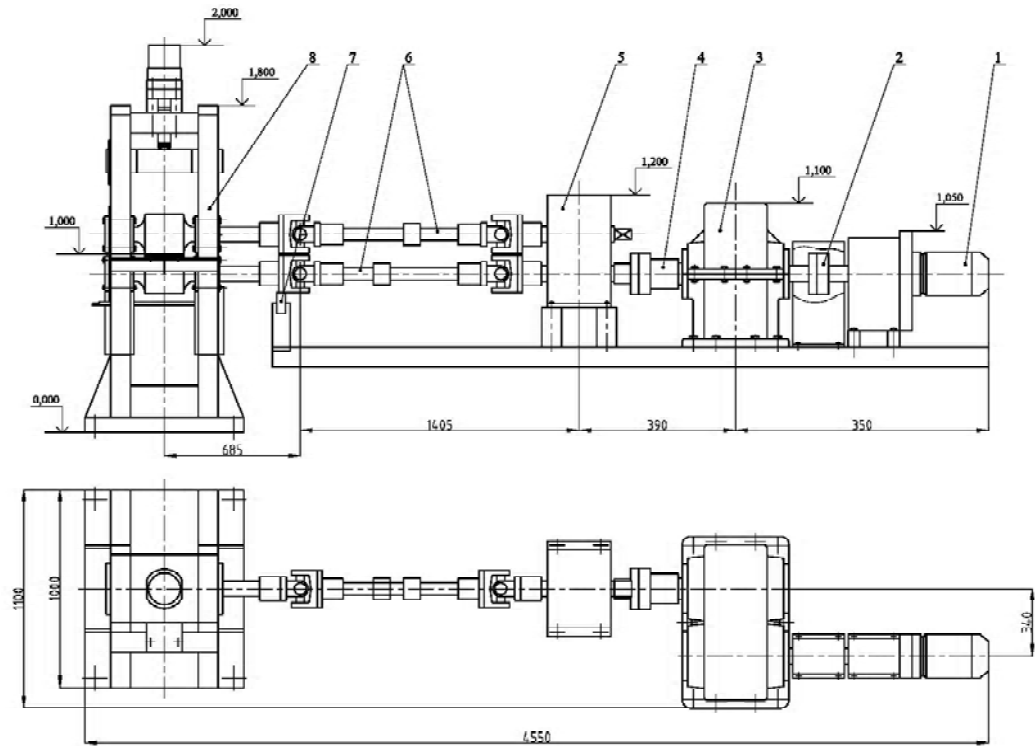


Рис. 3. Состав и план расположения оборудования главной линии рабочей клетки лабораторного прокатного мини-стана 100×100 Г Донбасской государственной машиностроительной академии

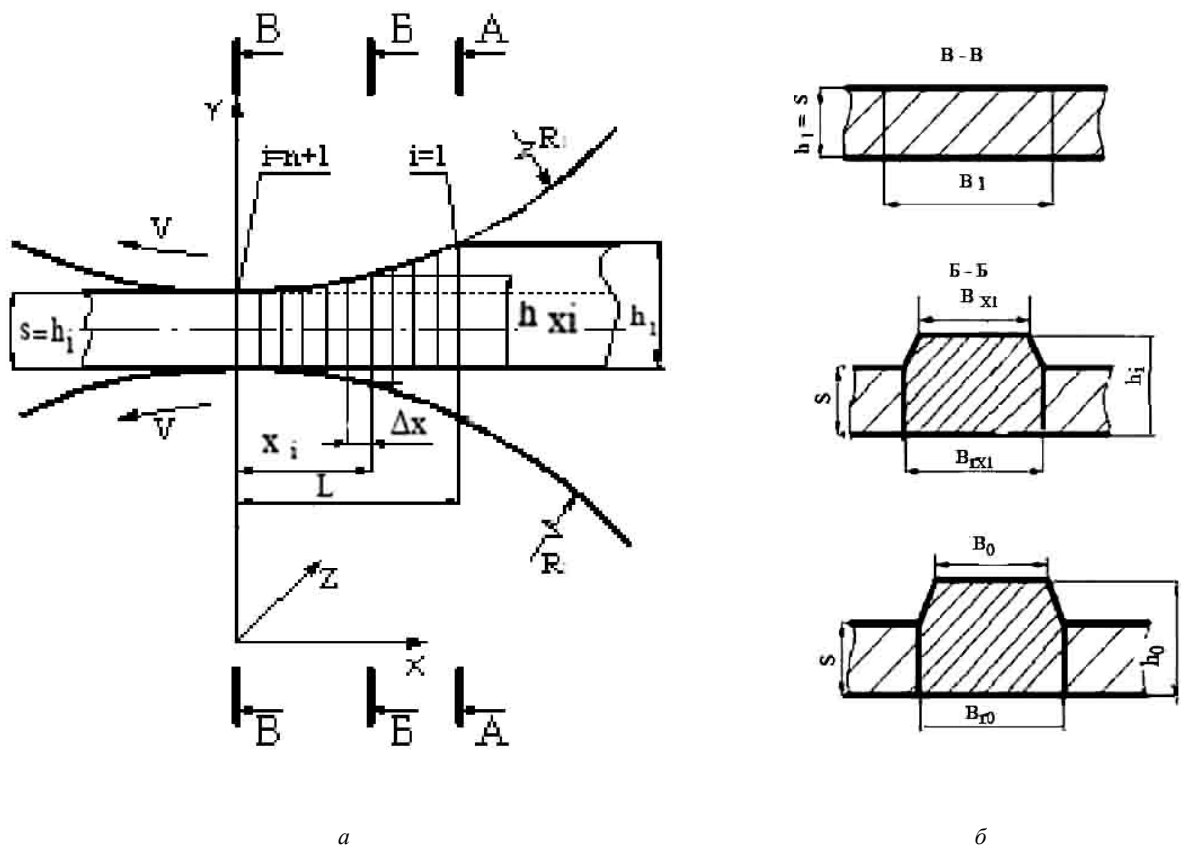


Рис. 4. Расчетная схема реализации численной модели деформации сварного шва

Теоретическое исследование напряженно-деформированного состояния металла при деформации участка сварного шва на входе в очаг деформации (рис. 5), где с учетом его реальных геометрических размеров отношение $b/h_{cp} d \leq 2,5$, согласно рекомендациям работы [7], было проведено с использованием численных интерпретаций метода полей линий скольжения, который позволяет учесть двухмерный харак-

Дополнительно к указанным ранее, в этом случае принимались обычные для используемого метода допущения [7].

В случае же сечений, близких к выходу из валков (рис. 6), то есть при $b/h_{cp} > 2,5$ и, как следствие, при доминирующем влиянии сил внешнего трения на контактных поверхностях рабочих валков [8], анализ напряженно-деформированного состояния производили на основе численного рекуррентного решения конечно-разностной формы условия статического равновесия выделенного элементарного объема очага деформации.



Отмеченное позволило учесть реальный характер распределений геометрических параметров, механических свойств и условий контактного трения как по длине, так и по ширине зоны пластического формоизменения металла сварного шва. Учет сдерживающего влияния предыдущего $i-1$ сечения на течение металла в i -м сечении осуществляли при определении силы прокатки путем прибавления величины $K \cdot F_i$, где K – сопротивление чистому сдвигу материала шва, F_i – площадь i -го сечения.

Определение для материала сварного шва величины $K = 0,575\sigma_s$, где σ_s – сопротивление деформации, определяемое в функции величины относительного обжатия ϵ , было затруднено отсутствием соответствующих данных. Для оценки зависимости $\sigma_s = f(\epsilon)$ было принято допущение о подобии кривых изменения микротвердости и сопротивления деформации в зависимости от величины ϵ . Затем измеряли микротвердость по длине недоката сварного шва и фактический предел текучести материала шва до и после деформации путем испытания на растяжение, после чего аппроксимировали функцию $\sigma_s = f(\epsilon)$ по длине очага деформации с учетом результатов измерений микротвердости (рис. 7), и затем определяли величину K в каждом исследуемом сечении.

Непосредственно расчет нормальных контактных напряжений p_x и последующую интегральную оценку силы прокатки проводили по традиционным в рамках используемых методов методикам [7, 8]. Расчет вели для диаметров валков 100мм и 105мм, соответствующих лабораторным станам 100×100 и 105/260×250 ДГМА. Результаты распределений нормальных контактных напряжений p_x по длине очага деформации приведены на (рис. 8).

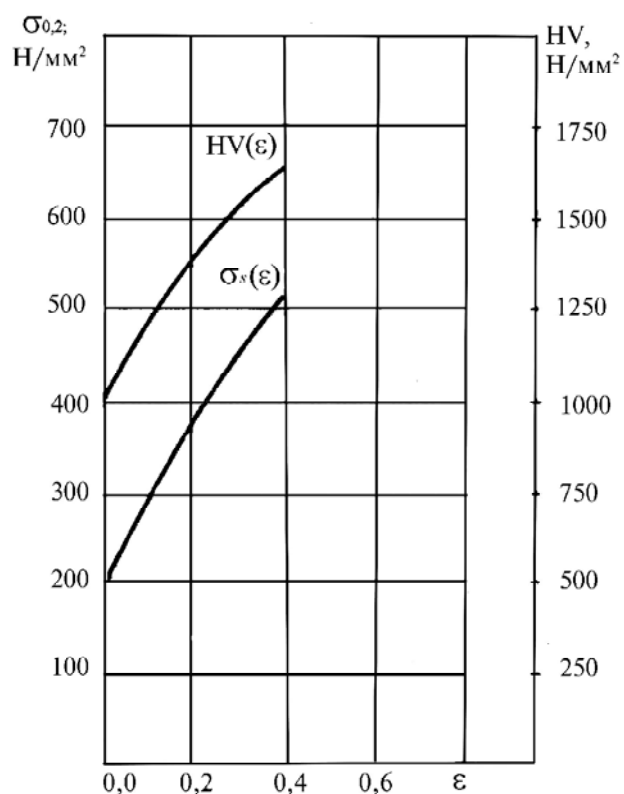


Рис. 7. Кривые деформационного упрочнения для материала сварного шва

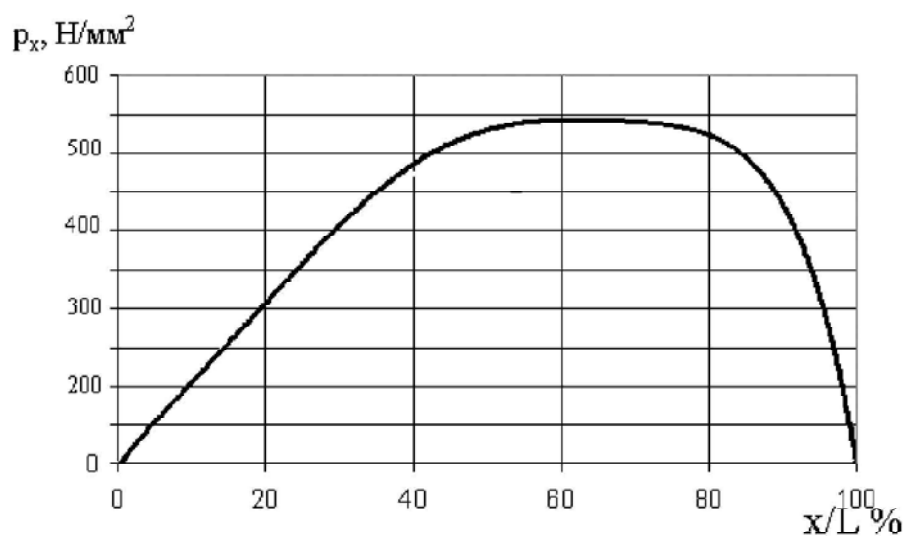


Рис. 8. Распределение нормальных контактных напряжений p_x по длине очага деформации

Расчетная сила прокатки не превысила 20 кН, что позволило выбрать для проведения экспериментов лабораторный стан 100×100 с максимальной силой прокатки 40 кН.

Выводы

1. Усовершенствована технология сварки меди со сталью.
2. Разработана математическая модель влияния энергосиловых параметров прокатки сварного шва на качество сварного соединения.
3. Выполнены расчеты распределения нормальных контактных напряжений по длине очага деформации при прокатывании сварного шва.

Перечень ссылок

1. Сварка разнородных металлов и сплавов/ В.Р. Рябов, Д.М. Рабкин, Р.С. Курочко, Л.Г.Стрижевская. – М.: Машиностроение, 1984. – 239 с.
2. Бельский А.А. Математическое моделирование и оптимизация процессов литья и прокатки цветных металлов. – М.: Металлургия, 1983. – 160 с.
3. Потапкин В.Ф., Сатонин А.В., Добронос Ю.К. Математическая модель механических свойств и запаса пластичности меди и медноцинковых сплавов при холодной прокатке // Изв. вузов. Черная металлургия, 1986. – №7. – С. 58-61.
4. Математическое моделирование процесса холодной прокатки тонких полиметаллических листов и полос / В.Ф. Потапкин, А.Н. Левкин, А.В. Сатонин, Д.В. Чуков // Оптимизация металлосберегающих процессов при обработке металлов давлением – Ростов н/Д: Институт сельскохозяйственного машиностроения, 1989. – С. 152-158.
5. Сатонин А.В. Численное конечно-разностное математическое моделирование напряженно-деформированного состояния металла при реализации различных технологических схем обработки давлением // Удосконалення процесів та обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні. – Краматорськ: ДДМА, 2001. – С. 559-564.
6. Гавриш П.А., Кассова Е.В., Чигарев В.В., Серов И.В. Совершенствование технологии производства порошковой проволоки//Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2005. – №2. – С. 29-33.
7. Потапкин В.Ф. Метод полей линий скольжения в исследовании процессов прокатки // Удосконалення процесів та обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні. – Краматорськ: ДДМА. – 2002. – С. 145-165.
8. Технология, оборудование и методы расчета процесса локальной термомеханической обработки сварных соединений на основе процесса горячей прокатки / В.Ф. Потапкин, А.В. Сатонин, А.Н.Кулик и др.// Удосконалення процесів та обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні. – Краматорськ: ДДМА, 2002. – С. 462-467.

Одержано 28.03.2007

У статті наведено результати розробки математичної моделі енергосилових параметрів прокатки зварного шва сталі з міддю.

Results of development of mathematical model power and force parameters rollings of a welded seam of steel with cooper are given.

УДК 669.621.763

Д-р техн. наук О. М. Шаповалова, канд. техн. наук Е. П. Бабенко

Национальный университет, г. Днепропетровск

НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ МНОГОМЕРНОЙ СВЯЗИ ТВЕРДОСТИ С ХИМИЧЕСКИМ СОСТАВОМ ПРОМЫШЛЕННЫХ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИХ ТИТАНОВЫХ ПОРОШКОВ

Методами корреляционно-регрессионного анализа и построением степенных уравнений в пространстве рассмотрено влияние примесей на основные качества титановых порошков промышленного производства. Определены аналитические зависимости твердости от химического состава, а также элементы состава, оказывающие наибольшие изменения твердости порошков.

Твердость по Бринеллю и химический состав являются основными контрольными показателями качества титановых порошков разных способов производ-

ства. Свойства спеченных изделий из титановых порошков зависят от способа изготовления порошка и его химического состава [1-3]. Они оказывают влия-

ние на последующий комплекс свойств не только порошков, но и спеченных изделий из них. Потому управление качеством титановых порошков, полученных различными способами производства, является актуальной задачей в порошковой металлургии титана.

ГОСТ 17746-96 предусмотрено определение качества порошков по твердости литого металла методом Бринелля. Однако оценка качества по химическому составу и твердости проводится косвенным методом: на литом металле, полученным методом двойного вакуумного переплава расходоуемых электродов, а не на самих частицах порошка. Систематически исследуя влияние примесей на твердость титановых порошков, экспериментально установлено, что существует закономерная связь между твердостью и содержанием примесей для всех выпускаемых титановых порошков в промышленности. В данной работе рассмотрены эти связи на порошках, имеющих наиболее широкое применение. По результатам проведенных исследований авторами разработана новая методика контроля качества титановых порошков методом определения микротвердости и составлена таблица переводов микротвердости в твердость по Бринеллю [1, 2]. Это позволило установить аналитическую зависимость между твердостью, микротвердостью и содержанием примесей в титановых порошках. Доказано, что для каждого способа производства порошка она различная. Используя для оценок твердости в порошках электролитического способа производства метод наименьших квадратов, ее можно записать в виде следующего выражения (погрешность измерения менее 3 %):

$$Y_{HB} = 1370 - 2690x + 8540x^2;$$

$$Y_{H\mu} = 2840 - 7930x + 17130x^2,$$

где x – общее содержание примесей в порошке.

Были отобраны пробы с различной твердостью: низким, средним и повышенным содержанием примесей в них.

Исследуя влияние примесей на твердость электролитических титановых порошков (больше 100 проб промышленного производства), экспериментально установлено, что наибольшее влияние оказывали газовые примеси (рис. 1).

Как видно из таблицы и рис. 1, газовых примесей в порошках в 2-2,5 раза больше, чем металлических. Поэтому на изменение значений твердости они должны оказывать большее влияние, чем металлические. Основными примесями в электролитических титановых порошках промышленного производства [3] являлись следующие элементы: кислород, азот, углерод, водород, железо.

Поглощение газовых примесей титановыми порошками протекало при получении их в процессе:

- электролиза солей;
- гидрометаллургической обработки катодного осадка растворами соляной кислоты;
- хранения порошка на воздухе.

Железо в качестве механической примеси в титановые порошки попадало либо из сырья, либо из стенок стальной коррозированной реторты во время процесса электролиза. Легирующие элементы (алюминий, кремний, марганец, ванадий, хром) попадали в электролитический материал аналогично железу из используемых отходов (стружки, скрапа). Только в количественном отношении их было намного меньше. Атомы этих элементов могли взаимодействовать как с атомами титана, так и друг с другом или с атомами раствора при выщелачивании. Поэтому для дифференцированного определения влияния каждой из примесей химического состава на твердость и микротвердость использовали корреляционно-регрессионный

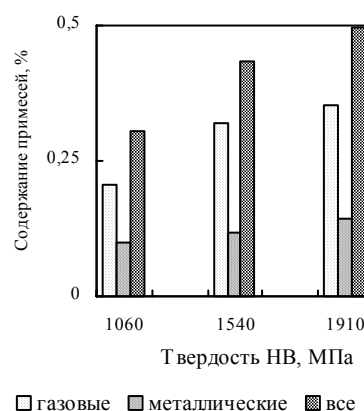


Рис. 1. Изменение содержания примесей в электролитических титановых порошках промышленного производства

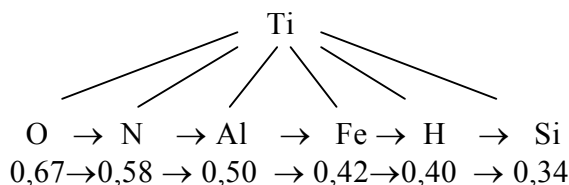
Таблица 1 – Влияние химического состава электролитических промышленных порошков на их твердость

Твердость НВ, МПа	Химический состав, %											$\Sigma_{\text{газ. пр.}}$	$\Sigma_{\text{мет. пр.}}$	$\Sigma_{\text{пр.}}$
	C	Cl	N	O	H	Fe	Si	Cr	Al	Mn	V			
1060	0,02	0,034	0,015	0,11	0,028	0,0211	0,003	0,012	0,009	0,05	0,004	0,207	0,099	0,306
1540	0,011	0,05	0,034	0,18	0,044	0,017	0,004	0,008	0,019	0,064	0,004	0,319	0,116	0,435
1910	0,013	0,053	0,033	0,21	0,045	0,006	0,005	0,019	0,043	0,066	0,004	0,354	0,143	0,497

анализ, где были определены коэффициенты корреляции, среднеарифметические отклонения, коэффициенты вариации и асимметрии.

Определяемая корреляционная связь между твердостью и содержанием каждого элемента примеси является значимой, что согласуется с литературными данными [4].

Рассмотрение дифференцированного влияния примесей на твердость показало различную степень и порядок их воздействия, зависимый от способа производства порошков. Установлено, что для каждого их способа производства существует индивидуальный порядок расположения коэффициентов корреляции. Это еще раз подтверждает выдвинутое предположение о различной роли влияния примесей на твердость порошка при его производстве, а в дальнейшем на механические свойства готовых изделий из них. Так, например, на основной показатель качества в промышленных электролитических титановых порошках значимое влияние оказывают значения коэффициентов корреляции, которые можно записать в таком виде:



Получение такого ряда значений хорошо согласуется с литературными данными о влиянии примесей на свойства титановых порошков [5].

Для доказательства высоких значений коэффициентов взаимосвязи кислорода и азота с твердостью или микротвердостью титановых порошков определяли параметры кристаллической решетки титана, размеры блоков, фазовый состав, изучали микроструктуру на поверхности и в сечении частиц порошка. В результате проведенных исследований подтверждена существующая значимая корреляционная связь между твердостью и содержанием кислорода, азота. Как видно из рис. 2, а, азот в количестве 0,01-0,03 % резко повышал твердость порошка.

Кислороду, чтобы повысить твердость порошка на ту же величину, необходимо его большее количество (0,08-0,21) %. Видимо, это можно объяснить большим искажением кристаллической решетки титана под действием внедренного атома азота, чем кислорода. Атомы этих элементов одновременно располагаются в одних и тех же пустотах – октаэдрических порах б-титана. Размер поры – 0,062 нм, а размеры атомных радиусов кислорода и азота выше: 0,068 и 0,074 нм соответственно. Поэтому кристаллическая решетка титана будет сильнее искажаться под действием внедренного атома азота, чем под действием кислорода. Однако это будет зависеть от скорости диффузии газовых примесей в титане. Скорость диффузии атомов кислорода в титане ($1,6 \cdot 10^{-10} \text{ м}^2/\text{с}$) выше, чем у азота

($1,2 \cdot 10^{-10} \text{ м}^2/\text{с}$) и по химическому составу порошка его больше в порошках, чем азота, т.е. эти пустоты заполняются быстрее атомами кислорода, чем атомами азота. Поэтому на рост значений твердости и прочности порошков меньшее количество азота оказывало большее влияние, чем кислород (рис. 2, б). Созданные при этом поля искажений кристаллической решетки тормозили движение дислокаций, что обуславливало повышение прочности и твердости титана.

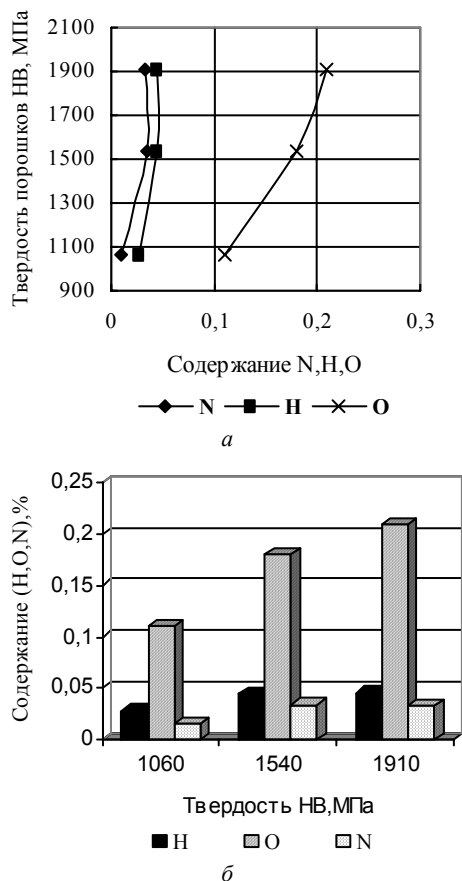


Рис. 2. Изменение содержания основных упрочнителей в титановых электролитических порошках промышленного производства

Алюминий, как элемент замещения в α -титане, усиливал прочность межатомной связи. Он попадал в титан из легированных отходов титановых сплавов в процессе электролиза. О повышении межатомной связи свидетельствует полученное нами значение коэффициента парной корреляции между твердостью и содержанием алюминия $r = 0,50$.

Атомы железа, как примесь замещения, занимали вакантные места в кристаллической решетке титана и концентрировались вдоль дислокаций. Однако, в связи с относительно небольшим значением сил межатомной связи железа с титаном, значительного возрастания прочности под его действием не происходило. В соответствии с этим коэффициент парной корреляции твердости с содержанием железа не был особенно большим.

Все элементы примесей в электролитических промышленных порошках были разделены на α - и β -стабилизаторы и для каждой из групп определены коэффициенты корреляции с твердостью (табл. 2).

Как видно, наибольшее значение коэффициента парной корреляции получено для суммы α -стабилизаторов, которая в основном состояла из элементов внедрения. Значения коэффициентов корреляции для β -стабилизаторов ниже, чем для α -стабилизаторов, т.е. электролитический титан активнее взаимодействовал с газами, чем с металлами.

Таким образом, анализируя влияние элементов химического состава на твердость порошка, определяя их коэффициенты парной корреляции с твердостью, а, также исследуя фазовый состав и микроструктуру порошков, можно сказать, что кристаллическая решетка титана в известной степени “прозрачна” для ионов водорода. Все же искажения параметров кристаллической решетки будут происходить под действием других примесей внедрения, и в первую очередь, под действием кислорода и азота, которые для титана из литературных источников [5] являются сильнейшими упрочнителями.

Однако при анализе коэффициентов корреляции взаимодействия примесей друг с другом в электролитических промышленных титановых порошках обращало на себя внимание значительная величина корреляции между кислородом и водородом ($r_{OH} = 0,52$), а также между кислородом и железом ($r_{FeO} = 0,61$). Видимо, атомы кислорода, водорода и железа, внедряясь в кристаллическую решетку титана, могли создавать между собой сильные водородные или ионные связи, что приводило к образованию и выделению гидроксидов, оксидов, гидридов и интерметаллидов, образование которые подтверждены металлографическими исследованиями (рис. 3 а, б).

В процессе производства титановых порошков в реакторе идет многоступенчатая окислительно-восстановительная реакция.

Кроме того, титан, являющийся активным химическим элементом, одновременно может взаимодействовать не только с одним элементом, а с двумя, тремя или даже группой элементов. Поэтому большой интерес представляла попытка рассмотрения тройной или многофакторной связи твердости с двумя одновременно обособленными элементами или всевозможными группами из этих элементов химического состава титановых порошков. Элементы химического состава сгруппированы так, чтобы были различные группы примесей внедрения и замещения. Поскольку порош-

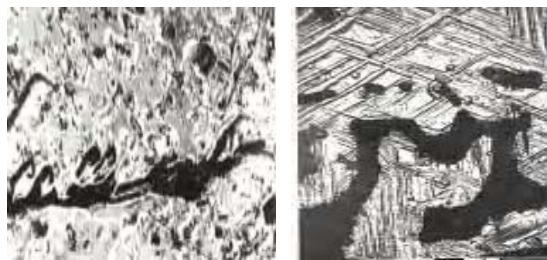


Рис. 3. Образование неметаллических соединений на поверхности (а) и по сечению (б) частиц порошка, $\times 300$

ки получены в промышленных условиях, то возможны различные варианты взаимодействия титана с примесями.

Для этой цели была использована графическая компьютерная программа “STATISTICA“, по которой строили пространственные трехмерные зависимости: линейные, квадратичные, степенные. Химический состав порошка был разделен на две группы: неметаллические (газовые) примеси и металлические примеси. По оси Z , которая является функцией отклика, откладывали значения твердости порошков, по осям X и Y – значения факторов, количественное содержание элементов или группы элементов химического состава (одна, из которых была постоянной величиной, другая – переменной) и строили графики в пространстве. Затем рассматривали комплексное влияние двух, трех или группы элементов на изменение твердости порошка. Как показало такое исследование значений, существует прямая взаимосвязь между содержанием элементов и твердостью, а также групповое влияние их на изменение твердости порошка. Наибольшие изменения происходят в системах:

- а) с неметаллами – НВ-Н-О,
НВ-Н-Н,
НВ-Н-С;
- б) с металлами – НВ-Н-Si;
- в) с группами – НВ-Н-(О+Н),
НВ-Sgaz.пр.- Смет.пр.

Если рассмотреть в отдельности воздействие каждой из систем на изменение твердости порошка, то можно установить, что в первой группе, где присутствуют одни газовые примеси, изменения будут зависеть от скорости диффузии газов с поверхности частицы вглубь и при каких стадиях получения порошков происходит насыщение. В первую очередь искажать кристаллическую решетку будут кислород и водород. Это подтверждено резким изменением параметров кристаллической решетки α -титана и значениями микротвердости частиц порошка.

Таблица 2 – Парные коэффициенты корреляции твердости и групп элементов химического состава электролитических промышленных титановых порошков

Свойство порошка	Σ общ. пр.	$\Sigma\alpha$ -см.(O+C+Al+N)	$\Sigma\beta$ -см.(H+Fe+Si+Mn+Ni+V)	Σ (O+C+N)	Σ (O+C+H+N)
Твердость НВ, МПа	0,70	0,72	0,40	0,69	0,68
Микротвердость Нц, МПа	0,62	0,63	0,46	0,46	0,61

Во второй группе между металлом и водородом, видимо, образуется ионная связь, которая с течением времени приводит к образованию гидридов титана и кремния.

Третья группа является следствием совместных взаимодействий элементов первой и второй группы, в которой газы группируются с атомами металлов и диффундируют с поверхности вглубь частицы с образованием всевозможных окси-, карбо-, нитридных соединений, которые подтверждены рентгенографическим исследованием поверхности частиц.

Рассмотрен пример изменение твердости от содержания водорода, азота и кислорода. Хотя и азот, и кислород как β -стабилизаторы являются примесями внедрения, они по-разному заполняют поры титана. Заполняя пустоты в кристаллической решетке титана, каждый из элементов (указано выше) искажал ее, что изменяло твердость порошка. При раздельном рассмотрении их воздействия на твердость порошка изменения в твердости были различными. Линейная зависимость позволяла получить общее представление о совместном влиянии элементов химического состава на твердость порошка. Для более точного и объемного представления, а также последовательного изучения одновременной тройной связи водорода и суммы кислорода с азотом на твердость порошка строили квадратичные (рис. 4) и степенные зависимости в пространстве. Установлено, что сила действия влияния одной примеси и суммы двух других на твердость порошка была значительной при высоких содержаниях газов. Видимо сила взаимного действия кислорода и азота на искажение параметров кристаллической решетки титана будет зависеть не только от содержания их, но и от количества третьей примеси (водорода), а также от наличия пустот в металле и от скорости диффузии этих газов в титане.

Как видно, такое одновременное влияние трех примесей внедрения на твердость порошка связано как с расположением их в порах титана, так и дополнительным искажением уже деформированной кристаллической решетки металла. Это привело к более резкому увеличению прочности межатомной связи в решетке титана.

Таким образом, использование различных методов статистической обработки результатов химического состава на твердость титановых порошков позволили:

- получить ряд элементов, оказывающих наибольшее влияние на изменение значений твердости;

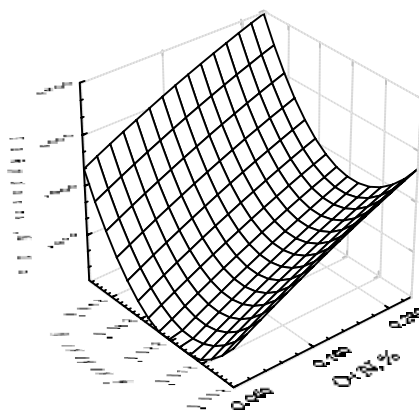


Рис. 4. Изменение твердости титанового порошка в зависимости от совместного воздействия водорода, кислорода и азота

- установить возможности их попадания в электролитический порошок;
- определить степень их влияния по значениям коэффициентов парной корреляции;
- построить модель трехмерной зависимости твердости от химического состава порошка.

Перечень ссылок

1. Шаповалова О.М. Корреляционные связи между химическим составом и свойствами рафинированного титана повышенной чистоты / О.М. Шаповалова, Е.П. Бабенко, В.Н. Цветков // РЖ. Металлургия. – 1980. – № 10. – 10И679.
2. Шаповалова О.М. Корреляция связи между химическим составом и свойствами титановых порошков магнитермического производства / О.М. Шаповалова, Е.П. Бабенко, В.Н. Цветков, Т.И. Приходько // Сб. научн. тр. “Влияние термической обработки на свойства титановых сплавов”. Материалы I-й Всесоюзн. конф. – Д., 1981. – С. 137.
3. Глазунов С.Г. Порошковая металлургия титановых сплавов / С.Г. Глазунов, К.М. Борцезовская. – М.: Металлургия, 1989. – 136 с.
4. Шаповалова О.М. Вплив вмісту кисню в титані на поглинання водню / О.М. Шаповалова, О.П. Бабенко // Вісник Академії митної служби України. – Д., 2003. – № 2. – С. 74-79.
5. Колачев Б.А. Физическое металловедение титана. – М.: Металлургия, 1997. – 184 с.
6. Shapovalova O.M. The production of hydrides in titanic powders under different ways of manufacturing / O.M. Shapovalova, E.P. Babenko. – Sevastopol, 2005. – 2 p.

Одержано 25.04.2007

Засобами кореляційно-регресивного аналізу та побудовою степеневих рівнянь у просторі розглянуті впливи домішок на основну якість титанових порошків промислового виробництва. Визначені аналітичні залежності твердості від хімічного складу, а також елементи складу, які найбільше впливають на зміну твердості порошків.

Using the methods of correlation-regression analysis and constructing the degree equations in 3D space, we have considered the effect of admixtures over principal quality of titanium powders obtained in the process of industrial manufacturing. We have also determined the analytical dependence of hardness from chemical content, as well as the elements of alloy which have the largest influence on the hardness of powders.

УДК 510-519.24/27

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

Национальный технический университет, г. Запорожье

ОБ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЛИНЕЙНОГО ПЛАНИРОВАНИЯ МНОГОФАКТОРНЫХ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Рассматриваются вопросы получения надежных математических моделей с позиции анализа глубины корреляционных связей между искомой функцией и факторами влияния, заданных в двух смежных координатных сферах.

При линейном планировании экспериментов или обработке существующих графиков часто получают многофакторные зависимости, которые при хорошем коэффициенте корреляции не отличаются особой надежностью. Т.е. любая неточность, допущенная при проведении испытаний или заложенная в существующие графические зависимости при их математической обработке превращает эти соотношения в чисто формальные зависимости, которые не могут быть использованы для получения достоверной количественной информации.

Глубину корреляционной связи между двумя совокупностями величин y_i и x_i устанавливает эмпирическая ковариация (эмпирический корреляционный момент) [1]

$$\text{cov}(y_i, x_i) = \frac{\sum_i^n (x_i - \bar{x})(y_i - \bar{y})}{n-1}, \quad (1)$$

где $\bar{x}$ и $\bar{y}$ – средние значения этих выборок, а n – число соответствующих пар обеих совокупностей.

Из формулы (1) следует, что чем больше будут разности $\Delta y_i = y_i - \bar{y}$ и $\Delta x_i = x_i - \bar{x}$, тем большими будут и разности $\Delta y_i^* = y_{i+1} - y_i$ и $\Delta x_i^* = x_{i+1} - x_i$ (в этом случае проекции (y_i) крайних ординатных точек на наилучшую прямую также будут разнесены на большие расстояния (d_i) относительно друг друга). Если наилучшая прямая имеет, например, положительный угловой коэффициент, а $d = \text{const}$, то $\Delta x_i^* \cdot \Delta y_i^* = \frac{1}{2} d^2 \sin 2\alpha$ (α – угол наклона этой прямой). Легко видеть, что данное произведение достигает максимума, если $\alpha = 45^\circ$.

На практике часто Δx_i^* выбирается постоянным и тогда величина $\text{cov}(y_i, x_i)$ будет определяться только величинами Δy_i . В этих случаях для удобства оценки глубины корреляционной связи между фиксированными значениями x_i и y_i желательно использовать какую-

нибудь количественную меру, ограниченную определенным интервалом значений (например, от нуля до единицы). В работе [1] за такую меру был выбран ковариационный коэффициент δ , который в случае использования значений x_i , нормированных к симметричным числам натурального ряда, отвечал соотношению

$$\delta = \frac{\text{cov}(y_i, x_i)_{\text{эмп}}}{\text{cov}(y_i, x_i)_{\text{теор}}} = 12 \cdot \frac{\sum_i^n x_i \cdot y_i}{(n-1)n(n+1)} \cdot \frac{1}{\Delta y}; \quad \bar{\Delta y} > 1. \quad (2)$$

Зависимость (2) может быть использована и при линейном планировании новых многофакторных экспериментов как при их проведении, так и обработке этим методом уже имеющихся графиков (необходимые числовые характеристики извлекаются из графических зависимостей).

В научной и учебной литературе приводится множество диаграмм с сериями графических результатов, полученных в разных условиях эксперимента. Такие зависимости можно использовать как своего рода линейные номограммы для извлечения необходимых исследователям или технологам оценочных данных, поскольку очень часто эти графики имеют малую кривизну в областях задания их параметров, т.е. практически не отличаются от прямых линий. Однако такого рода сериальные кривые чаще полезнее формализовать с целью получения удобных для практического использования аналитических зависимостей функций отклика от нескольких факторов влияния.

Рассмотрим метод такой формализации, базирующийся на линейном планировании с использованием слоистого пространства, включающем две координатные сферы. Это позволяет производить более точное определение коэффициентов линейной модели (а соответственно и коэффициента множественной корреляции) с учетом глубины линейной связи по отдельным координатам между целевой функцией и факторами влияния и, самое главное, исключить статистические оценки значимости устанавливаемых коэффициентов (в рассматриваемом случае такие оцен-

ки просто невозможно осуществить, поскольку для соответствующих обработок используются уже готовые результаты).

В качестве конкретного примера возьмем из учебной литературы (Гуляев А.П.) серию кривых зависимости твердости отпущенной стали от содержания углерода и температуры. Для получения зависимости твердости (HRC) от содержания углерода (C, %) и температуры отпуска (t , °C) были выбраны средний, верхние (I и II) и нижние (I и II) уровни и установлены соответствующие шаги варьирования обоих факторов (таблица 1).

Таблица 1 – Исходные данные для получения линейной модели

Факторы	Конц. угл., %	$t_{\text{отп}}, ^\circ\text{C}$
Основной уровень	0,5	300
Интервал варьирования	0,1	25
Верхний уровень (+2)	0,7	350
Верхний уровень (+1)	0,6	325
Нижний уровень (-1)	0,4	275
Нижний уровень (-2)	0,3	250

Матрица планирования для этих двух факторов приведена в таблице 2. Отметим, что использование двух координатных сфер позволяет снизить эффект негативного влияния одного или двух неточных экспериментальных значений факторов влияния и таким образом практически гарантировать удовлетворительную корреляционную связь между определяемыми экспериментально и расчетным путем значениями целевой функции. Обработку данных с оценкой ошибок коэффициентов линейной модели в кодовом масштабе проводили в соответствии с работами [1, 2]. Ниже приводятся основные формулы, необходимые для получения двух вариантов линейных зависимостей (при этом считали, что в тщательной проверке адекватности расчетных результатов данным эксперимента нуждается прежде всего первичная математическая модель (т.е. её кодовый вариант)).

Таблица 2 – Матрица планирования двухфакторной модели

№ опыта	x_1	x_2	$y^{\text{эксп}}$ (HRC)	$y^{\text{расч}}$ (HRC)
1	+1	+1	42,5	42,625
2	-1	+1	31,5	31,325
3	-1	-1	35	35,125
4	+1	-1	47	46,425
5	+2	+2	45	46,375
6	-2	-2	30	31,375
7	+2	-2	55	53,975
8	-2	+2	25	23,775

Матрица планирования, приведенная в таблице 2, позволяет найти все коэффициенты следующей двухфакторной модели, в которой переменные x_{1i} и x_{2i} ,

заданы в кодовом масштабе, охватывающем две смежные координатные сферы:

$$y_i = b_0 + b_1 x_{1i} + b_2 x_{2i}. \quad (3)$$

В этом специфическом случае коэффициенты b_0 , b_1 и b_2 будут определяться выражениями [1]:

$$b_0 = \bar{y} = \frac{\sum_i^n y_i}{n}; \quad b_{1(2)} = \frac{2 \sum_i^n y_i x_{1(2)i}}{5n}. \quad (4)$$

Согласно матрице планирования и выражениям (4), для коэффициентов линейной модели получаем такие значения: $b_0 = \bar{y} = 38,875$, $b_1 = 5,65$, а $b_2 = -1,90$.

Надежность самого уравнения (3) устанавливали с помощью следующей формулы, предложенной в работе [1] для оценки коэффициента множественной корреляции между y_i и $x_{1(2)i}$:

$$R_{y^{\text{эксп}}/x_1, x_2} = \sqrt{\frac{5n(b_1^2 + b_2^2)}{2 \left(\sum_i^n y_i^2 - n \bar{y}^2 \right)}}. \quad (5)$$

Учитывая значения полученных коэффициентов, и сумму квадратичных отклонений всех y_i от их среднего значения, находим, что $R_{y^{\text{эксп}}/x_1, x_2} = 0,9953$. При этом ошибки, коэффициентов нашей модели оцениваются по формулам [1]:

$$(\Delta b)_0 = \pm \sqrt{\frac{\sum \Delta_i^2}{n(n-3)}}; \quad (\Delta b)_j = \pm \sqrt{\frac{2 \sum \Delta_i^2}{5n(n-3)}}.$$

где $\Delta_i = y_i^{\text{эксп}} - y_i^{\text{расч}}$. Эти оценки в нашем случае составляют: $(\Delta b)_0 = \pm 0,4100$ и $\Delta b_{1(2)} \pm 0,2593$. Тогда наше уравнение принимает вид

$$y_i = 38,875 + 5,65 x_{1i} - 1,9 x_{2i}. \quad (6 \text{ а})$$

Переход к натуральному масштабу производим с помощью формул:

$$x_1 = \frac{(\text{конц.угл., \%}) - 0,5}{0,1} \quad \text{и} \quad x_2 = \frac{(t_{\text{отп}}, ^\circ\text{C}) - 300}{25}.$$

После соответствующих подстановок имеем конечное уравнение в виде

$$HRC = 33,425 + 56,5 \cdot (\text{конц.угл., \%}) - 0,076 \cdot (t_{\text{отп}}, ^\circ\text{C}). \quad (6 \text{ б})$$

Коэффициент линейной корреляции между экспериментальными и расчетными данными определяли по формуле

$$r_{HRC_{\text{эсп}} / HRC_{\text{расч}}} = \frac{\sum_i^n (y_{\text{эсп}} \cdot y_{\text{расч}})_i - n \cdot \bar{y}_{\text{эсп}} \cdot \bar{y}_{\text{расч}}}{\sqrt{\left(\sum_i^n (y_{\text{эсп}})_i^2 - n \cdot \bar{y}_{\text{эсп}}^2 \right) \left(\sum_i^n (y_{\text{расч}})_i^2 - n \cdot \bar{y}_{\text{расч}}^2 \right)}}, \quad (7)$$

получив результат, равный 0,9953.

Такое высокое значение этого коэффициента как будто свидетельствует о достижении поставленной цели. Поэтому обычно исследователи этим и ограничиваются, что в силу того, о чем сообщалось в начале статьи, не всегда правильно. Дальнейшие наши усилия должны быть направлены на установление глубины этой корреляционной связи.

Поскольку максимальный коэффициент линейной корреляции $r(y_{\text{расч}}, y_{\text{эсп}})$ не зависит от плотности расположения точек на истинной прямой, для обеспечения надежности полученного уравнения вернемся к его варианту в кодовом масштабе и установим ковариационное отношение δ для аппликат поверхности отклика, расположенных вдоль координатных осей x_1 и x_2 с заданными значениями абсцисс: $x_{1(2)} = 0; +1; +2$. Специально заметим, что меньшие значения коэффициентов $r_{y/x_{1(2)}}$ могут оказаться предпочтительнее больших, если глубина корреляционной связи (δ) в первом случае окажется большей хотя бы по одной из координат двумерного пространства. Для нахождения парциальных значений δ необходимо усреднить значения y_i в каждом векторе-столбике матрицы планирования для $x_{1(2)} = +1$ и $x_{1(2)} = +2$ (выборка восьми соответствующих значений индекса i).

В таблице 3 приведены соответствующие наборы пар $y_i - x_i$ для координатных направлений x_1 и x_2 , а также значения $r_{1(2)}$ и $\delta_{1(2)}$, установленные для этих случаев по формулам, упрощенным применительно к

рассматриваемой ситуации

$$r_{1(2)} = \frac{\sum_{i=1}^3 x_{1(2)i} y_i - 3 \bar{y}_{1(2)}}{\sqrt{2 \left(\sum_{i=1}^3 y_i^2 - 3 \bar{y}_{1(2)}^2 \right)}} \quad \text{и}$$

$$\delta_{1(2)} = \frac{1}{2 \bar{y}_{1(2)}} \left(\sum_{i=1}^3 x_{1(2)i} y_i - 3 \bar{y}_{1(2)} \right), \quad \text{так как } n=3, \text{ а } \bar{x}_{1(2)} = 0. \quad (8)$$

Как следует из этой таблицы, коэффициенты $r_{1(2)}$ отвечают удовлетворительной связи y_i с $x_{1(2)i}$, что подтверждает в принципе надежность ранее установленного коэффициента множественной корреляции, а также справедливость установленной хорошей корреляционной связи между $y_i^{\text{эсп}}$ и $y_i^{\text{расч}}$. Глубина этой связи в формальном смысле будет зависеть только от ретикулярной плотности проекций аппликатных значений целевой функции (в нашем случае твердости стали HRC) на наилучшую плоскость $y(x_1, x_2)$ и соответствующих ошибок угловых коэффициентов линий ее координатных сечений.

Однако низкие значения коэффициентов $\delta_{1(2)}$, приведенные в таблице 3, указывают на возможность наличия определенных неточностей (6 б), если исходные экспериментальные результаты были получены без необходимой многократной проверки.

Отметим в заключение, что любые $\delta > 0,5$ свидетельствуют о достаточно сильной корреляционной связи между функцией и ее параметрами (даже если r при этом будет иметь относительно низкие значения (например, $r = 0,7$)) и позволяють ограничиться упрощенной проверкой базовых результатов.

Таблица 3 – Вспомогательные данные и расчетные результаты

N	x_{1i}	x_{2i}	y_{1i}	$\bar{y}_1$	$ r_1 $	δ_1	y_{2i}	$\bar{y}_2$	$ r_2 $	δ_2
1	0	0	38,875	44,542	0,9995	0,1249	38,875	36,958	0,9947	0,0524
2	+1	+1	44,750				37			
3	+2	+2	50				35			

Перечень ссылок

- Ольшанецкий В.Е. О физических подходах к математическому моделированию функциональных связей // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні (ЗНТУ). – 2003. – №1. – С.80-86.
- Сквайрс Дж. Практическая физика. – М: “Мир”, 1971. – 246 с.

Одержано 11.06.2007

Обговорюються питання отримання надійних математичних моделей шляхом аналізу глибини кореляційних зв'язків між шуканою функцією та факторами впливу, що задані у двох суміжних координатних сферах.

The questions of reliable mathematical models obtaining based on analysis of correlation ties depth between studied function and influencing factors given in two adjacent coordinate spheres are discussed.

V МЕХАНІЗАЦІЯ, АВТОМАТИЗАЦІЯ ТА РОБОТИЗАЦІЯ

УДК 656.078 (73).

Д-р техн. наук Г. Ф. Бабушкін¹, д-р техн. наук О. Д. Омельченко², О. Г. Стрелко²

¹ Національний технічний університет, м. Запоріжжя

² Університет економіки і технологій транспорту, м. Київ

ВИБІР ВИДУ ПРОМИСЛОВОГО ТРАНСПОРТУ

Запропоновано методику вибору виду промислового транспорту за критерієм ефективності з обрахуванням комплексного розвитку нової техніки всіх ланок виробництва.

Вступ

Транспорт – складна динамічна система, розвиток якої в значній мірі визначається науково-технічним прогресом (НТП) у всіх галузях промисловості [1].

Виходячи з основних проблем розвитку держави і ролі транспорту в ній, можна сформулювати ті першочергові задачі, які стоять перед транспортом, на вирішення яких повинен бути націлений науково-дослідний прогрес у цій галузі. Такими задачами є:

- ефективне засвоєння підвищення перевезення, які обумовлюють удосконалення існуючих і розробку нових технічних обладнань і способів транспортування, що дозволить більш інтенсивно використовувати як постійні обладнання, так і рухомий склад;
- впровадження заходів економіки паливно-енергетичних ресурсів, які передбачають створення нових транспортних обладнань, прогресивні зміни в структурі парків рухомого складу, розробку менш енергетичних способів перевезення;
- зниження трудомісткості транспортного процесу, досягнення за рахунок подальшої механізації навантажувально-розвантажувальних робіт, впровадження контейнерних та пакетних перевезень, удосконалення технології експлуатації і ремонту постійних обладнань і рухомого складу;
- збільшення швидкості постачання вантажів і пасажирів, підвищення безпеки руху, зменшення шкідливого впливу на навколишнє середовище: зменшення викидів у повітря продуктів спалення палива, зниження шуму, зменшення виділення земель під транспортні обладнання та ін.

Як видно з наведених далеко не в повному переліку задач, на транспорті НТП може бути спрямованим, по-перше, на виробництво нової продукції, тобто на виявлення нових транспортних послуг, які задовольняють ті потреби, що виникають чи існують в перевезеннях більш ефективними способами; по-друге, на виробництво транспортної продукції в тому ж асортименті, але з меншими витратами, тобто на підвищення ефективності існуючого виробництва.

Внутрішньогалузеві ефекти економічного характеру полягають насамперед у підвищенні прибутку і рентабельності транспорту при розширенні асортименту виконуваних ним послуг і покращення їх якості, а також у залежності витрат ресурсів, рівнів фондоемності, капіталоемності, енергоемності, трудоемності, матеріалоемності транспортної продукції і в зменшенні шкідливого впливу транспорту на навколишнє середовище.

Направлення НТП на транспорті можна структурувати по-різному, наприклад, виділяючи їх за видами транспорту або за постійним обладнанням, рухомим складом, системою керування тощо. Для цілей системного аналізу доцільно прийняти наступну достатньо загальну класифікацію напрямлень НТП [2]:

- прогресивні зсуви в структурі перевезень за видами транспорту, в транспортних обладнаннях, які використовуються в впроваджених технологіях;
- виникненні і засвоєнні нових ефективних транспортних технологій;
- розробка і впровадження на транспорті нової прогресивної техніки і матеріалів;
- удосконалення методів організації та управління функціонуванням і розвитком транспорту і взаємодією різних його видів.

Короткий аналіз цих напрямків доцільно починати з важливіших структурних проблем розвитку транспорту, до яких в першу чергу треба відносити:

- узгодження структури транспортної забезпеченості (пропускною і провізною можливостями полігонів, вузлів, ланцюгів мережі та ін.);
- узгодження структури технічних обладнань транспорту і їх характеристик (вантажопідйомності, швидкості, спеціалізації) зі структурою перевезень (їх складом, дальністю);
- узгодження структури управління транспортом з умовами ефективного вивчення вимог перевезень.

Структурні зсуви на виробництві транспортної продукції знаходять своє відображення:

- у зміні пропозицій участі різних видів транспорту в засвоєнні вантажних перевезень;
- у зміні географії перевезень і їх складу.

Суттєве значення має впровадження прогресивної технології, методів організації і управління перевізними процесами:

- координація роботи окремих видів транспорту в загальнотранспортних вузлах, що дозволяють враховувати умови діяльності вантажовідправників, вантажодержувачів, концентрувати навантажувально-розвантажувальні роботи, ефективно використовувати склади і т.д.;
- контейнеризація, як транспортно-технологічна система без перевантажувальних перевезень, яка дозволяє різко скоротити виробництво вантажних робіт і постачання вантажів у пункт призначення, знизити витрати роботи і матеріалів на виготовлення тари, суттєво знизити витрати вантажів і т.д.;
- пакетиризація, яка забезпечує умови для механізації і прискорення вантажних операцій;
- укрупнення транспортних одиниць, збільшення маси поїздів і інших транспортних складів, які забезпечують підвищення вантажопідйомності, ріст швидкості руху за рахунок впровадження більш удосконалених силових обладнань, які відповідають модернізації постійних обладнань і т.д.;
- маршрутизація перевезень, яка направлена на підвищення транзитності потоків для скорочення витрат на переміщення, прискорення постачання ряду категорій вантажів (вантажі високої ціни, дефіцитні, швидкопсувні і т.д.);
- спеціалізація транспортно-технологічних систем з метою більш ефективного використання потужних і стійких потоків однорідних вантажів, перевезення спеціальних вантажів, забезпечення і підвищення якості перевезення;
- автоматизація складних технологічних процесів руху транспортних одиниць, переробки вантажів, спостереження за їх переміщенням і т.д.;
- централізація транспортно-експлуатаційного обслуговування підприємств і населення;
- скорочення (на залізничному транспорті) інтервалів руху, збільшення маси поїздів за рахунок подовження станційних колій і використання потужних локомотивів;
- використання рухомого складу на повітряній подушці, магнітній підвісці;
- удосконалення організаційної структури і методів управління єдиною транспортною системою (ЄТС), покращення організації її діяльності.

Аналіз літературних джерел і задачі дослідження

Одне і головних питань при проектуванні промислового транспорту є правильний вибір транспорту. Помилки, які допущені у вирішенні цього питання, завжди тягнуть за собою значні непродуктивні витрати і їх важко виправити.

Перевезення вантажів на промисловому транспорті, як правило, відбувається на короткі відстані; вони можуть бути використані різними видами транспорту. Вибір виду транспорту повинен відбуватися з урахуванням особливостей перевезень, для яких він рекомендується [3].

Одними з факторів, які впливають на вибір виду транспорту, є ціна перевезень, час і якість обслуговування [4]. Рівновага між попитом і пропозицією відбувається у відповідності з економічними критеріями (ціною вантажу, ціною перевезення), обмеженнями (наявність водного шляху, порту, залізничного вузла, кінцевого пункту трубопроводу), обмежувальними умовами (тарифами, заборонами на рух окремих видів транспорту).

Оптимальний вид транспорту повинен бути надійним у роботі і забезпечувати перевезення підприємства в необхідні строки.

Рекомендовані рішення транспортного обслуговування підприємств повинні бути обґрунтовані відповідними техніко-економічними розрахунками. Основними показниками економічної ефективності рекомендованого варіанту є мінімальні приведені річні витрати, не великий строк окупності капітальних вкладень, висока продуктивність, тобто кількість тонн перевезеного за рік вантажу, який припадає на одного робітника транспорту. Однак, у всіх випадках перевага повинна віддаватися варіанту з найменшою собівартістю перевезень, віднесеної на 1 т перевезеного вантажу.

У ряді випадків існує розрив між собівартістю перевезень та їх тарифною ціною, а саме варіант, більш дешевий за собівартістю, може стати неприємливим в наслідок того, що фактичні витрати за діючим тарифом стануть більш високими. Отже, якщо заміна існуючого виду транспорту новим стане доцільною при знаходженні експлуатаційних витрат за собівартістю перевезень і в той же час недоцільною при знаходженні цих витрат за тарифною ціною, тоді для переходу на новий вид транспорту необхідно допоміжні економічні обґрунтування з урахуванням подальшої перспективи.

Для вирішення питань, пов'язаних з транспортуванням вантажів на промисловому підприємстві необхідно:

- розробити загальну транспортну схему, яка задовільняє вимогам технологічного процесу як підприємства, так і транспорту загального користування;
- встановити найбільш доцільні види транспорту на кожній ділянці транспортної схеми;
- знайти найбільш доцільні параметри для вибраного виду транспорту на кожній з його ділянок (норми проектування, рухомий склад і т.д.).

Знаходження найбільш доцільних видів транспорту для внутрішніх перевезень тісно пов'язано з питаннями технології виробництва і проектування генерального плану підприємства. Основними факторами, які впливають на вибір виду транспорту є об'єм перевезення, характер вантажів, які перевозяться відстань

перевезення, навантажувально-розвантажувальне обладнання на початкових і кінцевих пунктах, топографічні і геологічні умови і вимоги технологічного процесу виробництва в узгодженні з внутрішнім транспортом промислового виробництва.

При порівнянні варіантів різних видів транспорту повинні враховуватися транспортні витрати у всьому перевізному процесі, включаючи витрати на НР-роботи.

Техніко-економічні показники порівнювальних варіантів різних видів транспорту повинні відповідати загальному для всіх варіантів розрахунковому строку. За розрахунковий приймається строк досягнення підприємством розрахункового об'єму виробництва.

Порівнювальні варіанти різних видів транспорту повинні:

- відповідати рівню техніки розрахункового строку;
- забезпечувати зберігання вантажу при перевезенні і незмінність його фізико-хімічних властивостей;
- мати необхідну ступінь надійності і достатні запаси провізної спроможності.

Варіанти, в яких передбачається використовувати існуючий вид транспорту, слід враховувати обладнання на його модернізацію з тим, щоб технічні параметри забезпечували збільшений об'єм перевезень і відповідали технічному рівню, який приймається для порівнювальних видів транспорту. Для порівняння варіантів повинні бути знайдені капіталовкладення, експлуатаційні витрати кожного року і натуральні показники (продуктивність праці, енергоємність і металоємність).

Одним із головних критеріїв при виборі виду транспорту є можливий строк введення його в експлуатацію і досягнення ним розрахункової продуктивності [1, 2, 3, 4].

Рішення задачі

Згідно з типовою методикою знаходження економічної ефективності капітальних вкладень вибір видів транспорту і варіантів проектних рішень при одній черзі будівництва і незмінних у часі експлуатаційних витрат відбувається по мінімуму наведених витрат, які знаходяться за формулою:

$$C_{np} = E_n \cdot K + C, \text{ грн.}, \quad (1)$$

де C_{np} – приведені витрати, грн.;

K – капітальні вкладення, грн.;

C – річні експлуатаційні (текучі) витрати, грн.;

E_n – нормативний коефіцієнт ефективності капітальних вкладень, який приймається для всіх видів транспорту рівним 0,12.

Але автори хотіли б зауважити, що спочатку, коли механізація і автоматизація ще мало були розвинуті, трудомісткість робіт по знаходженню кількості перероблювального вантажообігу або в кількості виданої

продукції, безсумнівно, була вірною і звертали увагу в першу чергу на необхідність механізувати найбільш масові і відповідальні ділянки. Ця система укорінюється в практиці проектування і є головною, оскільки визначає ступінь основної трудомісткості головних робіт і одночасно ступінь охоплення механізацією найбільш масових робіт. На сучасному рівні розвитку науки і практики необхідний ефект від механізації потрібно було знаходити в комплексному розвитку нової техніки всіх ланок виробництва. Тоді формула (1) повинна мати вигляд [5]:

$$C_{np} = E_n (K^T + K^{TP} + K^P + K^D) + (C^T + C^{TP} + C^P + C^D), \quad (2)$$

де K^T , K^{TP} , K^P , K^D – відповідно капітальні витрати на технологію, транспорт, ремонт і допоміжні операції;

C^T , C^{TP} , C^P , C^D – відповідно річні експлуатаційні витрати на технологію, транспорт, ремонт і допоміжні операції.

При впровадженні капітальних вкладень в різні строки і змінні експлуатаційні витрати по часу порівняння видів транспорту слід проводити приведенням витрат більш пізніших років до поточного моменту (базисного року – рік введення в експлуатацію об'єктів транспорту першої черги будівництва) шляхом впровадження коефіцієнта приведення, який знаходиться за формулою:

$$K_{np} = \frac{1}{(1 + E_{nn})^t}, \quad (3)$$

де t – період часу приведення в роках;

E_{nn} – норматив для приведення різночасних витрат, який приймається рівним 0,08.

Значення коефіцієнта приведення витрат до поточного моменту (базисного року) в залежності від періоду t приведені в таблиці 1.

Приведені витрати при різних строках введення в експлуатацію черг будівництва об'єктів знаходиться з використанням коефіцієнта приведення за формулою:

$$C_{np} = \sum_{t=t_n}^{t_n} \frac{K_t}{(1 + E_{nn})^t} + \sum_{t=1}^{t_n} \frac{C_t}{(1 + E_{nn})^t} + \frac{C_k}{E_{nn} (1 + E_{nn})^{t_k+1}}, \text{ грн.}, \quad (4)$$

де K_t і C_t – капітальні вкладення і експлуатаційні витрати t -го року;

C_k – щорічні експлуатаційні витрати, які встановлюються після введення в експлуатацію останньої з розглядуваних черг будівництва;

t_n і t_k – відповідно рік початку будівництва першої черги і рік закінчення будівництва останньої черги, які відраховуються (з урахуванням знаку “+” або “-”) від базисного року.

Таблиця 1

Період часу приведення t , в роках	Коефіцієнт приведення
-5	1,47
-4	1,35
-3	1,26
-2	1,16
-1	1,08
0	1,00
1	0,93
2	0,86
3	0,79
4	0,74
5	0,68
6	0,63
7	0,58
8	0,54
9	0,50
10	0,46
11	0,43
12	0,40
13	0,37
14	0,34
15	0,32
16	0,29
17	0,27
18	0,25
19	0,23
20	0,22
21	0,20
22	0,18
23	0,17
24	0,16
25	0,15

Якщо щорічні експлуатаційні витрати в період між чергами будівництва постійні, а капітальні витрати кожної черги будівництва відбувається в межах одного року, сумарні приведені витрати знаходяться за формулою:

$$C_{np} = K_1 + C_1 \sum_{t=1}^{t_2} \frac{1}{(1+E_{nn})^t} + \frac{K_2}{(1+E_{nn})^{t_2}} +$$

$$+ C_2 \sum_{t=t_2+1}^{t_3} \frac{1}{(1+E_{nn})^t} + \dots + \frac{K_k}{(1+E_{nn})^{t_k}} +$$

$$+ \frac{C_k}{E_{nn}(1+E_{nn})^{t_k+1}}, \text{ грн}, \quad (5)$$

де $K_1, K_2, \dots, K_k$ – капітальні вкладання першої, другої і наступних черг будівництва;

$C_1, C_2, \dots, C_k$ – щорічні експлуатаційні витрати, які знаходяться роком закінчення відповідної черги будівництва;

$t_2, t_3, \dots, t_k$ – роки, в які проводяться капітальні вкладання другої, третьої і наступних черг будівництва.

Приведені витрати по різних видах транспорту при перевезенні піску, як приклад, показані на рис. 1.

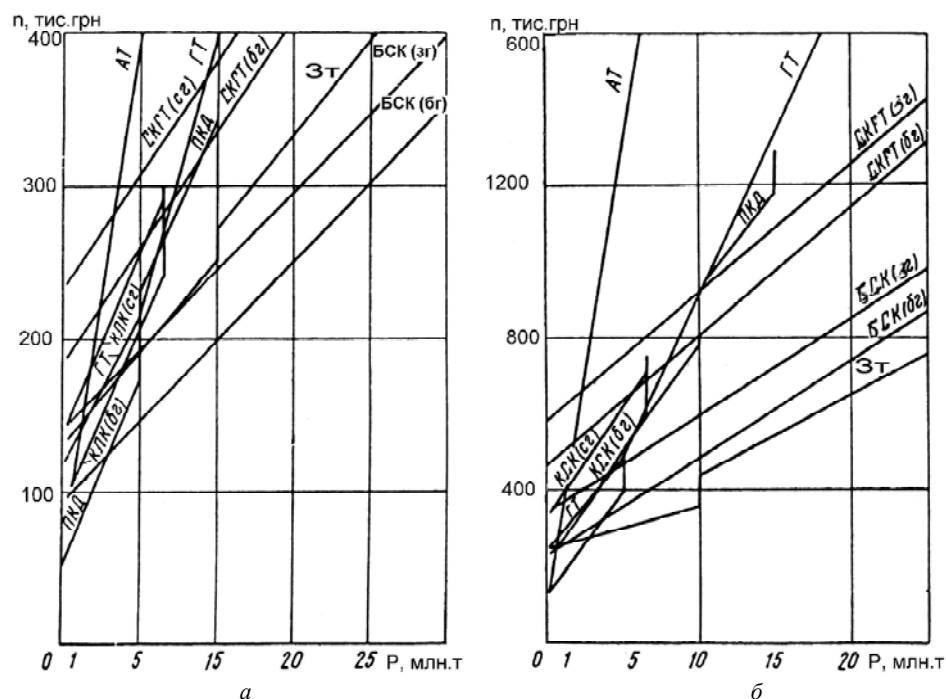


Рис. 1. Приведені витрати по різних видах транспорту при перевезенні піску:

a – на відстані 10 км; b – на відстані 25 км; ЗТ – залізничний транспорт; АТ – автомобільний транспорт; ГТ – гідравлічний транспорт; ПКД – підвісні канатні дороги; БСК_(бг) – багато привідні стрічкові конвеєри без галереї; БСК_(зг) – теж з галереєю; СКГТ_(бг) – стрічкові конвеєри з гумовно-тросовою стрічкою без галереї; СКГТ_(зг) – стрічкові конвеєри з гумовно-тросовою стрічкою з галереєю; КСК_(бг) – канатно-стрічковий конвеєр без галереї; КСК_(зг) – теж з галереєю

Для розрахунку ефективності переключення з залізничного транспорту на автомобільний слід врахувати строк постачання вантажу, а також ціну вантажів, які знаходяться одночасно в дорозі. Ця ціна уявляє собою як би оборотні кошти і повинна бути додана до капіталовкладень варіанту, який розглядається. Ціна вантажів, які знаходяться одночасно на шляху, розраховуються за формулою:

$$K_{\text{в}} = \frac{QPT}{365}, \text{ грн}, \quad (6)$$

де, Q – річний вантажообіг, т;

P – ціна 1 т вантажу, грн.;

T – час постачання вантажу, діб.

Приклади схеми раціонального впровадження автомобільного і залізничного транспорту в залежності від вантажообігу і відстані внутрішньозаводського перевезення показані на рис. 2.

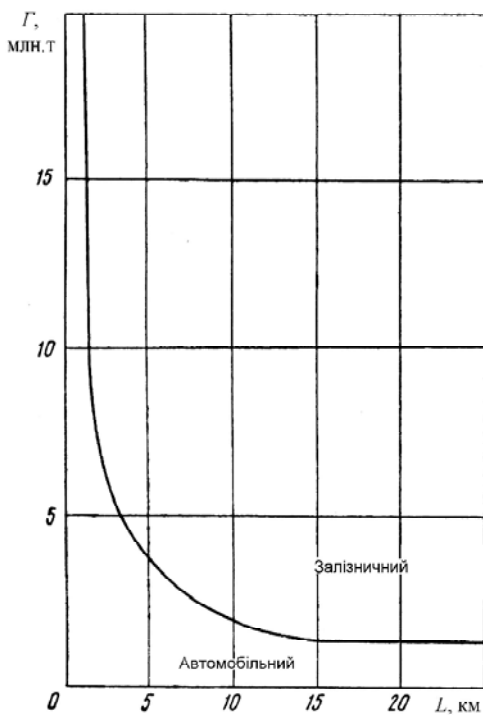


Рис. 2. Впровадження сфери раціонального впровадження автомобільного і залізничного транспорту

У більшості випадків порівняння варіантів при виборі виду транспорту може бути зведено до наступних випадків:

- заміна існуючого транспорту новим;
- порівняння варіантів нових видів транспорту;
- порівняння варіантів видів транспорту для обслуговування всіх перевезень підприємства;
- порівняння варіантів видів транспорту для підприємств з коротким строком служби.

Для всіх цих випадків необхідно знайти капітальні витрати, а також експлуатаційні і приведені витрати.

Порівняння цих витрат з урахуванням натуральних показників дозволяє правильно розв'язати поставлену задачу оптимального вибору виду транспорту.

Капітальні і щорічні витрати на експлуатацію залізничного, автомобільного і водного транспорту, якщо ними проводиться перевезення вантажів декількох підприємств або організацій, як правило, повинно враховуватись в розмірі ділової участі.

При проектуванні під'їзних колій значної відстані, якщо їх споруда вплине на складену в даному районі схему вантажопотоків і способи перевезень, слід врахувати ціну перевезень вантажів у районі всіма видами транспорту.

При виборі виду транспорту для перевезення окремих вантажів необхідно мати на увазі, що впровадження декількох видів транспорту на підприємстві в ряді випадків може призвести до збільшення загальних витрат на транспорт. Тому варіанти впровадження для перевезення окремих вантажів спеціальних видів транспорту необхідно порівнювати з варіантами впровадження цих перевезень видами транспорту, які впроваджуються для перевезення інших вантажів, враховуючи в необхідних випадках заходи щодо удосконалення відповідного транспорту.

В окремих районах при необхідності слід враховувати розвиток або створення підприємницької бази будівництва. При створенні нової бази необхідно врахувати об'єм роботи, яку потрібно зробити в майбутньому.

Області раціонального впровадження різних видів транспорту при перевезенні руди і піску в залежності від вантажообігу і відстані перевезення показані на рис. 3.

Приклад розрахунку. На підприємстві з загальною сіткою залізничних доріг планується постачання 91,3 тис.т за рік навалочних та тарно-штучних вантажів, які можуть постачатися від залізничної станції на склади підприємства залізничним і автомобільним транспортом.

У варіанті залізничного транспорту для перевезення вантажів від станції примикання до складів підприємств намічається побудувати під'їзну колію довжиною 2,5 км, один шляхопровід довжиною 30 м, неохороний переїзд, два склади для зберігання вантажів з обладнаннями для приймання вантажів із вагонів, депо і пункт екіпіровки локомотивів. Сортивальна робота на станції примикання відбувається локомотивом станції примикання, а постачання і забирання вагонів на підприємство – локомотивом підприємства.

У варіанті автомобільного транспорту сортування вагонів на станції примикання і постачання вагонів з неї на діючий вантажний двір відбувається локомотивом станції. Перевезення вантажів від вантажного двору до складів підприємства намічається проводити по існуючій автомобільній дорозі на відстані 3 км. На підприємстві передбачається будівництво складів з обладнаннями для приймання вантажів з автомобілів і часткова участь у будівництві нового автомобільного гаражу.

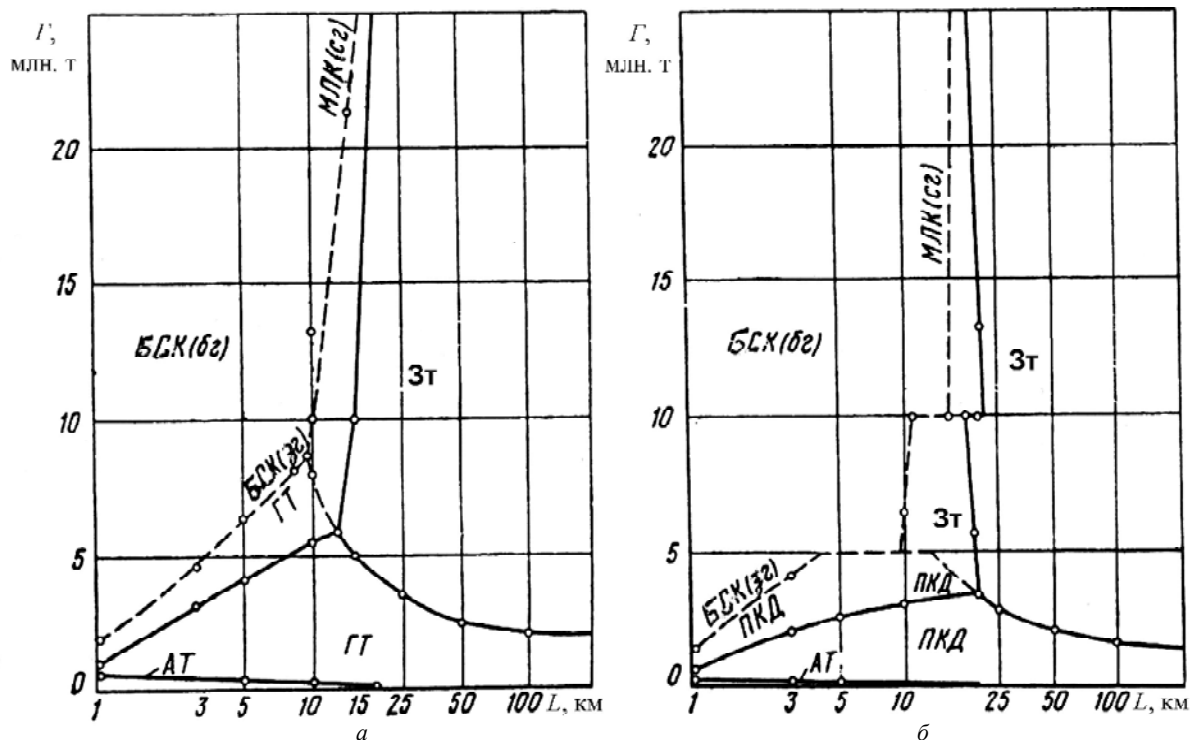


Рис. 3. Области рационального wprowadzenia різних видів транспорту:

a – при перевезенні руди; *б* – при перевезенні піску; ЗТ – залізничний транспорт; АТ – автомобільний транспорт; ГТ – гідравлічний транспорт; ПКД – підвісні канатні дороги; БСК(бг) – багатопривідні стрічкові конвеєри без галереї; БСК(зг) – багатопривідні стрічкові конвеєри з галереєю

Склади тарно-штучних вантажів у двох розглянутих варіантах прийняті однотипними, тому в порівнянні варіантів не включається. Склад для навалочних вантажів у варіанті залізничного транспорту відрізняється від складу, який використовується при автомобільному транспорті присутністю допоміжної естакади для розвантаження вантажів із піввагонів.

Період від початку будівництва до введення в експлуатацію залізничного і автомобільного транспорту прийняти в межах одного року.

Капітальні вкладення на будівництво постійних споруд і обладнання транспорту і витрати на придбання рухомого складу, а також річні витрати в тис. грн на їх утримання приведені в таблиці 2.

Рішення. Згідно з формулою (1) приведені витрати складають:

- по залізничному транспорту:

$$C_{np} = E_n \cdot K + C = 0,12 \cdot 198,05 + 17,5 = 43,35 \text{ тис. грн};$$

Таблиця 2

Вид транспорту	Сума капітальних вкладень, <i>K</i>	Сума експлуатаційних витрат, <i>C</i>
Залізничний	198,05	17,5
Автомобільний	17,95	20,37

- по автомобільному транспорту:

$$C_{np} = E_n \cdot K + C = 0,12 \cdot 17,95 + 20,37 = 22,28$$

тис. грн.

Більша величина приведених витрат по залізничному транспорту вказує на недоцільність його будівництва.

При обслуговуванні підприємств локомотивами станції примикання у варіанті залізничного транспорту відпадає необхідність у будівництві на підприємстві депо та пунктів екіпірування, знизять капітальні вкладення на придбання локомотива і витрати на його утримання. В цьому випадку капітальні вкладення по залізничному транспорту складають 102,32 тис. грн, експлуатаційні витрати – 4,84 тис. грн, а приведені витрати – 17,12 тис. грн, що на 4,16 тис. грн менше, ніж приведені витрати по варіанту залізничного транспорту. Впровадження залізничного транспорту в цьому випадку стає недоцільним.

Висновки

1. Показані першочергові задачі розвитку науково-дослідного процесу на промисловому транспорті.
2. Для цілей системного аналізу подана загальна класифікація напрямків розвитку науково-технічного прогресу на транспорті.
3. Показано, що суттєве значення для підвищення економічного ефекту має впровадження на транспорті прогресивної технології, методів організації і управління перевізними процесами.

4. Використана Типова методика знаходження економічної ефективності капітальних вкладень при виборі виду транспорту запропонована нова в комплексному розвитку нової техніки всіх ланок виробництва.

5. Наведені витрати з різних видів транспорту при переміщенні насипного вантажу (піску, як приклад).

6. На сучасному рівні науки і техніки представлені області раціонального впровадження різних видів транспорту при перевезенні руди і піску (як приклад) у залежності від вантажообігу і відстані перевезення.

Перелік посилань

1. Лившиц В.Н. Системный анализ экономических процессов на транспорте. – М.: Транспорт, 1986. – 240 с.
2. Васильева Е.М., Лившиц В.Н. Экономика транспорта:

Системный анализ эффективности использования ресурсов и научно-технического прогресса на транспорте. – М.: МАДИ, 1982. – 105 с.

3. Промышленный транспорт. Под общей редакцией А.Т. Дерибаса. – М.: Транспорт, 1974. – 560 с.
4. Ben-Bonnan Jacques, Bourgel Yves. Le choix du mode pour les transports en terurbains de marchandises. "Transports" (France), 1976, 216,420-426 (франц.; рез. англ.).
5. Омельченко А.Д. Научные основы комплексной механизации и автоматизации погрузочно-разгрузочных и транспортно-складских работ на промышленном транспорте // Вісник приазовського державного технічного університету. Збірник наукових праць. – Маріуполь: ПДТУ, 2001. – № 11. – С. 290-292.

Одержано 18.05.2007

Предложена методика выбора вида промышленного транспорта по критерию экономической эффективности, с учётом комплексного развития новой техники всех звеньев производства.

The procedure of industrial transport choice is suggested using criterion of economic efficiency taking into account complex development of all links of production.

УДК 621.979.66.134

Канд. техн. наук В. Д. Обдул, Д. В. Обдул, В. В. Широкобоков
Національний технічний університет, м. Запоріжжя

КРИВОШИПНО-ШАТУННИЙ МЕХАНІЗМ, В ЯКОМУ ВІДНОШЕННЯ РАДІУСА КРИВОШИПА ДО ДОВЖИНИ ШАТУНА ДОРІВНЮЄ ОДИНИЦІ

Розглянуті питання створення механічних пресів з компактним (безшатунним) приводом, що дозволяє знизити висоту преса, зменшити шум та збільшити приведену жорсткість преса.

Як правило, в традиційних кінематичних схемах прийнято відношення радіуса кривошипа до довжини

$$\frac{R}{L} = 0,08 - 0,125.$$

Таке відношення дає можливість мати головний виконавчий механізм преса, у якого складова зусилля, що діє на направляючі повзуна, має значення близьке до нуля [1].

Проте, це приводить до зростання висоти преса і, як правило, до зниження жорсткості преса, що негативно впливає на точність штампування [2].

Додаткові заходи для підвищення точності штампування, як правило, тільки ускладнюють конструкцію преса і не дають бажаних результатів [3].

Останнім часом чітко виявилась тенденція по створенню механічних пресів, які мають підвищену жорсткість, значно менші контактні зусилля в місці

з'єднання повзуна і шатуна та низькі шумові характеристики (зниження шуму в порівнянні з традиційними схемами може досягати 20-25 ДР) [4].

Але вказані механізми тільки частково вирішують проблему, вказану вище, оскільки коефіцієнт шатуна у них становить 0,4-0,5 (в експериментальній установці було досягнуто $\lambda = 0,64$ [5]).

І, як стверджується в [5], подальше збільшення відношення радіуса кривошипа до довжини шатуна нераціональне, оскільки після значення $\lambda \leq 0,5$ значно зростають нормальні зусилля на повзуні, що діють на направляючі останнього.

Максимального ж значення величини ходу повзуна при значному зменшенні висотних габаритів преса

можна досягти, використавши відношення $\frac{R}{L} = 1$ (див.

рис. 1). Така схема зберігає всі переваги механізму, у

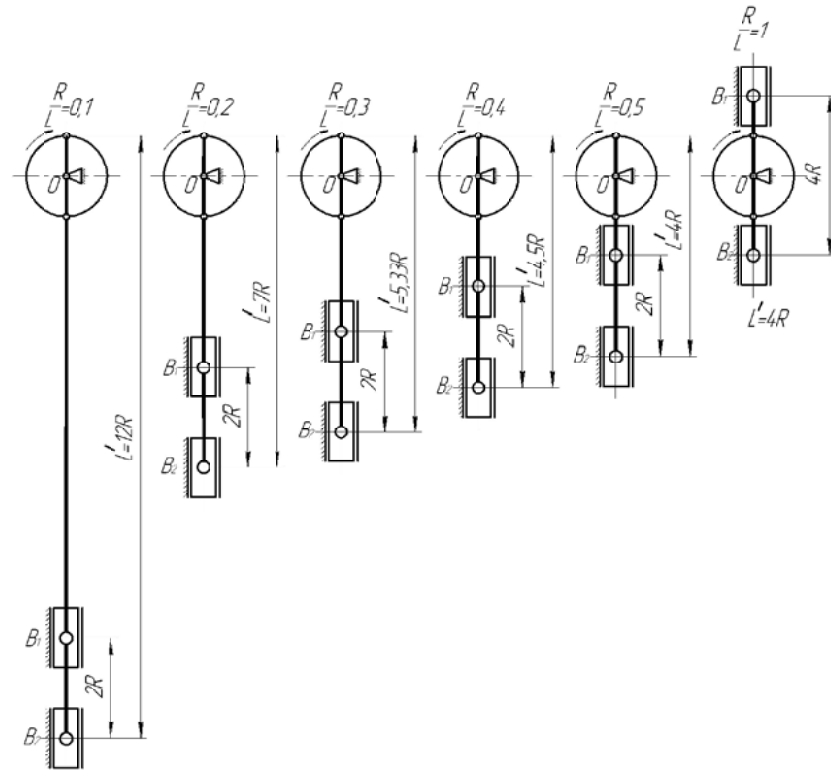


Рис. 1. Порівняння довжини головних виконавчих механізмів у залежності від $\lambda = \frac{R}{L}$ [6]

якого шатун являє собою ексцентрикову шайбу, вмонтовану в повзун і має розвинуті контактні поверхні, що позитивно відбивається на передаванні зусилля штампування на головний вал та зменшенні шуму, який виникає в кінематичних парах головного виконавчого механізму.

Аналіз планів швидкостей та прискорень свідчить, що при $\lambda = 1$ кривошипно-шатунний механізм перестає бути кривошипним і стає механізмом з двома ступенями свободи (рис. 2). Для його нормального функціонування необхідно до шатуна прикласти рушійний момент, який би сприяв обертанню шатуна навколо точки A кривошипа (рис. 2) зі швидкістю $\omega_{BA} = -\omega_A$.

Як слідує з [6] механізм з відношенням $\frac{R}{L} = 1$ має чотири характерні точки, для виходу з яких і необхідно заставити шатун обертатись навколо кривошипа зі швидкістю $\omega_{AB} = -\omega_{OA}$.

Цього можна досягти за рахунок прикладання рушійного моменту в т. A шатуна, або ж прикладаючи в необхідному напрямку зусилля в т. B (рис. 2) шатуна, використовуючи гідроциліндр або пневмоциліндр з управлінням по ходу повзуна або по куту оберта ексцентрикової шайби за допомогою командоапарата (рис. 3).

Керування гідро- чи пневмоциліндрами доцільно здійснювати, на наш погляд, у функції кута повороту ексцентрикової шайби.

На рис. 4 представлена фотографія лівої частини головного приводу преса зусиллям 3,15 кН, з ходом повзуна 40 мм.

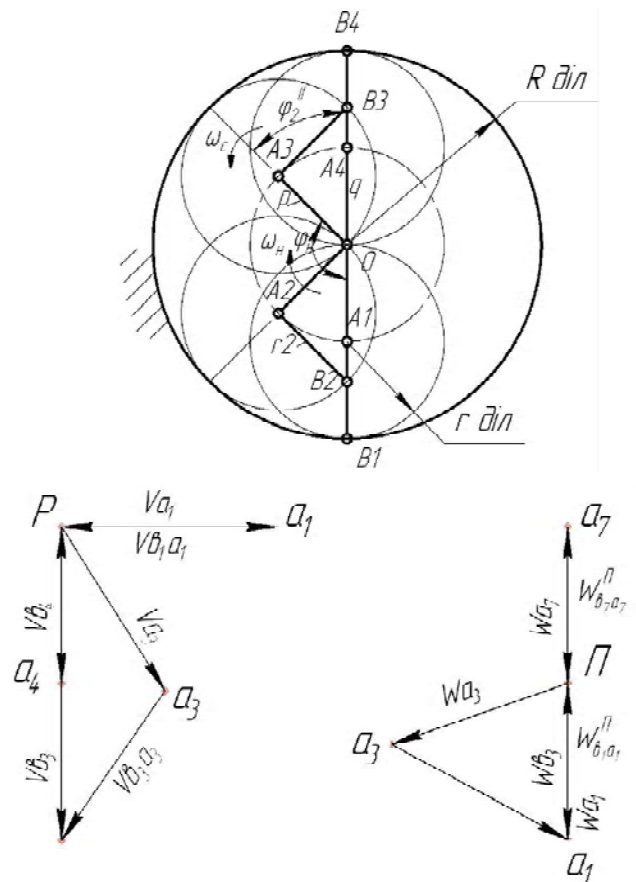


Рис. 2. Схема та план швидкості і прискорень механізму

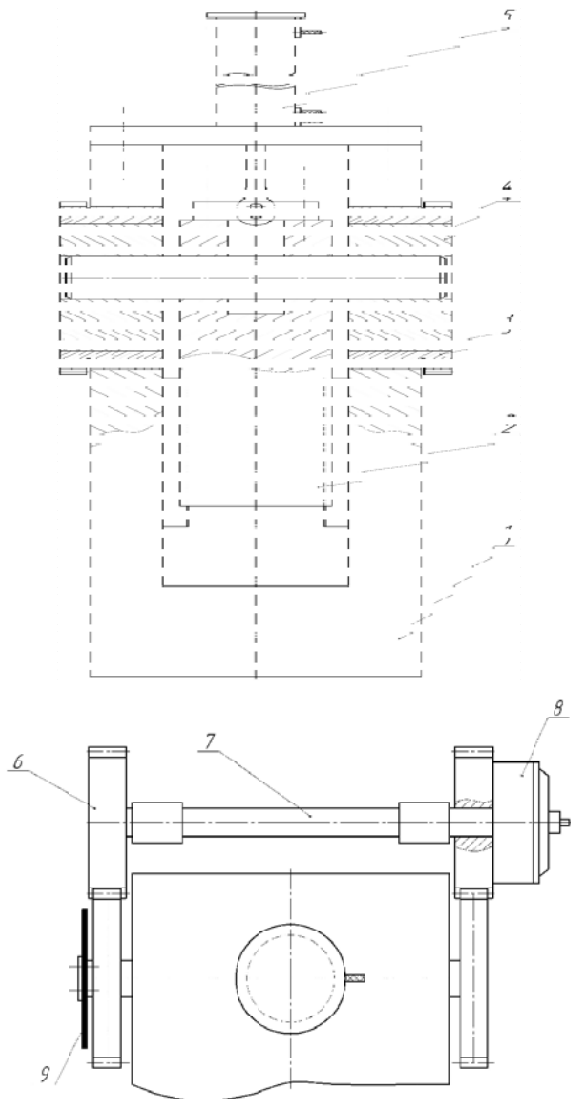


Рис. 3. Прес безшатуний:

- 1 – стійка станини; 2 – повзун; 3 – зубчасте колесо;
4 – ексцентрикове колесо; 5 – пневмоциліндр; 6 – синхронізуюча шестерня; 7 – вал; 8 – планетарний редуктор;
9 – командоапарат;

Схема працює таким чином. При включенні муфти ексцентрикова шайба починає здійснювати рух і одночасно з нею, але в протилежному напрямку починає обертатись “шатуни” з кутовою швидкістю, яка по модулю дорівнює ω_A , але має протилежний знак. Алгебраїчна сума цих рухів – переносного (навколо т. О) і відносного (“шатуни” навколо т. А) і дає строго прямолінійний рух т. В “шатуну”, що означає, що повзун також буде мати прямолінійний рух і на його перекося буде впливати лише ексцентриситет навантаження в напрямку, перпендикулярному осі шайби. Перекося

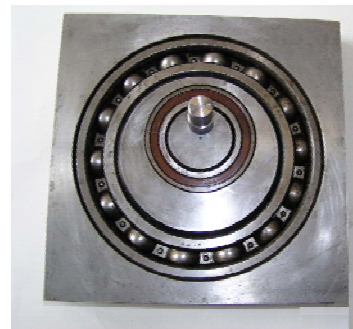


Рис. 4. Головний виконавчий механізм компактного типу для преса з коефіцієнтом шатуна $\lambda = 1$

повзуна, викликані ексцентричним навантаженням, можуть бути легко знівелюваними [5]. Для отримання обертального руху шатуна на схемі (рис. 3) використано пневмоциліндр (функції якого може виконувати врівноважувач повзуна), встановлений на станині. Як показує кінестатичний аналіз, для виведення механізму з характерних точок достатньо прикладання незначної величини рушійної сили.

Таким чином, для забезпечення на практиці працездатності кривошипно-шатунного механізму з відношенням $\frac{R}{L} = 1$, достатньо встановити на станині преса, керований у функції кута повороту ексцентрикової шайби, пневматичний циліндр.

Перелік посилань

1. Кривошипные кузнечно-прессовые машины / В.И. Власов, А.Я. Борзыкин, И.К. Букин-Батырев и др. Под ред. В.И. Власова. – М.: Машиностроение, 1982. – 424 с., ил.
2. Власов В.И., Рябов В.Г. Особенности конструирования ползунов вертикальных однокривошипных прессов. Кузнечно-штамповочное производство, 1975. – №9.
3. Власов В.И., Месяц В.Г. О применении в КГШП главных исполнительных механизмов типа hesenclever. Сб. кузнечно-прессовое машиностроение, М.: НИИМаш, вып. 9, 1974.
4. Свистунов В.Е. Результаты математического моделирования кривошипных прессов с компактными исполнительными механизмами. Кузнечно-штамповочное производство, 1986. – №10. – С. 24-27.
5. Месяц В.Г. Исследование путей повышения жесткости КГШП за счет совершенствования главных исполнительных механизмов. Диссертация на соискание уч. степени к.т.н., М., 1977. – 220 с.
6. Обдул В.Д., Обдул Д.В., Широкобоков В.В. Використання диференціально-зубчатого механізму в приводі кривошипних пресів //Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, Запоріжжя, ЗНТУ, 2006. – №1 – С. 104-106.

Одержано 3.04.2007

Рассмотрены вопросы создания механических прессов с компактным (бесшатуным) приводом, что позволит снизить высоту преса, уменьшить шум и увеличить приведенную жесткость преса.

Questions of creation of the mechanical press with compact (crankless) actuator have been analyzed, that allow decrease press height, reduce noise and increase reduction rigidity of press.

ЭКОЛОГИЧЕСКИ ЭФФЕКТИВНЫЙ КАПИТАЛО- И РЕСУРСО- СБЕРЕГАЮЩИЙ МЕТОД ИСПЫТАНИЯ И ОЦЕНКИ МАКРОСТРУКТУРЫ

Подходы ресурсосбережения, снижения загрязнения окружающей среды, более точной регламентации производственных операций и автоматизации при внедрении новых технологических процессов рекомендуются к самому широкому использованию мировой практикой организации и развития промышленного производства, отражаемой в международных стандартах качества ISO 14000 и ISO 9000.

Существующие методы контроля качества макроструктуры, используемые в металлургической промышленности, включают травление образцов в травильных ваннах. Эта технология применяется уже двести лет без значительных изменений и в настоящее время может считаться одной из немногих сохранившихся технологий, которой практически не коснулись изменения. Хотя тяжёлый ручной труд и высокая степень вредности данного технологического процесса делают его не просто архаичным, а и морально требующим замены.

Столкнувшись с недостатками традиционного метода (при исследовании макроструктуры слитка стали ШХ15СГ массой 3,6 тонны и в других исследованиях) мы поставили цель облегчить работу травильщика и удешевить травление. При этом нами различались два подхода: 1) исследовательское травление, необходимость в котором возникает периодически и количество образцов сравнительно не велико, и 2) механизация или автоматизация промышленного травления, характеризующегося постоянным потоком большого количества протравливаемых образцов, с заменой существующих травильных ванн травильной установкой, основанной на технологии используемой в исследовательском методе.

В задачи исследования и разработки нового метода травления входило:

- снизить расходы кислоты и воды при травлении;
- сократить удельные выбросы кислотных паров и канализационных стоков;
- сократить объём механической обработки слитков, поковок и изделий порошковой металлургии при подготовке образцов к травлению в исследовательском травлении;
- уточнить регламент технологического процесса промышленного травления;
- уменьшить текущие издержки и капитальные вложения на травление, как в исследовательской, так и в промышленной практике.

Усилиями научных сотрудников кафедр “Машины и технология литейного производства” и “Экономика и организация производства” Запорожского национального технического университета, была решена задача исследовательского травления и разработаны подходы к механизации и автоматизации промышленного травления.

Таким образом, вопросы технического перевооружения при контроле качества металлопродукции на макроструктуру становятся актуальными ввиду появившейся вероятной возможности перехода на новый способ травления, отличающийся значительно лучшими условиями труда и меньшими финансовыми затратами. Существующие методы испытаний и оценки макроструктуры по ГОСТ 10243-75, основанные на погружении образцов в травильные ванны с травящими реактивами в настоящий момент мало чем отличаются от использовавшихся в металлографии двести лет назад и морально устарели. За два столетия ванны начали подогреваться паром или электричеством, были установлены мощные скрубберы и вентиляция, но ручной труд и другие недостатки этого способа химического травления сохранились и стали незаметно привычными.

К недостаткам метода испытаний и оценки макроструктуры по ГОСТ 10243-75 можно отнести:

- тяжёлые условия труда, когда массивные пробы вручную погружаются или извлекаются из ванны;
- вредные условия труда;
- большую площадь испарения травильной ванны;
- длительное время испарения, связанное с инерционностью нагрева и остывания травильной ванны;
- невозможность травить образцы, превышающие размер травильной ванны, без их порезки на части;
- необходимость предварительного подогрева образцов до температуры травления (обычно 60-80 °С);
- повышенную длительность травления каждого единичного образца;
- сопутствующее травление кроме анализируемой поверхности всей остальной поверхности образца;
- возможное образование газовых пузырьков на травимой поверхности и необходимость перемешивания травящего реактива в ваннах.

Однако способ ГОСТ 10243-75 обладает одним неоспоримым преимуществом – он апробирован, показал свою действенность и используется в промышленной и исследовательской практике.

Разработанный в Запорожском национальном техническом университете новый способ травления материалов при их макроскопическом исследовании, совмещающий в себе электролитическое и интенсифицируемое химическое травление, способен существенно снизить недостатки травления в травильных ваннах и повысить экономические и экологические показатели производства. Способ хорошо зарекомендовал себя в исследовательской практике при травлении темплетов углеродистых, легированных и высоколегированных марок сталей. При этом процесс исследований облегчился, упростился, сократился во времени и удешевился. Существенно снизился расход кислотосодержащего состава, упростились промывка и просушка образцов. Травильная ванна была заменена малогабаритной дешёвой установкой.

Способ включает взаимодействие поверхности травления, которая подключена к положительному полюсу источника постоянного тока, с перемещаемым по ней травильным узлом. К травильному узлу, подключенному к отрицательному полюсу источника постоянного тока, подводится химический травящий реактив, являющийся одновременно и электролитом. При соприкосновении поверхности травления и травильного узла происходит очень быстрый подогрев их зоны контакта до необходимой температуры.

В результате удельная скорость травления увеличивается, а удельное парообразование на единицу протравленной поверхности снижается как за счёт уменьшения площади парообразования, так и потому, что исключается свойственная ваннам инерционность парообразования (когда образцы уже протравлены, а ванна продолжает парить до своего остывания).

В исследовательской практике новый способ позволяет травить образцы неограниченных размеров (слитки, слябы) с существенным сокращением механической обработки по порезке темплетов, возникающей исходя из граничных условий размеров травильной ванны или величины допустимой к подниманию массы.

В промышленной практике появляется возможность механизировать или даже автоматизировать операции травления на макроструктуру. Травильный узел сам в ходе работы выполняет удаление пузырьков и перемешивание реактива, что было подтверждено в ходе испытаний прототипа промышленной установки. При этом кислота расходуется только на травление поверхности темплета, необходимой для анализа макроструктуры (травится только “лицевая” сторона темплетов, а боковые и обратная стороны могут оставаться практически сухими).

Высокая экономическая эффективность использования нового метода в промышленности ожидается исходя из уменьшения как текущих издержек при травлении, так и сокращения капитальных вложений на травильную установку с небольшим скруббером, по сравнению с существующими травильными ваннами с необходимыми им мощными скрубберами и системами вентиляции. К сокращению текущих издержек, идущих на себестоимость, можно отнести: уменьшение расходов на кислоту, электроэнергию, воду, сжатый воздух для просушки протравленной поверхности, ремонты и техническое обслуживание, реагент по нейтрализации кислотных паров, плату за выбросы и штрафы.

В результате проведенной работы можно сделать следующие выводы: 1) разработан и прошёл апробацию новый высокоэффективный метод выявления макроструктуры в исследовательской практике; 2) промышленное внедрение нового метода для контроля качества продукции вызывает несколько вопросов, которые будут практически изложены и рассмотрены нами в дальнейшем. Однако сразу можно указать, что использование современных компьютерных технологий может существенно упростить травление и повысить его экологические характеристики. Если, конечно, эти новые современные подходы могли бы лечь в основу ГОСТа, призванного заменить ГОСТ 10243-75.

ГОСТ 10243-75 – это ГОСТ бывшего СССР, продолжающий действовать на постсоветском пространстве. Его действие на большой территории несёт в себе экономическое преимущество для большинства предприятий. С другой стороны, замена существующего метода травления на новый способ и современные компьютерные технологии, отвечает подходам международных стандартов качества ISO 14000 и ISO 9000. И в случае успеха можно рассчитывать на значительный экономический эффект (как от самого травления, так и от ускорения оборачиваемости оборотных средств за счёт ускорения оценки и контроля макроструктуры). Вопрос в том, продолжать работать традиционно или рисковать? Разумеется разработка промышленной установки, отработка технологии и нового ГОСТа для испытаний и оценки макроструктуры стали требует значительных затрат на НИОКР и ориентированным на возможность технического перевооружения предприятиям целесообразно было бы объединить усилия.

(Адрес для отзывов и предложений: vvost2001@mail.ru)

© 2007 Канд. техн. наук В. В. Остапенко, канд. техн. наук Г. А. Бялик,
канд. техн. наук С. М. Григорьев

Национальный технический университет, г. Запорожье

К ВОПРОСУ О ПРОГНОЗИРОВАНИИ ДОЛГОВЕЧНОСТИ БЕЗОПАСНОЙ РАБОТЫ ЛОПАТОК ГАЗОВЫХ ТУРБИН В СУЛЬФИДНО-ОКИСНОЙ СРЕДЕ

Накопленный опыт длительной эксплуатации энергетических и газоперекачивающих комплексов свидетельствует, что показатели надежности и долговечности газовых турбин во многом определяются не только степенью совершенства конструктивных решений, но и уровнем свойств применяемых для изготовления этих турбин материалов. Например, к жаропрочным сплавам, используемым для изготовления рабочих лопаток турбин, предъявляются довольно высокие требования по показателям прочности, пластичности и стойкости в условиях высокотемпературного окисления и коррозии в течение заданного длительного ресурса времени (до 50000 часов). Экспериментальная оценка данных характеристик жаропрочных сплавов сопряжена с необходимостью проведения большого объема дорогостоящих лабораторных исследований. Поэтому в работах многих исследователей, например [1-4], были предприняты попытки установить аналитические зависимости, позволяющие путем экстраполяции результатов краткосрочных испытаний жаропрочных сплавов оценивать их свойства при большей временной базе, или прогнозировать ожидаемые результаты длительных испытаний при относительно низкой температуре с помощью результатов испытаний меньшей продолжительности, но при более высокой температуре. При широком многообразии подобных зависимостей, созданных к настоящему времени, они имеют ограниченное применение, поскольку в их основу, как правило, положены относительно простые физические модели, описывающие процессы разрушения некоторых идеализированных материалов, а не реально существующих технических сплавов.

Цель данной работы заключалась в установлении наиболее достоверного метода прогноза длительных прочностных свойств некоторых конкретных жаропрочных сплавов в условиях высокотемпературного окисного и сульфидно-окисного воздействия.

В качестве исследуемых выбраны жаропрочные сплавы марок ЖС6К и ЗМИ-3У. Для прогноза пределов прочности данных сплавов использовали наиболее широко известные температурно-временные зависимости, приведенные в работах [1-4]. В основе данных зависимостей находятся подобные методики обработки как экспериментальных данных, так и построения параметрических диаграмм. Экспериментальные значения времени до разрушения образцов исследуемых сплавов определяли при температурах 800-900 °С и напряжениях от 150 до 550 МПа в условиях окислительной среды, а также с нанесением синтетической золы газотурбинного топлива (66,2 % Na_2SO_4 ; 20,4 % Fe_2O_3 ; 8,3 % NiO ; 3,3 % CaO ; 1,8 % V_2O_5).

Сопоставление экспериментальных и рассчитанных пределов длительной прочности для условий окислительной среды (см. табл.) свидетельствует о практическом их совпадении в случае прогноза с использованием метода Миллера-Ларсона [1]. Существенно выше (до 25 %), по сравнению с экспериментальными значениями, пределы длительной прочности, рассчитанные по методу Мэнсона-Хафтерда [3] (при этом более существенно это отличие при температуре 900С). Расхождение экспериментальных и расчетных значений пределов длительной прочности на базе до 5000 часов, а также невозможность оценки пределов прочности для базы 10000 часов при температурах, превышающих 800 °С, наблюдали также при попытке использовать метод Шерби-Дорна [2]. Наилучшее совпадение экспериментальных и рассчитанных значений длительной прочности наблюдали в случае использования параметрической зависимости ОСТ 108.901.102-78 [4].

В условиях сульфидно-окисной коррозии отмечалось некоторое увеличение несоответствия экспериментальных значений прочностных характеристик сплава ЖС6К и рассчитанных по различным температурно-временным параметрам. Так, при проведении испытаний образцов сплава ЖС6К в условиях синтетической золы газотурбинного топлива было установлено, что $\sigma_{1000}^{800^\circ\text{C}} = 280 - 290 \text{ МПа}$, в то время как оценочные значения того же предела длительной прочности, полученные с использованием методик [4] и [2], составляли соответственно 100 и 510 МПа. Повышенные значения ожидаемых пределов длительной прочности (на 40-50 %) отмечали также и в случае выполнения оценочных расчетов с использованием температурно-временной зависимости [3]. В случае увеличения временной базы экстраполяции при температурах 850 °С и более высокой результаты прогноза пределов прочности сплава ЖС6К в условиях воздействия коррозионно-активной среды с помощью всех рассматриваемых температурно-временных параметров неэффективны из-за интенсивного коррозионного повреждения поверхности образцов при любых значениях приложенных напряжений.

Недостаточный уровень достоверности полученных результатов прогноза для сплава ЖС6К в условиях воздействия агрессивной среды наиболее вероятно связан с тем, что лежащий в основе применяемых аналитических методов [1-3] принцип подобия процессов, происходящих при высокотемпературном нагружении при коротких и

длительных временных базах, не учитывает фактор коррозионного повреждения поверхности образцов. На практике интенсивная сульфидно-окисная коррозия приводит к существенному уменьшению рабочего сечения образцов.

Таблица – Пределы длительной прочности сплавов ЖС6К и ЗМИ-3У

№ п/п	Метод определения	Темпе- ратура, °С	Пределы длительной прочности, МПа							
			Продолжительность временной базы, час							
			100		1000		5000		10000	
			окис- лит.	кор- роз.	окис- лит.	кор- роз.	окис- лит.	кор- роз.	окис- лит.	кор- роз.
1	Миллера-Ларсона	800	$\frac{530}{480}$	$\frac{530}{470}$	$\frac{440}{350}$	$\frac{—}{340}$	$\frac{390}{300}$	$\frac{—}{300}$	$\frac{370}{260}$	$\frac{—}{220}$
2	Шерби-Дорна		$\frac{480}{550}$	$\frac{—}{500}$	$\frac{490}{450}$	$\frac{510}{400}$	$\frac{360}{300}$	$\frac{380}{300}$	$\frac{400}{260}$	$\frac{190}{260}$
3	Мэнсона-Хаферда		$\frac{460}{550}$	$\frac{—}{550}$	$\frac{450}{480}$	$\frac{470}{460}$	$\frac{390}{410}$	$\frac{330}{400}$	$\frac{300}{350}$	$\frac{150}{340}$
4	ОСТ108.901.102-78		$\frac{500}{480}$	$\frac{500}{460}$	$\frac{440}{390}$	$\frac{100}{350}$	$\frac{360}{310}$	$\frac{—}{270}$	$\frac{300}{280}$	$\frac{—}{250}$
5	Эксперимент		$\frac{550}{480}$	$\frac{500}{480}$	$\frac{450}{390}$	$\frac{280}{380}$	$\frac{370}{320}$	$\frac{—}{290}$	$\frac{290}{—}$	$\frac{—}{—}$
1	Миллера-Ларсона	850	$\frac{460}{400}$	$\frac{180}{400}$	$\frac{380}{290}$	$\frac{—}{280}$	$\frac{300}{220}$	$\frac{—}{210}$	$\frac{200}{180}$	$\frac{—}{160}$
2	Шерби-Дорна		$\frac{440}{400}$	$\frac{550}{400}$	$\frac{400}{280}$	$\frac{240}{270}$	$\frac{340}{200}$	$\frac{—}{—}$	$\frac{220}{—}$	$\frac{—}{—}$
3	Мэнсона-Хаферда		$\frac{440}{480}$	$\frac{480}{470}$	$\frac{310}{360}$	$\frac{200}{350}$	$\frac{150}{250}$	$\frac{—}{230}$	$\frac{200}{180}$	$\frac{—}{160}$
4	ОСТ108.901.102-78		$\frac{430}{370}$	$\frac{—}{350}$	$\frac{380}{260}$	$\frac{—}{250}$	$\frac{300}{190}$	$\frac{—}{180}$	$\frac{180}{180}$	$\frac{—}{170}$
5	Эксперимент		$\frac{450}{360}$	$\frac{350}{350}$	$\frac{400}{250}$	$\frac{—}{240}$	$\frac{300}{200}$	$\frac{—}{180}$	$\frac{—}{180}$	$\frac{—}{—}$

Примечания: 1. В числителе приведены значения для сплава ЖС6К, в знаменателе – ЗМИ-3У.

2. “—” – невозможность оценки численных значений с использованием параметра.

В результате возрастают истинные напряжения, приводящие к ускоренной деформации образцов со смешанным (внутризерненным и межзерненным) механизмом разрушения. Поэтому, в рассматриваемом выше случае некоррозионностойкого сплава ЖС6К, фактор коррозии оказывает преобладающее влияние на механизм разрушения образцов, что совершенно не учитывается при прогнозе их длительных прочностных свойств выбранными методами.

В противоположность жаропрочному сплаву ЖС6К, сплав ЗМИ-3У обладает высоким уровнем коррозионной стойкости в течение длительного времени. В условиях воздействия агрессивной среды глубина коррозионного повреждения поверхности образцов остается незначительной и их сечение практически не изменяется. Межзеренный механизм разрушения образцов сплава ЗМИ-3У под действием напряжений в условиях сульфидно-окисного воздействия также остается неизменным. Поэтому в случае коррозионной среды и коррозионностойкого сплава сохраняется принцип подобия процессов, происходящих при длительном разрушении образцов, что подтверждается хорошей сходимостью экспериментальных и расчетных данных на базе до 10000 часов для всех рассматриваемых методов прогноза (см. табл.).

Таким образом, проведенный анализ сходимости экспериментальных и прогнозируемых значений пределов длительной прочности сплавов ЖС6К и ЗМИ-3У свидетельствует, что с помощью рассмотренных температурно-временных параметров возможно осуществление эффективного предварительного прогноза свойств этих сплавов лишь в условиях воздействия высокотемпературной окислительной среды. В то же время в условиях сульфидно-окисного воздействия эффективный прогноз времени до разрушения и значений пределов длительной прочности возможен только для коррозионностойкого сплава ЗМИ-3У, поскольку интенсивное коррозионное повреждение

поверхности образцов сплава ЖС6К в конечном счете способствует их ускоренной деформации и существенно снижает достоверность прогноза долговечности безопасной работы изделий, изготовленных из этих сплавов.

Перечень ссылок

1. Larson F.R. and Miller I.: Trans. ASME, 1952. – V 74, N7, p. 765-775.
2. Dorn I.E.: Some Fundamental Experiments on High Temperature Creep: NPL, 1956. – p. 89.
3. Manson S.S. and Haferd A.M.: NASA T N2890, 1953. – p. 91-93.
4. Никитин В.И. Расчет жаростойкости металлов. – М.: Металлургия, 1976. – 208 с.

© 2007 Канд. техн. наук В. И. Шмырко, канд. техн. наук А. С. Лавренко,
канд. техн. наук Г. И. Дудник

Национальный технический университет, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА СВОЙСТВА СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Конечное раскисление – модифицирование определяет уровень физико-механических и эксплуатационных свойств литой стали.

Ввод сильных раскислителей не только переводит кислород в пассивное состояние, но и оказывает значительное влияние на состояние структурных составляющих металла, размер зерна аустенита, состав, форму, размер и характер распределения неметаллических включений.

В настоящее время технология выплавки стали для отливок, как правило, предусматривает конечное раскисление алюминием, обеспечивающее необходимую плотность отливок, мелкое зерно аустенита и образование остроугольных неметаллических включений III типа.

Дальнейшее повышение качества литого металла возможно при использовании рациональных методов конечного раскисления, модифицирования, обеспечивающих образование глобулярных включений I типа. Хорошо изученными и широко применяемыми элементами для модифицирования являются кальций, церий, иттрий и другие щелочноземельные (ЩЗМ) и редкоземельные (РЗМ) металлы [1].

Кафедрой литейного производства ЗНТУ и научно-исследовательским институтом титана, совместно с Запорожским и Березниковским (Россия) титаномагниевыми комбинатами, освоена технология производства новых многокомпонентных модификаторов, полученных из хлоридных отходов цветной металлургии за счет магнийтермического восстановления. Так как в состав указанных полиметаллических модификаторов входят элементы, изменяющие состав и форму неметаллических включений (алюминий, кальций, магний, калий, натрий) и элементы, упрочняющие металлическую матрицу (титан, ванадий, цирконий и др.), то стало возможным улучшать одновременно как показатели прочности, так и показатели пластичности конструкционных сталей.

Изучено влияние на свойства стали 30Л и 20Г2СЛ многокомпонентного полимодификатора ПМ (10-15 % алюминия, 10-15 % титана, 2-5 % циркония, 0,5-4 % ванадия, 15-20 % магния, 0,5-1,5 % кальция, 1-2 % марганца, 0,8-2,0 % хрома, 1 % ниобия и тантала, содержание в небольших количествах калия, натрия, церия, не более 3 % хрома и остальное – железо). Модификатор в виде порошка и брикетов присаживали на дно ковша, металл предварительно раскисляли в печи алюминием из расчета получения 0,03-0,05 % его остаточного содержания. Механические свойства определяли на литых образцах, прошедших нормализацию от 900 °С с последующим отпуском при 680 °С.

Присадка модификатора ПМ в количестве 0,3 % позволила получить наиболее благоприятную форму неметаллических включений – вместо угловатых включений III типа, характерных для стали с алюминием, появились округлые включения, которые дезориентировано располагались в металлической матрице на значительном расстоянии друг от друга.

Благодаря присутствию в модификаторе комплекса таких сильных раскислителей, как алюминий, титан, ванадий, цирконий, магний, кальций и др., обеспечивалось значительное снижение содержания кислорода в литой стали, при этом наименьшее его содержание имела сталь с присадкой ПМ в количестве 0,15-0,25 %, содержание азота практически не изменилось (табл. 1).

Таблица 1 – Влияние модификатора ПМ на содержание газов в стали

Марка стали	Газ	Содержание газов в стали (%) при присадке модификатора ПМ, %					
		0	0,1	0,2	0,25	0,35	0,5
20Г2СЛ	Кислород	0,0038	0,034	0,0030	–	0,0041	–
	Азот	0,011	0,0011	0,0010	–	0,010	–
30Л	Кислород	0,0041	0,0037	–	0,0029	0,0040	0,0044
	Азот	0,011	0,011	–	0,010	0,011	0,012

Изучение влияния модификатора ПМ в сравнении с кальцием, церием, титаном, ванадием, цирконием и ниобием на структуру стали 20Г2СЛ показало, что оптимальные присадки изучаемых модификаторов положительно влияли на измельчение структурных составляющих (табл. 2).

Измельчение микроструктуры литой стали с модификатором ПМ обусловлено зародышевым действием не растворяющихся соединений титана, ванадия, циркония, ниобия и тантала с кислородом и азотом, а также наличием поверхностно активных элементов ЦЗМ и РЗМ, адсорбирующихся на гранях растущих кристаллов.

Таблица 2 – Влияние модифицирования на величину зерна и соотношение феррита и перлита стали 20Г2СЛ

Присадка, %	Величина зерна, мкм		Количество, %	
	феррит	перлит	феррит	перлит
0,15Al	12,1	14,5	63	37
0,15SiCa	10,3	12,1	62	38
0,15FeCe	10,2	8,8	62	38
0,07V	6,4	6,0	52	48
0,07Zr	8,3	8,8	55	45
0,075Nb	9,3	7,9	58	42
0,08Ti	9,5	9,2	54	46
0,3ПМ	10,2	8,1	55	45

Модификатор ПМ оказал положительное влияние на литейные свойства (жидкотекучесть, плотность, усадку, трещиностойкость). Оптимальные свойства получены при присадке 0,25-0,35 % ПМ. Улучшение литейных свойств можно объяснить рафинирующим действием, уменьшением газонасыщенности и повышением чистоты стали по неметаллическим включениям.

Зависимость прочности, ударной вязкости, пластичности от присадки модификатора Пм носила экстремальный характер. Максимальные значения по этим показателям достигались при присадке ПМ в количестве 0,25-0,35 %, что хорошо согласуется с металлографическими исследованиями. Присадки свыше 0,35 % приводили к снижению механических свойств, что связано с увеличением загрязненности литой стали неметаллическими включениями и повышением ее газонасыщенности.

Повышение показателей прочности (10-15 %) при оптимальных присадках ПМ происходило вследствие измельчения структуры и выделения соединений титана, ванадия, ниобия, циркония и др. с кислородом и азотом в зернах твердого раствора; повышение пластических свойств – за счет улучшения формы и уменьшения уровня загрязненности неметаллическими включениями.

Влияние различных модификаторов на характер изменения свойств стали 20Г2СЛ и 30Л показали, что по действию их можно разделить на следующие группы: повышающие только пластичность и ударную вязкость – силикокальций и ферроцерий; повышающие показатели прочности без существенного изменения пластичности и вязкости – титан, ниобий, цирконий, ванадий; повышающие одновременно показатели прочности и пластичности – многокомпонентные модификаторы ПМ (полимодификаторы), содержащие как элементы, повышающие прочность, так и элементы повышающие пластические характеристики.

В работе также исследовали влияние чистых хлоридных отходов титаномагниевого производства на свойства исследуемых конструкционных сталей. Действие хлоридных отходов, как модификатора, аналогично действию модификатора ПМ. Однако при модифицировании хлоридными отходами выделяется хлор, поэтому здесь необходимо уделять внимание разработке мероприятий по нейтрализации хлора и охране окружающей среды.

Анализ результатов исследования по влиянию различных модификаторов показал, что действие модификатора ПМ занимает промежуточное положение между влиянием кальция и церия.

Таким образом, модификатор ПМ оказался универсальным, который, наряду с повышением пластичности и ударной вязкости, обеспечил увеличение показателей прочности стали, что открывает широкие перспективы его использования при изготовлении ответственных тяжело-нагруженных деталей.

Перечень ссылок

1. Лунев В. В., Шульте Ю. А. Применение комплексных лигатур с РЗМ и ЦЗМ для улучшения свойств литых и деформированных сталей. В кн.: Влияние комплексного раскисления. – М.: Металлургия, 1982. – С. 32-50.

© 2007 Канд. техн. наук В. И. Минакова¹, канд. техн. наук В. А. Федьков¹,
канд. техн. наук Г. А. Федьков²

¹ Национальный технический университет, ² Государственная инженерная академия,
г. Запорожье

ДО ВИХОДУ “ТЕРМІНОЛОГІЧНОГО СЛОВНИКА “МЕТАЛИ”

Не так давно вийшов обмеженим друком двотомний “Термінологічний словник “Метали” [1], у створенні якого брали участь і працівники нашого університету. Це дуже цікавий тлумачний словник. Він містить великий обсяг понять, словосполучень та їхніх означень російською та українською мовами. Крім того, для кожного терміна (словосполучення) наведений його переклад англійською, німецькою та французькою мовами, що допомагає уточнити, усвідомити зміст поняття. Велика, фундаментальна праця охоплює поняття, які стосуються металів та їхніх властивостей, виробництва, оброблення металів тощо. Він може бути корисним для широкого кола інженерів, науковців, аспірантів та студентів не лише як довідник, але й як посібник у навчанні та роботі.

Словник допомагає вирішити багато складних питань, пов'язаних з використанням української науково-технічної термінології. Проте у ньому зустрічаються деякі прикрі недоліки, аналізу яких присвячується ця стаття¹.

Перш за все, впадає в око не завжди точний переклад багатозначних віддієслівних іменників російської мови. Їхні українські відповідники можуть виражати недоконану та доконану дії, а також наслідок (результат) дії, які передаються різними словами. Згідно з ДСТУ 3966-2000 [2] дію позначають віддієслівними іменниками з суфіксом *–ння*, утвореними від дієслів недоконаного виду, *подію* – віддієслівними іменниками з суфіксом *–ння*, утвореними від дієслів доконаного виду, а *наслідок дії* – однокореневими іменниками з іншими суфіксами або без них.

У деяких випадках наведені в словнику терміни відповідають цим вимогам: *охлаждения* (т. 2, с. 78)², *зношування* (т. 1, с. 257), *травлення* (т. 2, с. 318), *ціанування* (т. 2, с. 385), *азотування* (т. 1, с. 23) та інші. Одночасно зустрічаються невластиві терміни: *відпуск* (т. 2, с. 75), *обработка* (т. 2, с. 47), *термична обработка* (т. 2, с. 301), *наплавка* (т. 2, с. 9), *перепал* (т. 2, с. 89).

Словник дає означення терміна *обработка*: “...технологічний процес, здійснюваний з метою...” і терміна *термична обработка*: “...тепловий вплив на метал (виріб), що *призводить до зміни*...” Тобто в обох випадках мова йде про дію, процес, які мають той чи інший наслідок. Тому таку недоконану одноразову або багаторазову дію краще перекласти як *оброблення, термічне оброблення*. Це ж стосується всіх видів термооброблення (відпускання, цементування, нормалізування тощо) [3], а також інших понять, які означають процеси.

Іноді в словнику зустрічається непослідовність у перекладі російських термінів. Наприклад, російський термін *отжиг* перекладається як *відпал* (т. 2, с. 70), а *двойной отжиг* – як *подвійне відпалювання* (т. 1, с. 169). При цьому в обох випадках наводиться однаковий англійський термін *annealing*. Подібно до цього *индукционный нагрев* перекладається як *індукційний нагрів* (т. 1, с. 267), а *нагрев, время нагрева* – як *нагрівання* (т. 2, с. 6), *час нагрівання* (т. 1, с. 111) (в обох випадках один англійський термін – *heating*).

У деяких випадках у словнику нема різниці в означенні українських термінів, які мають відображати недоконану дію (процес), доконану дію (подію) або наслідок (результат) дії. Наприклад, *упрочнение* (процес, недоконана дія) (т. 2, с. 339) і *упрочнение* (операція, доконана дія) (т. 2, с. 339) перекладені однаково – *зміцнення*. Але відпо-

¹ деякі думки автора є спірними – ред.

² тут і далі наведені номери тому й сторінок у словнику [1].

відно до вимог ДСТУ 3966-2000 [2] у першому випадку має бути *зміцнювання*, а у другому – *зміцнення*.

Терміни *деформація* (величина, англ. т. – strain) (т. 1, с. 184) і *циклическая деформация* (процес, англ. т. – cyclic deformation) (т. 2, с. 386) перекладені українською мовою однаково – *деформація*. У той же час поруч у словнику є термін *деформирование* (процес, англ. т. – deformation) (т. 1, с. 185) перекладений правильно: *деформування*.

У порошковій металургії є поняття *формування* (англ. т. – forming) – процес формоутворення виробу і *формовка* (англ. т. – compact) – напівфабрикат, результат (наслідок) формування [4]. У словнику для означення формовки (тіла) наводиться невластивий термін – *формування* (т. 2, с. 360).

Викликають певні сумніви та заперечення переклади деяких термінів-іменників.

Термін *возврат* (англ. т. – recovery) (т. 1, с. 102) трактується як “сукупність будь-яких... процесів” і перекладається як *зворот*. Такий переклад більше схожий на просту кальку відповідного російського терміна. Англійське слово recovery означає повернення, відновлення попереднього стану і т.п. [5]. Тому цей вид термооброблення краще означити як *відновлення* [3].

До двох тірмінів *выплавка стали* (т. 1, с. 118) та *сталеплавильное производство* (т. 2, с. 262) у словнику наводиться один англійський термін – steelmaking. Наведені ж українські терміни *виплавлення сталі* та *сталеплавильне виробництво* не відбивають суті процесів, які при цьому відбуваються. За існуючою технологією в металургійних печах сталь не *плавиться*, а відбувається процес “одержання сталі з чавуну і сталєвого брухту” [1]. Це – дія, *процес* перетворення одного (вихідного) матеріалу в інший. Металурги сталь *варять* [6]. Навіть у російській мові цей факт відбився та зберігся й досі у терміні *сталевар*. Отже, слід говорити про *сталеваріння*, а не про плавлення сталі.

Не зовсім слушно передані російські терміни *течение* (т. 1, с. 126), *текучесть* (т. 2, с. 288). Українське слово *течія* більше відповідає руху води в ріці або масі води, яка рухається в певному напрямку [7]. Плавному руху металу під час деформування краще відповідають терміни *плин* і *плинність* як стан і властивість, пов’язані з речовиною, що рухається під дією сили. Що стосується терміна *границя текучості* (т. 2, с. 151), то ДСТУ 2825-94 [7] вважає його “неприпустимим до вживання”. Замість нього треба вживати термін *границя плинності*.

Заслугує уваги термін *сердцевина*, перекладений у словнику як *серцевина* (т. 1, с. 230; т. 2, с. 224). У [7] *серцевина* трактується спочатку як “внутрішня частина стебла рослини”, а вже потім – як “центр, найважливіша частина чого-небудь”. Термін *осердя* словник [7] визначає як “основу, внутрішню частину деяких виробів”. Тому цей термін видається доцільнішим у технічних текстах.

Російський термін *масло* як засіб для термооброблення згадується в словнику двічі і перекладається як *гартівна олива* (т. 1, с. 233) та *масло* (у термічних цехах) (т. 1, с. 386). Англійським відповідником в обох випадках наведене слово *oil*. Згідно з [5] *oil* – це технічна змащувальна речовина мінерального походження. Аналіз словників [7, 9] показує, що багатозначне російське слово **масло** слід перекладати:

олива – рідка технічна змащувальна речовина;

масло – харчовий продукт з вершків або сметани;

мастило – густа жирова речовина для змащування деталей машин;

оля – рідка жирова речовина рослинного походження (по-російськи – *постное масло*).

Російський термін *плотность* в українській технічній літературі перекладається двома термінами [7]:

густина – маса тіла, що міститься у його одиниці об’єму, і *щільність* – предмети, складові частини, які розташовані недалеко один від одного, у малому об’ємі.

Згідно з [9] *щільно* означає “плотно, не оставляя промежутков”.

Відповідно до цього у словнику [1] правильно наведені терміни *густина* (т. 2, с. 111), *густина струму* (т. 1, с. 343), *наситна щільність* (т. 2, с. 14). А *густина пакування* (т. 2, с. 112) не узгоджується зі своїм же терміном *щільноупакована* (площина) (т. 2, с. 112). У цьому випадку краще було б використати термін *щільність пакування*.

Терміном *смуга* (т. 2, с. 128) у словнику, що аналізується, позначений вид сортового прокату. Відповідно до [7, 9] *смуга* – це “видовжена, обмежена чим-небудь частина якоїсь поверхні”, “черта, штрих полоса на чём-то”. Іншими словами, *смуга* – це виділена якимось чином частина більш-менш великої поверхні, а не виріб, предмет праці. Як такий краще розглядати *стрічку* – “довгу вузьку смужку певного матеріалу в техніці” [7]. Проте терміном *стрічка* сьогодні найчастіше називають виріб з листового металу. Що стосується “сортового профілю з прямокутним поперечним перерізом” [1], то до нього більше підходить термін *штаба*.

У декількох словосполученнях у словнику зустрічається слово *внедрение*. Воно перекладається або просто як *атом впровадження* (т. 1, с. 54), *фаза впровадження* (т. 2, с. 349), або як *твердий розчин впровадження* (т. 2, с. 285), *елемент впровадження* (т. 2, с. 422) з доданням пояснення у дужках: *проникнення*. За своїм змістом терміни **впровадження** і **проникнення** досить різні. **Впроваджувати** означає вводити кого-небудь (що-небудь) примусово у що-небудь, у дію, практику і т.п. [7]. А **проникати** означає просочуватися, потрапляти куди-небудь. Враховуючи фізичну суть процесу утворення твердих розчинів цього типу, їх слід називати *твердими розчинами проникнення*, а не впровадження. Атом вторинного компонента *проникає* у кристалічну ґратку компонента-основи під час кристалізації без зовнішньої дії. Тому використання слова *впровадження* як складової частини згаданих вище термінів

є необґрунтованим.

Не зовсім вдалим видається використання терміна *структурна складова* (т. 2, с. 273) для характеристики мікроструктури сплавів. Для означення “складової частини чого-небудь, компонента” [7] краще підходить термін *складник*.

У словнику двічі зустрічається російське слово *рост*, яке перекладене як *ріст зерна* (т.2, с. 202) і *об’ємний ріст* (т. 2, с. 53). В обох випадках мова йде про дію – збільшення розмірів (об’єму) внаслідок якого-небудь технологічного процесу. Відповідно до ДСТУ 3966-2000 [2] українське слово *ріст* означає кінцевий результат дії, який можна виміряти у тих чи інших одиницях. Якщо мається на увазі недоконана дія, яка в певних умовах відбувається неодноразово, то треба використовувати термін *зростання*.

У словнику наведений неточний термін *передільний чавун* (т. 2, с. 89) – “чавун, призначений для *перероблення* у сталь” [1]. Саме тому тут напрошується кращий варіант: *переробний чавун*.

Аналогічно не зовсім вдало перекладений термін *самопроизвольный процесс* (англ. т. – spontaneous process) (т. 2, с. 207) – *самодовільний процес*. Перекладні словники передають слово *самопроизвольный* українською мовою як *самочинний, самовільний, мимовільний, спонтанний*. За своїм змістом всі ці слова дещо відрізняються одне від одного. Процесу, що йде “до стану термодинамічної рівноваги без витрати зовнішньої енергії” [1] більше відповідає означення *самовільний, довільний*, тобто такий, “який відбувається, виникає сам, без будь-якого зовнішнього втручання” [7].

При всіх високих якостях словника [1] іноді зустрічаються прикрі недоліки, пов’язані певно з неухважністю редактора (коректора).

Так, *обезуглероживание* в одному випадку перекладене як *обезвуглецювання* (т. 1, с. 83), в іншому – як *зне-вуглецювання* (т. 2, с. 43). *Намагніченість* та *намагнічування* подані як різні поняття. Але *вектор намагніченості* перекладений як *вектор намагнічування* (т. 1, с. 87) замість намагніченості. Подібним чином наведені різні поняття *навантаження* й *навантажування*, а *динамическое нагружение* перекладається як *динамічне навантаження* (т. 1, с. 193), а не навантажування. У т.1, с. 117 *выделившаяся фаза* подана як *фаза, що виділилася*, а на с. 116 – як *фаза, що виділяється*. Термін *відносно подовження* не відповідає ДСТУ 2825-94 [8].

“Термінологічний словник “Метали” – велика і важлива праця, яка сприяє становленню та поширенню української науково-технічної термінології. Відмічені вище недоліки та невідповідності державним термінологічним стандартам пов’язані з тим, що погляди практиків, науковців і термінологів ще не усталилися, не увійшли у свідомість і практику широкого загалу. З одного боку, найкорисніша та наукова термінологія, яка спирається на лексику і граматичні форми рідної мови. З іншого боку, слід уникати штучного новаторства, бо його не сприймає жива мова, її сучасний стан. Термінологічні стандарти сприяють єдності наукової термінології. Це засіб розвитку науки і культури народу. Але й вони вимагають періодичного перегляду і вдосконалення. Саме збагаченню і розширенню українського термінофонду служить видання “Термінологічного словника “Метали” та його обговорення.

Перелік посилань

1. Терминологический словарь “Металлы”/ Блантер М.С., Кершенбаум В.Я., Мухин Г.Г. и др.; в 2-х т. – Москва-Запорожье: изд. “Мотор-Сич”, 2005. – т. 1 А-М – 511 с.; т. 2 – Н-Я – 523 с.
2. ДСТУ 3966-2000. Термінологія. Засади і правила розроблення стандартів на терміни та визначення понять.
3. Коваль А.Д., Плєскач В.М. Про оптимізацію термінів у галузі термічного оброблення. – Збірник наук. праць “Проблеми української термінології”. – Львів: “Ліґа-Прес”, 2004. – С. 140-141.
4. ДСТУ 2751-94. Металургія порошкова. Терміни та визначення.
5. ABBYY Lingvo 10. Многоязычный электронный словарь. Выпуск 10.0.0.213. – 2004.
6. Збожна О.М. Основи технології: Навч. посібник. – Тернопіль: “Карт-бланш”, 2002. – 486 с.
7. Великий тлумачний словник сучасної української мови/ Гол. ред. В.Г.Бусел. – К.: Ірпень, ВТФ “Перун”, 2005. – 1728 с.
8. ДСТУ 2825-94. Розрахунки та випробування на міцність. Терміни та визначення основних понять.
9. Словарь украинского языка / Упор. Б.Грінченко, т. 1 – К.: вид. “Довіра” – УНВЦ “Рідна мова”, 1997. – 578 с.

© 2007 Канд. техн. наук В. М. Плєскач

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

КОНФЕРЕНЦИЯ И ВЫСТАВКА “МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕХНОЛОГИЯ 2007 MS&T’07” (Materials Science & Technology 2007 Conference and Exhibition)

Организаторами конференции являются 4 научно-технических общества: Американское общество керамиков (The American Ceramic Society AcerS), Ассоциация Технологий Чугуна и Стали (Association for Iron and Steel Technology AIST), Международное общество Материалов (American Society of Materials International ASMI), Общество Минералов, Металлов и Материалов (The Minerals, Metals and Materials TVS). Предполагается, что это будет всесторонний форум с точки зрения развития науки, материалов и технологий машиностроительной промышленности. На девяти секциях пятидневной конференции представлена разнообразная по широте охвата программа:

1) Автомобильная промышленность; 2) Электронные и магнитные свойства; 3) Энергетика; 4) Основные принципы и характеристики; 5) Материалы и системы; 6) Нанотехнология; 7) Обработка и производство изделий; 8) Специальные темы; 9) Стали. При каждой секции на выставке демонстрируются плакаты и образцы продукции.

Для металлургов и машиностроителей материалы некоторых секций могут представить особый интерес. Так, на пятой секции доклады охватывают такие разнообразные темы, как общность явлений в композитных материалах; технологияковки меди и медных сплавов; стёкла и оптические материалы; аморфные металлы на основе железа, обладающие высококоррозионными свойствами; новое поколение биоматериалов; сопротивление керамических материалов термическим ударам. Разнообразная тематика также присутствует на седьмой и восьмой секциях. К примеру, на секции 7 представлены доклады по темам: химические, конструкционные и механические характеристики материалов на основе цемента; деградация окружающей среды неметаллическими материалами и системами; прогрессивные процессы синтеза керамики, стёкол и композитов; непредвиденные проблемы при производстве в работе и надёжности бессвинцовистых припоев. Тематика керамики и цемента присутствует и на восьмой секции.

В работу секции “Сталь” включен 4-й международный симпозиум по проблемам железнодорожных цистерн, в статьях которого рассмотрены тенденции развития технологий их производства, проектирования, безопасности, материалов производства и инспектировании. Среди рассматриваемых вопросов можно отметить также такие, как продукты металлургического производства, свариваемость, повреждения, инспекция, новые материалы, производственные методы.

Еще один симпозиум этой секции посвящен будущему в легировании стали. Представляет интерес рассмотрение в качестве легирующих элементов таких, которые вообще не используются в производстве стали, но имеют существенный интерес с позиций стоимости и свойств. Предполагается, что такие элементы помогут получить в стали новые типы микроструктур. Анализ стоимости и пользы от такого легирования и замены других элементов позволит изменить определенные свойства. Важна также взаимосвязь производственных процессов и обрабатываемости изделий с подобным легированием.

На симпозиуме “Последние разработки в области обработки сталей” представленные доклады посвящены вопросам процессов производства и получаемых свойств в зависимости от металлургических факторов и размеров изделий. Уделено внимание вопросам обработки стали в жидком и твердом состояниях при изготовлении листов, пластин, труб и различным длинным изделиям после всех видов обработки. Тематика симпозиума включает процессы термо-механической обработки, возможности технологических процессов, термической обработки, сварки, штамповки, покрытий и механической обработки.

В подсекции “Сталь и ее применение” освещаются исследования стальной продукции и влияние металлургических факторов на свойства и применение стальной продукции. Уделено внимание микроструктурному анализу, взаимосвязи микроструктуры и свойств и изучению эксплуатационных характеристик.

Цинковые покрытия остаются одним из важных средств защиты от коррозии стальных листов, применяемых в автомобильной промышленности, и эти вопросы освещены в одной из подсекций. Недавние успехи позволили повысить эффективность и качество процессов покрытия изделий. Кроме того, тенденции последующих обработок создают парадигму изменения процессов и окончательных свойств длинномерной продукции из современных высокопрочных сталей с большой чувствительностью поверхностных характеристик и механических свойств к различным процессам покрытий. Доклады этой подсекции выдвигают на первый план недавние данные о цинковых покрытиях листов с целью их обсуждения между производителями и пользователями конечной продукции. В тематику подсекции включены работы по темам: покрытия современных высокопрочных сталей; новые системы покрытий; благоприятное влияние последних обработок на окружающую среду; управление ваннами и аппаратными средствами; сварка и пайка; коррозионное воздействие; гальванические отходы сварочных заготовок.

В работе конференции много внимания уделено одной из самых перспективных тем – нанотехнологии (*Nanotechnology*). Нано – приставка для большинства ведущих технологий, разрабатываемых в материаловедении и машиностроении. “Нанореволюция” породила новое поколение необходимых характеристик и инструментариев, адресованных для продолжения их развития. Проблемы материалов, сосредоточенных на наноуровне (*nano-level*), включают: поверхностную топографию (*surface topography*) и шероховатость (*roughness*), химию поверхности и кристаллографию, образование и рост зародышей (*nucleation and growth*), эпитаксию, текстурообразование, межфазовую реакцию и транспорт (*interface reaction and transport*), адгезию, напряжение/напряженное состояние (*stress/strain behavior*) частиц материалов и кинетику многих важных процессов, таких как фазовые превращения, катализ и газовая адсорбция/десорбция.

Наноматериалы обычно имеют типичные размеры, по крайней мере в одном измерении от 1 до 100 нанометра. Можно дать определение “наноустройствам” (*nanodevices*) как структурно организованным и функционально объединенным системам материалов, измерения которых даются в нанометрах (10^{-6} миллиметра или 10^{-3} микрометра). Экстенсивно изучаются электронные устройства (*electronic devices*), включающие наноматериалы, с целью повышения эксплуатационных свойств вследствие “квантового ограничения” (*“quantum confinement”*), обработка которых ограничивается их уменьшенными размерами. Сейчас такие исследования концентрируются на технологиях производства этих материалов и на широком изучении их свойств. Развиваются различные методы производства нанометаллов, нанокерамики и нанокompозитов, и имеются сообщения о наивысших свойствах наноматериалов. Действие большое отношения размеров поверхности к размерам межфазной границы (*surface/interface-to-volume ratio*) в наноматериалах и большое разнообразие эффектов, связанных с размерами, могут быть рассмотрены при контроле размеров частиц: количественные ограничения (т.е. квантовый энергетический уровень электронов/дырок в малых измерениях) (*quantization of the energy level of electronic/holes*) расширяют представления о термоэлектрических устройствах (*thermoelectric*). В оптоэлектронике и нелинейных оптических устройствах (*optoelectronic and nonlinear devices*) эффективно увеличиваются квантовые ограничения оптоэлектроников, включая нанокластеры и квантовые точки (*nanoclusters and quantum dots*) (к примеру, обработанные/разработанные устройства для эмиссии и абсорбции специфической длины волны при изменении диаметра частицы). Магнитные свойства материалов, имеющие большое отношение поверхности к объему, усиливаются после обработки.

Ожидается, что нанотехнология будет играть большую роль для всех материалов, включая электронику. Это может привлечь использование наноструктур в устройствах (*in devices*), создающих наночастицы для изготовления тонких пленок, нанопленок (*nanoscale*) дефектов для управления структурой и контролем свойств, нанопленок покрытий для дополнительной функциональности или защиты устройств (*device protection*). Конечная продукция, в которой использована эта технология, может изменяться в пределах от биосенсоров и органических-неорганических гибридов до «обычных» электронных устройств, включая компоненты полупроводников, проводников, сверхпроводников и диэлектриков.

Многофункциональные тонкие оксидные пленки (сегнетоэлектрики, ферромагнетики, ионные соединения, фотоники (*photonic*) и др.) и наноструктурные материалы пользуются особым вниманием, и теоретические и экспериментальные исследования разносторонних физических свойств важны для их предполагаемого применения. Эти тонкие пленки и наноструктурные материалы отразили много моментов их современного использования в секторах коммерции и защиты (*commercial and defense sectors*). К примеру, сегнетоэлектрические оксидные пленки могут быть использованы для регулируемых микроволновых устройств (*tunable microwave devices*), элементов памяти, активаторов и новых датчиков/сенсоров. Высокоактивные ионные соединения тонких оксидных пленок (*ionic conductive conductive oxide thin films*) и многослойных структур показали большое преимущество в энергетических установках и химических сенсорах. Большую роль играют измерения современных активных сжимающих устройств (*active devices shrinking*), поверхностных многофункциональных тонких оксидных пленках и наноструктурных материалов. При этом часто открываются новые физические явления, которые способны изменять каталитические, электронные, оптические и магнитные свойства. Поэтому понимание соотношения синтез-структура-свойства и межфазных явлений (*interface phenomena*) многофункциональных оксидов и тонких пленок в связи с наноматериалами указывает путь к достижению следующих поколений передовых устройств типа датчиков/сенсоров и экзотических устройств будущего. Однако следует учитывать, что чувствительная природа физических свойств тонких оксидных пленок и наноструктурных материалов к химической стереометрии, межфазной структуре, искажениям решетки и параметров обработки способны создать различные проблемы. В данном симпозиуме представлены самые последние прогрессивные исследования и разработки многофункциональных тонких оксидных пленок и наноматериалов.

Интересно проанализировать темы работ симпозиума “Прогрессивная обработка материалов с 3D наночастицами”. Имея под рукой тщательный анализ наночастиц, более сложной задачей является формирование наночастиц в специфические 3D формы с желаемой наноструктурой. Существовали многочисленные усилия по отношению к 2D наноструктурам, таких как нанопокрyтия и массива наночастиц. Эти исследования имеют большой фундаментальный и практический интерес, но многие исследования нуждаются в компонентной обработке 3D

наночастиц, имеющих более широкое функциональное и структурное применение. Имеются разнообразные требования к материалам с 3D наночастицами. Некоторое использование, как в сенсорах и катализаторах требует пористых наноструктур и больших областей реакции, в то время как использование других типов структурных компонентов требуют компонентов полной плотности. Эти ограничения вызвали развитие различной прогрессивной техники. Основываясь на жидком состоянии, они могут быть разделены на сухие, полусухие и влажные процессы. Наночастицы имеют очень большую специфическую поверхностную область, поэтому наиболее активные исследования находятся во влажной области, начиная с коллоидной суспензии и до наночастиц.

За прошедшие 10 лет произошел как бы взрывной рост количества патентов, публикаций, конференций и усилий предпринимателей, сосредоточенных на нанотехнологиях в керамике. Нанокерамика увеличивает физические, механические, химические и биологические свойства большого диапазона отраслей промышленности. Влияние нанокерамики станет лидирующим и всесторонним в электронике, фотонике, медицине, поставляемых лекарствах, конструкционных материалах, сенсорах, катализаторах, сепараторах жидкостей и силовых поколениях. На этом симпозиуме охвачена широкая перспектива производства нанокерамики.

Хотя наноструктуры типа наночастиц, нанотрубок, нанонитей, толстых пленок, наноструктурированные материалы и нанокompозиты синтезировались и изготавливались различными методами, их механические свойства недостаточно исследованы. Такие наноструктуры используются подобно структурным и функциональным блокам зданий для конструирования микро/наноприборов. В некоторых наноструктурных материалах отмечается поломка Холл-Петч (Hall-Petch) свойств (*Some nanostructured materials exhibit the breakdown of Hall-Petch behavior*). В нанокompозитах был обнаружен отказ стандартных усиливающих моделей (*The failure of conventional reinforcing models has been found in nanocomposites*). Чрезвычайно малые измерения наноматериалов и микро/наноприборов налагают огромные проблемы на многую существующую экспериментальную технику и инструменты моделирования. В наномасштабах (*nanoscale*) необходимо глубокое понимание механики. Технологической потребностью является также развитие механических испытаний и манипулирование методами.

Как видно из материалов этой конференции, практически нет материалов по применению нанотехнологии в металлургии. Имеются сведения о создании наночастиц из различных в основном тугоплавких металлов, но даже о возможности их использования для влияния на различные свойства сталей, чугунов, жаропрочных сталей и сплавов нет ни публикаций, ни сообщений на конференциях. Возможно, пока нет практической возможности регулировать требуемое размещение наночастиц разного вида в кристаллизующемся металле с температурой выше 1000-1500 °C. Трудно учесть поведение внесенных наночастиц с условиями кристаллизации, возникающей сегрегацией по сечению слитка или отливки, фазовых превращений в твердом состоянии, миграцией границ. В случае горячей пластической деформации возникают такие явления, как текстурированность, неоднородное распределение степени упрочнения по сечению и длине проката и поковки. Проведение промежуточных и окончательных процессов термической химико-термической обработки также внесет свой “вклад” в затруднения использования новейших нанотехнологий.

Если подобные ограничения удастся хотя бы частично снять, возможно нанотехнология найдет применение в большой металлургии и металлургии машиностроительных предприятий. Беглый обзор американских публикаций свидетельствует о том, что разговор об использовании нанотехнологии в металлургии идет о будущих надеждах типа “следует ожидать”, “необходимо будет сделать то-то и то-то”, “тогда будут получены” и т.п. Во всяком случае, из четырех обществ-организаторов конференции три представляют металлургов, однако отсутствие металлургической тематики в секции “Нанотехнология” красноречиво свидетельствует об отсутствии даже попыток реального использования нанотехнологии в металлургическом производстве.

К сожалению, американская наука и промышленность почти незнакома с исследованиями 1980-х гг. советских ученых совместно с Волжским автомобильным заводом по разработке биологических средств защиты автомобильных листов. Это относится также почти ко всем советским (российским, украинским, белорусским) работам. Возможно, это может быть связано с тем, что в публикациях использована кириллица, хотя, в отличие от Европы, американцы очень мало интересуются зарубежными работами (за исключением английских, канадских, австралийских и частично японских).

Не только для металлургии, но и для многих отраслей науки и техники использование нанотехнологий представляет определенные трудности. Именно поэтому следует усиленно осваивать принципы нанотехнологии в каждом конкретном случае. Хотелось бы привести один интересный пример использования нанотехнологии, не имеющий отношения ни к данной конференции, ни к металлургии. Если вспомнить два романа Жюль Верна “Из пушки на Луну” и “Вокруг Луны” (в советских переводах они объединены в один роман), там речь идет о соперничестве оружия и брони. Для защиты от стрел, луков и арбалетов, копий и мечей, человек изобрел кольчуги, шлемы, латы. От пуль и снарядов – разные типы брони. Как только броня начинала защищать человека, начиналось совершенствование средств поражения. Процессы “совершенствование средств поражения-защиты” и “защита от средств поражения-совершенствование средств поражения” длятся уже века. Как сейчас можно защититься от поражения?

Применение металлов для производства брони очень долгое время не вызывало никаких сомнений – любая

броня была металлическим материалом. Однако, когда встал вопрос об индивидуальной защите воинов, полиции, сотрудников охраны и других категорий граждан оказалось невозможным использовать металлическую броню в качестве средства защиты вследствие очень большого веса. Альтернативой металлической броне явилось использование синтетического волокна полипарафенилентерефталамида – кеврона. Благодаря прочным межмолекулярным связям кевлар оказался в пять раз прочнее стали при значительно более легком весе. В ткань кеврала вшивали металлические пластины, увеличивающие прочность изделия. Однако применение новых видов средств поражения заставило ученых изыскивать новые материалы индивидуальной защиты.

Практически одновременно в России, Израиле и США начались научные разработки в этом направлении. Израильской компании ArNano удалось создать новые материалы, названные “неорганические подобные фуллеренам наноструктуры”. Они представляют собой сульфиды вольфрама, молибдена, титана и ниобия в непривычных формах. Ученые уподобили их углеродным нанотрубкам и шарикам-фуллеренам с поперечником всего в десятки атомов. Результаты превзошли все ожидания – образцы наноброни на основе вольфрама останавливали стальные снаряды, летящие со скоростью 1500 м/сек, когда давление в точке удара достигало 250 тонн/см².

Американские и российские ученые использовали свойства наночастиц по-своему, и результатом их исследований стала **жидкая броня**. Микроскопические соединения металлов, будучи растворенными в жидкости, не имеют четкой кристаллической структуры. Главный секрет в том, что наночастица и жидкость работают сообща и представляют собой единую систему. Пуля, вступая в соприкосновение с такой системой, сдвигает наночастицы, они собираются в кластеры, и жидкий раствор моментально превращается в твердый композит. Процесс перехода из жидкого состояния в твердое занимает миллисекунды. Плотность и прочность решетки такого композита напрямую зависит от силы приложенной энергии, т.е броня тем крепче, чем сильнее удар. Как только ударная нагрузка снимается, система вновь становится гибкой.

Первыми работать над созданием “жидкой брони” начали американские ученые из Делавэрского университета и Научно-исследовательской лаборатории армии США. Их разработка получила название STF (Shear Thickening Fluid). Правда, в качестве сверхтвердых наночастиц они выбрали частицы кварца, “растворенные” в гликоле полиэтилена. Получилась более надежная альтернатива существующим сейчас металлическим пластинам.

Российские ученые планируют не ограничиваться одним лишь созданием наполнителя для бронежилетов. Ожидается, что пуленепробиваемая жидкость пригодится для бронирования вертолетов. Предполагается пропитывать жидкой броней кевлар, а не делать ее наполнителем. Одним из самых перспективных металлов называют алюминий, но испытывают также и другие наночастицы, в том числе неметаллические. Удалось найти применение и самой жидкой составляющей, которая казалось бы выполняет лишь функции растворителя. Ученым удалось “научить” программированию жидкую броню. В гелиевом материале можно заложить своеобразный “таймер”, чтобы определить тот момент, когда, отразив удар, броня вернется из твердого состояния в жидкое. Время действия – от нескольких минут до нескольких часов и зависит от предназначения такой брони. Так, если броня предназначена для защиты человека, время нахождения ее в твердом состоянии нужно свести к минимуму, чтобы она не сковывала движения. Для защиты вертолета следует отсрочить обратный процесс хотя бы на час, иначе жидкая броня может дать течь. Можно предположить, что для защиты от неожиданных повреждений жидкая броня найдет применение в автомобилестроении. Конечно, за “суперпропитку” потребуются дополнительные платы, но жизнь все-таки дороже.

© 2007 Д-р техн. наук Б. Б. Винокур
Филадельфия, США

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;
- прогнози припущення про дослідження або розроблення.

Вступ (Introduction)

У вступній частині коротко викладають:

- оцінку сучасного стану проблеми, відзначаючи практично вирішені завдання, прогалини знань, що існують у даній галузі, провідні фірми, провідних учених та фахівців певної галузі;
- світові тенденції вирішення поставлених завдань;
- мету роботи та галузь застосування.

Основна частина (Result and discussion)

Викладаючи суть, особливу увагу приділяють новизні в роботі, а також питанням надійності, взаємозамінності, безпеки, екології, ресурсощадності. Математичні повні докази, що не мають безпосереднього відношення до предмету дослідження та подробиці дослідження редакція залишає за собою право не публікувати, але зберігає для використання в суперечливих питаннях.

Слід викласти відомості про предмет чи об’єкт дослідження або розроблення, які є необхідними й достатніми для розкриття суті даної роботи (опис: теорії, методів роботи; характеристик і/або властивостей створеного об’єкта; принципів дії об’єкта та основних принципових рішень, що дають уявлення про його устрій, метрологічне забезпечення та методіку дослідження і його результатів).

Якщо необхідно навести інформацію про нові аспекти роботи, інтерпретацію або коментар до результатів і причин, на ґрунті яких робляться висновки і рекомендації, вводять окремий розділ дискусійного характеру.

Виклад матеріалу повинен бути 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 №1/2007**

науковий журнал

Головний редактор
Заступники гол. редактора

д-р техн. наук, професор С. Б. Бєліков
д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький,
д-р техн. наук, професор Ю. М. Внуков

Журнал набраний та зверстаний у редакційно-видавничому відділі ЗНТУ

Комп'ютерний дизайн та верстка
Коректори

Н. О. Савчук
Н. М. Кобзар, В. К. Єршова,
К. С. Бондарчук, Я. О. Мамоєко

Підписано до друку 26.06.2007. формат 60×84/8, 20 др. арк.
Тираж 300 прим. Зам. № 9691
69063, м. Запоріжжя, ЗНТУ, друкарня, вул. Жуковського, 64