НОВІ МАТЕРІ́АЛИ І ТЕХНОЛОГІ́Ї В МЕТАЛУРГІ́Ї ТА МАШИНОБУДУВАННІ́

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ В МЕТАЛЛУРГИИ И МАШИНОСТРОЕНИИ

INNOVATIVE MATERIALS AND TECHNOLOGIES IN METALLURGY AND MECHANICAL ENGINEERING

1'2011

НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ

ВИХОДИТЬ ДВІЧІ НА РІК

Видається з грудня 1997 року

Зареєстрований 29 січня 2003 року Державним комітетом інформаційної політики, телебачення та радіомовлення України. Свідоцтво – серія КВ № 6906. Засновник та видавець: Запорізький національний технічний університет

> Запоріжжя, ЗНТУ 2011

ISSN 1607-6885

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

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

Статті, що публікуються в журналі, реферуються в базах даних та РЖ ВІНІТІ (Росія) і «Джерело» (Україна). Журнал НМТ міститься у міжнародній базі наукових видань Index Copernicus

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

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

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

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

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

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

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

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Головний редактор:	д-р техн. наук, професор С. Б. Бєліков (ЗНТУ), Україна
Заступники гол. редактора:	д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький (ЗНТУ), Україна
	д-р техн. наук, професор Ю. М. Внуков (ЗНТУ), Україна

Члени редколегії:

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

Редакційно-видавнича рада:

С. Б. Бєліков, В. Ю. Ольшанецький, Ю. М. Внуков, К. С. Бондарчук, Н. М. Кобзар, В. К. Єршова, Н. О. Савчук, Я. О. Мамойко, М. Л. М'ясников, Н. І. Висоцька

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

Рекомендовано до видання вченою радою Запорізького національного технічного університету, протокол № 4 від 22 листопада 2010 року.

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

Комп'ютерний дизайн та верстка: Н. О. Савчук Коректори: Н. М. Кобзар, В. К. Єршова, К. С. Бондарчук, Я. О. Мамойко

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

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

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

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

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

Журнал HMT содержится в международной базе научных изданий Index Copernicus

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

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

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

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

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

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

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

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор: Заместители главного редактора:

д-р техн. наук, профессор С. Б. Беликов (ЗНТУ), Украина д-р техн. наук, профессор В. Е. Ольшанецкий (ЗНТУ), Украина д-р техн. наук, профессор Ю. Н. Внуков (ЗНТУ), Украина

Члены редколлегии:

д-р техн. наук
А. Д. Коваль (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук
В. В. Лунев (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук
И. П. Волчок (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук
В. С. Попов (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук
Э. И. Цивирко (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук
В. Ф. Терентьев (ИММ РАН), Россия
д-р техн. наук
В. А. Богуслаев (ОАО «Мотор Сич»),
Украина
д-р техн. наук
В. И. Мазур (НМетУ), Украина
д-р техн. наук
А. Дурягина (НУ «Львівська політехніка»), Украина

Редакционно-издательский совет:

д-р техн. наук А. Я. Качан (ЗНТУ), Украина д-р физ.-мат. наук С. В. Лоскутов (ЗНТУ), Украина д-р техн. наук Г. И. Слынько (ЗНТУ), Украина д-р техн. наук Л. Р. Вишняков (ИПМ НАН), Украина д-р физ.-мат наук В. И. Пожуев (ЗГИА), Украина действ. член НАНУ М. И. Гасик (НМетАУ), Украина д-р техн. наук Б. П. Середа (ЗГИА), Украина д-р техн. наук А. Ш. Асатурян (ЗНТУ), Украина д-р техн. наук Ю. Ф. Терновой (УкрНИИспецсталь), Украина д-р техн. наук Л. И. Ивщенко (ЗНТУ), Украина д-р техн. наук В. А. Толок (ЗНТУ), Украина

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

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

Рекомендовано к изданию ученым советом Запорожского национального технического университета, протокол № 4 от 22 ноября 2010 года.

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

Компьютерный дизайн и верстка: Н. А. Савчук Корректоры: Н. Н. Кобзарь, В. К. Ершова, Е. С. Бондарчук, Я. А. Мамойко

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

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

До відома авторів

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

Журнал видається двічі на рік.

ВИМОГИ ДО ОФОРМЛЕННЯ

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

Параметри сторінки:

- розмір сторінки A4 (210×297);
- орієнтація книжна;
- шрифт Times New Roman Cyr, розмір 12pt;
- міжрядковий інтервал 1,5;
- поля 20 мм.

Структура статті

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

Розмір статті – до 0,5 авторського аркуша.

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

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

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

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

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

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

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

Анотація

Обсяг анотації не повинен перевищувати 40 слів. Ілюстрації

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

ВИКОНАННЯ ІЛЮСТРАЦІЙ РЕДАКТОРОМ MICROSOFT

WORD (А ТАКОЖ ІНШИМИ РЕДАКТОРАМИ) ТА ВСТАВКА ЇХ

БЕЗПОСЕРЕДНЬО В ТЕКСТ СТАТТІ НЕ ДОЗВОЛЯЄТЬСЯ.

Таблиці

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

Формули

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

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

Бажано, шоб ширина формули не перевишувала 8 см. Формули більшого розміру записують декількома рядками.

Перелік посилань

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

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

До редакції журналу слід подати:

- 1) роздруковану статтю у 2-х примірниках;
- 2) експертний висновок про можливість опублікування;
- 3) довідку про авторів;
- 4) рецензію на статтю;

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

СТАТТІ, ЯКІ НЕ ВІДПОВІДАЮТЬ УКАЗАНИМ ВИМОГАМ,

НЕ РОЗГЛЯДАЮТЬСЯ.

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

3MICT

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

Назарчук З.Т., Рыбачук В.Г., Учанин В.Н. ЭЛЕКТРОМАГНИТНАЯ СТРУКТУРОСКОПИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	8
Mazur V., Mazur A. EUTECTICS: GENESIS AND MORPHOLOGY	7
Беженов С.А. МЕТОДИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРОБЛЕМЫ ОЦЕНКИ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	7
Григорьев С.М., Петрищев А.С. НЕКОТОРЫЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛИЗОВАННОЙ ОКАЛИНЫ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ	1
Бєліков С.Б., Нарівський О.Е. КІНЕТИКА КОРОЗІЙНИХ ПРОЦЕСІВ СТАЛЕЙ AISI 321 ТА 12Х18Н10Т У НЕЙТРАЛЬНИХ ХЛОРИДОВМІСНИХ РОЗЧИНАХ ТА ШВИДКІСТЬ ЇХ КОРОЗІЇ	6
Кисільова І.Ю., Ольшанецький В.Ю. ПРО ТЕОРЕТИЧНУ ОЦІНКУ РОЗПОДІЛУ ГУСТИНИ ДИСЛОКАЦІЙ У ФЕРИТНИХ КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ СТАЛЯХ НА СТАДІЇ ЛІНІЙНОГО ЗМІЦНЕННЯ44	4
Терентьев В.Ф., Блинов Е.В., Мушникова С.Ю., Просвирнин Д.В., Харьков О.А., Фомина О.В. СТАТИЧЕСКАЯ И УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА	7
<i>Ольшанецький В.Ю.</i> ПРО ТЕОРЕТИЧНІ ПІДХОДИ ДО ПОБУДОВИ НОВИХ ТА УТОЧНЕННЯ ІСНУЮЧИХ БІНАРНИХ ДІАГРАМ ФАЗОВОЇ РІВНОВАГИ	6
Куцова В.З., Ковзель М.А., Гребенева А.В. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ХРОМО-НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА «НИКОРИМ»	9
<i>Ткач Д.В., Павленко Д.В., Ольшанецкий В.Е.</i> ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНА МАРКИ ВТ1-0 В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ60	6
ІІ ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ	
Пухальская Г.В., Гликсон И.Л., Лукьяненко О.Л. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА ШАРИКАМИ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ НА ФОРМИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ	3
Роганов Л.Л., Попивненко Л.В. СПОСОБЫ УМЕНЬШЕНИЯ ВЛИЯНИЯ УПРУГОГО ПОСЛЕДЕЙСТВИЯ НА КАЧЕСТВО ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ, СПРЕССОВАННЫХ В ЗАКРЫТЫХ ПРЕСС-ФОРМАХ	8

<i>Вильчек А.И., Сидоренко М.В., Шевченко С.Н.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТИПА МАСЛА НА КОНТАКТНУЮ ВЫНОСЛИВОСТЬ ЦЕМЕНТУЕМЫХ СТАЛЕЙ	81
Федьков В.А., Федьков А.В., Меняйло Є.И., Минакова В.И. МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЧУГУНОВ ОТХОДАМИ ТИТАНО-МАГНИЕВОГО ПРОИЗВОДСТВА	. 85
Кучма С.М., Зинченко А.М., Стародубов С.Ю. ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПРУТКОВ МАЛОГО СЕЧЕНИЯ ИЗ СПЛАВА 44НХМТ С УЛУЧШЕННЫМИ СВОЙСТВАМИ	87
<i>Малинов Л.С., Малинов В.Л.</i> РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ ЗА СЧЕТ ПРИМЕНЕНИЯ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ И УПРОЧНЯЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ ПОЛУЧЕНИЕ МНОГОФАЗНЫХ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СТРУКТУР И УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРНЫМИ И ФАЗОВЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ (ОБЗОР)	93
Алиева З.У., Трубицын Ю.В. АСПЕКТЫ УПРАВЛЕНИЯ КИНЕТИКОЙ ВЕРТИКАЛЬНОЙ БЕСТИГЕЛЬНОЙ ЗОННОЙ ПЛАВКИ ПРИ ОЧИСТКЕ КРЕМНИЯ	106
III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ	
Хижняк В.К., Левада В.С., Левицкая Т.И. ИЗГИБ ПЛАСТИНЫ, НАГРУЖЕННОЙ ПОДВИЖНЫМИ ТЕПЛОВЫМИ ИСТОЧНИКАМИ	111
Агафонов С.А., Костюшко И.А., Швыдкая С.П. К ВОПРОСУ ОБ УСТОЙЧИВОСТИ ЦИРКУЛЯРНОЙ СИСТЕМЫ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ДИССИПАТИВНЫХ СИЛ	115
<i>Лякун С.Ф.</i> МЕТОД ВЫЧИСЛЕНИЯ ТРЕХГРАННЫХ УГЛОВ ПРИ РАЗРАБОТКЕ УПРАВЛЯЮЩИХ ПРОГРАММ ДЛЯ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЕТАЛЕЙ НА СТАНКАХ С ЧПУ	118
Шамровский А.Д., Егармина Л.Н. ВЫВОД УТОЧНЕННЫХ ДИНАМИЧЕСКИХ УРАВНЕНИЙ ИЗГИБА БАЛКИ ПРИ ПОМОЩИ АСИМПТОТИКО-ГРУППОВОГО АНАЛИЗА УРАВНЕНИЙ ТЕОРИИ УПРУГОСТИ	121
Шамровский А.Д., Лымаренко Ю.А., Безнос А.С., Веселов А.И. МОДЕЛИРОВАНИЕ УПРУГОГО СТЕРЖНЯ ДИСКРЕТНОЙ ЦЕПОЧКОЙ С ЭЛЕМЕНТАМИ ПЕРЕМЕННОЙ МАССЫ	127
<i>Куземко А.В., Костюшко И.А.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ УСТОЙЧИВОСТИ ДВИЖЕНИЯ И АВТОКОЛЕБАНИЯ ГИРОСКОПА В КАРДАНОВОМ ПОДВЕСЕ	133
Пожуев А.В., Михайлуца Е.Н. НЕСТАЦИОНАРНАЯ ПРОСТРАНСТВЕННАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ДВУХСЛОЙНОЙ ПЛАСТИНЫ КОНЕЧНЫХ РАЗМЕРОВ С НЕИДЕАЛЬНОЙ СВЯЗЬЮ	139

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

<i>Винокур Б.Б.</i> РАЗВИТИЕ ОБЩЕСТВА И МЕТАЛЛЫ. ДРЕВНИЙ РИМ	144
<i>Плескач В.М.</i> XI МІЖНАРОДНА НАУКОВА КОНФЕРЕНЦІЯ «ПРОБЛЕМИ УКРАЇНСЬКОЇ ТЕРМІНОЛОГІЇ»	146
<i>Геллер А.Л., Горелик В.Г.</i> ЕЖЕГОДНАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МЕТАЛЛУРГОВ В ДЮССЕЛЬДОРФЕ (ГЕРМАНИЯ) «СТАЛЬ 2010»	147

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 620.179.14

Д-р физ.-мат. наук З. Т. Назарчук, канд. техн. наук В. Г. Рыбачук, канд. техн. наук В. Н. Учанин

Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко НАН Украины, г. Львов

ЭЛЕКТРОМАГНИТНАЯ СТРУКТУРОСКОПИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Рассмотрены основные направления электромагнитной структуроскопии конструкционных материалов. Показано, что контроль структурно-механических свойств неферромагнитных материалов целесообразно осуществлять с использованием вихретоковых измерителей удельной электрической проводимости (УЭП). Представлены примеры корреляционных связей между УЭП, механическими свойствами и показателями термообработки для ряда алюминиевых и титановых сплавов. Рассмотрены принципы построения вихретоковых измерителей УЭП, проведена их классификация. Приведены технические характеристики некоторых современных приборов этого типа. Показано, что для структуроскопии ферромагнитных материалов наиболее целесообразно использовать метод коэрцитиметрии. Дана классификация методов измерения коэрцитивной силы и рассмотрены области применения коэрцитиметров в неразрушающем контроле. Представлены результаты разработки коэрцитиметра ВКС-968, предназначенного для контроля высококоэрцитивных изделий из спеченных твердых сплавов, а также изделий из металло-алмазных композиционных материалов.

Ключевые слова: неразрушающий контроль, структуроскопия, вихретоковый преобразователь, удельная электрическая проводимость, коэрцитивная сила, коэрцитиметр.

Введение

В существующем многообразии задач, решаемых методами неразрушающего контроля (НК), важная роль отводится структуроскопии. В отличие от дефектоскопии, которая связана с выявлением и оценкой параметров уже существующих дефектов в материалах и изделиях, структуроскопия занимается оценкой структурных и физико-механических характеристик материалов и выявлением таких их изменений, которые предшествуют возникновению дефектов, т. е. позволяет прогнозировать преддефектные состояния.

Из всех физических полей, используемых в неразрушающем контроле, при решении задач структуроскопии обычно применяются акустические и электромагнитные поля [1–5]. Акустическую структуроскопию осуществляют зондированием материалов различными типами упругих волн и измерением параметров последних. Поэтому ей присущи все достоинства и недостатки акустических методов неразрушающего контроля. Основным достоинством является возможность контроля структуры очень широкой номенклатуры конструкционных материалов, в которых могут распространяться упругие колебания (черные и цветные металлы и их сплавы, полимеры, пластмассы, композиционные материалы и т.п.). Главными недостатками являются необходимость создания акустического контакта с поверхностью материала, а также наличие «мертвой» зоны, которая делает невозможным контроль структуры приповерхностных слоев материала. Второй из отмеченных недостатков является особенно существенным, так как именно в приповерхностном слое обычно происходит зарождение всевозможных дефектов. Указанных недостатков лишены методы электромагнитной структуроскопии, которые позволяют проводить оценку структурных и механических характеристик конструкционных материалов путем измерения их электрических или магнитных параметров. Обязательным условием для применения электромагнитной структуроскопии является наличие у контролируемого материала электропроводных или магнитных свойств. Вследствие затухания переменных электромагнитных полей в средах, обладающих электропроводными и магнитными свойствами, электромагнитная структуроскопия позволяет контролировать свойства только поверхностных слоев материала. При использовании традиционного

для неразрушающего контроля диапазона частот (как правило, до 10 МГц) толщина поверхностного слоя, в который проникает зондирующее поле, составляет 1...2 мм, что обусловлено влиянием скин-эффекта. Т. е. акустические и электромагнитные методы структуроскопии взаимно дополняют друг друга.

Современная электромагнитная структуроскопия конструкционных материалов представлена двумя основными направлениями:

 вихретоковой структуроскопией, которая предназначена для оценки структурных и механических характеристик неферромагнитных металлов и сплавов путем измерения удельной электрической проводимости (УЭП);

 магнитной структуроскопией ферромагнитных материалов на основе измерения коэрцитивной силы.

В данной работе представлены основные результаты исследований и разработок по этим двум направлениям.

Технические средства вихретоковой структуроскопии неферромагнитных материалов

В основе вихретоковой структуроскопии неферромагнитных материалов лежит возможность бесконтактного измерения их УЭП, которая является структурно-чувствительным параметром. С помощью вихретоковой структуроскопии неферромагнитных материалов решают следующие проблемы, связанные со структурой поверхностных слоев: сортировка материалов и сплавов по маркам, оценка их химической чистоты, выявление неоднородных по структуре зон, оценка глубины и упрочненных слоев после химикотермической и поверхностной обработок, контроль правильности выполнения термической и механической обработок, определение влияния повторного нагрева на прочностные свойства термоупрочненных сплавов, выявление мест коррозионных повреждений, оценка внутренних напряжений [6-9].

На рис. 1 приведен типичный вид зависимости сигнала параметрического вихретокового преобразователя (ВТП) в комплексной плоскости (годограф) от изменений УЭП, рабочей частоты и зазора между ВТП и поверхностью объекта контроля. Положение рабочей точки (P1, P2, P3) на ней определяется обобщенным параметром $\beta = R \sqrt{\omega \sigma \mu_0}$, где R – радиус обмотки возбуждения; $\omega = 2\pi f$ – круговая частота тока возбуждения; f – рабочая частота; σ – УЭП материала объекта контроля; $\mu = \mu_0 - магнитная проницаемость$ неферромагнитного материала. Анализ годографов ВТП показывает, что максимальная чувствительность к УЭП наблюдается при таких значениях В, когда внесенные значения действительной составляющей импеданса являются максимальными (на рис. 1 это соответствует области в окрестности точки Р₂).

С увеличением рабочей частоты чувствительность к изменениям УЭП уменьшается, а чувствительность



Рис. 1. Типичная зависимость импеданса ВТП от удельной электропроводности σ, зазора и рабочей частоты *f*

к зазору увеличивается. Это иллюстрируется размерами стрелок, которые определяют направление увеличения зазора (пунктирные стрелки) и уменьшения УЭП (сплошные стрелки) соответственно в рабочих точках Р₁ и Р₂. Главной проблемой, которую приходится решать при вихретоковых измерениях УЭП, является отстройка от влияния зазора. Поэтому выбор рабочей точки на годографе сигнала ВТП определяется, в основном, исходя из данного соображения. Для уменьшения влияния зазора можно использовать некоторые особенности, которые имеют место с увеличением рабочей частоты. В частности видно, что в экстремальной рабочей точке (например, точке P₃) изменения действительной составляющей импеданса от зазора и уменьшения УЭП имеют разный знак. Такое различие позволяет при включении ВТП в резонансный контур выбором режима работы последнего полностью отстроиться от влияния колебаний зазора. Благодаря большой разности фазового угла для разных значений УЭП имеется возможность отстройки от изменений сигнала трансформаторных ВТП. При этом для расширения диапазона отстройки вводят дополнительный компенсирующий сигнал, который суммируют с сигналом ВТП [10, 11].

Особенности внутреннего строения вихретоковых измерителей УЭП в значительной мере определяются типом ВТП и используемым информативным параметром его выходного сигнала. Поэтому при сравнении различных измерителей УЭП следует руководствоваться именно этими признаками. Классификация вихретоковых измерителей УЭП представалена на рис. 2. По способу получения первичной информации они разделяются на приборы с параметрическими ВТП и приборы с трансформаторными ВТП. Основным недостатком измерителей УЭП с параметрическими ВТП является высокая температурная и временная нестабильность, а следовательно, большие погрешности измерения. Поэтому сегодня они почти полностью вытеснены приборами с трансформаторными ВТП.



Рис. 2. Классификация вихретоковых структуроскопов (измерителей электропроводности)

Измерители УЭП с трансформаторными ВТП в зависимости от информативного параметра, на который реагирует их измерительная схема, делятся на амплитудные, фазовые и амплитудно-фазовые. Информативным параметром в них соответственно является амплитуда внесенного напряжения, ее фаза или фаза напряжения, которое представляет собой векторную сумму внесенного и некоторого вспомогательного напряжения, и проекция вектора внесенного напряжения на направление вектора опорного напряжения [6-11]. В последнем случае фазу опорного напряжения выбирают, исходя из условия ослабления влияния зазора [10, 11]. Вариантом амплитудно-фазовых приборов являются измерители, в которых УЭП определяют путем измерения активной и реактивной составляющих внесенного напряжения или одной из них. По типу структурной схемы вихретоковые измерители УЭП делятся на две группы: прямого и уравновешивающего преобразования.

Наиболее распространенными являются фазовые измерители УЭП, преимуществом которых является высокая степень отстройки от колебаний зазора между ВТП и поверхностью контролируемого материала [10, 11]. К фазовым измерителям УЭП прямого преобразования относятся приборы типа ОПИР (ИЭ 10-60, ИЭ 10-35, ИЭ 0,3-3, ИЭ-У, ИЭ-УП, ОПИР-1, ОПИР-2, ОПИР-3, ОПИР-4) [4, 8–11], разработанные в ФМИ им. Г. В. Карпенко НАН Украины. Их погрешности в зависимости от влияния внешних факторов составляют 2...5 % от измеряемого значения УЭП. В сравнении с амплитудными фазовые измерители обеспечивают лучшую отстройку от влияния зазора и при одинаковой погрешности измерения позволяют использовать ВТП малых размеров с высокой локальностью измерений. Измеритель электропроводности ОПИР-2 осуществляет контроль на рабочей частоте 85 кГц и предназначен для бесконтактного измерения УЭП алюминиевых сплавов в диапазоне от 17 до 38 МСм/м. Измеритель ОПИР-3 имеет рабочую частоту 2 МГц и предназначен для бесконтактного измерения УЭП титановых сплавов и аустенитных сталей в диапазоне от 0,3 до 3 МСм/м. Измеритель ОПИР-4 работает на частоте 5 МГц и обеспечивает контроль качества углекомпозиционных материалов и графитов. Портативный цифровой фазовый измеритель электропроводности типа ВЭ-17НЦ обеспечивает определение УЭП алюминиевых сплавов с погрешностью 2 %. Он имеет высокую локальность контроля, так как обмотки ВТП намотаны на ферритовом сердечнике диаметром 1,2 мм. Этот прибор имеет малые габариты и автономное питание, что особенно важно для применения в авиационной промышленности.

Для контроля изменений структуры алюминиевых сплавов в ФМИ им. Г. В. Карпенко НАНУ разработан цифровой вихретоковый структуроскоп (измеритель электропроводности) типа ВЕП-21 (рис. 3), в основу которого положен фазовый способ измерения УЭП [10, 11]. Данный прибор измеряет УЭП в диапазоне от 14 до 35 МСм/м, который перекрывает диапазон УЭП для основных конструкционных алюминиевых сплавов. Основная погрешность измерителя ВЕП-21 в нормальных условиях не превышает 2 % от измеряемой величины, допускаемый зазор между ВТП и поверхностью контролируемого объекта до 0,2 мм, рабочая частота контроля 80 кГц. В приборе реализована оригинальная схема линеаризации информационного сигнала, которая позволила обеспечить непосредственный отсчет в единицах удельной электропроводности [12]. Благодаря высоким метрологическим и эксплуатационным характеристикам, структуроскоп ВЕП-21 хорошо подходит для исследования слабых структурных изменений алюминиевых сплавов, например их деградации [5, 13].

Связь между удельной электрической проводимостью и структурно-механическими свойствами неферромагнитных материалов

Основной объем конструкционных материалов, контролируемых вихретоковыми структуроскопами, составляют алюминиевые и титановые сплавы, кото-



Рис. 3. Вихретоковый структуроскоп ВЕП-21

рые широко используются в авиационной технике. Ниже в качестве примера представим результаты исследований по установлению корреляционных связей между УЭП и структурно-механическими свойствами этих материалов [4–8].

Механические свойства алюминиевых сплавов изменяются в зависимости от режимов термической обработки, в частности температуры и длительности нагрева при искусственном старении. Так, для сплава В93 установлена однозначная зависимость его УЭП от температуры старения и времени выдержки, где она увеличивается с ростом этих величин (рис. 4).



Рис. 4. Зависимость УЭП сплава В93 от длительности нагрева при искусственном старении при различных температурах:

1 – 165 °C; 2 – 170 °C; 3 – 175 °C; 4 – 180 °C

Изменение температуры закалки для сплава В93 от 400 до 490 °С приводит к изменению УЭП на 2 МСм/м (рис. 5).



Рис. 5. Зависимость УЭП сплава В93 от температуры закалки

Вихретоковый метод структуроскопии можно применять для оценки качества термообработки на различных этапах ее проведения:

определение вида полуфабриката и его марки при поставке;

 определение правильности режимов обработки деталей в печи;

 определение момента времени для переноса деталей из печи в ванну для закалки;

 контроль правильности выдержки режимов закалки;

- контроль выдержки режимов старения материала.

Для некоторых алюминиевых сплавов, например AK6, Д1, Д16, качество термообработки оценивают по их твердости и прочности, которые также коррелируют с УЭП. Причем разброс значений УЭП в 1,5–2 раза меньше разброса значений твердости при многократных измерениях [8]. Особенно четко корреляция между УЭП и прочностью прослеживается для свежезакаленных и состаренных сплавов типа Д16 (рис. 6).

Таким образом, на основе измерения УЭП можно контролировать изменения структуры и оценивать соответствующее разупрочнение алюминиевых сплавов при повторных нагревах. Причем, как это видно из зависимостей, показанных на рис. 7, УЭП алюминиевых сплавов чувствительна также к времени выдержки при повышенной температуре.

Помимо алюминиевых сплавов вихретоковые измерители можно применять и для контроля структуры титановых сплавов, которые широко применяются в различных узлах и агрегатах авиационной техники. УЭП известных титановых сплавов изменяется в диапазоне от 0,44 до 2,4 МСм/м. Столь значительное (более чем в 5 раз) изменение данного параметра обеспечивает хорошие возможности для сортировки и разбраковки титановых сплавов различных марок.

Термообработка титановых сплавов, которая предусматривает такие технологические операции как отжиг, закалка и старение, также влияет на их УЭП. На рис. 8 показаны зависимости УЭП ряда титановых сплавов от температуры нагрева [6]. Из них видно, что при нагреве до 400 °C УЭП сплава ВТ1-1 изменяется на 1,2 МСм/м, а сплава ВТ6С – менее чем на 0,2 МСм/м. Для регистрации столь небольших изменений УЭП необходимо использовать измерители электропроводности с высокой чувствительностью и стабильностью в работе.

По результатам измерения, УЭП можно также контролировать толщину плакировочного слоя чистого титана на некоторых титановых сплавах (например, BT-14, BT-15, BT-16). При изменении его толщины от 0 до 800 мкм эффективная УЭП этих сплавов изменяется от 0,5...0,9 до 2,3 МСм/м [6].

Одним из актуальных направлений в вихретоковой структуроскопии является контроль поверхностного слоя немагнитных материалов (толщиной несколько десятков мкм). Необходимость в этом возникает, на-



Рис. 6. Корреляция между УЭП листового сплава Д16 его прочностью:

а-в свежезакаленном состоянии (толщина листа 2,5 мм); *б* – в состаренном состоянии (толщина листа 2,5 мм); *в*-для листов большой толщины



Рис. 7. Зависимость УЭП сплава В93 от температуры и времени выдержки при повторном нагреве



Рис. 8. Изменения УЭП некоторых титановых сплавов при их нагреве

пример, при контроле газонасыщенных слоев в титановых сплавах, алитированных слоев на поверхности изделий из жаропрочных сталей, исследовании начальных стадий межкристаллитных повреждений и т.п. Проблема структуроскопии поверхностных слоев состоит в том, что стандартные структуроскопы-измерители УЭП имеют сравнительно невысокие рабочие частоты (до 10 МГц, а чаще всего это десятки – сотни кГц), и поэтому информативные изменения УЭП поверхностного слоя практически полностью сглаживаются электропроводностью глубинных слоев материала. Для повышения селективности контроля к изменениям УЭП в тонком поверхностном слое необходимо локализовать вихревые токи в этом слое путем значительного увеличения рабочих частот. Задачи такого характера позволяют решать разработанные в ФМИ им. Г.В. Карпенко НАН Украины высокочастотные вихретоковые структуроскопы «Альфа», «Дельта», «Сигма» и ВС-11ВЧ («Альфа М») [14].

Структуроскопия ферромагнитных материалов методами коэрцитиметрии

Основным фактором, определяющим методы неразрушающего контроля структуры ферромагнитных материалов, является наличие у них магнитных свойств. Поэтому их структуроскопия основывается на измерении одного из магнитных параметров материала. В связи с этим принято говорить о магнитной структуроскопии материалов. В зависимости от того, какой магнитный параметр материала используется в качестве информативного, различают следующие виды магнитной структуроскопии: коэрцитиметрию (контроль посредством измерения коэрцитивной силы материала), контроль по магнитной проницаемости, контроль по остаточной намагниченности, магнитошумовой контроль (контроль по методу шумов Баркгаузена), метод высших гармоник и др. На практике наиболее широкое распространение получила коэрцитиметрия. Это объясняется тем, что, с одной стороны, коэрцитивная сила является в достаточной степени структурно-чувствительным параметром материала, а с другой отработанностью методики ее измерения.

Коэрцитивная сила – одна из основных статических магнитных характеристик ферромагнетиков. Существует несколько определений коэрцитивной силы. В неразрушающем контроле коэрцитивную силу принято определять по намагниченности Н_{с1} или по индукции Н_{св}. Численно она равна напряженности размагничивающего поля, которое необходимо приложить к контролируемому изделию, предварительно намагниченному до состояния технического насыщения, для изменения его намагниченности (магнитной индукции) от значения остаточной намагниченности (магнитной индукции) до нуля. Для большинства используемых в технике материалов разницей между значениями H_{cl} і H_{cR} можно пренебречь, хотя для некоторых магнитотвердых материалов, например применяемых для изготовления постоянных магнитов, эти значения существенно отличаются [15].

Различают измерения коэрцитивной силы в замкнутой, частично замкнутой и разомкнутой (открытой) магнитных цепях. Выбор типа магнитной цепи в значительной мере зависит от особенностей изделий, подлежащих контролю. Так, для контроля изделий, форма которых позволяет просто реализовать контакт их поверхности с сердечником электромагнита, широко используются коэрцитиметры с приставными П-образными электромагнитами. Они измеряют коэрцитивную силу локального участка изделия, через которую замыкается магнитный поток электромагнита. Если контролю подлежат изделия малых размеров и неправильной формы, то осуществляют интегральные измерения коэрцитивной силы изделия в целом в разомкнутой магнитной цепи. Классификация методов измерения коэрцитивной силы приведена на рис. 9.

Значение коэрцитивной силы зависит от химического состава, структуры материала и является одним из основных показателей качества его термической (химико-термической) обработки. Методы коэрцитиметрии применяются для контроля структуры широкой номенклатуры ферромагнитных материалов: стали, чугуны, спеченные твердые сплавы, литые постоянные магниты и некоторые другие. Традиционно для неразрушающего контроля изделий из сталей и чугунов применяют коэрцитиметреские структуроскопы с приставными П-образными электромагнитами. С их помощью осуществляют сортировку чугунов и сталей по маркам, контролируют твердость, прочность, определяют толщину закаленного или цементированного слоя, качество термической и химико-термической обработки [3, 7]. Новым направлением применения данных приборов, которое активно развивается в последние годы, является оценка усталостного состояния и остаточного ресурса металлоконструкций [16]. Важными объектами коэцитиметрического неразрушающего контроля являются изделия из спеченных твердых сплавов. Их получают путем спекания порошковых смесей, важнейшими компонентами которых являются кобальт и вольфрам. При фиксированном составе кобальтовой фазы коэрцитивная сила твердых сплавов определяется объемным содержанием кобальта и размером зерна карбида вольфрама. На ее значение влияют также химический состав исходной смеси, технология получения и условия спекания. Поэтому производство твердосплавных изделий осуществляют таким образом, чтобы получать образцы с одинаковым значением коэрцитивной силы, что гарантирует получение идентичных структурно-механических характеристик [17].

Коэрцитивная сила твердых сплавов также зависит от режимов термообработки. Термообработку применяют для улучшения механических свойств твердых сплавов, например для упрочнения путем закалки. У закаленных с высокой скоростью охлаждения сплавов наблюдается значительный рост коэрцитивной силы, который может достигать 10...14 % от ее значения для твердого сплава в исходном состоянии [18].

Особенность твердосплавных изделий состоит в их относительно малых размерах (десятки миллиметров), разнообразии форм (часто неправильной конфигурации), а также больших значениях коэрцитивной силы (единицы – десятки кА/м). Отсюда вытекают следующие особенности измерения их коэрцитивной силы. Во-первых, измеряются интегральные значения коэрцитивной силы твердосплавных изделий в целом. Осуществить локальные измерения невозможно из-за сложности реализации локального намагничивания до состояния технического насыщения и последующего размагничивания отдельных участков таких изделий. Во-вторых, намагничивание и размагничивание твердосплавных изделий осуществляют в разомкнутой магнитной цепи из-за технической сложности, а часто и невозможности создания замкнутой магнитной цепи вследствие наличия у таких изделий сложных форм и



Рис. 9. Классификация методов измерения коэрцитивной силы

криволинейных поверхностей. В-третьих, при коэрцитиметрическом неразрушающем контроле твердосплавной продукции измеряют коэрцитивную силу по намагниченности, поскольку результаты ее измерния в замкнутой и разомкнутой магнитных цепях совпадают. Результат измерения при этом можно получить по значению постоянной катушки размагничивания и току в ней в момент достижения контролируемым изделием состояния нулевой намагниченности [15]. Благодаря этому нет нобходимости в использовании измерителей напряженности размагничивающего поля и можно достаточно просто автоматизировать процесс измерений.

Для структуроскопии изделий из спеченных твердых сплавов в ФМИ им. Г. В. Карпенко НАН Украины разработан коэрцитиметр ВКС-968 (рис. 10), который позволяет измерять интегральное значение коэрцитивной силы в автоматическом режиме [19]. Прибор выполнен в переносном варианте и конструктивно состоит из двух блоков – блока магнитных измерений (БМИ) и блока электронных преобразований (БЭП). Блоки соединены между собой сигнальным кабелем и кабелем питания БЭП. В состав блока магнитных измерений входят катушки намагничивания и размагничивания, феррозонд-градиентометр, который выполняет роль датчика полярности намагниченности объекта контроля, силовых элементов узла намагничивания, транспортирующее устройство для подачи объекта контроля на позицию измерения и некоторые вспомогательные узлы. Блок электронных преобразований состоит из следующих функциональных элементов: узлов намагничивания, размагничивания, определения полярности намагниченности, генератора возбуждения феррозонда и магнитного модулятора, программного устройства, аналого-цифрового преобразователя и отсчетного устройства. Прибор работает следующим образом. Контролируемое изделие размещают на платформе транспортирующего устройства и подают на позицию измерений. Оператор, нажимая кнопку «ПУСК», запускает программное устройство, по команде которого включается узел намагничивания, и через катушку намагничивания проходят импульсы выпрямленного тока от трехфазной электрической сети 220 В, 50 Гц. В зоне размещения контролируемого изделия возникает достаточное для его технического насыщения импульсное магнитное поле. Полярность намагниченности изделия определяют путем сравнения по фазе выходного сигнала феррозонда и сигнала генератора возбуждения. При воздействии на сердечники феррозонда постоянного внешнего магнитного поля, создаваемого изделием, в спектре выходного сигнала появляются четные гармоники. В качестве информационного используется сигнал второй гармоники,

фаза которой относительно сигнала генератора возбуждения определяется полярностью намагниченности контролируемого изделия. Полученную таким образом информацию в виде постоянного напряжения той или иной полярности используют для управления процессом размагничивания.



Рис. 10. Коэрцитиметр ВКС-968

Размагничивание осуществляется созданием плавно нарастающего по величине магнитного поля, противоположного по отношению к намагничивающему полю направления. Рост размагничивающего поля продолжается до момента, пока намагниченность контролируемого изделия не станет равной нулю. Признаком этого является исчезновение второй гармоники в сигнале феррозонда. На этом процесс размагничивания завершается, а значение напряженности размагничивающего поля фиксируется и отображается отсчетным устройством в виде результата измерения.

Коэрцитиметр ВКС-968 имеет такие основные технические характеристики: диапазон измерения коэрцитивной силы от 2,0 до 40 кА/м; дискретность отсчета 0,1 кА/м; относительная приведенная погрешность измерения, включающая систематическую и случайную составляющие, не превышает 4 %; погрешность определения напряженности размагничивающего поля – 1 %; максимальные размеры объекта контроля – 50×30 ×20мм или Ø 35 мм, высота – 16 мм.

Новым направлением применения данного прибора является неразрушающий контроль механических свойств металлоалмазных композиционных материалов. Установлено, что их коэрцититивная сила зависит линейно от твердости и границы текучести. Это позволяет заменить выборочные механические испытания изделий из таких материалов (например, алмазные сегменты кругов для резки) 100 % неразрушающим контролем по результатам измерения коэрцитивной силы [17].

Выводы

Основным информативным параметром о структуре неферромагнитных конструкционных материалов, который успешно применяется при их вихретоковом контроле, является удельная электрическая проводимость (УЭП). Между УЭП алюминиевых сплавов и их структурно-механическими существуют устойчивые корреляционные связи. Аналогичные связи характерны и для титановых сплавов, однако абсолютные изменения их УЭП значительно меньше. Для проведения структуроскопии алюминиевых и титановых сплавов лучше всего подходят фазовые вихретоковые измерители УЭП, обеспечивающие высокую локальность контроля и хорошее подавление колебаний зазора между торцом вихретокового преобразователя и поверхностью контролируемого изделия. К таким приборам относятся измерители УЭП семейств ОПИР, а также структуроскоп ВЕП-21.

Для структуроскопии изделий из ферромагнитных материалов наиболее целесообразно использовать метод измерения коэрцитивной силы. Коэрцитивная сила является структурочувствительным параметром для широкой номенклатуры ферромагнитных конструкционных материалов (стали, чугуны, спеченные твердые сплавы, постоянные магниты, металлоалмазные композиты и др.). Для контроля структуры высококоэрцитивных твердых сплавов, а также металлоалмазных композитов разработан коэрцитиметр ВКС-968, который позволяет измерять интегральные значения коэрцитивной силы по намагниченности изделий произвольной формы.

Перечень ссылок

- Назарчук З. Т. Розвиток досліджень з неруйнівного контролю та технічної діагностики у Фізико-механічному інституті ім. Г. В. Карпенка НАН України / [Назарчук З. Т., Учанін В. М., Рибачук В. Г.] / Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. – Львів: Фізико-механічний ін-т ім. Г.В. Карпенка НАН України, 2005. – Вип. 10: Акустичні та електромагнітні методи неруйнівного контролю матеріалів та виробів. – С. 3–11.
- Неразрушающий контроль: В 5 кн. / [Ермолов И. Н., Алешин Н. П., Потапов А. И., Сухоруков В. В.]; под ред. В. В. Сухорукова – М.: Высш. шк., 1991. – Кн. 2: Акустические методы контроля: практ. пособие. – 283 с.
- Неразрушающий контроль: В 5 кн. / [Герасимов В. Г., Покровский А. Д., Сухоруков В. В.]; под ред. В. В. Сухорукова – М.: Высш. шк., 1992. – Кн. 3: Электромагнитный контроль: практ. пособие. – 312 с.
- Механіка руйнування і міцність матеріалів. Довідн. посібник. Т. 5: Неруйнівний контроль та технічна діагностика [Назарчук З. Т, Кошовий В. В., Скальський В. Р. та ін.]; під ред. З. Т. Назарчука. – Львів : ФМІ ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2001. – 1134 с.
- Механіка руйнування та міцніть матеріалів: Довідн. посібник / [Осташ О. П., Федірко В. М., Учанін В. М. та ін.]; під заг. ред. Панасюка В. В.]. – Львів : Сполом, 2007. – Т. 9 : Міцність і довговічність авіаційних матеріалів та елементів конструкцій. – 1068 с.
- Неразрушающий контроль : справ-к в 7 т. Кн. 2 : Вихретоковый контроль / [Ю.К. Федосенко, В. Г. Герасимов, А. Д. Покровский, Ю. Я. Останин] ; под общ. ред. В. В. Клюева. – М. : Машиностроение, 2003. – 688 с. – С. 340–687.
- Дорофеев А. Л. Физические основы электромагнитной структуроскопии / А. Л. Дорофеев, Р. Е. Ершов ; отв. ред. Р. Г. Хлебопрос. – Новосибирск : Наука. Сиб. отдние, 1985. – 182 с.

- Наумов Н. М. Резистометрический неразрушающий контроль алюминиевых деформируемых сплавов / Н. М. Наумов, П. Г. Микляев – М. : Металлургия, 1974. – 200 с.
- Цирг В. Н. Применение вихретоковых измерителей электропроводности для анализа механических свойств алюминиевых сплавов / В. Н. Цирг, В. Н. Учанин, Г. Н. Макаров // Совершенствование технологических процессов ремонта авиационной техники на заводах ГА. – М. : ВГПО «Авиаремонт», 1984. – С. 39–40.
- Косовский Д. И. Подавление влияния зазора при вихретоковом измерении удельной проводимости / Д. И. Косовский, А. И. Никитин, Ю. И. Шкарлет // Дефектоскопия. – 1982. – 9. – 56 – 62.
- Учанин В. Н. Подавление влияния зазора при бесконтактном измерении удельной электрической проводимости методом вихревых токов / В. Н. Учанин, Г. Н. Макаров // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. – 1996. – № 4. – С. 41–45.
- Заявка на винахід. Вихрострумовий вимірювач питомої електропровідності неферомагнітних матеріалів / Учанін В. М., Макаров Г. М., Черлєневский В. В. (Україна) ; заявник Фізико-механічний ін-т ім. Г. В. Карпенка НАН України. – № а2010 08373 ; заявл. 05.07.2010.
- Оцінка деградації алюмінієвих сплавів методом вихрострумової структуроскопії / [О. П. Осташ, І. М. Андрейко, В. М Учанін, Ю. В. Головатюк] // Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. – Вип. 11 : Електромагнітний, акустичний та оп-

тичний неруйнівний контроль матеріалів та виробів. – Львів : ФМІ ім. Г. В. Карпенка НАН України. – 2006. – С. 138–142.

- Uchanin V. Elevated Frequencies in Eddy Currents New Possibilities of Thin Surface Layer Evaluation / V. Uchanin // 15th World Conference on Nondestructive Testing, 15–21 October 2000: Proc. – Rome, 2000. – 651 p.
- Февралева Н. Е. Магнитотвердые материалы и постоянные магниты. Определение характеристик. Справ-к / Н. Е. Февралева – К. : Наукова думка, 1969. – 232 с.
- Безлюдько Г. Я. Эксплуатационный контроль усталостного состояния и ресурса металлопродукции неразрушающим магнитным (коэрцитиметрическим) методом / Г. Я. Безлюдько // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. 2003. № 2. С. 20–26.
- Лошак М. Г. Использование коэрцитиметров для контроля производства твердых сплавов и металлоалмазных композиций / М. Г. Лошак, Л. И. Александрова // Вестник СевГТУ. Механика, энергетика, экология. Севастополь : Изд-во СевГТУ. 2000. Вып. 25. С. 116–123.
- Лошак М.Г. Прочность и долговечность твердых сплавов / М.Г. Лошак. К. : Наук. думка, 1984. 328 с.
- Назарчук З. Т. Прилад для вимірювання інтегрального значення коерцитивної сили / З. Т. Назарчук, В. Г. Рибачук, Б. С. Філюшин // Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. – Вип. 11: Електромагнітний, ультразвуковий та оптичний контроль матеріалів – Львів : ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України. – 2006. – С. 103–110.

Одержано03.11.2010

Назарчук З.Т., Рибачук В.Г., Учанін В.М. Електромагнітна структуроскопія конструкційних матеріалів

Розглянуто основні напрямки електромагнітної структуроскопії конструкційних матеріалів. Показано, що контроль структурно-механічних властивостей неферомагнітних матеріалів доцільно здійснювати з застосуванням вихрострумових вимірювачів питомої електричної провідності (ПЕП). Представлено приклади кореляційних зв'язків між ПЕП, механічними властивостями та показниками термообробки для деяких алюмінієвих і титанових сплавів. Розглянуто принципи побудови вихрострумових вимірювачів ПЕП, здійснено їх класифікацію. Наведено технічні характеристики деяких сучасних приладів цього типу. Показано, що для структуроскопії феромагнітних матеріалів найбільш доцільно застосовувати метод коерцитиметрії. Зроблено класифікацію методів вимірювання коерцитивної сили та розглянуто сфери застосування коерцитиметрів у неруйнівному контролі. Представлено результати розроблення коерцитиметра ВКС-968, призначеного для контролю висококоерцитивних виробів зі спечених твердих сплавів, а також виробів з металоалмазних композиційних матеріалів.

Ключові слова: неруйнівний контроль, структуроскопія, вихрострумовий перетворювач, питома електрична провідність, коерцитивна сила, коерцитиметр.

Nazarchuk Z., Rybachuk V., Uchanin V. Structural materials electromagnetic structure investigation

The main directions of structural materials electromagnetic structure investigation are considered. The worthy for testing of the structural and mechanical properties of non-ferromagnetic materials by using of eddy current specific electrical conductivity (SEC) meters is shown. Examples of correlations between SEC, mechanical properties and thermal treatment parameters for some aluminum and titanium alloys are presented. The principles of eddy current SEC meters construction are considered, their classification is carried out. The technical characteristics of this type modern devices are represented. It is shown, that for structure investigation of ferromagnetic materials the method of coercive force measuring is most appropriate for use. The classification of coercive force measuring methods is made. The application of coercimeters for nondestructive testing is considered. The results of BKC-968 type coercimeter engineering development are presented. This device is designed for testing of high coercive force value products from sintered hard alloys, as well as products from metall-diamond composite materials.

Key words: non-destructive testing, structure investigation, eddy current probe, electrical conductivity, coercive force, coercimeter.

УДК 669.13

Doctor of Technical Sciences V. Mazur, Ph.D. A. Mazur

University «National Metallurgical Academy of Ukraine», Dnipropetrovsk, Ukraine

EUTECTICS: GENESIS AND MORPHOLOGY*

The eutectic spatial structure stages in different systems is studied. The eutectic phase crystals continuity inside eutectic grain has been investigated. The eutectic colony micromorphology elements, which are eutectic cells were described. The base phase relief determining role in cells substructure forming was established. The bicrystal grouth mechanism in screw dislocation of base phase crystal was shown for the first time.

Key words: B. Grain boundaries; B. optical microscopy; eutectic growth.

Metal, metal-ceramic and ceramic eutectic alloys are the natural composite materials. Their structure is formed during two- or multiphase crystallization. Level of their mechanical, physical and other service properties depends not only on chemical and phase composition, but also on parameters micro- and macrostructures. The phase structure of alloy is determined by type of the phase equilibria diagram of a given system as well as by chemical compound of a concrete alloy. Parameters of micro- and macrostructures are set by a choice of the process equipment and thermo-kinetic characteristics of eutectic crystallization.

Obtaining of regular eutectic structures is often complicated because of formation of the undesirable structural zones, differing by infringement of periodicity of alternation of phases, coarsening of their crystals, occurrence coarse-crystalline structural anomalies as well.

Elimination of undesirable structural anomalies is possible only on the basis of understanding of genesis and physical processes of formation of various types of eutectic structures and structural transitions between them.

Historically structural models of phase transitions were created on the basis of simple geometric or mathematical models which had certain restrictions, but at the same time allowed to count approximately at least some parameters of eutectic crystallization. In the sequel these restrictions and assumptions were forgotten and the given hypothesis already applied for universality.

Meanwhile now well-known, that maintenance of eutectic structure regularity is a multi-factorial problem.

External factors are set by the process equipment and caused by instability of thermal and rate parameters of the unidirectional crystallization.

Internal factors are connected with non-stationarity of structural transients in eutectic alloys and caused by degree of our misunderstanding of physical essence of these processes. Examples of structural transients are the following:

- Nucleation and growth in a parent liquid of primary crystals;

- Nucleation and growth of the second eutectic phase;

- The beginning of couple bi-phase growth;

- Structural transitions with change of micromorphology (lamellar – rod-like or on the contrary);

- Formation of cellular structure of eutectics, caused by loss of stability of flat front of crystallization;

-Formation of pyramidal structure eutectics on all faces or basic surfaces of a primary crystal.

Each of these transient processes can be supervised under the stipulation that we understand the nature of its occurrence and development and we select adequate technological influence.

Thus detailed research of genesis and morphology of eutectic colonies is actual problem.

Materials and technique

Eutectic type alloys including metal, inter-metallic, ceramic and covalent phases of eutectic genesis served as object of research.

Ingots of experimental alloys have been prepared in resistance furnaces as well as in induction, plasma beam, electron beam and electric arc furnaces.

The structure, phase composition and certain thermodynamic behaviors of eutectic solidification have been studied with light and electron microscopy, XRD, electron probe microanalysis, DTA, DSC.

* По материалам доклада авторов на международной конференции DIRECTIONALLY SOLIDIFIED EUTECTIC CERAMICS, November 2009, Sevilla, Spain

© V. Mazur, A. Mazur, 2011

ISSN 1607-6885 Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні №1, 2011

As result the new experimental 3D-models of eutectic colonies in different alloys as well as 3D-models of structural transitions during non-stationary processes have been constructed.

Discussion

The first investigations of eutectic microstructure have been carried out in the eighties of nineteenth century by Gutrie, Osmond, Benediks. During more than 100 years four main hypothesis concerning the nature of eutectics have been formed:

1. Eutectics is mechanical mixture of α - and β -particles. It is formed as result of plural re-nucleation, growth and pinch of α - and β - particles on the eutectic solidification front.

2. Eutectics is arisen by α -matrix and dispersed β particles. It is formed as result of plural re-nucleation, growth and pinch of α -particles at the solidification front of the a-matrix.

3. Eutectics consists of the α -matrix and branchy dendrite of β -phase. It is formed as result of continuous couple growth of two crystals of α - and β -phases.

4. Eutectics is formed by mutually grown branchy dendrites of α - and β -phases.

An appearance of these four hypothesis was given due to complexity of structural pictures of different eutectic alloys as well as attempts of conclude about 3D-structure on the base of single sections of given eutectics.

An ascertainment of adequate structural model is the important task for eutectic technology because it gives possibility to solve what is a way to control the regularity of eutectics:

- technological influence on the eutectic phases nucleation (hypothesis 1 and 2) or

- controlling of thermo-kinetic parameters of growth (hypothesis 3 and 4).

Therefore 3D modeling of eutectic structure is actual task.

Eutectic equilibrium and microscopic mechanism of eutectic solidification

Eutectic equilibrium in A-B system is established when chemical potential of given atom kind (A or B) in three phases (L, α and β) $\mu_{L}^{A} = \mu_{\alpha}^{A} = \mu_{\beta}^{A}$ and $\beta \mu_{L}^{B} = \mu_{\alpha}^{B} = \mu_{\beta}^{B}$ (Fig. 1, c).

Whereas thermodynamic motivity of ato-mic diffusion

 $\Delta \mu = \mu_{L}^{B} - \mu_{\alpha}^{B} = 0$ and $\Delta \mu = \mu_{L}^{B} - \mu_{\beta}^{B} = 0$, diffusion flows in liquid phase are absent and eutectic solidification is impossible.

Therefore these two conceptions (eutectic equilibrium and eutectic solidification) are mutually excluding.

Eutectic solidification starts when the system is taking away of equilibrium for example when liquid phase is undercooled (Fig. 1, d). In accordance with the principles of local thermodynamic equilibrium of thermodynamics of irreversible processes when $T=T_E - \Delta T$, in spite of absence thermodynamic equilibrium in system in tote, local



Fig. 1. Eutectic phase equilibrium diagram (a) and Gibbs free energies (b-d)

equilibrium on the interphase boundaries is established. So after nucleation of eutectic phases the local equilibrium concentrations of liquid phase are follows (Fig. 2):

 c_3^{IV} and c_3^{III} on the boundaries L/ α and L/ β respectively. As $c_3^{IV} > c_3^{III}$ (for B atoms) diffusion flow of B atoms originates in liquid phase and it directed from a solidification front to b one. Atoms of A kind move in opposite direction. It is tangential diffusion flow I. These flows provides couple (cooperative) growth of eutectic phases.

Normal diffusion flow I_n is stimulated by concentration inequalities $c_{3}^{IV} > c_{E}$ and $c_{3}^{III} < c_{E}$ where c_{E} is concentration of the liquid phase far from solidification front.

Diffusion flow of B atoms is directed from outlying liquid to β solidification front. A atoms diffuse from outlying liquid to α solidification front. It provides autonomous growth of eutectic phases.

The degree of cooperativity of eutectic structure is given [1, 2] as $I_t/(I_t + I_n)$.

When $\xi=1$ cooperative, fine differentiated structure is formed.



Fig. 2. Diffusion flows in liquid phase during eutectic solidification (a) and eutectic grain formation, b-morphological scheme, c- microstructure. Primary basic crystal is identified as α_1

When $\xi=0$ coarse conglomeratic structure is resulted. Controlling of proportion of normal and tangential diffusion flows is important technological problem.

Eutectic solidification proper starts after nucleation of the second eutectic phase on the surface of primary crystal. If given alloy includes eutectic phases with different type of interatomic bonds, as rule the phase of more heterodesmisity of interatomic bonds serves as nucleating. In the pair: metallic solid solution-carbide the last one nucleates the first one.

The relief of primary crystal plays key role in nucleation of the second phase and in further eutectic crystallization. Faceted primary crystals form steps (waves of growth) and terraces on the close packed planes (Fig. 3).

The second eutectic phase is nucleated in cavities between two terraces or near steps of growth waves (Fig. 4).

When slow crystallization is broken by sudden cooling in water it is possible to observe the profile of crystallization front and the initial stages of eutectic transformation (Fig. 5).



Fig. 3. Relief of primary Fe_3C crystal (a, b) after decantation in eutectic alloy Fe-4.6 % (wt.) C and its formation scheme (c)



Fig. 4. Nucleation and growth the second eutectic γ -Fe phase (austenite) on the terrace of primary Fe₃C crystal

Fine dispersed dark field is quenched liquid phase, white strip is cross section of basic cementite Fe₃C crystal growing left to right in liquid. In the beginning austenite dendrite grows up along free surface of cementite. In result bi-phase grating is formed. Transversal growth of this grating forms the foundation of eutectics. As the primary crystal has the steps on his surface different sites of eutectics have step-like surface of solidification front in transversal direction. A competition between these sites during their growth in the longitudinal direction results to cell formation.



Fig. 5. Transverse cross-section of primary Fe₃C crystal showing the initial stages of eutectic grain growth:

1 – quenched liquid phase; 2 – growth of Fe_3C crystal with free surface; 3 – growth of γ -Fe dendrite branches (dark); 4 – formation of biphasic (γ -Fe + Fe₃C) grating; 5 – transversal growth of (γ -Fe + Fe₃C) eutectics and creation of cellular step on eutectic solidification front

The cellular substructure of $(\gamma$ -Fe + Fe₃C) eutectics

The analysis of consecutive (001) Fe_3C sections shown an origin of both plate-like and rod-like eutectic structures (Fig. 6).

The sites where austenite forms fine branched dendrite in the future obtain rod-like structure (marked by round).

In the sites, where austenite covers the cementite by continuous layer, the cementite bars grow in [010] Fe₃C direction from adjacent eutectic site. Transversal growth of cementite bars in [001] Fe₃C and austenite plates between them leads to forming of bi-phase plate-like packet.

It is important to note continuity of both eutectic phases during growth of eutectics. Additional nucleation of eutectic phases is absent.



Fig. 6. Consecutive (001) Fe_3C sections of the eutectic cell. Rounded area shows a continuity of both dark austenite γ -Fe and white cementite Fe_3C phases

The found laws in as much as possible concentrated kind are shown on Fig. 7.

Here characteristic micro-photos are compared with the three-dimensional structural models orientated concerning the main crystallographic directions of cementite.



Fig. 7. Stages of eutectic cells formation in (γ -Fe + Fe₃C) eutectics: α – scheme; β – microstructures

Cementite bars grow in the left part of a micro-photos and model 1. The right part is occupied by dendrite austenite branches. This is a stage of forming of eutectic colony base. The second position shows already shaped eutectics. Eutectic site which is based on a biphasic lamellar package continues to grow in plate-like kind while growth of eutectic sites which are based on a biphasic grid leads to formation of rod morphology. During transversal growth the austenite plates turn to rods due to constitutional undercooling of the melt. On the third model and microphoto the final stage of eutectic growth is shown.

Originally flat front of the cells growing in a longitudinal direction (010) Fe_3C loses stability and gets the wavy form. In these conditions the plates of eutectic phases growing on a normal to front fan-likely turn.

3D-model of ledeburite includes all stages of eutectic solidification (Fig. 8).

The base cementite crystal grows in a liquid from left to right, and the basic stages of colony formation are situated in the opposite direction.



Fig. 8. 3D model of $(\gamma$ -Fe + Fe₃C) eutectic

Pyramidal structure of eutectic colony

An analysis of the consecutive sections of Bi-Sn eutectic grain (colonies) shown that eutectics grows on all plates of a basic crystal (Fig. 9). As result eutectic grain consists of six identical sites in form of truncated pyramids.

The basic crystal sites of biggest curvature (edges and apexes) lead during growth and form the inter-pyramidal boundaries of eutectic grain (Fig. 10). Near the interpyramidal boundaries eutectics grow as plate-like bi-phase packet. Far from them rod-like eutectics is formed in condition of constitutional undercooling of a liquid phase.





Fig. 9. The consecutive sections of Bi-Sn eutectics: a – the basic primary Bi crystal is located in center of eutectic grain; b-d – sections through five eutectic pyramids; e – growth of Sn dendrite on the plane of Bi crystal



Fig. 10. Inter-pyramidal boundaries (arrowed): in cubic crystal (a); forming of inter-pyramidal boundaries in Bi-Sn eutectics (b-d)

In dependence of crystallographic orientation of secant plane three main type of microstructure: (001)Bi, (110)Bi and (111)Bi can be received (Fig. 11). It is natural that character view of inter-pyramidal boundaries will differ: square, X-like and triangular.

In common case the picture of inter-colonial, intercellular and inter-pyramidal boundaries is very complex and too little understandable. Perhaps Chalmers [3] kept it in mind when he called this structure as «china script». Intercellular boundaries are noted by coarsening of eutectic phases. Distinction between intercellular boundaries and inter-colonial one consists in degree of coarsening of eutectics on the boundaries and in random misorietation of the next eutectic formations as well. Interpyramidal boundaries have mutually parallel contours.

Inter-pyramidal boundaries in eutectics of octahedral faceting divided a colony by 8 pyramids (Fig. 12).



Fig. 11. Three types of inter-pyramidal boundaries in cubic eutectics Bi-Sn



Fig. 12. Consecutive sections of the octahedral eutectic colony in Fe-Mo-C system: dark phase is γ-Fe and white phase is (Mo, Fe)C. The basic carbide crystal is genetic centre of eutectic colony

At transition from one section to another the wide light strip moves from left to right. It is inter-pyramidal boundary of a plane of approximately parallel to plane of the drawing.

Quite often eutectics with faceted matrix phase can grow in dendrite kind with the faceted branches (Fig. 13). Then there is a structural paradox: inter-pyramidal boundaries are formed inside eutectic cells.

Dendrite growth of eutectic colony with a roundish crystal of a matrix phase forms roundish eutectic cells (Fig. 14). Their boundaries are noted by coarsening of eutectic phases and arise as result of a competition of the next sites.

If the primary crystal of a basic phase is discriminated by the big anisotropy of growth rate it is possible creation of very interesting structures (Fig. 15). In $(\beta$ -Ti) + Ti₅Si₃ eutectics the pyramids grown on the lateral plane of silicide can have a silicide phase as a matrix. Other pyramid growing on the face plane has metallic solid solution matrix. In the last case the structure of a classical composite is formed: the rods of a high-strength silicide phase are distributed in a plastic metal matrix (Fig. 15, d).

Some crystals with a big anisotropy of growth rate grow by means of a screw dislocation. Intermetallide $MgZn_2can$ serve as example (Fig. 16). Crystal of this phase forms a hexagonal prism. It easily branches during growth in a direction (0001)MgZn₂(Fig. 16, e).

The screw dislocation works at the tops of dendrite branches (Fig. 17, a). If the dislocation step is decorated by the second phase, biphasic spiral packet is formed (Fig, 17, b, c). The eutectics of a trivial morphology is formed on lateral sides of a prism as it was considered earlier.



Fig. 13. Dendrite growth of $(\gamma$ -Fe) + (Mo, Fe)₆C eutectic colony: a – start of eutectic solidification; b – intermediate stage; c – biphasic octahedral dendrite colony; d – 3D scheme



Fig. 14. Growth of eutectics (a-Al) + CuAl₂ on a base crystal of the roundish form of growth: a – an initial stage; b – formation cellular boundaries; c – 3D scheme



Fig. 15. The morphology of the (b-Ti) + Ti₅Si₃ eutectics [2]: a - c -consecutive transversal sections; the basic silicide crystal is in centre of eutectics; d - longitudinal section

Thus if eutectics is formed on various sides of base crystals with the big anisotropy physical and crystalchemical properties the micro-morphology of its various sites can essentially differ. It is not structural anomaly but the natural phenomenon. It cannot be eliminated neither by stabilization of fusion thermo-kinetic parameters, nor by compulsory hashing of the melt.

Influence of growth rate

Differentiation eutectic structure λ is the distance between the next rods or plates of the branched out phase. It is defined by linear speed of eutectic crystallization front. If linear speed has changed, structural reorganization of eutectics brings parameter λ into accord with new conditions of growth. An example of the structural transformation during quenching of semi-solid Fe-C alloy is presented on Fig. 18.

The part of eutectics with differentiation λ_1 which grew with small speed V₁ occupies the bottom part of a micropicture and the scheme. The moment of sudden cooling of a semi-solid alloy in water is marked by line (in a micropicture) or by plane (on the scheme) on which the differentiation of eutectics decreases sharply from λ_1 to λ_2 . Reduction of eutectic differentiation is reached by a branching of solid solution cores (a dark phase) to size λ_2 . It provides diffusion transfer of atoms of components on the front of growth for creation of liquid phase supersaturation sufficient for coupled growth of both phases in new conditions. This circumstance defines rigid functional dependence of a differentiation of eutectics from linear speed of advance-ment of biphasic crystallization front

$$\lambda^n V = K$$

where n is an indicator taking into account the crystalchemistry nature and atomic mechanism of growth of eutectic phases, K is a constant. For many systems $K = 10^{-10} - 10^{-11} \text{ sm}^3/\text{c}.$

Well known parallelism of lines on the schedule $\lambda = f(V)$ for different systems speaks about identity of the atomic mechanism of eutectic growth in various eutectics.



Fig. 16. Spiral conical eutectics Zn + MgZn₂ [2]: on the consecutive transversal sections (a–d) the initial spiral turn revolves on its axis; e – longitudinal section through primary prismatic MgZn₂ crystal. Spiral conical eutectics springs from vertex of the branch of hexagonal prism (arrowed)



Fig. 17. The model of biphasic growth on the screw dislocation [2]: a – dislocation hill on the vertex of dendrite branch of primary MgZn₂ crystal; b – the dislocation decorated by second eutectic Zn phase (dark); c – coupled growth of eutectic phases



Fig. 18. The branching of rods of γ -Fe (dark) in moment of quenching of semi-solid (γ -Fe) + Fe₃C eutectic alloy in water

Increase of a cooling rate to 10^6 K/s produces formation thin differentiated structures. Thin bridges in both eutectic phases show genetic connections between ellipsoidal parts and dendrite branch of given phases (Fig. 19, a, b). At excess of this rate in Al+CuAl₂ eutectics independent nucleation of eutectic phases is noted (Fig. 19, c, d).

Influence of undercooling

Undercooling of the melt is one of the most important technological factors of a structure control.

Usually undercooling ΔT is connected with linear speed

of crystallization V by dependence $\Delta T^2/V=K$, where K is a constant [4].

If undercooling is increased the contribution of the distant (or normal, see Fig. 2) diffusion increases and eutectics is formed with smaller degree of cooperativity.

On the other hand it is known that deactivation of nucleating impurities increases an undercooling of a melt. It provides solidification of eutectics with coarser micromorphology (Fig. 20).

It is interesting to note the invariable form of dendrite growth of non-nucleating γ -Fe phase (dark).



Fig. 19. TEM of thin Al+CuAl₂ film without additional thinning: a, b - extremely great rate at which else remains a genetic connection between an elliptic islet and dendrite branch of the given phase (white arrows); c, d – nucleation of the islets of the one phase on the crystallization front of the second one; sub-boundaries (black arrows) show intergrowth of the branches of one phase after environment of the islet of another one



Fig. 20. Influence of a melt undercooling ΔT on a degree of cooperativity of (γ -Fe) + Fe₃C eutectics in hypoeutectic (a-c) and hypereutectic (d-f) alloys: a, $d - \Delta T = 5$ °C; b, $e - \Delta T = 25$ °C; c, $f - \Delta T = 35$ °C

Conclusion

1. Thus detailed studying of a microstructure of eutectic alloys in various systems has shown that generally structural hypotheses are described by the third and fourth hypotheses. The mechanism of independent nucleation of eutectic phases is possible at extremely big cooling rates on the board with amorphisation. The widespread hypothesis about eutectics as mechanical mixes is erroneous and represents historical interest only.

2. Laws of nucleation and growth of eutectic phases are defined both by their crystal chemistry nature and thermo-kinetic parameters of crystallization front.

3. Nucleation of the second eutectic phase is initiated by a phase with greater degree of covalency of interatomic bonds. This phase differs both by greater entropy of fusion and greater Jackson criterion.

4. Couple growth of eutectic colonies occurs in various crystallographic directions of a base crystal. The next eutectic sites, grown on adjacent planes of a base crystal, are divided by inter-pyramidal boundaries. 5. Cellular structure of eutectics is caused not only by loss of stability of flat crystallization front in the conditions of constitutional under-cooling, but also by relief of a base crystal and distinction in time of nucleation of various sites eutectic on a base crystal.

6. The transients occurring at various stages formation of eutectic colony influence both on a degree of cooperativeness and a morphological regularity of eutectics.

References

- Taran Yu. The structure of eutectic alloys / Taran Yu. N. & Mazur V. I. – Ed. Metallurgy, Moscow, 1978. – 312 p.
- Mazur V. I. Introduction to the theory of alloys / Mazur V. I., Mazur A. V. – Ed. LIRA LTD, Dnipropetrovsk, 2009. – 264 p.
- Chalmers Bruce. Principles of solidification / Chalmers Bruce. – John Wiley & Sons, 1964.– 319 p.
- Kurz W. Gerichtet erstarte eutektische / Kurz W., Zahm P. R. Werkstoffe, Springer-Velag Berlin Heidelberg New York, 1975.

Мазур В.И., Мазур А.В. Генезис и морфология эвтектики

Исследована пространственная структура эвтектик в различных системах. Выявлена непрерывность кристаллов эвтектических фаз. Описаны микроморфологические элементы эвтектической колонии – эвтектические ячейки. Установлена определяющая роль рельефа базовой фазы в формировании ячеистой субструктуры. Впервые показан механизм роста эвтектического бикристалла на винтовой дислокации в кристалле базовой фазы.

Ключевые слова: эвтектика, пространственная структура, непрерывность фаз, микроскопическая кинетика.

Мазур В.І., Мазур О.В. Генезис та морфологія евтектики

Досліджено просторову структуру евтектик в різних системах. Виявлено безперервність кристалів евтектичних фаз. Описані мікроморфологічні елементи евтектичної колонії, якими є евтектичні комірки. Встановлено визначальну роль рельєфу базової фази при формуванні комірчаної субструктури. Вперше показано механізм росту евтектичного бікристалу на гвинтовій дислокації в кристалі базової фази. Ключові слова: евтектика, просторова структура, безперервність фаз, мікроскопічна кинетика..

УДК 539.43: 669.14

Канд. техн. наук С. А. Беженов

Национальный технический университет, г. Запорожье

МЕТОДИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРОБЛЕМЫ ОЦЕНКИ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Предложена методика ускоренного определения характеристик сопротивления усталости конструкционных металлических материалов, основанная на структурно-детерминистской концепции усталости.

Ключевые слова: многоцикловая усталость, долговечность, предел выносливости, кривая усталости, вероятность разрушения.

Введение

Основным фактором воздействия на материал инженерных конструкций является внешняя нагрузка, в подавляющем большинстве случаев действующая циклически и вызывающая в материале процесс усталости. Способность материала сопротивляться усталости оценивают по зависимости числа циклов до разрушения N от действующего в материале уровня напряжения σ_a , графическое изображение которой называют кривой усталости. По указанной зависимости производят оценку работоспособности материала на основе тех или иных параметров, называемых характеристиками сопротивления усталости. Проблема низкой эффективности существующих методик определения характеристик сопротивления усталости, основанных на разработанных к настоящему времени теориях усталости, имеет много аспектов, каждый из которых характеризуется своими целями и требует отдельного исследования. Одним из них является методический аспект, которому в последнее время уделяется все большее внимание.

Постановка задачи

В настоящее время определение характеристик сопротивления усталости регламентируется государственными стандартами [1–5]. Одной из основных характеристик согласно [2] является медианное значение предела выносливости $\overline{\sigma}_{-1}$. Для построения кривой распределения предела выносливости образцы испытываются на шести уровнях напряжении. Причем на каждом уровне испытывается не менее 15 образцов и более половины из них испытываются до базы испытаний, что требует больших затрат времени, материальных и трудовых ресурсов. Кроме того, существенным недостатком является то, что медианное значение предела выносливости неоднозначно определяет сопротивление усталости материала, так как не менее важным фактором при этом выступает степень разброса его значений. Значительное рассеивание результатов испытаний наблюдается при разных схемах нагружения, для разных материалов и для любых условий испытаний и существенно влияет на точность определения характеристик сопротивления усталости. Согласно [6, 7], в области многоцикловой усталости наблюдаемые в опыте значения долговечностей при одинаковых уровнях напряжений могут отличаться в сотни раз.

Существующие ускоренные методы определения характеристик сопротивления усталости, основанные на испытаниях малых выборок, являются малоэффективными в аспекте точности определения параметров и оценке погрешности полученных результатов. Повышение эффективности определения работоспособности конструкционных металлических материалов в условиях действия циклических нагрузок возможно на основе новых подходов к исследованию процесса усталости. В последнее время разрабатывается структурно-детерминистская концепция процесса усталости [8, 9], которая дает возможность предложить более эффективные и надежные методики определения характеристик сопротивления усталости.

Целью работы является разработка методики ускоренного определения характеристик сопротивления усталости металлических материалов, обеспечивающей заданную точность определения параметров.

Теоретические основы методики

В настоящее время в инженерной практике широко используется вероятностная модель аппроксимации результатов испытания на усталость с применением двухпараметрического уравнения:

$$\sigma_a^m \cdot N = \text{const}\,,\tag{1}$$

где σ_a – амплитуда напряжений цикла, N – число циклов до разрушения, m – показатель наклона кривой усталости в двойных логарифмических координатах. Для обеспечения общности математического описания поведения широкого класса материалов структурные особенности материала в этой модели игнорируются. Коэффициенты m и C считаются структурно независимыми и принимают разные значения только для различных классов материалов.

Правомерно предположить, что в процессе испытания номинально идентичных, но фактически разных образцов при изменении уровня напряжения изменения остальных внешних воздействий являются несущественными и на изменение уровня рассеивания результатов испытаний существенно не влияют. Следовательно, основной причиной изменения величины рассеивания результатов испытаний на усталость при изменении уровня напряжения является различный темп накопления повреждений в материалах, находящихся в разном техническом состоянии, характеризуемым коэффициентом *m* в уравнении (1).

Не вызывает сомнения, что при номинально одинаковых макроусловиях технологических процессов получения слитка и его дальнейшей обработки микроусловия для его микрообъемов не являются одинаковыми. Следовательно, микроструктура и напряженное состояние отдельных микрообъемов материала одного изделия не одинаковы. Тем более, в разном техническом состоянии будут находиться как микро-, так и макрообъемы материалов разных слитков и поковок. Из этого следует, что на усталость испытываются изделия, материалы которых находятся в разном техническом состоянии, что существенно влияет на их характер механического поведения в условиях многоцикловой усталости, а следовательно, и на рассеивание результатов испытаний. Не вызывает также сомнений некоторое изменение внешних условий испытания объектов, что также влияет на рассеивание результатов испытаний, но их связь с величиной напряжений не отмечается. Типичные результаты массовых испытаний на усталость [6, 7, 10, 11] имеют закономерность увеличения рассеивания результатов с уменьшением разрушающего напряжения. При этом можно провести прямые линии по минимальным и максимальным значениям долговечностей, которые пересекутся в некоторой точке, условно называемой полюсом диаграммы усталости всех испытанных образцов. Точки, расположенные на каждой из этих прямых, характеризуют одинаковый уровень сопротивления усталости образцов: в первом случае – минимальный, во втором – максимальный.

Такой подход к анализу результатов испытаний дает основание считать, что сопротивляемость усталости каждого конкретного образца характеризуется своим углом наклона прямой к оси ординат, проведенной из общей точки (полюса) кривых усталости материала определенного химического состава через соответствующую точку данных испытаний. При таком подходе случайными, т. е. плохо контролируемыми, являются свойства материала конкретных изделий, а их способность сопротивляться усталости является величиной детерминированной, зависящей от фактической микро- и макроструктуры материала испытуемого объекта. Структурно-детерминистская концепция усталости конструкционных материалов дает возможность представить адекватную математическую модель их поведения в условиях многоцикловой усталости. При этом результаты испытаний на усталость аппроксимируются той же формулой (1), но она рассматривается уже как трехпараметрическое уравнение, в котором переменным является также коэффициент m, характеризующий техническое состояние материала конкретной детали. В двойных логарифмических координатах формула (1) принимает вид уравнения:

$$m \cdot \lg \sigma_a + \lg N = \lg C , \qquad (2)$$

где коэффициент С имеет постоянное значение лишь

для конкретного материала в заданном техническом состоянии, т.е. при выполнении условия m = const.

С позиций изложенного подхода кривая усталости конструкционных металлических материалов в области многоцикловой усталости в двойных логарифмических координатах представляет собой часть прямой, проходящей через полюс под углом $\operatorname{arctg} m$ к оси напряжений. При этом уравнение кривой усталости в двойных логарифмических координатах представляется в виде [9]:

$$\lg \sigma_a = \lg \sigma_p - \frac{1}{m} \cdot \left(\lg N - \lg N_p \right), \tag{3}$$

где N_p и σ_p – координаты полюса диаграммы усталости. Тогда для построения кривой усталости необходимо и достаточно определить три параметра: координаты полюса, границы области многоцикловой усталости, угол наклона кривой усталости по величине коэффициента *m*.

Определение координат полюса кривых усталости и граничных значений числа циклов для области многоцикловой усталости N_k и N_G

Координаты полюса N_p и σ_p в общем случае определяются точкой пересечения линий, проведенных через точки равной вероятности разрушения образцов, испытанных на разных уровнях напряжений. Проведенными исследованиями [8, 12–14] установлено, что ординаты полюсов кривых усталости для сплавов на основе железа, никеля и титана практически одинаковы $\lg \sigma_p \approx 3,0$. Абсциссы полюсов в значительной степени зависят от химического состава конструкционных металлических материалов и практически не зависят от их технического состояния. В таблице 1 приведены экспериментально полученные значения координат полюсов кривых усталости для некоторых наиболее часто применяемых в машиностроении сплавов.

Таблица 1 – Значения координат полюса диаграмм усталости для материалов разных классов

материал	$\lg \sigma_p$	$\log N_p$
Сталь 20		2,000
Сталь 45	3,021	1,778
Сталь У7А		1,041
Сталь 40Х		2,903
Сталь ЗОХГСА	3,041	2,699
Сталь 40ХН2МА		2,447
ХН77ТЮР-ВД	3,000	3,010
BT8	2 001	3,021
OT 4-1, BT18, BT22	2,991	3,000

Границы многоцикловой усталости нормативными материалами строго не регламентируются. В работах [11, 15] приводится обзор работ, в которых показано, что переход от малоцикловой к многоцикловой усталости часто связан с изменением формы кривой усталости – наличием перегиба или даже разрыва кривой, что обусловлено изменением напряженного состояния материала. В работе [11] показано, что при некотором критическом напряжении σ_k изменяется локальное напряженное состояние у вершины трещины. При этом установлено, что начальные значения области многоцикловой усталости (N_k) различных сплавов определяются металлом, составляющим их основу. В таблице 2 приведены значения N_k элементов, составляющих основу наиболее распространенных конструкционных металлических материалов.

Таблица 2 – Значения критического числа циклов для некоторых металлов [11]

Металл	Fe	Ni	Cr	Со	W	Mo	Al	Mg	Ti
$N_k \cdot 10^{-4}$, циклов	20, 0	18,9	19,0	19,7	56	38	2,3	1,1	7,1

Анализ поведения кривых усталости, полученных разными исследователями, показывает, что у сплавов, имеющих физический предел выносливости, после точки перелома с координатами σ_G и N_G кривая усталости практически горизонтальна, а ее возможные отклонения находятся в пределах погрешности оценки внешней нагрузки. Согласно [3], величина N_G в большинстве случаев колеблется в пределах от 106 до 3.10⁶ циклов. Рекомендуется для сплавов на основе железа расчетное значение N_G принять равным $N_G = 2 \cdot 10^6$ циклов. Для сплавов, не имеющих явно выраженного горизонтального участка кривой многоцикловой усталости, к которым относятся, например, сплавы на основе никеля, значение граничного числа циклов N_G целесообразно принять равным $N_{base} = 10^7$ циклов, что соответствует, согласно [2], базе для сравнительных испытаний для определения пределов выносливости таких материалов. Кривые усталости сплавов на основе титана в области $\lg N > \lg N_k$ имеют два участка: наклонный и близкий к горизонтальному. Причем точка перелома указанной зависимости находится в диапазоне значений долговечности около 3.10⁵ – 4.10⁵ циклов нагружения [13]. С достаточной степенью точности можно принять для титановых сплавов $\lg N_G = 5,6$ $(N_G \approx 4 \cdot 10^5$ циклов).

Определение показателя степени уравнения кривой усталости

В рамках структурно-детерминистской концепции усталости коэффициент *m* в уравнении (3) не зависит от уровня напряжений при испытании и является величиной стохастической, определяемой механическими испытаниями на усталость. Согласно [2] необходимое количество образцов определяют по относительной ошибке для среднего значения исследуемой величины, используя формулу (4), и по относительной ошибке для среднего квадратичного отклонения величины, используя формулу (5):

$$n \ge \frac{\upsilon^2}{\Delta_{\overline{m}}^2} \cdot Z_{1-\alpha/2}^2; \tag{4}$$

$$n \ge 1,5 + \frac{1}{2\Delta_{\bar{s}}^2} \cdot Z_{1-\alpha/2}^2.$$
 (5)

Здесь α – вероятность ошибки первого рода, которую выбирают в пределах 0,05...0,1; $\Delta_{\overline{m}}$ и $\Delta_{\overline{s}}$ – предельные относительные ошибки для доверительной вероятности $P = 1 - \alpha/2$ соответственно при определении средней величины \overline{m} и среднего квадратичного отклонения \overline{s} , значение которых принимают в пределах $\Delta_{\overline{m}} = 0,02...0,1$ и $\Delta_{\overline{s}} = 0,1...0,5$; $\upsilon = \overline{s}/\overline{m}$ – коэффициент вариации; $Z_{1-\alpha/2}$ – квантиль нормированного нормального распределения, для вероятности $P = 1 - \alpha/2$, значение которой для наиболее часто принимаемых значений α определяется из таблицы 3.

Таблица 3 – Значения квантили нормированного нормального распределения для наиболее часто применяемых значений α [2]

α	0,05	0,06	0,07	0,08	0,09	0,10
$Z_{1-\alpha/2}$	1,96	1,88	1,81	1,75	1,70	1,64

При ограниченном количестве образцов испытания на усталость проводят на разных уровнях напряжений, пошагово уменьшая их, начиная со значения $\sigma_{a_1} =$ = 0,5...0,6 σ_{g} . Шаг изменения напряжений согласно [2] рекомендуется принимать равным 20 МПа. В процессе испытания шаг может быть изменен. Напряжение в испытуемых образцах понижают до достижения базы испытаний для сплавов железа $N_{base} = 10 \cdot 10^6$ и $N_{base} = 100 \cdot 10^6$ для цветных металлов. Оставшиеся из выборки образцы продолжают пошагово испытывать при увеличении напряжения испытаний.

Значения коэффициента *m* для каждого образца рассчитывают по формуле

$$m_i = \frac{\lg N_i - \lg N_p}{\lg \sigma_p - \lg \sigma_{ai}}$$
(6)

и делают статистический анализ вариационного ряда полученных значений *m*.

Используя медианное значение коэффициента *m* и его доверительные интервалы для принятой вероят-

ности разрушения, проводят из полюса с известными координатами медианную кривую усталости, а также нижнюю и верхнюю границы рассеивания значений параметра m. Пересечение указанных линий с вертикалью, соответствующей значению $\lg N_G$, дает расчетные значения σ_G для соответствующих кривых усталости. Для подтверждения положения точки перегиба кривой усталости испытуемого материала следует испытать несколько образцов при напряжениях $\sigma_a = (1,05...0,95) \sigma_G$ до числа циклов, превышающих верхнюю границу рассеивания результатов испытаний. При этом не менее трех образцов не должно разрушиться.

Точность расчета максимально допустимого напряжения (эквивалента пределу выносливости) оценивается по кривым усталости как размах напряжений $\Delta(\sigma_G)$, соответствующий верхней и нижней границам рассеивания результатов испытаний при числе циклов $N = N_G$. Точность прогнозирования долговечности на заданном уровне напряжений σ_a оценивается соответствующим размахом $\Delta(N_{\sigma})$, определяемым границами рассеивания результатов испытаний.

При определении работоспособности материала следует принимать во внимание вероятностный характер кривых усталости. При этом практическое значение имеет нижняя часть кривых усталости до медианного ее значения. Предельное состояние материалов, обеспечивающих безопасную эксплуатацию ответственных конструкций, определяется нижней границей рассеивания результатов испытаний. Верхняя часть поля кривых усталости (от медианного значения до верхней границы рассеивания) представляет интерес в аспекте повышения характеристик сопротивления усталости исследуемого материала путем изучения особенностей технического состояния материала образцов с повышенной прочностью.

Выводы

Сопротивляемость усталости, являясь индивидуальным свойством конкретного изделия, зависит от технического состояния его материала и определяется показателем степени *m* уравнения кривой усталости, характеризующим ее наклон к оси напряжений.

Положение кривой усталости определяется тремя параметрами: координатами полюса, границами области многоцикловой усталости и углом наклона кривой усталости к оси ординат.

Координаты полюса кривых усталости и границы области многоцикловой усталости для материала определенного химического состава являются детерминированными величинами.

Показатель степени *m* есть величина стохастическая, не зависящая от напряжения, точность определения которой обеспечивается в зависимости от заданной вероятности разрушения статистической обработкой результатов ограниченного числа испытаний.

Перечень ссылок

- ГОСТ 23.207-78 Сопротивление усталости. Основные термины, определения и обозначения – М.: Изд-во стандартов, 1978. – 48 с.
- ГОСТ 25.502-79 Методы механических испытаний металлов. Методы испытания на усталость М. : Изд-во стандартов, 1980. 32 с.
- ГОСТ 25.504-82 Расчеты испытания на прочности. Методы расчета характеристик сопротивления усталости – М. : Изд-во стандартов, 1982. – 182 с.
- ГОСТ 25.507-85 Методы испытания на усталость при эксплуатационных режимах нагружения – М. : Изд-во стандартов, 1985. – 32 с.
- ДСТУ 2825-94 Розрахунки та випробування на міцність. Терміни та визначення основних понять – К. : Держстандарт України, 1995 – 40 с.
- Трощенко В. Т. Сопротивление усталости металлов и сплавов : справочник в 2-х ч./ В. Т. Трощенко, Л. А. Сосновский. – К. : Наук. думка, 1987. – 1303 с.
- Коллинз Дж. Повреждение материалов в конструкциях: Анализ, предсказание, предотвращение / Дж. Коллинз ; [пер. с англ.]. – М. : Мир, 1984. – 624 с.
- Беженов С. А. Некоторые аспекты теории усталостного разрушения металлических материалов /С. А. Беженов //Deformation & Fracture of materials – DFM2006 : Book of articles, ed. by Yu.K.Kovneristiy et al. – Moscow :

Interkontakt Nauka, 2006. - C. 58 - 61.

- Беженов С. А. О некоторых методологических проблемах теории усталостного разрушения конструкционных материалов /С. А. Беженов // Надійність і довговічність машин і споруд. – 2008. – Вип. 30. – С. 6–14.
- Вагапов Р. Д. Вероятностно-детерминистская механика усталости. / Р. Д. Вагапов – М. : Наука, 2003. – 254 с.
- Иванова В. С. Природа усталости металлов / В. С. Иванова, В. Ф. Терентьев. М. : Металлургия, 1975. 456 с.
- К вопросу оценки характеристик сопротивления усталости конструкционных материалов / [С. А. Беженов, А. И. Беженов, В. Ю. Коцюба, С. Н. Пахолка] // Вісник двигунобудування. 2004. № 4. С. 66–71.
- Беженов С. А. Методика экспресс-оценки характеристик сопротивления многоцикловой усталости титановых сплавов / С. А. Беженов // Вісник двигунобудування. 2008. № 2. С. 141–145.
- Беженов С. А. К вопросу ускоренного определения характеристик сопротивления усталости сплавов на основе никеля / С. А. Беженов, А. И. Беженов // Надійність і довговічність машин і споруд. 2008. Вип. 31. С. 37–42.
- Терентьев В. Ф. Усталостная прочность металлов и сплавов / В. Ф. Терентьев. – М. : Интермет Инжиниринг, 2002. – 288 с.

Одержано 24.05.2010

Беженов С.О. Методичні аспекти проблеми оцінювання характеристик опору втоми металевих матеріалів

Запропоновано методику прискореного визначення характеристик опору втомі конструкційних металевих матеріалів на основі структурно-детерміністської концепції втоми.

Ключові слова: багатоциклова втома, довговічність, границя витривалості, крива втоми, імовірність руйнування.

Bezhenov S. The methodic aspects of the estimating problem of the metal materials fatigue resistance characteristics

The method of rapid determining of fatigue resistance characteristics of structural metal materials based on the structural-deterministic conception of the fatigue have been suggested.

Key words: high-cyclic fatigue, durability, endurance limit, fatigue curve, probability of fracture.

УДК 669.14.018.252.3.004.8

Д-р техн. наук С. М. Григорьев¹, А. С. Петрищев²

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

ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ МЕТАЛЛИЗАЦИИ ОКАЛИНЫ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

Исследованы фазовые превращения при углеродотермическом восстановлении окалины стали марки P6M5. Установлена схема превращений, которая подтверждает сложный многофазный состав исходных, промежуточных и конечных продуктов реакции и отсутствие фаз и соединений, обладающих заметной склонностью к сублимации в области исследуемых температур. Показана степень усвоения тугоплавких легирующих элементов расплавом стали при использовании металлизованной окалины.

Ключевые слова: фазовые превращения, углеродотермическое восстановление, окалина, сублимация, тугоплавкие легирующие элементы.

© С. М. Григорьев, А. С. Петрищев, 2011

ISSN 1607-6885 Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні №1, 2011

Введение

Ориентация на преимущественно экстенсивное использование природных ресурсов, экономически оправдана в недалеком прошлом, в современных условиях не только не целесообразна, но и не возможна. Доступность и сравнительная дешевизна природных ресурсов, которая имела место в период экстенсивного экономического роста, не стимулировала формирование прогрессивной со стороны современных позиций технологической структуры металлургии, комплексное использование сырья и материалов, которое привело к чрезмерной энерго- и материалоемкости конечного продукта. Эти тенденции особенно проявились в металлургии редких металлов и легирующих материалов на их основе. В настоящий период эта проблема усугубляется отсутствием сырьевых источников для производства тугоплавких легирующих материалов, а их дефицит восполняется импортными поставками [1, 2].

Ситуация, которая сложилось с образующимися отходами и их переработкой, которая последует, характеризуется низкой степенью использования ценных дефицитных редких и тугоплавких элементов, а также отсугствием на практике надежных технологий их утилизации из техногенных отходов. Это, в свою очередь, снижает эффективность производства металлопродукции [3].

Целью работы была разработка технологии получения металлизованной окалины быстрорежущей стали и ее использование при выплавке стали, а конкретные задачи данного этапа работы заключались в исследовании структурных превращений при углеродотермическом восстановлении окалины стали марки P6M5.

Методика исследований

В таблице 1 приведен химический состав металлооксидного и металлического исследуемых образцов быстрорежущей стали.

Водород как восстановитель в практике получения тугоплавких элементов широкого распространения не получил, так как будучи в молекулярной форме, он

имеет сравнительно невысокое сродство к кислороду, его производство дорогостоящее и нуждается в специальных дополнительных мерах с точки зрения техники безопасности. Водород применяется лишь для восстановления оксидов при производстве порошковых молибдена и вольфрама [4, 5].

В процессе комбинированного восстановления оксидов металлов принимают участие твердые и газообразные восстановители. Как правило, в качестве твердого восстановителя используют углерод, а газообразного - конвертированный природный газ [6]. Организация такого промышленного производства нуждается в высоком уровне специализации и установление ценного оборудования, для чего в данный период практически отсутствуют источники финансирования.

Восстановление металлов, которые осуществляется благодаря углероду, принадлежит к группе важных металлургических процессов, и перспективы использования его возможностей далеко не исчерпаны [7]. С этой точки зрения углеродотермическое восстановление окалины быстрорежущей стали для организации промышленного производства наиболее приемлемо в условиях цеха порошковой металлургии завода «Днепроспецсталь», в котором есть в наличии некоторый резерв производственных мощностей нагревательных печей на переделе обработки металла давлением. Отсутствие жестких ограничений по углероду в составе быстрорежущих сталей подтверждает возможность использования углерода в качестве восстановителя.

Углеродотермическое восстановление окалины стали P6M5 проводили при стехиометрическом соотношении кислорода и углерода в шихте (C/O = 1,33) и температурном интервале 1000–1200 °С. Опыты проведены в изотермическом режиме с вымыванием продуктов реакций аргоном технической чистоты. Углеродистым восстановителем служила циклонная пыль углеграфитного производства. Образцы продуктов с различной степенью восстановления отбирали через определенные промежутки времени. Данная методика подробно описана в работе [8].

Таблица 1 – Химический состав исследуемого образца окалины (1) и соответствующего ему образца исходной быстрорежущей стали (1*a*)

Nº	Материал	Содержание элементов, % масс.								
Г. Г.	*	С	Si	I	Mn	Cr	Мо	V		
1	Р6М5 – окалина	0,75	5 0,15 0,2		,21 3,85		4,81	1,65		
1 <i>a</i>	P6M5	0,85	0,26	0,26 0,2		4,15	5,00	1,83		
		W	Co	Ni	Cu	S	Р	O ₂		
1	Р6М5 – окалина	5,75	0,07	0,24	0,21	0,009	0,027	27,0		
1 <i>a</i>	P6M5	6,46	0,07	0,40	0,17	0,009	0,027	0,0007		

Степень восстановления определяли по формуле (1):

$$\eta = \frac{O_2 hav.\%(obemh.) - O_2 \kappa oh.\%(obemh.)}{O_2 hav.\%(obemh.)} \cdot 100\%$$
(1)

где О₂*нач*.%(*объемн*.) – объемная доля кислорода в исходных продуктах, %;

О₂кон.%(объемн.) – объемная доля кислорода в продуктах реакции, %.

Теория и анализ полученных результатов

Для прогнозирования физико-химических свойств металлизованной окалины на первом этапе исследовали фазовый состав окалины. Дифракционный анализ исходной окалины быстрорежущей стали исследуемой марки свидетельствует, что окалина представляет собой комплексный оксид.

Основная часть этих сложных фаз принадлежит сложным оксикарбидам и сложным оксидам типа Fe(O,C), $FeWO_4$, $(Cr, Fe)_2O_3$, что в зависимости от марки стали, колеблется в пределах 60–80 % масс. Участки дифрактограмм и микрофотографии изломов образцов окалины стали P6M5, которые иллюстрируют основную составляющую фаз, представлены на рисунке 1.

В окалине обнаружены соединения Fe_2O_3 , FeO и твердые растворы молибдена, вольфрама, ванадия и кобальта в α -Fe. Также выявлены карбиды W_2C , Mo_2C, V_2C, Fe_3C и некоторые другие, которые носят ло-кальный характер и составляют 5–10 %.

Это подтверждает микрофотография излома образца окалины, в котором наблюдаются включение карбидов тугоплавких элементов; они имеют округленную форму (рис. 1).

На рис. 2 представлены дифрактограммы окалины стали P6M5 с разной степенью восстановления.

При степени восстановления 44 % молибден соединен в карбид Mo_2C . Другие легирующие элементы присутствуют в форме твердых растворов в α -Fe. Основная составляющая образца – сложный оксикарбид типа Fe(O,C). Достижение степени восстановления 77 % характеризуется разрушением карбида Mo_2C . Происходит увеличение интенсивности дифракционного максимума Fe. Выделяется карбид W_2C , а карбид V_2C и оксикарбид Fe(O,C) еще остаются.

При повышении степени восстановления до 88 % содержание оксикарбида Fe(O,C) резко снижается при увеличении содержания Fe₃C. Молибден переходит в твердый раствор в α -Fe. Концентрация оксида FeO значительно снижается, о чем свидетельствует спад интенсивности дифракционных линий. В результате взаимодействия между карбидами железа и вольфрама образуется карбид на основе железа и вольфрама Fe₃W₃C. Дальнейшее повышение степени восстановления протекает с увеличением содержания α -Fe.





Рис. 1. Участок дифрактограммы и микрофотография излома образца окалины стали P6M5 ×2000

С учетом сложного химического состава исследуемого материала, фазового анализа исходных, промежуточных и конечных продуктов реакций углеродотермии окалины быстрорежущей стали общая схема превращений может быть представлена в следующем виде:

FeWO ₄	FeO	α-Fe(тв.раств)
(Cr, Fe) ₂ O ₃	Fe ₃ C	Fe ₃ W ₃ C
Fe(O, C) (Mo,W,Cr,V,Co)	W ₂ C C,CO,W ₂ C,Mo ₂ C,V ₂ C	Fe ₃ C
FeO	V ₂ C	FeO (следы)
α-Fe (Mo,W,Cr,V,Co) следи	Mo ₂ C	

На рис. 3 представлены микрофотографии изломов образцов с различной степенью восстановления окалины стали P6M5, которые иллюстрируют основные стадии механизма фазовых превращений.

На рис. 3, (*a*) видны включения оксикарбида Fe(O,C) шарообразной формы и более мелкие округ-



Рис. 2. Фрагменты дифрактограмм проб окалины стали P6M5 с разной степенью восстановления. Цифры возле кривых отвечают степени восстановления

ленной формы карбиды Mo_2C и W_2C . Матрица представлена оксидами и твердыми растворами тугоплавких элементов в α -Fe. При повышении степени восстановления образуются V_2C и Fe₃C, которые имеют округлую форму и изображены на микрофотографии (δ). Конечный продукт представлен сложными карбидами типа Fe₃W₃C и твердыми растворами тугоплавких элементов в α -Fe (ϵ), которые имеют округлую форму и образуют пористую структуру образца.

При выплавке быстрорежущих сталей в индукционной печи емкостью тигля 4000 кг согласно действующей в ЦМП завода «Днепроспецсталь» ТИ ЦМП-1-87 предусмотрено введение в качестве добавки в шихту мелкодисперсных отходов собственного производства до 100 кг на одну тонну расплава. Важным недостатком такого способа утилизации легирующих элементов из мелкодисперсных отходов является высокий их угар при расплавлении благодаря повышенному окислительному потенциалу шихты. При этом происходит повышенное шлакообразование, которое ограниченно в порошковом производстве быстрорежущих сталей 3 % от массы расплава металла в тигле.

Решались задачи использования наиболее технологичного и эффективного способа введения в сталь предварительно подготовленного вторичного сырья. Известны три варианта использования металлизованной окалины при выплавке быстрорежущей стали для получения порошка:

 завалка металлизованных брикетов окалины на подину печи с последующими подвалками;

 загрузка капсулы с металлизованной окалиной на подину печи;

3. введение капсулы уменьшенных размеров с металлизованной окалиной под твердую завалку.

Нагрев и расплавление металлизованной окалины вместе с металлической шихтой в тигле не вызвало

технологических трудностей. На начальных стадиях процесса наблюдались локальные места интенсивного нагрева и образование редкой фазы на границе «брикет-брикет», «брикет-тигель». Проплавление проходило равномерно по всему объему.

При завалке брикетов из металлизованной окалины россыпью в капсулах в количестве 150–320 кг/т усвоение легирующих элементов было (в среднем): хрома 95,3; вольфрама 97,9; молибдена 96,7 % масс. Наблюдалось некоторое повышенное шлакообразование для переплавного способа получения порошковой быстрорежущей стали, однако в пределах требований технологической инструкции. Повышенное относительно завалки брикетов россыпью усвоения легирующих элементов при введении их в капсулах связано со снижением окислительного потенциала в связи с понижением прямого контакта брикетов с окислительной средой печи.

Выводы

Результаты исследований свидетельствуют о сложном многофазном составе окалины быстрорежущей стали, который в основном представлен оксикарбидами Fe(O,C), оксидами FeO, а также специальными карбидами.

Начальные стадии восстановления окалины сопровождаются интенсивным распадом оксикарбидов и сложных оксидов и образованием карбидов тугоплавких элементов типа Mo_2C , W_2C , V_2C , что понижает концентрацию FeO и повышает содержание α -Fe. Дальнейшее восстановление получает развитие через стадию взаимодействия простых карбидов на основе тугоплавких элементов с оксидами и оксикарбидами с образованием нового карбида Fe₃C, сложных карбидов типа Fe₃W₃C и ростом концентрации α -Fe. Установлено, что процесс восстановления быстрорежущей



Рис. 3. Микрофотографии изломов образцов с различной степенью углеродотермического восстановления окалины стали Р6М5: *a*, *б*, *в* – степень восстановления соответственно 44, 77, 88 % ×1200

стали протекает через стадии карбидообразования, и получить безуглеродистый продукт в условиях без образования жидких фаз является не возможным.

Предложенный способ утилизации легирующих элементов из окалины в собственном производстве порошковых быстрорежущих сталей обеспечивает степень сквозного извлечения (в среднем): хрома 95,3; вольфрама 97,9; молибдена 96,7 % масс., что существенно снижает затраты «свежих» ферросплавов и металлических легирующих материалов.

Перечень ссылок

- Адно Ю. Л. Структурная перестройка экономики и проблемы развития черной металлургии / Ю. Л. Адно // Сталь. – 1994. – №12. – С. 1–6.
- Синельников В. А. Отраслевая наука черной металлургии в условиях рынка / В. А. Синельников // Сталь. – 1994. – № 8. – С. 6–8.
- 3. Григорьев С. М. Экономическая стратегия и тактика ресурсо- и энергосбережения в металлургии тугоплав-

ких материалов / С.М. Григорьев // Сб. «Металлургия». Выпуск 1. – Запорожье : ЗГИА. – 1998. – С. 17–23.

- Дельман Б. Кинетика гетерогенных процессов / Б. Дельман. М.: Мир, 1972. 554 с.
- Orenovsky G., Kactenski M. The kinetics of the Hydrogen Reduction of MoO₂. Powder. Dept. of Materials Eng., Welkes Colledge, Wilkes-Barce, Pa., 18766, U.S.A., Rec. April 19, 1979.
- Комбинированное восстановление железной окалины в вертикальных муфельных печах непрерывного действия / П. Н. Острик, С. А Артеменко, А. Н. Попов, Н. Ф. Колесник // Порошковая металлургия. – 1966. – № 12. – С. 1–8.
- Исследование взаимодействия окислов тугоплавких металлов с углеродом / [В. П. Елютин, Ю. А. Павлов, В. П. Поляков и др.] // Физическая химия окислов. – М. : Наука. 1971. – С. 66–76.
- Некоторые кинетические закономерности углетермического восстановления оксидов молибдена из молибденовых концентратов / С. М. Григорьев, В. Б. Акименко, Л. Н. Игнатов // Сталь. 1986. №7. С. 88–90.

Одержано 19.10.2010

Григор'єв С.М., Петрищев А.С. Особливості фазових та структурних перетворень при металізації окалини швидкорізальної сталі

Досліджені фазові перетворення при вуглецевотермічному відновленні окалини сталі марки Р6М5. Установлена схема перетворень, яка підтверджує складний багатофазний склад початкових, проміжних і кінцевих продуктів реакції та відсутність фаз і з'єднань, що мають помітну схильність до сублімації в зоні досліджуваних температур. Показаний ступінь засвоєння тугоплавких легувальних елементів розплавом сталі при використанні металізованої окалини.

Ключові слова: фазові перетворення, вуглецевотермічне відновлення, окалина, сублімація, тугоплавкі легувальні елементи.

Grygor'ev S., Petryschev A. Features of phase and structural transformations at metallization of the redhard steel oxide scale

Phase transformations at carbothermic reduction of steel grades P6M5 oxide scale were investigated. The circuit of transformations which confirms complex multiphase composition initial, intermediate both end-products of reaction and absence of phases and the compounds having appreciable propensity to sublimation in the field of researched temperatures is established. The degree of high-melting alloying elements mastering is shown by a melt of steel using metallized scale.

Key words: phase transformations, carbothermic reduction, scale, sublimation, high-melting alloying elements.

Д-р техн. наук С. Б. Бєліков¹, канд. техн. наук О. Е. Нарівський² ¹ Національний технічний університет, м. Запоріжжя; ² ВАТ завод «Павлоградхіммаш», м. Павлоград

КІНЕТИКА КОРОЗІЙНИХ ПРОЦЕСІВ СТАЛЕЙ AISI 321 ТА 12X18H10T У НЕЙТРАЛЬНИХ ХЛОРИДОВМІСНИХ РОЗЧИНАХ ТА ШВИДКІСТЬ ЇХ КОРОЗІЇ

Досліджено кінетику корозійного руйнування сталей AISI 321 та 12Х18Н10Т у нейтральних хлоридовмісних розчинах. Установлено закономірності розчинення заліза, хрому та нікелю зі сталі AISI 321 у хлоридовмісних розчинах з pH6;7;8 та концентрацією хлоридів 300 mg/l залежно від її хімічного складу, структурної гетерогенності і механічних властивостей. Враховуючи кінетику корозійного руйнування досліджених сталей, розраховано швидкість їх загальної та пітінгової корозії.

Ключові слова: пітінгова корозія, нейтральний хлоридовмісний розчин, швидкість корозії, кінетика корозійного руйнування.

Вступ

Корозійностійку сталь AISI 321 та її вітчизняний аналог 12Х18Н10Т часто застосовують у виробництві ємнісної та теплообмінної апаратури. Проте ці корозійностійкі сталі, крім загальної корозії, часто піддаються пітінгуванню у нейтральних хлоридовмісних середовищах [1, 2]. До того ж, пітінги часто є осередком зародження та розповсюдження корозійних тріщин на поверхні обладнання [3;4]. При цьому відомо [5], що різні плавки однієї марки сталі мають різну корозійну стійкість у агресивних середовищах. Отже, щоб вибрати сталь з оптимальною корозійною стійкістю, потрібні знання про кінетику корозійних процесів на поверхні сталі у цих середовищах. Тому нижче досліджували кінетику корозійного руйнування сталей AISI 321 та 12Х18Н10Т у нейтральних хлоридовмісних розчинах, які є моделлю оборотної води, та визначали швидкість їх загальної та пітінгової корозії.

Матеріали та методика досліджень

Зразки виготовляли із п'яти промислових плавок корозійностійкої сталі AISI 321 і для порівняння із однієї плавки сталі 12X18H10T. Зразки діаметром 42 mm і завтовшки 1mm механічно полірували до шорсткості 0,1 мm. Хімічний склад досліджених сталей виз-

начали рентгенівським методом на багатоканальному рентгенівському спектрометрі СРМ-25. На кожному зразку проводили по 15 вимірювань. Дисперсію відхилення вмісту хімічних елементів у сталях AISI 321 та 12X18H10T визначали за формулою (1):

$$\sigma_x = \sqrt{\sigma_x^2} = \frac{\sum_{n=1}^{n} x^2}{n} - \overline{x}^2,$$
(1)

де σ_x^2 – середньоквадратичне відхилення;

- *n* кількість випробувань;
- x вміст елементу, mas.%.

Статистичні дані про вміст хімічних елементів у досліджених сталях подано в табл. 1. Дисперсія відхилення результатів вимірювання становить для вуглецю $\pm 0,003$, мангану $\pm 0,005$, силіцію $\pm 0,004$, хрому $\pm 0,002$, нікелю $\pm 0,005$, титану $\pm 0,001$, купруму $\pm 0,003$, молібдену $\pm 0,001$, вольфраму $\pm 0,002$, азоту $\pm 0,001$ і фосфору $\pm 0,003$ mas. %.

Зразки досліджених сталей термостатували у хлоридовмісних розчинах з pH 6;7;8 та концентрацією хлоридів 300 mg/l при температурі 70 °C упродовж 240 годин. Хлоридовмісні розчини із вищезгаданими параметрами отримували додаючи у водяний розчин хлористий магній MgCl₂, хлоридну кислоту HCl або

Сталь,	Вміст легувальних елементів, %										
плавка	C·10 ⁻³	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	Cu	Mo	W	Р	Ν
AISI 321 №1	35	1,66	0,54	17,10	9,10	0,32	0,242	0,242	0,021	0,0330	0,012
AISI 321 №2	30	1,59	0,66	16,43	9,14	0,34	0,242	0,224	0,030	0,0270	0,011
AISI 321 №3	64	1,22	0,52	17,43	9,70	0,41	0,307	0,316	0,021	0,0315	0,012
AISI 321 №4	30	1,62	0,41	17,41	9,24	0,31	0,387	0,096	0,026	0,0290	0,013
AISI 321 №5	40	1,70	0,49	17,70	9,10	0,35	0,334	0,089	0,025	0,0279	0,013
12X18H10T	60	1,70	0,49	17,97	10,46	0,46	0,228	0,150	0,086	0,0280	-

Таблиця 1 – Хімічний склад сталей AISI 321 і 12Х18Н10Т

© С. Б. Бєліков, О. Е. Нарівський, 2011
гідроксид натрію NaOH. Вміст заліза в розчинах після термостатування зразків визначали методом, який базується на взаємодії іонів двовалентного заліза з 1,10 фенотроліном із утворенням червоного комплексу з максимальним світлопоглинанням 510 nm. Відновлення заліза (III) до заліза (II) проводили, застосовуючи гідроксиламін. Вміст хрому в розчинах після термостатування зразків визначали методом, який базується на реакції Cr⁺⁶ з дефеніловим спиртом, з наступним визначенням оптичної густини цієї сполуки на КФК-3 при $\lambda = 540$ nm. Вміст нікелю в розчинах визначали методом, який базується на взаємодії іонів нікелю з діметилгліоксином у слабоаміачному середовищі за наявності брому, з утворенням комплексної сполуки від жовтого до червоного кольору залежно від концентрації нікелю. Фотометричним методом визначали оптичну густину при $\lambda = 440$ nm. Коефіцієнти селективного розчинення хрому і нікелю визначали за формулою:

$$z_{(Cr,Ni)} = \frac{\Delta m_{(Cr,Ni)} \cdot m_{(Fe)}}{\Delta m_{(Fe)} \cdot m_{(Cr,Ni)}},$$
(2)

де $Z_{(Cr,Ni)}$ – коефіцієнт селективного розчинення хрому або нікелю;

 $\Delta m_{(Cr,Ni)}$ – вміст хрому або нікелю в розчинах після термостатування у них зразків, mg;

 $\Delta m_{\rm (Fe)}$ – вміст заліза в розчинах після термостатування в них зразків, mg;

 $\Delta_{\rm (Cr,Ni)}$ – вміст хрому або нікелю у сталях, mas.%; $\Delta_{\rm (Fe)}$ – вміст заліза у сталі, mas.%

Прямолінійні регресійні залежності між вмістом Δ Fe, Δ Cr, Δ Ni у розчинах після термостатування в них зразків та вмістом хімічних елементів у досліджених сталях (N_i), складовими їх структури (d_3 – розмір зерна аустеніту; об'єм оксидів $V_{o\kappa}$ та нітридів титану V_{μ} в сталі; $L_{o\kappa}$, L_{μ} – середня відстань між оксидами або нітридами титану) і їх механічними властивостями (σ_b ; $\sigma_{0,2}$; δ) визначали методом найменших квадратів [6] за формулою

$$\Delta \mathrm{Fe}_{i}; \Delta \mathrm{Cr}_{i}; \Delta \mathrm{Ni}_{i} = f(N_{i}; d_{3}; V_{o\kappa}; V_{\mu}; L_{o\kappa}; L_{\mu}; \sigma_{0,2}; \sigma_{b}; \delta), (3)$$

де ДFe_i; ДCr_i; ДNi_i – вміст заліза, хрому та нікелю у розчинах після термостатування у них зразків, mg;

 N_i – вміст хімічних елементів у досліджених сталях, mas.% (табл. 1);

*d*₃ – середній діаметр зерна аустеніту, µm;

 $V_{_{o\kappa}}$ – об'єм оксидів у сталі, об. %;

 V_{u}^{0} – об'єм нітридів титану в сталі, об. %;

 $L_{_{o\kappa}}, L_{_{\rm H}}$ – середня відстань між оксидами або нітридами титану, мт;

σ_{0.2} – умовна границя текучості, mPa;

 σ_b – тимчасовий опір розриву, mPa;

δ-відносне подовження, %.

Середній діаметр зерна аустеніту, об'єм оксидів, нітридів титану та середню відстань між ними визначали раніше [5, 7]. Механічні властивості ($\sigma_{0,2}, \sigma_b, \delta$) досліджених сталей визначали згідно з ГОСТ 1497-75 на розривній машині Р20 для статичного випробування металів з похибкою вимірювання не більше ніж 1 % (табл. 2).

Таблиця 2 – Механічні властивості сталі AISI 321

Плавка, №	Механічні показники					
	σ _b , mPa	δ;%				
1	615	304	69			
2	654	332	65			
3	569	239	48			
4	582	245	55			
5	586	291	70			

Якщо сталь кородувала в активному стані, то визначали швидкість загальної корозії V₂ за формулою [8]:

$$V_k = \frac{87600}{St} \left(\frac{m_{Fe}}{\rho_{Fe}} + \frac{m_{Cr}}{\rho_{Cr}} + \frac{m_{Ni}}{\rho_{Ni}} \right),\tag{4}$$

де $m_{\rm Fe,} m_{\rm Cr,} m_{\rm Ni}$ – корозійні втрати заліза, хрому та нікелю, mg;

S – площа зразка, sm²;

t – час випробувань, год;

 $\rho_{(Fe;Cr;Ni)}$ – густина заліза, хрому та нікелю, g/sm³.

Дані про швидкість загальної корозії досліджених сталей надано в табл. 4. Середню швидкість зростання пітінгів δ, μm/год визначали за методикою, яку надано раніше в журналі «Фізико-хімічна механіка матеріалів», який найближчим часом вийде з друку.

Результати досліджень та їх обговорення

У результаті корозійних випробувань та хімічного аналізу розчинів після термостатування в них зразків зі сталей AISI 321 та 12Х18Н10Т встановлено, що досліджені сталі зазнали найбільших корозійних втрат заліза у хлоридовмісних розчинах з рН7 (табл. 3). Так, у хлоридовмісному розчині з рН7 корозійні втрати заліза зі сталі AISI 321 у середньому 7,61 раза більше, ніж у хлоридовмісному розчині з рН6 та у 14,47 раза, ніж із рН8. Аналогічну тенденцію спостережено для сталі 12Х18Н10Т, оскільки корозійні втрати заліза з дослідженої сталі у хлоридовмісному розчині з рН7 у 6,9 раза більше, ніж у хлоридовмісному розчині з рН6 та у 13,4 раза, ніж з рН8.

Такі закономірності найвірогідніше зумовлено тим, що в нейтральному хлоридовмісному розчині з рН7 іони хлору найінтенсивніше адсорбуються у шпаринах оксидної плівки досліджених сталей. При цьому відомо [3, 9], що залізо має меншу енергію десорбції зі сталей, ніж хром та нікель. Варто зазначити, що різні плавки сталі AISI 321 та сталь 12X18H10T суттєво відрізняються за корозійними втратами заліза у хлоридовмісному розчині з рН7. Так, найбільші корозійні втрати заліза 2297·10⁻⁶mg виявлено у плавки 2 сталі AISI 321, а найменші 1851·10⁻⁶ та 1877·10⁻⁶mg у плавки 5 сталі AISI 321 та сталі 12X18H10T. Таку тенден-

Пор	0107011				Марка	сталі, плавка			
розчину Хімічний		Хімічний	AISI 321 (1)	AISI 321 (2)	AISI 321 (3)	AISI 321 (4)	AISI 321 (5)	12X18H10T	
pН	C _{Cl} , mg/l	елемент	Корозійні втрати, mg·10 ⁻⁶						
		Fe	276	268	278	259	261	272	
6	300	Cr	100	588	441	362	284	128	
		Ni	800	1054	4032	1479	4030	2897	
		Fe	1930	2297	2048	2087	1851	1877	
7	300	Cr	1109	692	2480	2838	468	796	
		Ni	621	1575	2148	2464	2580	2387	
		Fe	150	150	130	146	130	140	
8	300	Cr	483	1710	2480	2838	500	796	
		Ni	1957	1193	3102	1384	1193	2911	

Таблиця 3 – Корозійні втрати ДFe; ДCr; ДNi зі сталей AISI 321 та 12Х18Н10Т після термостатування у нейтральних хлоридовмісних розчинах при температурі 70 °C упродовж 240 годин

цію, в основному, зумовлено зміною вмісту хрому й азоту в сталях AISI 321 та об'єму оксидів V_{ак} і середньої відстані між нітридами титану L_H. Оскільки виявлено, що коефіцієнти прямолінійної кореляції між корозійними втратами заліза ΔFe зі сталі AISI 321 та вмістом у ній хрому Cr, азоту N, об'ємом оксидів і середньою відстанню між нітридами титану відповідно становлять r₁ = 0,81; -0,70; 0,64; 0,91. Значимість коефіцієнтів кореляції $r_1 = 0,81$ між Δ Fe та Cr і $r_1 = 0,91$ між Δ Fe та L_{μ} перевірено за *t*-критерієм Стьюдента з рівнем значимості 0,05. Значимість коефіцієнтів кореляції $r_1 = -0,70$ між Δ Fe та N і $r_1 = 0,64$ між Δ Fe та V_{ox} за t-критерієм Стьюдента не оцінювали, оскільки зазделегідь відомо, що вона менша ніж 0,10. Однак між цими величинами можна розробити прямолінійні регресійні залежності, тому що коефіцієнти кореляції між ними більші, ніж критичне значення (0,61). Отже, розробимо прямолінійні регресійні залежності між вищезгаданими величинами:

$$\Delta Fe = 10^{-6}(6938-284,4Cr) \qquad r_1 = -0,81; \quad (5)$$

$$\Delta Fe = 10^{-6} (708, 6+16, 93L_{\rm H}) \qquad r_1 = 0, 91; \qquad (6)$$

$$\Delta Fe = 10^{-6} (3792, 4 + 100000N) \qquad r_1 = 0,70; \qquad (7)$$

$$\Delta Fe = 10^{-6} (1732,9+33333,3V_{o\kappa}) r_1 = 0,64.$$
(8)

За формулами (5, 6) виходить, що корозійні втрати заліза зі сталі AISI 321 за прямолінійною закономірністю знижуються зі збільшенням у ній вмісту хрому та зменшенням кількості великих за розміром нітридів титану. Формули (7, 8) маловартнісні, однак можна зазначити, що корозійні втрати заліза зі сталі AISI 321 знижуються, коли в ній збільшується вміст азоту та зменшується об'єм оксидів. Решта хімічних елементів, які входять до складу сталі AISI 321, складові її структури та механічні властивості не впливають на корозійні втрати заліза. Адже коефіцієнти кореляції між Δ Fe сталі AISI 321 та вмістом у ній вуглецю, мангану, силіцію, нікелю, фосфору, об'ємом нітридів титану, середньою відстанню між оксидами і середнім діаметром зерна аустеніту відповідно становлять 0,51; -0,22; 0,55; 0,11; 0,56; 0,1; -0,50; -0,02. Узагальнюючи вищезгадане, відзначимо, що у хлоридовмісному розчині з рН7 корозійні втрати заліза зі сталі AISI 321, в основному, залежать від вмісту в ній хрому та кількості великих за розміром нітридів титану.

У хлоридовмісному розчині з рН6 різні плавки сталі AISI 321 несуттєво відрізняються за корозійними втратами заліза. Так, плавка 4 сталі AISI 321 має найменші 259-10-6, а плавка 3 найбільші 278-10-6 mg корозійні втрати заліза. Таку закономірність зумовлено тим, що зміна хімічного складу сталі AISI 321 та її структурна гетерогенність і механічні показники майже не впливають на корозійні втрати заліза. Оскільки між корозійними втратами заліза ΔFe зі сталі AISI 321 та вмістом у ній вуглецю, мангану, силіцію, хрому, нікелю, фосфору, азоту, об'ємом оксидів, нітридів титану, середньою відстанню між ними, σ_b , $\sigma_{0,2}$ та δ встановлено низьку прямолінійну кореляцію з коефіцієнтами $r_1 =$ 0,53; -0,62; 0,44; -0,23; 0,51; -0,63; -0,57; 0,50; 0,64; 0,42; 0,06; 0,01; -0,23. Відзначимо, що між корозійними втратами заліза ΔFe зі сталі AISI 321 та вмістом у ній мангану, фосфору і об'ємом нітридів титану коефіцієнти кореляції $r_1 = -0.62$; -0.63; 0.64 більші, ніж критичне значення (0,61). Отже, розробимо регресійні залежності між цими величинами:

$$\Delta Fe = 10^{-6} (311 - 27,5 \text{Mn}) \quad r_1 = -0,62; \tag{9}$$

$$\Delta Fe = 10^{-6} (428 - 5882P) \qquad r_1 = -0,63; \qquad (10)$$

$$\Delta Fe = 10^{-6} (249 + 57,99 V_H) \quad r_1 = 0,64. \tag{11}$$

Значущість коефіцієнтів кореляції між величинами рівнянь (9–11) за t - критерієм Стьюдента не оцінювали, оскільки ці рівняння заздалегідь є маловартісними. Однак спільний вплив цих чинників може виявитися достатньо суттєвим. Відтак можна зазначити, що корозійні втрати заліза зі сталі AISI 321 знижуються зі збільшенням у ній вмісту мангану і фосфору та зменшенням об'єму нітридів титану. Варто зауважити, що між корозійними втратами заліза зі сталі AISI 321 та середнім діаметром зерна аустеніту d_3 встановлено кореляцію з коефіцієнтом $r_1 = 0.92$. Значимість коефіцієнта кореляції $r_1 = 0.92$ між Δ Fe та d_3 оцінено за *t*-критерієм Стьюдента з рівнем значимості 0,05.Отже, розробимо прямолінійну регресійну залежність між цими величинами:

$$\Delta Fe = 10^{-6} (227, 48 + 165, 4d_3) \quad r_1 = 0,92.$$
(12)

Згідно з (12) корозійні втрати заліза зі сталі AISI 321 за прямолінійною закономірністю зростають за збільшенням середнього діаметра зерна аустеніту. Взагалі узагальнюючи вищезгадане можна зазначити, що у хлоридовмісному розчині з pH6 корозійні втрати заліза зі сталі AISI 321, в основному, залежать від значення середнього діаметра зерна аустеніту.

У хлоридовмісному розчині з рН8, як і в розчині з рН6, різні плавки сталі AISI 321 суттєво не відрізняються за корозійними втратами заліза. Таку тенденцію зумовлено тим, що майже всі хімічні елементи, які входять до складу сталі AISI 321, складові її структури і механічні властивості не впливають на корозійні втрати заліза. Оскільки встановлено, що коефіцієнти кореляції між корозійними втратами заліза зі сталі AISI 321 та вмістом у ній вуглецю, мангану, силіцію, нікелю, фосфору, азоту, об'ємом оксидів, нітридів титану і середньою відстанню між ними, середнім діаметром зерна аустеніту, показником $\sigma_{\!_{0,2}}$ та б відповідно становлять $r_1 = -0,29; 0,46; 0,32; -0,54; 0,50; -0,44; -$ 0,06; 0,51; 0,13; 0,47; 0,28; 0,51; 0,31. Лише між Д Е сталі AISI 321 та вмістом у ній хрому Сг, тимчасовим опіором деформації $\sigma_{\!_{0,2}}$ встановлено кореляцію з коефіцієнтами $r_1 = -0.73; 0.73$. Значимість коефіцієнтів кореляції між цими величинами перевірено за t-критерієм Стьюдента з рівнем значимості 0,10. Отже, розробимо прямолінійні регресійні залежності між цими величинами:

$$\Delta Fe = 10^{-6}(410, 1-15, 6Cr) \quad r_1 = -0, 73; \quad (13)$$

$$\Delta Fe = 10^{-6}(7,69+0,22y_{0.2}) \quad r_1 = 0,73.$$
(14)

Згідно з формулами (13, 14), корозійні втрати заліза зі сталі AISI 321 за прямолінійною закономірністю зростають зі зменшенням у ній вмісту хрому та збільшенням її тимчасового опору деформації. Найвірогідніше, це зумовлено тим, що в цьому хлоридовмісному розчині хром пасивує сталь і таким чином знижує інтенсивність розчинення заліза, а зі збільшенням густини дислокацій зростає тимчасовий опір деформації сталі та інтенсивніше відбуваються анодні процеси, які прискорюють іонізацію заліза. Аналіз формул (5, 6, 8, 12-14) показав, що у хлоридовмісних розчинах з рН6; 7; 8 корозійне розчинення заліза зі сталі AISI 321 відбувається за різними механізми, а саме: у хлоридовмісному розчині з рН7 іонізація та розчинення заліза в першу чергу відбувається в околі нітридів титану. При цьому інтенсивність цього процесу знижується зі збільшенням у сталі вмісту хрому. У хлоридовмісному розчині з рН6 анодними ділянками на поверхні сталі AISI 321, в основному, є границі зерен, де іонізується та розчиняється залізо. До того ж, зі збільшенням середнього діаметра зерна аустеніту інтенсивність анодної реакції зростає. Це зумовлено тим, що зі збільшенням середнього діаметра зерна аустеніту на границях зерен збільшується ступінь некогерентності кристалітних граток. А через це, як відомо [10], зростає енергія активації металу.

Зі збільшенням лужності хлоридовмісного розчину до pH8 анодні процеси на поверхні сталі AISI 321відбуваються на місцях з найбільшою густиною дислокацій, а саме в околі оксидів, нітридів титану та на границях зерен аустеніту.

Встановлено, що у хлоридовмісному розчині з рН7 корозійні втрати хрому зі сталі AISI 321 у середньому в 1,06 раза менше, ніж у хлоридовмісному розчині з рН8, але в 4,27 раза більше, ніж у розчині з рН6. Щоб пояснити таку тенденцію, визначимо вплив різних чинників на корозійні втрати хрому зі сталі AISI 321 у хлоридовмісних розчинах з рН6; 7; 8. Доведено, що у хлоридовмісному розчині з рН7 корозійні втрати хрому зі сталі AISI 321не залежать від її хімічного складу, структурної гетерогенності та тимчасового опору деформації о,. Адже між корозійними втратами хрому зі сталі AISI 321 та вмістом у ній вуглецю, мангану, силіцію, хрому, нікелю, фосфору, азоту, об'ємом оксидів, нітридів титану та середньою відстанню між ними, середнім діаметром зерна аустеніту та тимчасовим опором деформації о, встановлено низьку прямолінійну кореляцію з коефіцієнтами r₁=-0,07; -0,55; -0,60; 0,31; 0,67; 0,47; 0,30; -0,21; -0,56; 0,31; 0,15; 0,07; -0,61.

Коефіцієнти кореляції між корозійними втратами хрому зі сталі AISI 321 та вмістом у ній нікелю $r_1 =$ 0,67, тимчасовим опором деформації $r_1 = -0,61$ більше, ніж критичне значення (0,61). Однак значущість коефіцієнтів кореляції між цими величинами за *t*-критерієм не оцінювали, оскільки зрозуміло, що ці регресійні залежності (15, 16) маловартнісні. Проте для якісної оцінки корозійних процесів вони придатні:

$$\Delta Cr = 10^{-6}(-24211+2778Ni) r_1 = 0,67;$$
 (15)

$$\Delta Cr = 10^{-6}(13217 - 19, 4\sigma_b) r_1 = -0, 61.$$
 (16)

Згідно з формулами (15, 16), корозійні втрати хрому зі сталі AISI 321зростають зі збільшенням у ній вмісту нікелю та зменшенням тимчасового опору деформації.

Між корозійними втратами хрому зі сталі AISI 321 та її границею текучості $\sigma_{0,2}$ і відносним подовженням д встановлено достатньо щільну /прямолінійну кореляцію з коефіцієнтами $r_1 = -0,88$; -0,89. Значущість коефіцієнтів кореляції між цими величинами перевірено за *t*-критерієм Стьюдента з рівнем значущості 0,05. Отже, розробимо регресійні залежності між цими величинами:

$$\Delta \text{Cr} = 10^{-6} (8253 - 23, 87\sigma_{0.2}) \quad r_1 = 0, 88; \quad (17)$$

$$\Delta \text{Cr} = 10^{-6} (7646 - 99, 81\delta) \qquad r_1 = 0,89. \tag{18}$$

Згідно з формулами (17, 18), корозійні втрати хрому зі сталі AISI 321 за прямолінійною закономірністю знижуються зі збільшенням $\sigma_{0,2}$ та д. Отже, чим більша здатність сталі до деформації, тим менші корозійні втрати хрому. Найвірогідніше це зумовлено тим, що іонізація хрому відбувається на анодних ділянках сталі, де найбільша густина дислокацій. При цьому чим більша здатність сталі до деформації, тим менша густина дислокацій в околі включень та на границях зерен, які найчастіше є анодними ділянками.

У хлоридовмісному розчині з рН6 корозійні втрати хрому зі сталі AISI 321 залежать від вмісту в ній вуглецю, об'єму оксидів та середньої відстані між оксидами та нітридами титану. Оскільки виявлено, що коефіцієнти прямолінійної кореляції між ΔCr сталі AISI 321 та вмістом у ній вуглецю, об'ємом оксидів та середньою відстанню між оксидами і нітридами титану становлять r₁ = 0,72; 0,73; -0,62; 0,68. Значущість коефіцієнтів кореляції r_1 =-0,62 між Δ Сг та $L_{o\kappa}$ і r_1 = 0,68 між Δ Сг та V_{H} за t- критерієм Стьюдента не перевіряли, оскільки ці залежності маловартнісні. Однак ці залежності є цілком придатними для якісної оцінки впливу цих чинників на корозійні втрати сталі AISI 321. Значущість коефіцієнтів кореляції $r_1 = 0,72$ між ΔCr та С і $r_1 = 0,73$ між Δ Сг та $V_{o\kappa}$ перевірено за *t*-критерієм Стьюдента з рівнем значущості 0,10. Отже, розробимо регресійні залежності між вищезгаданими величинами:

 $\Delta Cr = 10^{-6}(988-1,81L_{ok})$ $r_1 = -0,62;$ (19)

 $\Delta Cr = 10^{-6}(-711, 7+13, 54L_H) \qquad r_1 = 0,68; \quad (20)$

$$\Delta Cr = 10^{-6}(-34,3+8333,3C) \qquad r_1 = 0,72; \quad (21)$$

 $\Delta Cr = 10^{-6} (-23, 3+50000 V_{ok}) \qquad r_1 = 0,73. \tag{22}$

Згідно з формулами (19-22), корозійні втрати хрому зі сталі AISI 321 зростають зі збільшенням у ній об'єму великих за розміром оксидів і кількості великих за розміром карбонітридів титану. Можна зазначити, що решта хімічних елементів, складових структури та механічні властивості сталі AISI 321 не впливають на корозійні втрати хрому у хлоридовмісному розчині з рН6. Оскільки виявлено, що коефіцієнти кореляції між ΔCr сталі AISI 321 та вмістом у ній мангану, силіцію, хрому, нікелю, фосфору, азоту, об'ємом нітридів титану, середнім діаметром зерна аустеніту і механічними властивостями $\sigma_b, \sigma_{0,2}, \delta$ відповідно становлять r₁=-0,41; 0,44; -0,48; 0,33; 0,38; -0,49; -0,30; -0,35; 0,28; 0,05; 0,42. З аналізу вищезгаданого можна припустити, що найінтенсивніша іонізація хрому має місце на анодних ділянках металу в околі великих за розміром оксидів та карбонітридів титану. У хлоридовмісному розчині з рН8 найбільші корозійні втрати хрому 2480 ·10⁻⁶ і 2838 ·10⁻⁶ спостережено у плавок 3;4 сталі AISI 321, а найменші 483 · 10⁻⁶ і 500 · 10⁻⁶mg у плавок 1; 5 (табл. 3). Це зумовлено тим, що плавки 1; 5 сталі AISI 321 мають найбільше 69; 70 %, а плавки 3; 4 найменше 48; 55 % відносне подовження

(табл. 2). До того ж, між Δ Сг сталі AISI 321 та її відносним подовженням встановлено прямолінійну кореляцію з коефіцієнтом r_1 =-0,89. Дещо меншу кореляцію встановлено між Δ Сг сталі AISI 321 та вмістом у ній нікелю r_1 = 0,63, фосфору r_1 = 0,66 і границею текучості r_1 = -0,65. Залежності між цими величинами маловартісні, однак їх можна застосувати для якісної оцінки впливу цих показників на корозійні втрати хрому зі сталі AISI 321. Значущість коефіцієнта кореляції r_1 =-0,89 між Δ Сг та δ перевірено за t – критерієм Стьюдента з рівнем значущості 0,05. Отже, розробимо прямолінійні регресійні залежності між цими величинами

$$\Delta \text{Cr} = 10^{-6}(-23420 + 2703 \text{Ni}) \quad r_1 = 0,63; \quad (23)$$

$$\Delta \text{Cr} = 10^{-6} (-19847 + 806376\text{P}) \ r_1 = 0,66; \quad (24)$$

$$\Delta Cr = 10^{-6}(6661 - 17,93\sigma_{0.2}) \quad r_1 = -0,65; \quad (25)$$

 $\Delta Cr = 10^{-6} (7868 - 102\delta) \qquad r_1 = -0,89. \quad (26)$

Згідно з формулами (23-26), корозійні втрати хрому зі сталі AISI 321 зростають зі збільшенням у ній вмісту нікелю, фосфору та зменшенням границі текучості і відносного подовження. Закономірності (25;26) переконують, що корозійні втрати хрому зі сталі AISI 321 зростають, коли зменшується її здатність до пластичної деформації. Тому можна припустити, що корозійні втрати хрому з дослідженої сталі найінтенсивніше відбуваються у місцях найбільшої густини дислокацій. Найбільше скупчення дислокацій, як правило, спостерігають в околі включень та на границях зерен. У цих місцях також спостерігають сегрегацію фосфору та інших шкідливих домішок. Це пояснює, чому в хлоридовмісному розчині з рН8 зі збільшенням у сталі AISI 321 вмісту фосфору зростають корозійні втрати хрому. Відомо, що нікель збільшує здатність конструкційних матеріалів до пластичної деформації. Тому між закономірностями (23) та (25, 26), на перший погляд, є протиріччя. Однак це можна пояснити наступним чином. А саме зі збільшенням у сталі вмісту нікелю стабілізується аустеніт. Внаслідок цього також стабілізуються параметри кристалітної гратки аустеніту, які набувають своїх максимальних значень. Через це зростає здатність сталі до деформації та зменшується енергія іонізації атомів елементів, які входять до складу кристалітної гратки аустеніту.

Аналіз даних табл. 3 та регресійних залежностей (5–26) показав, що у хлоридовмісних розчинах з pH6; 7; 8 кінетика розчинення заліза та хрому зі сталі AISI 321 залежить від її хімічного складу, структурної гетерогенності й механічних властивостей. Проте щоб з'ясувати, у якому стані кородують сталі AISI 321 та 12Х18Н10Т, за формулою (2) визначимо коефіцієнти селективного розчинення хрому в хлоридовмісних розчинах з pH6; 7; 8. Встановлено, що у хлоридовмісних розчинах з pH6; 7; 8. Встановлено, що у хлоридовмісних розчинах з pH6; 7; 8. Встановлено, що у хлоридовмісних розчинах з pH6; 7; 8. Встановлено, що у хлоридовмісних розчинах з pH6; 7; 8. Встановлено, що у хлоридовмісному розчині з pH6 коефіцієнти селективного розчинення хрому зі сталей AISI 321 та 12Х18Н10Т відповідно становлять $Z_{\rm Cr}$ = 1,5; 9,6; 6,4; 5,7; 4,3; 1,8. Отже,

досліджені сталі кородують в активному стані. Слід зауважити, що плавка 1 сталі AISI 321 та сталь 12X18H10T мають коефіцієнти $Z_{\rm Cr}$, близькі до одиниці. Відтак, враховуючи похибки вимірювання вмісту хрому та заліза як у сталі, так і у хлоридовмісному розчині після термостатування у них зразків, можна припустити, що ці сталі можуть кородувати як у активному, так і в пасивному стані. Останнє при досягненні сталлю критичної температури пітінгування є причиною пітінгової корозії. Варто зазначити, що в цьому хлоридовмісному розчині, крім хрому, на поверхні досліджених сталей ще інтенсивніше знижується вміст нікелю, оскільки коефіцієнти селективного розчинення нікелю відповідно становлять $Z_{\rm Ni}$ = 22,7; 30,9; 105,6; 43,8; 119,8; 70,1.

Зі збільшенням лужності хлоридовмісного розчину до рН7 спостережено зниження коефіцієнтів селективного розчинення хрому $Z_{\rm Cr} = 2,4$; 1,3; 4,9; 5,5; 1,0; 1,6 зі сталей AISI 321 та 12Х18Н10Т. Слід зауважити, що плавки 2; 5 сталі AISI 321 та сталь 12Х18Н10Т можуть кородувати в перехідному стані. Отже, внаслідок цього є небезпека пітінгування цих сталей. При цьому у хлоридовмісному розчині з рН7 інтенсивність зростання пітінгів на поверхні досліджених сталей є більшою, ніж у розчині з рН6. Оскільки у хлоридовмісному розчині з 21 та 12Х18Н10Т відповідно становлять $Z_{\rm Ni}$ =2,5; 5,4; 7,6; 9,1; 10,8; 8,4, що в середньому у 78,6 раза менше, ніж у розчині з рН6.

Зі збільшенням лужності хлоридовмісного розчину до рН8 виявлено, що сталі AISI 321 та 12X18H10T кородують у стабільно активному стані, оскільки коефіцієнти селективного розчинення хрому відповідно становлять $Z_{\rm Cr} = 13,4$; 49,7; 77,3; 79,2; 15,3; 21,8. Це унеможливлює пітінгування досліджених сталей у цих умовах, але швидкість загальної корозії сталей зростає, адже коефіцієнти $Z_{\rm Ni}$ зросли і відповідно становлять 102; 62,4; 173,7; 72,7; 71,2; 136,8.

Встановлено, що у хлоридовмісних розчинах з рН6 корозійні втрати нікелю зі сталі AISI 321 залежать від вмісту у ній хрому Cr та тимчасового опору деформації σ_b . Значущість коефіцієнтів кореляції $r_1 = 0,71$ між ДNi та Cr і $r_1 = -0,71$ між Δ N та σ_b перевірено за *t*-критерієм Стьюдента з рівнем значущості 0,10. Отже, розробимо прямолінійні регресійні залежності між цими величинами:

$$\Delta \text{Ni}=10^{-6}(-37748+23256\text{Cr}) r_1=0,71; \quad (27)$$

$$\Delta \text{Ni}=10^{-6}(22187-33,1\sigma_b) \qquad r_1=-0,71. \tag{28}$$

Аналіз формул (27, 28) показав, що корозійні втрати нікелю зі сталі AISI 321 за прямолінійною закономірністю зростають, коли в ній збільшується вміст хрому та знижується тимчасовий опір деформації. Згідно з формулою (27) та даними табл. 1, ΔNi сталі AISI 321 зростають на 29535·10⁻⁶mg зі збільшенням у ній вмісту хрому від 16,43 плавки 2 до 17,7 mas. % плавки 5. За формулою (27) та даними табл. 2, Δ Ni сталі AISI 321 знижуються на 2376·10⁻⁶mg зі збільшенням її тимчасового опору деформації від 582 плавки 4 до 654 mPa плавки 2. Відтак корозійні втрати нікелю зі сталі AISI 321 в основному залежать від тимчасового опору деформації. Адже між Δ Ni сталі AISI 321 та вмістом у ній вуглецю, мангану, силіцію, азоту, об'ємом оксидів, нітридів титану, середньою відстанню між ними, середнім діаметром зерна аустеніту, границею текучості і відносним подовженням встановлено ще меншу прямолінійну кореляцію з коефіцієнтами $r_1 = 0,33; -0,47;$ -0,28; 0,40; 0,11; -0,51; -0,17; -0,44; -0,30; -0,48; -0,31.

У хлоридовмісному розчині з рН7 виявлено, що корозійні втрати нікелю ДNi зi сталі AISI 321 залежать від об'єму нітридів титану V_H та середнього діаметра зерна аустеніту d_3 . Так, між Δ Ni сталі AISI 321 та V_H і d_3 встановлено прямолінійну кореляцію з коефіцієнтами $r_1 = -0.95$; -0.83, які більші ніж критичне значення. Значущість коефіцієнтів кореляції між цими величинами перевірено за *t*-критерієм Стьюдента з рівнем значущості 0,05. Отже, запишемо аналітичні залежності між цими величинами:

$$\Delta \text{Ni} = 10^{-6} (4654 - 8333 V_H) \quad r_1 = -0.95;$$
 (29)

$$\Delta \text{Ni} = 10^{-6} (5349 - 14286d_3) \quad r_1 = -0.83. \tag{30}$$

Згідно з формулами (29, 30), корозійні втрати нікелю зі сталі AISI 321 зростають, коли зменшується в ній об'єм нітридів титану та середній діаметр зерна аустеніту. Об'єм нітридів титану та середній діаметр зерна аустеніту є характеристиками структурної гетерогенності сталі AISI 321. Оскільки корозійні втрати нікелю зі сталі AISI 321 добре корелюють з цими параметрами, можна припустити, що цей процес найінтенсивніше відбувається в околі нітридів титану та межами зерен аустеніту. Такі показники гетерогенності сталі AISI 321, як середня відстань між оксидами і нітридами титану, об'єм оксидів, механічні показники $\sigma_h \sigma_{0,2}$ і б та хімічний склад не впливають на корозійні втрати нікелю. Адже коефіцієнти кореляції між цими величинами менші, ніж критичне значення $r_1 = (0,61)$ та відповідно становлять $r_1 = 0,20$; -0,35; -0,14; -0,59; -0,55; -0,39; 0,02; -0,15; -0,53; 0,57; 0,59.

Зі збільшенням лужності хлоридовмісного розчину до pH8 кінетика корозійного розчинення нікелю зі сталі AISI 321 дещо змінилася. Так, коефіцієнти прямолінійної кореляції між корозійними втратами нікелю зі сталі AISI 321 та середнім діаметром зерна аустеніту і її відносним подовженням збільшилися до 0,65 та -0,68. Значущість коефіцієнтів кореляції між цими величинами за *t*-критерієм Стьюдента не перевіряли. Однак враховуючи, що ці коефіцієнти кореляції більші, ніж критичне значення (0,61), розробимо прямолінійні регресійні залежності між вищезгаданими величинами:

$$\Delta \text{Ni} = 10^{-6}(-966 + 11111d_3) \quad r_1 = 0.65; \quad (31)$$

$$\Delta \text{Ni} = 10^{-6} (5295 - 57, 5\delta) \qquad r_1 = 0, 68. \tag{32}$$

Хоча залежності (31, 32) маловартнісні можна зазначити, що корозійні втрати нікелю зі сталі AISI 321 зростають зі збільшенням середнього діаметра зерна аустеніту та зменшенням її відносного подовження. Слід нагадати, що у хлоридовмісному розчині з рН7 корозійні втрати нікелю зі сталі AISI 321, навпаки, знижуються, коли зростає середній діаметр зерна аустеніту. Отже, механізм розчинення нікелю зі сталі AISI 321 залежить від рН хлоридовмісного розчину. Найвірогідніше в нейтральному хлоридовмісному розчині з рН7 зі збільшенням середнього діаметра зерна аустеніту зростає кут між зернами, через це на границях зерен більше накопичується шкідливих домішок, які сегреговано межами зерен. Саме ці домішки уповільнюють анодний процес і, таким чином, знижують інтенсивність іонізації нікелю та відповідно швидкість його розчинення. Напевно, за аналогічним механізмом відбувається розчинення нікелю зі сталі AISI 321 на межі нітридів титану з аустенітною матрицею. Оскільки у хлоридовмісному розчині з рН7 корозійні втрати нікелю зі сталі AISI 321 знижуються, коли в ній збільшується об'єм нітридів титану (29). Зі збільшенням лужності хлоридовмісного розчину до рН8 у ньому зростає кількість розчиненого кисню. Оскільки відомо [11], що в розчинах, які містять хлорид та гідроксидіони, в анодному процесі, в першу чергу, беруть участь іони хлору. При цьому гідрооксидіони відновлюються до гідроксидів (33). Однак у такому стані гідроксиди не можуть існувати тривалий час, тому що вони розкладаються з виділенням кисню і води (34):

$$4OH^{+}+4^{-}e = 4OH^{0};$$
 (33)

$$4OH^0 = 2H_2O + O_2.$$
 (34)

Внаслідок цього зростають швидкість катодної реакції відновлення кисню та анодної реакції іонізації нікелю. Крім того, зі збільшенням середнього діаметра зерна аустеніту сталі AISI 321, окрім зниження її відносного подовження, зменшується енергія іонізації нікелю. Порівняння перших похідних рівнянь (30, 31) показало, що інтенсивність корозійних втрат нікелю зі сталі AISI 321 зі зміною середнього діаметра зерна аустеніту в хлоридовмісних розчинах з рН7 на 23 % більше, ніж у розчинах з рН8.

Після визначення кінетики корозійних процесів при розчиненні сталей AISI 321 у нейтральних хлоридовмісних розчинах розрахуємо швидкість їх корозії, враховуючи, в якому стані кородує сталь.

У хлоридовмісному розчині з рН8 сталі AISI 321 та 12Х18Н10Т кородують в активному стані (табл. 4). Тому за формулою (4) розрахуємо швидкість їх загальної корозії. За результатами корозійних випробувань та розрахунків установлено, що найменша швидкість загальної корозії 0,0058 у плавки 5 сталі AISI 321, а найбільша 0,0187 mm/рік у плавки 3 (табл. 4). Це в основному зумовлено тим, що плавка 5 сталі AISI 321 після плавки 1 має найменші корозійні втрати хрому і нікелю, а плавка 3 має найбільші корозійні втрати нікелю та друга за втратами хрому (табл. 3). Взагалі у цьому хлоридовмісному розчині корозійну стійкість досліджених сталей за десятибальною шкалою можна оцінити таким чином. Плавки 1; 5 сталі AISI 321 мають третій бал корозійної стійкості та характеризуються як дуже стійкі конструкційні матеріали. Плавки 2; 3; 4 сталі AISI 321 та 12Х18Н10Т мають четвертий бал корозійної стійкості та характеризуються як стійкі матеріали.

У хлоридовмісному розчині з рН7 плавки 1; 3; 4 сталі AISI 321 кородують у стабільноактивному стані, а плавки 2; 5 та сталь 12Х18Н10Т в активно-пасивному. Тому останні, крім загальної корозії, також піддаються пітінгуванню. Розрахунковим шляхом установлено, що плавка 2 сталі AISI 321 має найменшу 0,067, а сталь 12Х18Н10Т – найбільшу 0,138 µm/год середню швидкість зростання пітінгів. Таку тенденцію зумовлено тим, що сталь 12Х18Н10Т на 100 полях зору мікроскопа містить тринадцять карбонітридів титану розміром від 7,9 до 11,85 µm, а плавка 2 сталі AISI 321 24 нітриди титану розміром від 7,9 до 11,85 µm та п'ять від 11,85 до 15,8 µm. Відомо [1], що біля таких вклю-

Марка, плавка,	Стан сталі у розчині			Загальна швидкість корозії, mm/рік			Середня швидкість зростання пітінгів, µm/год		
JNG	pH6	pH7	pH8	pH6	pH7	pH8	pH6	pH7	pH8
AISI 321(1)	актив пас.	актив	актив	0,0037	0,0124	0,0081	0,020	0	0
AISI 321 (2)	актив	актив пас.	актив	0,0062	0,0149	0,0103	0	0,067	0
AISI 321 (3)	актив	актив	актив	0,0145	0,0223	0,0187	0	0	0
AISI 321 (4)	актив	актив	актив	0,0066	0,0247	0,0150	0	0	0
AISI 321 (5)	актив	актив пас.	актив	0,0139	0,0156	0,0058	0	0,018	0
12X18H10T	актив пас.	актив пас.	актив	0,0100	0,0163	0,012	0,120	0,138	0
Σ	_	_	_	0,0092	0,0177	0,0117	_	_	_

Таблиця 4 – Швидкість корозії сталей AISI 321 та 12Х18Н10Т у нейтральних хлоридовмісних розчинах

чень утворюються активні пітінги. До того ж, є дані [12], що чим більше на поверхні конструкційних матеріалів пітінгів, тим менша швидкість їх зростання у глибину.

Слід зауважити, що у хлоридовмісному розчині з pH7 швидкість загальної корозії сталей AISI 321 та 12X18H10T у 1,51 раза більше, ніж у хлоридовмісному розчині з pH8 та у 1,92 раза, ніж у хлоридовмісному розчині з pH6 (табл. 4). Відтак найбільшу швидкість загальної корозії сталей AISI 321 та 12X18H10T спостережено у хлоридовмісному розчині з pH7. У цьому хлоридовмісному розчині також встановлено максимальну швидкість зростання пітінгів у глибину (табл. 4). Це узгоджується з загальновідомими даними [12].

Узагальнюючи вищезгадане зауважимо, що знання кінетичних процесів корозійного руйнування сталей AISI 321 та 12Х18Н10Т у нейтральних хлоридовмісних розчинах з концентрацією 300 mg/l уможливлюють вибір цих конструкційних матеріалів за оптимальним хімічним складом, структурою гетерогенністю і механічними властивостями щодо їх стійкості як до загальної, так і до пітінгової корозії в оборотних водах.

Висновки

У нейтральних хлоридовмісних розчинах з рН6;7;8 визначено кінетику корозійних процесів на поверхні сталей AISI 321 та 12Х18Н10Т. Доведено, що у хлоридовмісному розчині з рН8 досліджені сталі кородують в активному стані. У хлоридовмісному розчині з рН6;7 сталь 12X18Н10Т кородує в активно-пасивному стані. Отже, вона піддалася пітінгуванню. Показано, що у хлоридовмісному розчині з рН7 швидкість зростання пітінгів у глибину є більшою, ніж у розчині з рН6. Встановлено, що у хлоридовмісному розчині з рН6 плавка 1, а у хлоридовмісному розчині з рН7 плавка 2;5 сталі AISI 321 також піддалися пітінгуванню. Взагалі виявлено, що у хлоридовмісному розчині з рН7 швидкість загальної корозії сталей AISI 321 та 12Х18Н10Т у 1,92 раза більше, ніж у хлоридовмісному розчині з рН6, та у 1,51 раза, ніж у розчині з рН8. Показано, що корозійне руйнування сталей AISI 321 та 12Х18Н10Т у досліджених хлоридовмісних розчинах зумовлено розчиненням заліза, хрому та нікелю. При цьому в хлоридовмісному розчині з рН7 корозійні втрати заліза зі сталі AISI 321 за прямолінійною закономірністю зростають зі збільшенням у ній кількості великих за розміром нітридів титану та зменшенням вмісту хрому. При цьому корозійні втрати хрому зростають зі зменшенням границі текучості та відносного подовження, а нікелю зі зменшенням об'єму нітридів титану та середнього діаметра зерна аустеніту. Встановлено, що у хлоридовмісному розчині з рН6 корозійні втрати заліза зі сталі AISI 321 за прямолінійною закономірністю зростають, коли збільшується середній діаметр зерна аустеніту. При цьому корозійні втрати хрому зростають зі збільшенням вмісту вуглецю та об'єму оксидів, а нікелю зі збільшенням вмісту хрому та зменшенням тимчасового опору деформації. Доведено, що у хлоридовмісному розчині з pH8 досліджені сталі кородують в активному стані. Встановлено, що корозійні втрати заліза зі сталі AISI 321 зростають зі зменшенням у ній вмісту хрому і границі текучості. При цьому корозійні втрати хрому та нікелю зі сталі AISI 321 зростають, коли зменшується її відносне подовження.

Перелік посилань

- Нарівський О. Е. Мікромеханізм корозійного руйнування пластин теплообмінників / О. Е. Нарівський // Фізико-хімічна механіка матеріалів. –2007. – № 1. – С. 110– 116.
- Нарівський О. Е. Корозійне руйнування пластинчастих теплообмінників /О. Е. Нарівський // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2005. – № 1. – С. 104–108.
- Похмурський В. І. Корозійна втома металів і сплавів / В. І. Похмірський, М. С. Хома. – Львів : СПОЛОМ, 2008. – 301 с.
- Архипов О. Г. Зв'язок структурно вибіркової корозії і корозійного розтріскування нержавних сталей / О. Г. Архипов // Фізико-хіміна механіка матеріалів. – 2009. – № 4. – С. 27–30.
- Нарівський О. Е. Вплив гетерогенності сталі AISI 321 на її пітінгування у хлоридовмсному середовищі / О. Е. Нарівський / Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2007. – № 2. – С. 100–106.
- Данко П. Е. Высшая математика в упражнениях и задачах // П. Е. Данко, А. Г. Попов. – М. : Высш. шк., 1986. – 415 с.
- Нарівський О. Е. Корозійно-електрохімічна поведінка конструкційних матеріалів для пластинчастих теплообмінників у модельних оборотних водах : дисс. ... кандидата техн. наук : 05.17.14 / Нарівський Олексій Едуардович / Львів, 2009. – 209 с.
- Стали и сплавы коррозионно-стойкие. Методы испытания на стойкость против межкристаллитной коррозии : ГОСТ 6032-89(ИСО 3651/2-76). [Действующий от 1990-07-01]. М. : Изд-во стандартов, 1990. 41 с.
- 9 Корній С. А. Моделювання початкової стадії корозії металів із застосуванням квантово-хімічного підходу : автореф. дисс. на соиск. научн. степени канд. техн. наук / С. А Корній. Львів, 2003. 20 с.
- Технология металлов / [Кнорозов Б. В., Усов Л. Ф., Третьяков А. В. и др.]; под ред. Б. В. Кнорозова. – [2-е изд.]. – М.: Металлургия, 1975. – 903 с.
- 11 Томаров М. А. Неорганическая химия // М. А. Тамаров. М. : Медицина, 1974. 480 с.
- 12. Розенфельд И. Л. Коррозия и защита металлов // И. Л. Розенфельд. М. : Металлургия, 1970. 448 с.

Одержано 09.06.2010

Беликов С.Б., Наривский А.Э. Кинетика коррозионных процессов сталей AISI 321 и 12X18H10T в нейтральных хлоридсодержащих растворах и скорость их коррозии

Исследована кинетика коррозионного разрушения сталей AISI 321 и 12X18H10T в нейтральных хлоридсодержащих растворах. Установлено закономерности растворения железа, хрома и никеля из стали AISI 321 в хлоридсодержащих растворах с pH6;7;8 и концентрацией хлоридов 300 mg/l в зависимости от ее химического состава, структурой гетерогенности и механических свойств. Учитывая кинетику коррозионного разрушения исследованных сталей, рассчитаны скорость их общей и питтинговой коррозии.

Ключевые слова: питтинговая коррозия, нейтральный хлоридсодержащий раствор, скорость коррозии, кинетика коррозионного разрушения.

Belykov S., Narivs'kiy A. Kinetics of steel AISI 321 and 12X18H10T corrosion process in neutral chloride containing solutions and corrosion rate

The kinetics of steel AISI 321 and 12X18H10T corrosion in neutral chloride containing solutions was researched. The laws of iron, chromium and nickel steel AISI 321 dissolution in chloride containing solutions at pH6, 7, 8, and the concentration of chloride 300 mg/l, depending on its chemical composition, structure heterogeneity and mechanical properties were established. Using the investigated steels corrosion kinetics the general and pitting corrosion speed was calculated.

Key words: pitting corrosion, neutral chloride containing solution, the corrosion rate, the kinetics of corrosion.

УДК621.73.143:669.14.018.8

І. Ю. Кисільова¹, д-р техн. наук В. Ю. Ольшанецький²

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

ПРО ТЕОРЕТИЧНУ ОЦІНКУ РОЗПОДІЛУ ГУСТИНИ ДИСЛОКАЦІЙ У ФЕРИТНИХ КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ СТАЛЯХ НА СТАДІЇ ЛІНІЙНОГО ЗМІЦНЕННЯ

Із застосуванням імовірнісного підходу отримано розподіл густини дислокацій у феритних корозійностійких сталях на стадії лінійного зміцнення у вигляді гаусівського (нормального) закону.

Ключові слова: густина дислокацій, розподіл, гаусівський (нормальний) закон.

Для поліпшення якості та ефективності використання листових хромистих корозійностійких сталей необхідно підвищувати їх технологічну пластичність. Оцінку деформівності таких матеріалів зазвичай проводять з урахуванням низки механічних властивостей. Однак ці методики не дозволяють із достатньою точністю оцінювати здатність металу до деформування і прогнозувати кількість браку при масовому виробництві. З цією метою в роботі досліджено розподіли параметрів тонкої структури та визначено можливі границі зміни їх значень; також зроблено спробу пов'язати розподіл характеристик тонкої структури з розподілами механічних властивостей, у першу чергу тих, що відповідають за якість пластичного деформування.

Спочатку розглянемо теоретичний підхід для розв'язання цього питання. У роботі [1] отримано розподіл границі текучості сталі 03Х18ТБч

$$f_1(\tau) = \frac{1}{S_{\tau}\sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\tau-\bar{\tau}}{S_{\tau}}\right)^2\right],\qquad(1)$$

де τ , S_{τ} – оцінки математичного сподівання та стандарту розподілу.

Пластичну деформацію викликає незворотнє переміщення дефектів кристалічної гратки – дислокацій. Перехід від пружної деформації до пластичної залежить від властивостей дислокацій, які, у свою чергу, визначаються характером зв'язків у кристалічній гратці, типом кристалічної гратки, наявністю в ній включень та дефектів іншої мірності. При пластичному деформуванні істотну роль відіграє не тільки рух, а

[©] І. Ю. Кисільова, В. Ю. Ольшанецький, 2011

і розмноження дислокацій, що приводить до появи їх накопичень. Іншими словами, збільшення кількості дислокацій є основною причиною деформаційного зміцнення, причому це зміцнення визначається не стільки властивостями окремих дислокацій, скільки їх поведінкою у великих накопиченнях. Особливості формування дислокаційної структури металів і визначає процес зміцнення, який може бути описаний відповідною кривою [2].

При динамічному підході для визначення зміцнення необхідно знати густину рухомих дислокацій та динамічні характеристики їх поведінки. Експериментально важко дослідити динаміку руху окремої дислокації в накопиченні і густину дислокацій у певний момент часу. Тому використаємо рекомендації [3] і будемо вважати, що загальна густина дислокацій дорівнює густині рухомих дислокацій. У зв'язку з такою невизначеністю, процеси зміцнення матеріалу дослідимо з імовірнісної точки зору шляхом побудови законів розподілу дислокацій та їх накопичень.

Оскільки на першій стадії зміцнення (стадії легкого ковзання) в будь-якому кристаліті одночасно існує велика кількість дислокацій, розташованих одна від іншої на відносно малих відстанях, то їх накопичення доцільно розглядати усереднено неперервними. Іншими словами, треба розглядати «фізично нескінченно малі» елементи окремого кристала, які містять достатньо великі кількості дислокаційних ліній.

Розглянемо сукупність великої кількості однакових прямолінійних дислокацій, які є паралельними певному напрямку та розташовані в одній площині ковзання, а також запишемо рівняння їх рівноважного стану.

Для однієї ізольованої дислокації вектор Бюргерса b є скінченим прирістом пружного переміщення u і дорівнює за величиною і напрямком одному із періодів кристалічної гратки. Математично вектор b мож-

на зобразити криволінійним інтегралом від вектора *и* по будь-якому замкненому контуру, який охоплює лінію дислокації [4]:

$$b = \oint_{\gamma} \overrightarrow{du}$$
.

де γ – довжина контура, що охоплює умовну лінію дислокації

Визначення рівнянь, що описують головний параметр дислокаційної структури, здійснюється шляхом введення функції густини дислокацій $\rho(x)$. У загальному випадку густина дислокацій є тензором ρ_{ik} , інтеграл від якого по поверхні *S*, що спирається на певний контур γ , дорівнює сумарному вектору Бюргерса *B* усіх дислокаційних ліній, тобто

$$\int_{S} \rho_{ik} dS = B.$$

Відомо, що інтеграл по поверхні можна привести до лінійного інтеграла, користуючись формулою Стокса; тому в даному одновимірному випадку рівняння для обчислення сумарного вектора Бюргерса матиме вигляд

$$B = \int_{-L}^{L} \rho(x) dx,$$
 (2)

де $x = \pm L$ (L – довжина кристала).

Якщо вісь Z паралельна лініям дислокацій, то площина XOZ збігається з площиною ковзання. Для визначеності приймемо, що вектори Бюргерса спрямовані уздовж осі OX. Тоді проекція сили на вісь OX дорівнює, згідно [5],

$$F = B\sigma_{xy},$$

де σ_{xy} – проекція напруження в точці розташування дислокації.

Пружне напруження, яке утворюється однією прямолінійною дислокацією, спадає обернено пропорційно відстані від неї і діє на іншу дислокацію, що розташована поблизу першої. Вираз для сили F може бути використаний для розрахунку в точці x напруження, яке утворене дислокацією, що знаходиться в точці x_1 , має вигляд

$$\sigma_{xy} = \frac{BD}{x - x_1},\tag{3}$$

де D – постійна порядку величини пружного модуля

кристала і дорівнює $D = \frac{G}{2\pi(1-\nu)}$ [5].

Повне значення проекції напруження σ_{xy} , яке утворюється в точці x усіма дислокаціями, обчислимо шляхом інтегрування виразу (3) із використанням (2)

$$\sigma_{xy}(x) = D \int_{-L}^{L} \frac{\rho(t)dt}{t-x}.$$
(4)

Для того щоб у рівнянні (4) врахувати особливість x = t, цей невластивий інтеграл (тут і далі) слід розуміти в головному значенні Коші [6].

Якщо на кристаліт діє зовнішнє напруження P(x, y), то кожна дислокація знаходитиметься під дією сили:

$$F = B[\sigma_{xy}(x) - \tau(x)], \qquad (5)$$

де $\sigma_{xy}(x)$ – повне напруження, що утворюють всі дислокації в точці x, причому $\tau(x) = P(x,0)$.

Умова рівноваги дислокацій полягає в наданні силі (5) нульового значення. Після проведення алгебраїчних перетворень, із врахуванням формули (4), отримаємо інтегральне рівняння з ядром Коші для визначення рівноважного розподілу густини дислокації $\rho(x)$:

$$\int_{-L}^{L} \frac{\rho(t)dt}{t-x} = \frac{\tau(x)}{D}.$$
(6)

Для розв'язання цього інтегрального рівняння використаємо вираз (3) та отримаємо:

$$\rho(x) = \frac{B}{\pi \sqrt{L^2 - x^2}}.$$

Припустимо, що при наявності перешкод існує і зовнішнє поле напружень P(x). Знайдемо розподіл дислокацій в однорідному полі напружень $P(x) = \tau$. У випадку існування перешкод на одному кінці відрізка [-L,L] обчислення інтеграла (6) дає:

$$\rho(x) = \frac{\tau}{\pi D} \sqrt{\frac{2L}{x-L}}.$$

У випадку наявності перешкод на обох кінцях відрізка [-L, L] вибираємо початок відліку x в точці x = 0 і отримуємо функцію:

$$\rho(x) = \frac{1}{\pi\sqrt{L^2 - x^2}} \left(\frac{\tau}{D}x + B\right),\tag{7}$$

де
$$D = \frac{G}{2\pi(1-\nu)}$$

Для визначення закону розподілу густини дислокацій $\rho(x)$ використаємо метод перетворення функції випадкового аргумента [7]. Також введемо у функційній залежності (7) безвимірну координату

 $\alpha = \frac{x}{L}$ та відповідно отримаємо залежність:

$$\rho(\alpha) = \frac{\overline{\tau} \cdot \alpha}{D\pi \sqrt{1 - \alpha^2}} + \frac{B}{\pi L \sqrt{1 - \alpha^2}}$$

Покладемо тут x = 0,5 L та коефіцієнт Пуассона v = 0,3. Тоді густина дислокацій дорівнюватиме:

$$\rho(\tau) = \frac{1}{G\sqrt{3}}\tau + \frac{2B}{\pi L\sqrt{3}}.$$
(8)

Введемо функцію розподілу *Q*(р) для густини дислокацій:

$$Q(\rho) = \int_{a}^{\tau(\rho)} f(\tau) d\tau, \qquad (9)$$

де $\tau(\rho)$ визначається з виразу (8), а $f(\tau)$ – диференційна

функція розподілу границі текучості (1). Після перетворень отримаємо:

$$\mathbf{r}(\mathbf{\rho}) = \frac{D\pi\sqrt{1-\alpha^2}}{\alpha} \left(\mathbf{\rho} - \frac{B}{\pi L\sqrt{1-\alpha^2}}\right). \tag{10}$$

Для отримання розподілу густини дислокацій застосуємо методику перетворення функцій випадкового аргумента [7]. Диференційну функцію $q(\rho)$ розподілу густини дислокацій визначимо шляхом диференціювання інтегральної функції (9) по змінній ρ . Оскільки змінна $c \in$ аргументом функції верхньої границі цього інтеграла, то $q(\rho)$ визначиться як

$$q(\rho) = f'[\tau(\rho)] \frac{d\tau}{d\rho}.$$
 (11)

Границя текучості $f(\tau)$ для кожного кристаліту має нормальний розподіл [1]. Після підстановки (1) в (11) з використанням (10) та проведення алгебраїчних перетворень отримаємо шуканий розподіл густини дислокацій у вигляді теж нормального закону

$$q(\rho) = \frac{1}{\sigma_{\rho}\sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\rho - m_{\rho}}{\sigma_{\rho}}\right)^{2}\right], \quad (12)$$

де характеристики закону розподілу складають співвідношення:

$$m_{\rho} = \frac{b}{\pi L \sqrt{1 - \alpha^2}} + \frac{\overline{\tau \cdot \alpha}}{D \pi \sqrt{1 - \alpha^2}}; \sigma_{\rho} = \frac{S_{\tau} \cdot \alpha}{D \pi \sqrt{1 - \alpha^2}}$$

Для сталі 03Х18ТБч визначено параметри розподілу густини дислокацій та побудовано графіки розподілів (рис. 1) за різними режимами:

1. Режим № 1 –гарячекатаний підкат + деформація 20 % + нагрів 780 °C + холодне прокатування + рекристалізаційна обробка 900 °C;

2. Режим № 2 – гарячекатаний підкат + гартування 980 °С (2–3 хв, вода)+ нагрів 780 °С + холодне прокатування + рекристалізаційна обробка 900 °С;

 Режим № 3 – гарячекатаний підкат + відпалювання 780 °C + холодне прокатування + рекристалізаційна обробка 900 °C;

 Режим № 4 (без попередньої обробки) – гарячекатаний підкат + холодне прокатування + рекристалізаційна обробка 900 °С.

Отже можна побачити, що у свою чергу для «нерівноважних» режимів обробки (режим № 3 та режим № 4) розподіли характеризуються більшими значеннями дисперсії густини дислокацій. Внаслідок цього маємо великий розбіг густин дислокацій, що у свою чергу призводить до нерівномірності пластичної деформації та погіршення пластичних властивостей. Для «рівноважних» режимів характерними є вузькі розпо-



1 – режим №1, 2 – режим № 2, 3 – режим № 3, 4 – режим № 4

діли густини дислокацій.

Таким чином, за умови лінійного зміцнення, густина дислокацій має типовий нормальний розподіл. На другій стадії процесу зміцнення класичні моделі зміцнення передбачають існування параболічних залежностей між напруженням та густиною дислокацій з одного боку, і між напруженням та деформацією – з іншого [1, 8].

Перелік посилань

- Ольшанецький В. Ю. Імовірностні форми розподілу густини дислокацій в сталі / В. Ю. Ольшанецький, І. Ю. Нагорна // Фізико-хімічна механіка матеріалів. 2003. № 5. С. 96–100.
- Деформационное упрочнение и развитие дислокационной структуры в поликристаллических ОЦК-металлах / [В. И. Трефилов, В. Ф. Моисеев, Е. П. Пешковский та ін.]// Известия вузов. Физика. – 1987. – № 9. – С.25–33.
- Смирнов Б. И. Дислокационная структура и упрочнение металлов / Б. И. Смирнов – Л. : Наука, 1981. – 235 с.
- Коттрелл А. Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах / А. Х Котрелл ; [пер.с англ]. – М. : Металлургиздат, 1958. – 264 с.
- Ландау Л. Д., Лившиц Е. М. Теория упругости / Л. Д. Ландау, Е. М. Лившиц. – М. : Наука, 1965. – 203 с.
- Фихтенгольц Г. М. Курс дифференциального и интегрального исчисления / Г. М. Фихтенгольц. М. : Наука, 1966. – Т. 2.– 379 с.
- Герасимович А. И. Математическая статистика / А. И. Герасимович. М. : Высшая школа, 1983. 279 с.
- Ольшанецький В. Ю. Закон розподілу густини дислокацій у кристалічній структурі корозостійкої сталі / В. Ю. Ольшанецький, І. Ю. Нагорна // Вісник Черкаського державного технологічного університету. – 2002. – №3. – С. 104–106

Одержано 15.11.2010

Кисилева И.Ю., Ольшанецкий В.Е. О теоретической оценке распределения плотности дислокаций в ферритных коррозионностойких сталях на стадии линейного упрочнения

С использованием вероятностного подхода получено распределение плотности дислокаций в ферритных коррозионностойких сталях на стадии линейного упрочнения в виде гауссовского (нормального) закона. Ключевые слова: плотность дислокаций, распределение, гауссовский (нормальный) закон.

Kysilova I., Ol'shanetskiy V. Teoretical estimation of ferritic corrosionresistant steels dislocation density distributon for linear hardening

Using stochastic method the distribution of dislocation density for ferritic corrosionresistant steels for linear hardening has been obtained in Gauss (normal) form.

Key words: dislocation density, distribution, Gauss (normal) law.

УДК 539.4:620.1

Д-р техн. наук В. Ф. Терентьев¹, канд. техн. наук Е. В. Блинов¹, канд. техн. наук С. Ю. Мушникова², канд. техн. наук Д. В. Просвирнин¹, О. А. Харьков², О. В. Фомина²

¹ Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, г. Москва ² КНЦКФ ЦНИИ Конструкционных материалов «Прометей», г. Санкт-Петербург

СТАТИЧЕСКАЯ И УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА

Исследована статическая и усталостная прочность аустенитной высокопрочной коррозионностойкой стали с повышенным содержанием азота после различных видов обработки. Рассмотрены механизмы образования и распространения усталостной трещины.

Ключевые слова: прочность, статическое растяжение, усталость, структура, излом, трещина.

© В. Ф. Терентьев, Е. В. Блинов, С. Ю. Мушникова, Д. В. Просвирнин, О. А. Харьков, О. В. Фомина, 2011

ISSN 1607-6885 Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні №1, 2011

Введение

В последние годы все более широкое применение для высоконагруженных узлов ответственных конструкций находят азотсодержащие коррозионностойкие аустенитные и дуплексные конструкционные стали [1– 13] с высокими физико-механическими свойствами. Эти стали используются в конструкциях атомных энергетических установок, в качестве пружинных релаксационностойких элементов, имплантантов и в других областях применения. Так, например, коррозионностойкая аустенитная сталь 316L, легированная азотом, успешно используется в качестве материала для некоторых компонентов атомных реакторов с жидкометаллическим охлаждением [7].

К числу важнейших механических свойств азотсодержащих аустенитных сталей, которые часто определяют несущие способности конструкций, относятся характеристики усталостной прочности [5–9]. В работе [12] показано, что характеристики малоцикловой усталости стали 316L (0,03–0,25 % N) улучшаются с возрастанием содержания азота до 0,12 %, а в интервале от 0,12 до 0,25 % долговечность остается постоянной.

В настоящей работе изучалась статическая и усталостная прочность экспериментальной высокопрочной коррозионностойкой высокоазотистой аустенитной стали 04X20H6Г11М2АФБ в различном структурном состоянии.

Материал и методика эксперимента

Химический состав экспериментальной стали марки 04Х20Н6Г11М2АФБ приведен в таблице 1.

Были изучены статические и усталостные свойства новой высокоазотистой коррозионностойкой немаг-

нитной стали 04Х20Н6Г11М2АФБ в различном структурном состоянии. Из полученных заготовок были изготовлены цилиндрические образцы в различном структурном состоянии для проведения статических и циклических испытаний, а также для изучения механизмов разрушения с использованием растровой электронной микроскопии (микроскоп VEGA\\SB).

Были проведены испытания на статическое растяжение, ударную вязкость и усталостную прочность в условиях повторного напряжения трех серий образцов, обработанных по следующим режимам: серия 1 – прокатный нагрев в интервале температур 900-110 °С и закалка в воду (структура состоит из вытянутых текстурированных зерен с повышенной плотностью дислокаций и большим количеством тонких двойников деформации) (рис. 1, *a*); серия 2 – прокатный нагрев в интервале температур (900-1100) °С и закалка в воду, закалка с 1100 °С в воду (наблюдается равноосная структура с размером зерна ~ 20 мкм и с большим количеством двойников отжига): серия 3 – прокатный нагрев в интервале температур (900-1100) °С и закалка в воду, закалка с 1100 °C в воду и нагрев до 700 °C и охлаждение на воздухе (структура такая же как у образцов серии 2, однако наблюдается мелкодисперсные выделения Cr₂N).

Механические свойства при статическом растяжении определяли на стандартных 5-кратных образцах с диаметром рабочей части 6 мм (из каждой серии испытали по два образца) на механической 10-тонной машине Инстрон 3380, а испытания на усталость проводили на сервогидравлической 10-тонной машине Инстрон 8801 в условиях повторного растяжения с минимальным напряжением цикла 20 МПа с частотой нагружения 30 Гц. Цилиндрические образцы для ис-

Таблица 1 – Химический состав стали 04Х20Н6Г11М2АФБ (вес. %).

С	N	Cr	Mn	Ni	Мо	V	Si	S	Р	Са
0,045	0,50	22,73	14,18	8,03	1,96	0,14	0,27	0,005	0,011	0,002



Рис. 1. Структура стали 04Х20Н6Г11М2АФБ, обработанной по различным режимам: а – серия 1; б – серия 2; в – серия 3 (× 500)

пытаний на повторное растяжение имели корсетную рабочую часть с радиусом закругления 50 мм и рабочим сечением диаметром 4 мм.

Механические свойства при статическом растяжении и ударная вязкость

Механические свойства исследованных серий образцов представлены на таблице 2. Видно, что максимальными прочностными свойствами (σ_{e} и $\sigma_{0,2}$) обладает 1 серия образцов (закалка с прокатного нагрева).

Максимальные значения прочностных свойств (особенно по уровню значений условного предела текучести) наблюдается у образцов серии 1. Это связано с повышенной плотностью дислокаций, когда закалка производится непосредственно с прокатного нагрева. Кроме того, в структуре в этом случае наблюдается большое количество тонких двойников дефомации. Характеристики пластичности (δ и ψ) и ударной вязкости, соотвественно несколько выше у образцов серий 2 и 3. В случае равноосной структуры (образцы серий 2 и 3) характеристики механических свойств близки между собой, хотя условный предел

текучести выше у образцов серии 3, что связано с началом распада пересыщенного твердого раствора и образованием мелкодисперсных выделений типа Cr₂N.

Циклическая прочность

Кривые усталости исследованных серий образцов представлены на рис. 2. Образцы 1 серии (кривая 1) имеют максимальный предел выносливости (680 МПа), а ограниченная долговечность в интервале максимальных циклических напряжений (700-900) МПа в несколько раз выше, чем у образцов серий 2 и 3 (кривые 2 и 3). Такое большое различие в уровне циклической прочности между образцами серии 1 и серий 2-3, по-видимому, связано повышенным уровнем условного предела текучести у образцов серии 1, при сохранении достаточно высокой пластичности и ударной вязкости. Ограниченная долговечность образцов серий 2 и 3 в интервале максимальных напряжений цикла от 550 до 900 МПа практически одинакова, а предел выносливости составляет для обеих серий ~ (530-540) МПа.

Таблица 2 – Механические свойства стали 04Х20Н6Г11М2АФБ

Маркировка	Технология получения	Механичес	Ударная вязкость			
образцов	Технология полутения	$σ_B$, ΜΠα	σ _{0,2} , МПа	δ, %	ψ, %	KCV ⁺²⁰ , Дж/см ²
1	Состояние поставки с завода	966,0	765,4	39,2	64,8	207,3
1	(закалка с прокатного нагрева)	993,4	832,2	32,5	60,7	205,4
2	3ПН + 1100 °С, 1 час,	940,7	590,4	46,2	69,3	241,5
	охлаждение в воде	939,4	593,4	49,2	70,2	234,8
	3ПН + 1100 °С, 1 час,	052.6	622.7	50.0	64.0	214.2
3	охлаждение в воде + 700 °С,	933,0	644.2	30,0 44.0	63 1	214,5
	1 час, охлаждение на воздухе	903,5	044,2	44,0	03,1	234,4



Рис. 2. Кривые усталости стали 04Х20Н6Г11М2АФБ (номера кривых усталости соответствуют сериям образцов по таблице 2)

Интересно сравнить полученные результаты усталостной прочности стали 04X20H6Г11M2AФБ с ранее полученными данными в ИМЕТ им. А. А. Байкова РАН по усталостной прочности азотсодержащей стали 05X22AГ15H8M2Ф-Ш (рис. 3) [21]. Из сравнения рис. 2 и 3 видно, что образцы 1-й серии стали 04X20H6Г11M2AФБ имеют значительно более высокий предел выносливости (680 МПа), чем образцы стали 05X22AГ15H8M2Ф-Ш, предел выносливости которых лежит в интервале (490–530) МПа (рис. 3). Следует, однако, отметить, что если в настоящей работе испытания на усталость проводились в условиях повторного растяжения, то в работе [21] образцы испытывались на чистый изгиб с вращением.

Фрактография усталостного разрушения

Фрактографические картины поверхностей усталостного разрушения исследованных серий образцов из стали 04X20H6Г11М2АФБ изучались на образцах, разрушившихся при высоких значениях максимального напряжения (900 МПа) и при напряжениях, близких к пределу выносливости (при 550МПа для образцов серий 2 и 3) и при 700 МПа для образцов серии 1.

На рис. 4 представлены характерные картины поверхности разрушения образца 1-й серии, испытанного при максимальной циклическом напряжении 900 МПа и разрушившегося при $N = 2,1\cdot10^4$ циклов. На макрокартине поверхности излома можно выделить три зоны (рис. 4, *a*): зоны А и Б усталостного распространения трещины и зоны В статического долома. На рис. 4, *б* показано место зарождения усталостной трещины в зоне А с характерными усталостными бороздками. Однако в дальнейшем трещины распространяется по механизму вязкого ямочного разрушения. В области Б зарождение и распространения усталостной трещины происходит по чисто усталостному механизму разрушения, связанного с бороздчатым рельефом поверхности (рис. 4, *в*–*е*). Расстояние между бороздками составляет ~ 0,2–0,3 мкм (рис. 4, ∂). При переходе к стадии статического долома наблюдается более грубый рельеф (рис. 4, ∞). В некоторых местах наблюдается смешанная картина разрушения: на фоне ямочного разрушения виден бороздчатый рельеф (рис. 4, *з*). Статический долом в зоне В связан с чисто вязким ямочным рельефом (рис. 4, *u*).

При максимальном циклическом напряжении 700 МПа и долговечности до разрушения $N = 5.7 \cdot 10^6$ циклов образца серии 1 наблюдаются следующие зоны поверхности усталостного разрушения (рис. 5, а): А – зона зарождения трещины, Б – зона чисто усталостного разрушения (стрелками показано направление распространения трещины), зона В – вязкого статического долома по механизму отрыва, а в зоне Г статический долом связан со сдвиговым характером разрушения. Детали этих характерных поверхностей разрушения представлены на рис. 5, б-и. На рис. 5, б. показано место зарождения усталостной трещины, а на рис. 5, в поверхность усталостного разрушения. В обоих случаях разрушение связанно с чисто усталостным бороздчатым механизмом распространения. В некоторых местах на бороздчатый рельеф разрушения накладывается сдвигообразование по одной из систем скольжения (рис. 5, e). На рис. 5, ∂ , e представлена картина зоны перехода от усталостного разрушения к статическому долому. Перед самым статическим доломом по-прежнему наблюдается чисто усталостный рельеф (рис. 5, ж), а долом в зоне В связан с довольно грубым вязким ямочным рельефом (рис. 5, 3, и).



Рис. 3. Кривые усталости гладких образцов из стали 05Х22АГ15Н8М2Ф-Ш:

1 – горячая ковка + закалка от 1100 °С в воду; 2 – горячая ковка + прокатка при 900 °С с обжатием на 40 %; гладкие; 3 – горячая ковка + закалка от 1100 °С + старение 5000 – 10 ч [21]

На рис. 6 и 7 представлены фрактографические особенности усталостного разрушения образцов серии 2 из стали 04Х20Н6Г11М2АФБ. При высоком напряжении (900 МПа), близком к пределу прочности, на макрокартине излома можно выделить три зоны (рис. 6, a): зона А связана с вязким статическим доломом, в зонах Б и В также наблюдается вязкое ямочное разрушение с той разницей, что в случае зоны Б разрушение происходит по механизму огрыва (рис. 6, d), а в зоне В по механизму сдвига (рис. 6, e). На рис. 6, e на небольшом участке в зоне Б на фоне вязкого ямочного разрушения наблюдается небольшая область с признаками усталостной бороздчатости рис. 6, e. В целом характер разрушения такой же, как и наблюдается при статическом разрушении.

При максимальном циклическом напряжении 550 МПа, близком к пределу выносливости, наблюдается классический усталостный излом с зоной зарождения усталостной трещины (зона A на рис. 7, *a*), зоной распространения усталостной трещины (зона Б) и зоной статического долома (зона В). На всей поверхности разрушения, связанной с распространением усталостной трещины, наблюдается довольно грубый вязкий рельеф с характерными усталостными бороздками (рис. 7, 6-3). Статический долом связан с типичным вязким ямочным разрушением (рис. 7, *u*).

Фрактография усталостного разрушения образцов серии 3 представлена на рис. 8 и 9. Разрушение при высоком циклическом напряжении (900 МПа), как и образца серии 2 при таком напряжении), носит характер статического вязкого разрушения (рис. 8, *a*) с зоны вязкого отрыва (зона А) и зоны сдвига (зона Б). В первом случае на поверхности излома наблюдаются классические вязкие ямки (рис. 8, δ –*г*), а во втором случае в области сдвигового разрушения наблюдаются вытянутые ямки (рис. 8, *д*, *е*).



Рис. 4. Фрактография усталостного разрушения образца серии 1 ($\sigma = 900$ МПа, $N = 2,1 \cdot 10^4$ циклов)



Рис. 5. Фрактография усталостного разрушения образца серии 1(σ = 700МПа, N = 5,7·10⁶ циклов)



Рис. 6. Фрактография усталостного разрушения образца серии 2 ($\sigma = 900$ МПа, $N = 2,1 \cdot 10^3$ циклов)



Рис. 7. Фрактография усталостного разрушения образца серии $2(\sigma = 550 \text{ MIa}, N = 4,5 \cdot 10^6 \text{ циклов})$

При максимальном циклическом напряжении, близком к пределу выносливости, макрокартина усталостного излома является типичной (рис. 9, а) с характерными основными зонами: зоной А - зарождения усталостной трещины, зоной Б – распространения усталостной трещины и зоной В – статического долома. На рис. 9, г, в более детально представлена зона зарождения усталостной трещины. Видно, что зарождение усталостной трещины происходит по определенной кристаллографической плоскости и напоминает фасетку хрупкого разрушения (рис. 9, в). При дальнейшем развитии усталостной трещины наблюдается довольно развитый рельеф с разрушением по определенным кристаллографическим плоскостям, на поверхности которых наблюдаются неявно выраженные усталостные бороздки (рис. 9, г, д). Ближе к статическому долому поверхность усталостного разрушения носит типичный бороздчатый микрорельеф (рис. 9, е-з). Статический вязкий ямочный излом наблюдается при окончательном разрушении (рис. 9, и).

Суммируя полученные результаты фрактографических исследований образцов серий 1 и 3, можно сказать, что при высоких циклических напряжениях, близких к пределу прочности, характер поверхности разрушения у всех исследованных серий материала подобен чашечному вязкому статическому излому с двумя зонами: отрыва и сдвига. Лишь в случае серии 1 наблюдается небольшая зона с характерными признаками усталостного распространения трещины. Это связано с тем, что условный предел текучести у этой серии образов выше (таблица 1), чем в случае серий 2 и 3. При циклических напряжениях, близких к пределу выносливости, на усталостных изломах можно выделить характерные зоны разрушения: зарождения усталостной трещины, распространения усталостной трещины и статического долома. Во всех случаях распространение усталостной трещины связано с типичным бороздчатым рельефом, однако в случае образцов серии 2 и 3 за счет их более высокой пластичности рельеф поверхности усталостного разрушения более вязкий, чем у образцов серии 1.



Рис. 8. Фрактография усталостного разрушения образца серии 3 ($\sigma = 900$ МПа, $N = 3 \cdot 10^3$ циклов)



Рис. 9. Фрактография усталостного разрушения образца серии 3 ($\sigma = 550$ МПа, $N = 6,2 \cdot 10^6$ циклов)

Выводы

1. Экспериментальная аустенитная азотсодержащая сталь 04Х20Н6Г11М2АФБ при исследованных режимах термомеханической обработки обладает высокими прочностными характеристиками при статическом растяжении (предел прочности находится в интервале значений от 939 до 993 МПа, а условный предел текучести от 590 до 832 МПа). Она также имеет высокие характеристики пластичности и ударной вязкости.

2. Максимальной циклической прочностью (ограниченной долговечностью в интервале напряжений (700-900) МПа и пределом выносливости – 680 МПа) обладают образцы из стали 04Х20Н6Г11М2АФБ серии 1 (закалка с прокатного нагрева) за счет большой плотности дислокаций, текстурного состояния (вытянутые вдоль прокатки зерна) и большого количества тонких двойников деформации. У образцов серий 2 и 3 в результате повторной закалки и отжига образуется равноосная структура с двойниками отжига, и в случае, если после повторной закалки производится отжиг образцы серии 3, в структуре также наблюдаются мелкодисперсные выделения типа Cr₂N. За счет значительного снижения уровня условного предела текучести у образцов серий 2 и 3 по сравнению с образцами серии 1 у этих серий предел выносливости находится в интервале (530-540) МПа, что на ~ 140 МПа ниже, чем предел выносливости у образцов серии 1. В целом образцы из стали 04Х20Н6Г11М2АФБ всех исследованных серий обладают достаточно высокой усталостной прочностью, если принять во внимание известные литературные данные по циклической прочности аустенитных азотсодержащих сталей.

3. Фрактографические исследования образцов после испытания на усталость показал, что при высоких циклических напряжениях, близких к пределу прочности, характер поверхности разрушения у всех исследованных серий материала подобен чашечному вязкому статическому излому с двумя зонами: отрыва и сдвига. Лишь в случае серии 1, которые обладают более высоким пределом текучести, наблюдается небольшая зона с характерными признаками усталостного распространения трещины. При циклических напряжениях, близких к пределу выносливости, на усталостных изломах можно выделить характерные зоны разрушения: зарождения усталостной трещины, распространения усталостной трещины и статического долома. Во всех случаях распространение усталостной трещины связано с типичным бороздчатым рельефом, однако в случае образцов серии 2 и 3 за счет их более высокой пластичности рельеф поверхности усталостного разрушения более вязкий, чем у образцов серии 1.

Перечень ссылок

- Прямое и обратное упругие последействия пружинной ленты из азотсодержащей стали Х21Г10Н7МБФ / [О. А. Банных, С. В. Грачев, Л. А. Мальцева и др.] // МиТОМ. 2006. – № 1 (607). – С. 8–11.
- Исследование структуры и механических свойств стали 08Х14АН4МДБ, полученной методом высокоградиентной направленной кристаллизации / [В. М. Блинов, О. А. Банных, М. В. Афанасьев и др.] // Деформация и разрушение материалов. 2006. № 3. С. 12–16.
- Влияние термической обработки на структуру и механические свойства особо высокопрочной коррозионностойкой мартеситно-аустенитной стали / [О. А. Банных, В. М. Блинов, А. Б. Шалькевич и др.] // Металлы. 2005. № 3. С. 51–60.
- Циклическая прочность аустенитной коррозионно стойкой стали с повышенным содержанием азота / [В. Ф. Терентьев, И. О. Банных, Е. В. Блинов и др.] // Деформация и разрушение материалов, 2009. – № 3. – С. 29–35.
- Study on low cycle fatigue property of austenitic stainless steel under stress-controlled condition / [Ding J., Zhang D., Nishida S. etc.] // Acta met. Sin. 2002. Vol. 38. – N 12. – P. 1261–1265.
- Vongt J.-B. Analysis of the Fatigue Dislocation Structures in a Duplex Stainless Steel Alloyed with Nitrogen / Vongt J.-B., Saadi B. A., Fost J. // Z. Metallkd. – 1999. – Vol. 90. – N 5. – P. 3213–328.
- Vongt J.-B. Role of the microstructure on fatigue properties of 475 °C aged duplex stainless steels / Vongt J.-B., Massol K., Fost J. // Int. J. of Fatigue. 2002. Vol. 24. – N 6. – P. 627–633.
- Massol K. Fatigue Behaviour of New Duplex Stainless Steels Upgraded by Nitrogen Alloying / Massol K., Vongt J.-B., Fost J. // ISIJ. 2002. – Vol. 42. – N 3. – P. 310–315.
- Effect of temperature on the low cycle fatigue behaviour of nitrogen alloyed type 316L stainless steel / [Srinivasan V. S., Sandhya R., Rao B. S. etc.] // Int. J. of Fatigue. 1991. – Vol. 13. – N 6. – P. 471–478.
- Fatigue and Corrosion Fatigue of High Nitrogen Austenitic Stainless Steel / Diener M., Speidel M. // HNS 2003 (High Nitrogen Steels): vdf Hochschulverlag AG an der ETH Zurich. 2003. – P. 211–215.
- Kim Y. H. Nitrogen-Alloyed, Metastable Austenitic Stainless Steel for Automotive Structural Applications / Kim Y. H., Kim K.Y., Lee Y. D. // HNS 2003 (High Nitrogen Steels): vdf Hochschulverlag AG an der ETH Zurich. 2003. – P. 149–158.
- Degallix S. Influence of nitrogen solutes and precipitates on low cycle fatigue of 316L stainless steels / Degallix S., Degallix G., Foct J. // ASTM STP 942 (American Society for Testing and Materials) 1988. – P. 798–811.
- Влияние содержания азота на усталость коррозионностойких сталей. Ч. І. Аустенитные стали / [В. Ф. Терентьев, А. Г. Колмаков, В. М. Блинов, Е. В. Блинов] // Деформация и разрушение материалов, 2007. № 2. С. 2–28.

Одержано 06.12.2010

Терентьєв В.Ф., Блінов Є.В., Мушникова С.Ю., Просвірнін Д.В., Харков О.А., Фоміна О.В. Статична та втомна міцність аустенітної корозійновитривалої сталі з підвищеним вмістом нітрогену

Досліджено статичну та втомну міцність аустенітної високоміцнысної корозійновитривалої сталі з підвищеним вмістом нітрогену після різних видів оброблення. Розглянуто механізми утворення та розповсюдження втомної тріщини.

Ключові слова: міцність, статичний розтяг, втома, структура, злам, тріщина.

Terentyev V., Blinov E., Mushnikova S., Prosvirnin D., Khar'kov O., Fomina O. Static and cyclic strength of the austenitic corrosion-resistant steel with a high nitrogen content

The static and fatigue strength of an austenitic high-strength corrosion-resistant high-nitrogen steel is studied after various types treatment. The mechanisms of fatigue crack nucleation and propagation are considered. *Key words:* strength, static tension, fatigue, structure, fracture, crack.

УДК 620.18

Д-р техн. наук В. Ю. Ольшанецький

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

ПРО ТЕОРЕТИЧНІ ПІДХОДИ ДО ПОБУДОВИ НОВИХ ТА УТОЧНЕННЯ ІСНУЮЧИХ БІНАРНИХ ДІАГРАМ ФАЗОВОЇ РІВНОВАГИ

Пропонується розрахунковий метод побудови бінарних діаграм рівноваги із застосуванням віртуальних температур в наближенні необмежених взаємних розчинностей компонентів термодинамічних систем.

Ключові слова: діаграма стану, вільна енергія, рівноважна концентрація, віртуальна температура.

Кількість спроб побудови діаграм стану в розрахунковий спосіб, користуючись співвідношеннями рівноважної термодинаміки, є обмеженою [1].

Це пов'язано в першу чергу з відсутністю надійних алгоритмів таких розрахунків, бо збіжність отриманих результатів з експериментальними даними часто-густо є такою, що ніяк не може задовольнити дослідників, які працюють над створенням чи уточненням подібних діаграм. У той же час розробка певних підходів для розв'язання такого роду питань є дуже бажаною, оскільки дозволить на підставі обрахування надійних ліній стабільних діаграм стану, встановлених при застосуванні коректних фізичних методів визначення критичних температурних точок, провести уточнення деяких інших ліній, що були нанесені на ту чи іншу діаграму вельми наближено (хоча б через значні експериментальні труднощі).

У роботі в рамках моделі зв'язків найближчих атомів бінарних розчинів (атомів першої координаційної сфери, що оточують розчинний атом у її центрі) було здійснено спробу шляхом розв'язання рівнянь рівноваги отримати спрощені аналітичні співвідношення для ліній фігуративних точок (у системі температура-хімічний склад), що склало основу створення низок фрагментів як складових відповідних алгоритмів побудови діаграм рівноважного стану будь-яких сплавів. Ці фрагменти, на думку автора, здатні забезпечувати необхідну точність оцінок розчинності сплавів поблизу вертикалей чистих речовин з урахуванням у деяких випадках віртуальних температур плавлення компонентів системи (за умовним припущенням наявності їх схильності до необмеженої взаємної розчинності перш за все у твердому стані).

Нехай деяка бінарна система А–В має дійсно необмежену розчинність компонентів в обох агрегатних станах і складається в інтервалі кристалізації з двох фаз L (рідина) і α (тверда кристалічна фаза). Тоді на підставі відомих співвідношень для вільних енергій (за Гельмгольцем) обох фаз можна скласти в нашому випадку більш зручні вирази, а саме:

$$F_L(C,T) = E_L^A + (E_L^B - E_L^A)C + RT[C\ln C + (1-C)\ln(1-C)] - aT, \qquad (1)$$

$$F_{\alpha}(C,T) = E_{\alpha}^{A} + \left(E_{\alpha}^{B} - E_{\alpha}^{A}\right)C + RT[C\ln C + (1-C)\ln(1-C)] - bT$$
(2)

і отримати рівняння рівноваги такого виду:

1.
$$\left[\left(\frac{\partial F_L}{\partial C} \right)_T \right]_{C_L} = \left[\left(\frac{\partial F_\alpha}{\partial C} \right)_T \right]_{C_\alpha};$$
 (3)

2.
$$F_L(C_L) - \left[\left(\frac{\partial F_L}{\partial C} \right)_T \right]_{C_L} C_L =$$

= $F_\alpha(C_\alpha) - \left[\left(\frac{\partial F_\alpha}{\partial C} \right)_T \right]_{C_\alpha} C_\alpha.$ (4)

Тут $E_{\alpha(L)}^{A(B)}$ – внутрішні енергії чистих речовин; a(b)T – наближені (неконфігураційні) теплові фактори, які практично не впливають на характер концентраційних кривих вільної енергії [2].

Розв'язуючи рівняння (3) і (4), отримуємо вирази для $C_L(T)$ і $C_{\alpha}(T)$ у вигляді таких співвідношень:

$$C_{L} = \frac{\left(1 - e^{\frac{a-b}{R}} \cdot e^{\frac{E_{\alpha}^{A} - E_{L}^{A}}{RT}}\right) \cdot e^{\frac{\Delta E_{\alpha} - \Delta E_{L}}{RT}}}{\frac{\Delta F_{\alpha} - \Delta F_{L}}{RT}}; \quad (5)$$

$$C_{\alpha} = \frac{1 - e^{\frac{a-b}{R}} \cdot e^{\frac{E_{\alpha}^{A} - E_{L}^{A}}{RT}}}{e^{\frac{a-b}{R}} \cdot e^{\frac{E_{\alpha}^{A} - E_{L}^{A}}{RT}} \cdot \left(e^{\frac{\Delta F_{\alpha} - \Delta F_{L}}{RT}} - 1\right)}, \qquad (6)$$

де $\Delta E_{\alpha} = E_{\alpha}^{B} - E_{\alpha}^{A}$, а $\Delta E_{L} = E_{L}^{B} - E_{L}^{A}$ – різниці внутрішніх енергій фаз системи (всі інші позначення не відрізняються від прийнятих у науковій літературі).

Гічно отримуємо
$$T_B = \frac{E_L^B - E_\alpha^B}{a - b}$$
.

При цьому нагадаємо, що множники a і b – це середні значення теплових характеристик, які визначають ступінь залежності неконфігураційної частини вільної енергії від температури. Далі, вводячи спеціальний корегувальний множник W, а також віртуальні температури плавлення (у припущенні наявності необмеженої розчинності компонентів), можна для побудови різного типу діаграм з трьома фазами L, α та β (наприклад, діаграми евтектичного типу) записати низку співвідношень, котрі дають можливість відтворити розрахунковий варіант основної частини діаграми вказаного типу у вигляді таких формул:

I.
$$C_{\alpha} = \frac{\exp\left[-W_{1}\left(1-\frac{T_{A}}{T}\right)\right]-1}{\exp\left[-W_{1}\left(\frac{T_{B}^{'}-T_{A}}{T}\right)\right]-1};$$

 $(T_{A} > T_{B}^{'})$
II. $C_{\beta} = \frac{\exp\left[W_{2}\left(1-\frac{T_{A}^{'}}{T}\right)\right]-1}{\exp\left[W_{2}\left(\frac{T_{B}-T_{A}^{'}}{T}\right)\right]-1};$ (7)
 $(T_{B} > T_{A}^{'})$

III.
$$C_{L}^{\alpha} = C_{\alpha} \cdot \frac{\exp\left[-W_{1}\left(\frac{T_{B}' - T_{A}}{T}\right)\right]}{\exp\left[-W_{1}\left(1 - \frac{T_{A}}{T}\right)\right]};$$

IV. $C_{L}^{\beta} = C_{\beta} \cdot \frac{\exp\left[W_{2}\left(\frac{T_{B} - T_{A}'}{T}\right)\right]}{\exp\left[W_{2}\left(1 - \frac{T_{A}'}{T}\right)\right]},$ (8)

де $W_1 = \frac{a-b}{R}$, $W_2 = \frac{a'-b'}{R}$; (*a'* і *b'* – коефіцієнти при лінійному температурному доданку у відповідних (1) і (2) співвідношеннях для вільної енергії);

 T_{A}' і T_{B}' – віртуальні температури плавлення чистих речовин *A* та *B* (рис. 1), які для «сигароподібних» діаграм рівноваги замінюються на реальні температури T_{A} та T_{B} в додаток до інших температур плавлення (T_{B} і T_{A}).



Рис. 1. Схема побудови в розрахунковий спосіб подвійної діаграми евтектичного типу за формулами груп (7) і (8)

Як легко переконатися, всі ці рівняння задовольняють крайовим умовам: $C_{\alpha} = C_{L}^{\alpha} = 0$ при $T = T_{A}$, а $C_{\beta} = C_{L}^{\beta} = 1$ при $T = T_{B}$.

Сумісний розгляд співвідношень I і II (із групи (7)) з попередньо визначеними W_1 і W_2 за умови, що $C_L^{\alpha} = C_L^{\beta}$, дозволяє знайти евтектичну температуру T_E , а з використанням цієї температури та віртуальних температур плавлення T_A' , T_B' ще і максимальні розчинності C_{α} і C_{β} (а також розрахувати за певних додаткових умов відповідні лінії сольвусів). Так, використовуючи співвідношення III і IV, отримуємо трансцендентне рівняння, яке дає можливість визначити T_E (якщо задані конкретні значення таких чинників, як T_A , T_B , T_A' , T_B' та $W_{1(2)}$):

$$T_E \ln \frac{C_{\beta}(T_E)}{C_{\alpha}(T_E)} = (W_1 + W_2)T_E - W_1T_B' - W_2T_B.$$
 (9)



Рис. 2. Температурні залежності типу частин рівності (9)

Розв'язок цього рівняння можна легко здійснити в графічний спосіб, оскільки права частина рівності (9) при заміні T_E на $T \in$ лінійною функцією, графік якої буде перетиняти у певній точці (що відповідає T_E) криву трансцендентної залежності від T лівої частини нашого рівняння (рис. 2).

Як приклад корисної дієспроможності запропонованих формул (групи (7) і (8)), для розрахунків концентрацій фаз розглянемо варіант подвійної діаграми з такими чинниками: $T_A = 700$; $T_B = 100$; $T_B = 500$; $T'_A = 200$ (ці температури за фізичним сенсом є кельвінськими); $W_1 = 2$, $W_2 = 1$ (безрозмірні величини).

Дані таблиці свідчать про те, що мають місце перетини ліній «сигароподібних» діаграм, а це дозволяє визначити за найвищою (першою) точкою перетину температуру рівноваги всіх трьох фаз (α , β і L), що беруть участь в оборотному процесі евтектичного перетворення.

Шляхом внутрішніх інтерполяцій стосовно даних таблиці знаходимо наближене ціле значення цієї температури $(T_E \cong 425K)$, яка практично повинна задовольняти співвідношення (9).

Дійсно, результати розрахунку при $T_E \cong 425$ градусів для лівої частини рівності (9) дає число 589, а для правої – відповідно 575, що відповідає відносно малій різниці їх значень і тим самим робить оцінку отриманого результату щодо евтектичної температури задовільною.

Таблиця – Розрахункові дані

Температура	C_{α}	C_{β}	C_L^{α}	C_L^{β}
700	0	-	0	-
600	0,062	-	0,328	-
500	0,122	1,000	0,604	1,000
450	-	0,784	-	0,876
400	0,182	0,551	0,815	0,707
350	_	0,394	-	0,605
300	0,250	0,230	0,948	0,448
250	-	0,095	-	0,258
200	0,366	0	0,995	0
100	1,000	-	1,000	-

Аналогічний підхід може бути здійснений і відносно інших діаграм стану як при побудові основних ліній рівноваги, так і в сенсі уточнення деяких сумнівних ліній на реальних бінарних діаграмах стану, створених шляхом визначення критичних температур за допомогою тих чи інших фізичних методів дослідження.

Наприкінець зауважимо, що на підставі все тих же рівнянь (дещо ускладнених) І та ІІ із (7) можна за умови специфічного вибору концентрацій рівноважних твердих фаз (близько температур плавлення або поліморфного перетворення чистих речовин на існуючих подвійних діаграмах стану) отримати спеціальне співвідношення для більш-менш коректної оцінки енергії змішання атомів стосовно енергії парних взаємодій найближчих одноманітних та різноманітних атомів у межах першої координаційної сфери.

При цьому наближення значення множників W_1 і W_2 у ступенях відповідних експонент визначаються за формулами, похідними від співвідношень групи (8)

(наприклад,
$$W_2 = \frac{T}{T_{B-T}} \ln \frac{C_{\beta}(T)}{C_L^B(T)}$$
).

Перелік посилань

- Салли И. В. Физические осноы формирования структуры сплавов / И. В.Салли. – М. : Гос. изд. лит. по черной и цветной металлургии, 1963. – 219 с.
- Коттрелл А. Х.Строение металлов и сплавов / А. Х. Коттрелл ; пер. с англ. М. : Металлургиздат, 1961. 288 с. Одержано 15.11.2010

Ольшанецкий В.Е. О теоретических подходах к построению и уточнению новых существующих бинарных диаграмм фазовых равновесий

Предлагается расчетный метод построения бинарных диаграмм равновесия, включающий использование виртуальных температур в приближении неограниченных взаимных растворимостей компонентов термодинамических систем.

Ключевые слова: диаграмма состояния, свободная энергия, равновесная концентрация, виртуальная температура.

Ol'shanetskiy V. Theoretical approaches for new phase equilibrium binary diagrams designing and definitioning of the present diagrams

The calculation method of equilibrium binary diagrams construction, including the use of virtual temperatures in approaching of unlimited mutual solubility components of the thermodynamics systems, is offered. *Key words:* diagram of the state, free energy, equilibrium concentration, virtual temperature.

УДК 669.017.03

Д-р техн. наук В. З. Куцова, канд. техн. наук М. А. Ковзель, А. В. Гребенева

Национальная металлургическая академия Украины, г. Запорожье

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ХРОМО-НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА «НИКОРИМ»

Изучена структура, фазовый состав и микротвердость структурных составляющих жаропрочного хромоникелевого сплава «никорим». При помощи фазового рентгеноструктурного анализа выявлено присутствие в структуре карбидов хрома Cr,C,, титана ТiC и интерметаллидного соединения Ni,Al. Проведенный карбидный анализ позволил выявить в структуре жаропрочного хромо-никелевого сплава σ - фазу (FeCr), которая снижает стойкость сплавов, работающих при повышенных температурах.

Ключевые слова: структура, фазовый состав, жаропрочный, хромо-никелевый сплав, карбид, интерметаллидное соединение.

1 Введение

Закалочно-микроструктурный метод исследования, разработанный сотрудниками «Бунинской школы» и широко используемый для изучения механизма и кинетики фазовых превращений в сплавах системы Fe-С, с успехом применим для сплавов других систем и позволяет получать исчерпывающие сведения об особенностях фазовых превращений и закономерностях структурообразования в этих системах, в частности, в системе Ni-Cr, являющейся основой жаропрочных и жаростойких сплавов «никорим».

Сплавы «никорим» предназначены для изготовления прокатного инструмента (калибры и оправки для прокатки труб) и должны обладать повышенными прочностными свойствами при высоких температурах и быть стойкими против окисления. Легирование никеля хромом приводит к сильному повышению стойкости против окисления при высоких температурах.

Критическое минимальное количество хрома, необходимое для существенного повышения жаростойкости никеля и сложнолегированных никелевых сплавов, составляет 20-25 %. Максимальная жаростойкость в сплавах системы Ni-Cr отмечается при 40 % хрома [1].



Рис. 1. Диаграмма состояния системы Ni-Cr: *a* – по данным [2]; *б* – по данным [3]

[©] В. З. Куцова, М. А. Ковзель, А. В. Гребенева, 2011 ISSN 1607-6885

Сплавы системы Ni-Cr легируют эффективными упрочнителями – алюминием и титаном. Эти элементы в никелевых сплавах способствуют образованию стабильного дисперсного интерметаллического соединения Ni₃Al (Ti), которое вызывает когерентное упрочнение матрицы, затрудняет скольжение металла под действием нагрузки при высоких температурах и, таким образом, повышает прочность сплава. Установлено, что именно этой фазой обусловлено увеличение прочности ряда промышленных сплавов Ni-Cr при высоких температурах [4].

2 Материал и методика исследований

Объектом исследований в данной работе служили образцы жаропрочного хромо-никелевого сплава «никорим», предназначенного для изготовления прокатного инструмента, в частности, оправок для прокатки труб большого диаметра. Химический состав исследуемого сплава приведен в таблице 1.

Микроструктуру образцов выявляли в 10 % растворе азотной кислоты. Исследование микроструктуры осуществляли с помощью оптического микроскопа «Neophot-21». Микротвердость фаз и структурных составляющих определяли с помощью микротвердомера ПМТ-3 по стандартной методике. Фазовый состав образцов изучали на дифрактометре ДРОН-3М в FeK_a- излучении.

Для уточнения фазового состава исследуемых сплавов проведен карбидный анализ путем вытравливания аустенитной матрицы в электролите (водный 5 % раствор HCl) по такому режиму электролиза: *i*, A см² = = 0,02–0,05 при температуре 20 °C.

Закономерности формирования структуры хромоникелевого сплава «никорим» изучали закалочно-микроструктурным анализом на специально сконструированной установке. В ходе эксперимента образцы расплавляли, а затем выдерживали при заданной температуре определенное время, после чего производили быструю закалку в воду. Температуры закалки выбирали на основании диаграмм политермических разрезов системы Ni–Cr (рис. 1), а также исходя из данных термического анализа.

3 Анализ полученных результатов

Анализ микроструктур образцов хромо-никелевого сплава свидетельствует, что в зависимости от температуры закалки в исследуемом сплаве формируется различная структура и фазовый состав.

В результате закалки хромо-никелевого сплава «никорим» из жидкого состояния с температуры 1390 °С фиксируется закаленная жидкость с четко выраженным ячеистым строением и хорошо развитые дендриты первичного γ - Ni твердого раствора (рис. 2, *a*). Закалка с температуры 1373 °С свидетельствует о развитии процесса кристаллизации, который при этой температуре не завершается. Дендриты аустенита срастаются и образуют матрицу, в которой присутствуют карбиды хрома Cr₇C₃, а также наряду с карбидами – участки закаленной жидкости в виде квазиэвтектики (рис. 2, *б*, *в*, *г*).

При закалке с температуры 1280 °С кристаллизация также не успевает реализоваться полностью. Вокруг грубых карбидов Cr₇C₃ формируется ободок эвтектического аустенита, что свидетельствует о начальной стадии эвтектической кристаллизации:

 $\mathfrak{K} \to \operatorname{Cr}_{\gamma} \operatorname{C}_{3} + \gamma$ (рис. 2, *в*). Участки закаленной жидкости затвердевают в виде квазиэвтектики.

В образцах, закаленных с температуры 1150–1100 °С наряду с карбидами Cr_7C_3 , TiC и аустенитом в структуре наблюдается присутствие интерметаллидной фазы (предположительно, σ - фаза – FeCr). Присутствие σ - фазы не желательно, так как она снижает стойкость сплавов в процессе эксплуатации. Это связано с тем, что σ - фаза имеет высокую твердость, но в то же время она очень хрупкая. Наличие σ - фазы зафиксировано в структуре деталей металлургической оснастки, полученной литьем из сплава «никорим» [5].

Известно [6–8], что в высокохромистых и хромоникелевых сплавах при кристаллизации реализуется перитектико-эвтектическое превращение:

$$L + \gamma \rightarrow \operatorname{Cr}_7 \operatorname{C}_3 + L_{ocm}, \tag{1}$$
$$L_{ocm} \rightarrow \gamma + \operatorname{Cr}_7 \operatorname{C}_3. \tag{2}$$

Тщательное исследование закалочных образцов подтверждает реализацию перитектического превращения $(L + \gamma \rightarrow Cr_{7}C_{3} + \gamma_{ocm} + L_{ocm})$ в хромо-никелевом сплаве «никорим» (рис. 3 *a*, *b*). Перитектическое превращение приводит к изменению формы и морфологии первичных карбидных кристаллов $Cr_{7}C_{3}$ в результате диффузионного взаимодействия жидкости и первичных кристаллов γ - Ni аустенита, внутри кристаллов карбидов образуются каналы темного цвета, по которым жидкость поступала в процессе перитектического превращения к фронту перекристаллизации $\gamma/Cr_{7}C_{3}$. В центре и на периферии карбидных кристаллов наблюдаются области остаточного нерастворившегося аустенита (белого цвета). Кристаллизация завершается при охлаждении ниже температуры 1190 °C.

В образце, закаленном с температуры 1085 °С, кристаллизация полностью завершилась, о чем свидетельствует микроструктура, представленная матрицей и большим количеством карбидов Cr_7C_3 . В структуре наряду с крупными присутствуют мелкие иглоподобные карбиды (рис. 4, *a*).

В образце, закаленном с температуры 526 °С, (рис. 4, б) структура представлена аустенитной матрицей и карбидами различной формы.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых хромо-никелевых сплавов

Исслетиемый сплар	Химический состав, %									
исследуемый сплав	Al	Si	Ti	Cr	Mn	Ni	С			
Хромо-никелевый сплав «никорим»	2,5	0,7	0,2	34,0	0,6	57,0	1,8			



Рис. 2. Микроструктура образцов хромо-никелевого сплава «никорим» после закалки с различных температур:

а – температура закалки 1390 °C (× 1000); *б* – температура закалки 1373 °C (×1000); *в* – температура закалки 1280 °C (× 1000); *г* – температура закалки 1170 °C (× 1000); *д* – температура закалки 1150 °C (×1000); *е* – температура закалки 1100 °C (× 1000); *ж* – температура закалки 1100 °C (× 500)



Рис. 3. Микроструктура образца, закаленного с температуры 1280 °C: $a - \times 500, \, \delta, \, \epsilon - \times 1000$







На рис. 5–7 приведены дифрактограммы образцов хромо-никелевого сплава «никорим», полученные после закалки с различных температур. Рентгеноструктурный анализ образцов, закаленных с различных температур, выявил карбид Cr_7C_3 избыточный и эвтектический высоконикелевый аустенит, о чем свидетельствуют высокие интенсивности его линий (111), а также фазу Ni₂Al.

С целью уточнения фазового состава сплава в настоящей работе проведен карбидный анализ.

Дополнительно на образцах, закаленных с температуры 1150–1100 °С, был проведен карбидный анализ (рис. 8, 9), который, кроме карбида Cr_7C_3 , позволил выявить в структуре жаропрочного хромо-никелевого сплава карбид титана TiC и σ - фазу (FeCr).



Рис. 5. Схемы дифрактограмм хромоникелевого сплава «никорим» после закалки с различных температур: *a* – температура закалки 1390 °C; *δ* –температура закалки 1373 °C; *в* – температура закалки 1286 °C

В таблице 2 приведены данные измерений микротвердости матрицы и карбида Cr₇C₃.

В соответствии со структурными изменениями и фазовым составом хромо-никелевого сплава «никорим» изменяется и микротвердость (табл. 2).

Анализ данных табл. 2 свидетельствует, что в интервале температур 1286–1280 °С, где реализуется перитектико-эвтектическое превращение, микротвердость карбида меняется экстремально, что, вероятно, связано с изменением количественного соотношения карбидов. В интервале температур 1150–1110 °C микротвердость карбида стабильна и составляет 16483,55 МПа. Однако при температуре 1150 °C наблюдается значительное снижение микротвердости матрицы (до 1933 МПа), что, вероятно, связано с выделением σ- фазы. Закалка от температуры 526 °C приводит к повышению микротвердости матрицы до 3533 МПа.



Рис. 6. Схемы дифрактограмм хромо-никелевого сплава «никорим» после закалки с различных температур: *а* –температура закалки 1280 °C; *б* –температура закалки 1190 °C; *в* – температура закалки 1170 °C



Рис. 7. Схемы дифрактограмм хромо-никелевого сплава «никорим» после закалки с различных температур: *a* – температура закалки 1150 °C; *б* – температура закалки 1110 °C; *в* – температура закалки 1085 °C; *г* – температура закалки 526 °C



Рис. 8. Схема дифрактограммы образца хромо-никелевого сплава «никорим», закаленного с температуры 1150 °С



Рис. 9. Схема дифрактограммы образца хромо-никелевого сплава «никорим», закаленного с температуры 1100 °С

Таблица 2 – Микротвердость матрицы и карбидов в образцах хромо-никелевого сплава «никорим» после закалки от разных температур

№ образца	Температура закалки	Микротвердость				
	сплавов «никорим», °С	матрица	raphua			
1	1200	матрица	карбид			
1	1390	4120,89	-			
2	1373	3405,69	21285,58			
3	1286	2294,99	16483,55			
4	1280	2043,68	23361,05			
5	1190	2595,67	25755,55			
6	1170	2227,98	25755,55			
7	1150	1933,23	16483,55			
8	1110	2365,06	16483,55			
9	1085	2438,39	15239,97			
10	526	3532,99	16483,55			

Исходя из данных таблицы, можно сделать вывод, что в результате закалок с разных температур происходит перераспределение легирующих элементов, что и приводит к скачкам значений микротвердости.

4 Выводы

Изучена структура и фазовый состав жаропрочного хромо-никелевого сплава «никорим», а также проведен карбидный анализ исследуемого сплава. Показано:

- структура жаропрочного хромо-никелевого сплава состоит из высоконикелевого аустенита, высокохромистого карбида Cr_7C_3 , карбида титана TiC и интерметаллида Ni₃Al;

 наличие высокохромистых карбидов обеспечивает высокую твердость исследуемого сплава, однако перераспределение легирующих элементов в результате закалки образцов приводит к скачкам значений микротвердости;

- проведенный карбидный анализ позволил выявить в структуре жаропрочного хромо-никелевого сплава σ - фазу (FeCr). Присутствие этой фазы не желательно, так как она снижает стойкость сплавов в процессе эксплуатации. Это связано с тем, что σ - фаза имеет высокую твердость, но вместе с тем она очень хрупкая.

Перечень ссылок

- Жаропрочность стали и сплавов: справочник / [авт.-сост. Масленков С. Б.]. – М. : Металлургия, 1975. – 175 с.
- Шанк Ф. Структура двойных сплавов / Ф. Шанк ; [пер. с англ.]. – М. : Металлургия, 1973. – 760 с.
- Yukawa N., Hida M., Imara T., Kawamura Mizune V.- Met. Trans. - 1972. - Vol. 3, N 4. - P. 887-895.
- Акимов Л. М. Выносливость жаропрочных материалов / Л. М. Акимов – М. : Металлургия, 1981. – 203 с.
- Структура и фазовый состав жаропрочного хромоникелевого сплава «никорим» / [В. З. Куцова, М. А. Ковзель, А. М. Нестеренко, А. В. Животович] // Строительство, материаловедение, машиностроение – 2008. – С. 44–51.
- Бунин К. П. Основы металлографии чугуна / К. П. Бунин, Я. Н. Малиночка, Ю. Н. Таран М. : Металлургия, 1969. 416 с.
- Бобро Ю. Г. Управление структурой металлической матрицы износостойких чугунов / Ю. Г. Бобро, В. И. Тихонович, А. Ю. Бобро // Процессы литья. – 1990. – Вып. 1. – С. 31–35.
- Диаграммы состояния металлических систем тематический справочник / [сост. И. Ерошенкова и др.]. – Москва, 1978. – 308 с.

Одержано 01.12.2010

Куцова В.З., Ковзель М.А., Гребеньова А.В. Закономірності формування структури хромо-нікелевого сплаву «нікорим»

Вивчено структуру, фазовий склад та мікротвердість структурних складових жароміцного хромонікелевого сплаву «нікорим». Фазовий рентгеностуктурний аналіз виявив у структурі сплаву карбіди хрому Cr_7C_3 , титану ТіС та інтерметалідне з'єднання Ni₃Al. Карбідний аналіз виявив у структурі «нікориму» σ -фазу (FeCr), яка знижує жаростійкість сплаву.

Ключові слова: структура, фазовий склад, жароміцний, хромо-нікелевий сплав, карбід, інтерметалідне з 'єднання.

Kutzova V., Kovzel M., Grebeneva A. Principles of Ni-Cr alloy nikorim structure formation

Structure, phase's content and microhardness of structure components in high-temperature strong nickel-chromium alloy are studied. Cr7C3, TiC carbides and Ni3Al intermetallic compound are detected with help the X-ray structure analysis. Carbide analysis exposure σ -phase (FeCr) in high-temperature strong nickel-chromium alloy structure. σ -phase (FeCr) decreases high-temperature alloys resistance.

Key words: structure, phase's content, high-temperature strong, nickel-chromium alloy, carbide, intermetallic compound.

УДК 669.295:620.18

Д. В. Ткач, канд. техн. наук Д. В. Павленко, д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий

Национальный технический университет, г. Запорожье

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНА МАРКИ ВТ1-0 В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Рассмотрены особенности структуры титана марки BT1-0, подвергнутого деформации винтовой экструзией. Отмечены особенности механизмов разрушения исследованного материала в различных структурных состояниях на основании анализа поверхности образцов и фрактограмм изломов, полученных после циклических испытаний. Установлены определенные изменения указанных элементов структуры в исходном и деформированном состоянии титановых образцов.

© Д. В. Ткач, Д. В. Павленко, В. Е. Ольшанецкий, 2011

Ключевые слова: титан, фрактограммы изломов, винтовая экструзия.

Использование интенсивной пластической деформации (ИПД) для получения объемных материалов с высоким уровнем механических свойств на сегодняшний день является одним из наиболее активно развивающихся направлений. Это связано с тем, что такая обработка позволяет получать материалы с ультрадисперсной структурой (вплоть до наноструктурного состояния), а это, в свою очередь, ведет к повышению уровня их механических свойств [1–3 и др.].

При проектировании и производстве авиационных двигателей значительное внимание уделяется прочности при циклических нагрузках материалов, используемых для изготовления деталей газотурбинных двигателей (ГТД). Работы, посвященные исследованию влияния интенсивной пластической деформации и направленное на повышение предела выносливости, указывают на то, что предел выносливости может быть существенно повышен (в 1,5 раза и более).

Сплавы в нано- и субмикрокристаллическом состоянии, благодаря своим уникальным свойствам, в последнее время являются перспективными для широкого применения в технике [4]. Однако их использование и применение в области авиадвигателестроения ограничивается рядом не решенных на сегодняшний день вопросов. Прежде всего, это вопросы, связанные с размерными факторами в таких сплавах. Выявление механизма и роли влияния таких размерных факторов важно применительно ко всем разновидностям наноматериалов. Размерные факторы приводят к изменению механизмов разрушения и деформации [5]. Обилие поверхностей раздела, присутствие в структуре сплавов неравновесных фаз и пограничных сегрегаций, наличие микро- и макронапряжений, а также возможная пористость - все это способствует изменению механизмов деформации при различных видах нагружения.

Таким образом, для того чтобы установить, как будут вести себя материалы, полученные методами интенсивной пластической деформации в изделиях под действием переменных нагрузок, необходимо установить связь между микроструктурой материала и механизмами разрушения (хотя бы на первом этапе, на основании результатов фрактографического анализа). На основании анализа характера локального разрушения материала можно оценить его способность тормозить макроразрушение во всем объеме, что является актуальным для материалов указанного класса, поскольку еще нет достаточной информации о механизме разрушения при циклических нагрузках.

Исследованию структуры и механизмов разрушения материалов в нано- и субмикрокристаллическом состоянии посвящены многие работы школы Р. Г. Валиева и В. В. Столярова [6–8], а также ряда других исследователей [9, 10 и др.]. Повышенный интерес к вопросу исследования механизмов разрушения материалов такого класса вызван, прежде всего, их тесной связью со структурой и свойствами [11, 12], которые, в свою очередь, формируются на этапе получения заготовок, механической, термической и отделочно-упрочняющей обработки деталей. Так как основные свойства сплавов являются, как правило, структурнозависимыми, управляя режимами обработки на всех стадиях изготовления деталей авиационных двигателей, можно добиться требуемого сочетания механических, физических и специальных свойств. Таким образом, механизмы разрушения сплавов при различных видах нагружения могут являться критерием оптимизации технологии обработки деталей авиационных двигателей с целью обеспечения их максимальной долговечности.

Для подтверждения возможности применения методов интенсивной пластической деформации при изготовлении деталей авиадвигателей были проведены испытания на многоцикловую (мягкий режим нагружения) и малоцикловую усталость (жесткий режим нагружения) на образцах, изготовленных из сплава ВТ1-0 с пластинчатой структурой и подвергнутых ИПД с субмикрокристаллической структурой (СМК).

Поэтому основной целью исследования являлось установление основных закономерностей изменений структуры и механизмов разрушений для титанового сплава BT1-0 в крупнокристаллическом и субмикрокристаллическом состояниях.

Задачей данной работы являлось исследование микроструктуры сплавов в различных состояниях до и после деформации, а также фрактографический анализ изломов образцов, разрушившихся при циклическом нагружении.

Исследования выполняли на образцах из сплава ВТ1-0, использованных для определения ограниченного предела выносливости и долговечности [13]. Исследованные образцы находились в двух состояниях – в крупнокристаллическом (литом) и субмикрокристаллическом, сформированном методом интенсивной пластической деформации путем винтовой экструзии [2].

Предварительно микроструктуру образцов исследовали на оптическом микроскопе МИМ-8. Более полные исследования микроструктуры и изломов образцов проводили на растровом электронном микроскопах JSM-T300 фирмы JEOL и РЭМ-106И при ускоряющем напряжении 20...30 кВ во вторичных электронах. Металлографические шлифы подвергали механическому полированию с последующим анодным электрохимическим травлением в течение 10...30 с. Снятие окислов и нагара осуществляли с помощью ультразвука в ванне с керосином.

Исследование изломов выполняли для образцов, разрушившихся при напряжении, близком к пределу выносливости в случае испытаний в упругой области, и образцов, имевших максимальную долговечность в случае испытаний в упруго-пластической области [13]. Для выявления поверхности излома выполняли статический долом образцов.

Рентгенодифрактометрический анализ образцов выполняли на дифрактометре ДРОН-3М. Снимали по 3 общих дифрактограммы для оценки кристаллографической текстуры образцов, подвергнутых деформации винтовой экструзией.

Результаты исследований и их обсуждение

Как видно из рис. 1, винтовая экструзия привела к измельчению структурных элементов. Микроструктура литого сплава BT1-0 представляла собой β-превращенные зерна размером 150...200 мкм, которые состоят из пачек параллельных α-пластин, толщина которых составила 4...10 мкм, а длина сравнима с размером первичного β-зерна (рис. 2). Интенсивная пластическая деформация оказала значительное влияние на структуру материала. Наблюдалась структура α-фазы, напоминающая пластины волнистой формы (рис. 3), что, очевидно, объясняется особенностями технологии получения данного материала. Анализ результатов металлографического исследования показал, что происходит интенсивное диспергирование структурных составляющих и формируется структура определить величину зерна, которой методами оптической микроскопии не представляется возможным.

Исследования поверхности образцов на растровом электронном микроскопе показали, что винтовая экструзия приводит к существенному измельчению структурных элементов. При этом можно наблюдать значительное количество вытянутых в определенном направлении слегка изогнутых ячеек. Ширина ячеек составляла в среднем 0,7 мкм, длина ячеек – 5–10 мкм. Внутри ячеек при большем увеличении (2500-10000 крат) можно наблюдать мелкие затемненные участки, свидетельствующие о наличии четкого поверхностного микрорельефа, появление которого обусловлено различной травимостью участков с повышенной поверхностной энергией. Следует отметить, что на рис. 3 на отдельных участках структуры при большем разрешении (10000 крат) можно наблюдать эффект «фибровой структуры» (чередующиеся светлые и темные участки), что свидетельствует о наличии определенной текстуры, возникающей в результате сложной по характеру пластической деформации (винтовой экструзии). Это предположение подтверждается и полученными результатами дифрактометрических исследований, в которых наблюдается перераспределение интенсивностей пиков дифрактограммы и некоторое повышение фона в случае образцов после винтовой экструзии (рис. 4).

Особенности структуры титана, подвергнутого винтовой экструзии, обуславливают специфический характер механизма их деформации. В поликристаллах, име-



<u>2 мм</u>

Рис. 1. Макроструктура титановых образцов в исходном состоянии (a) и после винтовой экструзии (δ)



Рис. 2. Микроструктура исходного титанового сплава (× 500)

ющих размеры нескольких микрометров и выше, скольжение происходит по телу зерен, и границы зерен в них являются стопорами для дислокаций. Это приводит к тому, что передача скольжения от зерна к зерну вносит существенный вклад в напряжение течения. В случае же материалов с субмикро- и нанокристаллической структурой границы зерен имеют неупорядоченную структуру атомов, близкую к аморфной, и являются наиболее слабым местом. Пластическая деформация идет вдоль этих границ путем проскальзывания зерен относительно друг друга. При этом дислокационное скольжение в теле зерен такого размера сильно затруднено в связи с тем, что несмотря на низкую плотность дислокаций, источники дислокаций типа Франка-Рида не могут работать эффективно при малых размерах зерен (ниже определенной

критической величины) [14].

Топография поверхности разрушения образцов титана, подвергнутых испытаниям на малоцикловую усталость, представлена на рис. 5. После испытаний на малоцикловую усталость в исходном образце было выявлено, что трещины зарождаются на границах пластин α - фазы, а на стыках α - пластин и границ зерен трещина может ветвиться, что повышает сопротивление распространению трещины [15]. Разрушение при этом носит вязкий характер, поскольку поверхность разрушения имеет как участки отрыва, так и усталостные бороздки. Это, вероятно, связано с особенностью ориентации зерен в материале [16]. Как следует из рис. 5, *в* усталостные бороздки хорошо выражены и имеют шаг 2,41 мкм, который в среднем остается постоянным.



Рис. 3. Микроструктура титанового сплава ВТ1-0 после винтовой экструзии



Рис. 4. Общая дифрактограмма для титанового сплава ВТ1-0 в крупнокристаллическом (*a*) и субмикрокристаллическом (*б*) состояниях

Образцы после винтовой экструзии имеют схожий характер топографии излома. Однако можно наблюдать несколько источников зарождения усталостных трещин, сливающихся в дальнейшем в одну магистральную трещину. Но при этом шаг усталостных бороздок стал меньше (в среднем 0,61 мкм), рельеф бороздок также менее выражен (рис. 5, c). На поверхности разрушения наблюдаются вторичные трещины. Разрушение также носит скорее вязкий характер. Но необходимо отметить, что количество участков отрыва здесь несколько ниже, что может быть связано с тем, что в процессе интенсивной пластической деформации в металле образовалась некоторая текстура, которая привела к ориентировке большинства зерен, вызвавшей разрушение по механизму усталости.

Поскольку топография поверхностей разрушения титановых сплавов в исходном состоянии и после винтовой экструзии в целом носит достаточно похожий характер, можно предположить, что в условиях малоциклового нагружения механизмы пластического течения в крупнозернистом и СМК титане в значительной степени одинаковы [17]. В процессе жесткого циклического нагружения внутренние напряжения в титане должны непрерывно возрастать, что приводит к локализации деформации, образованию микротрещин и в дальнейшем к разрушению вследствие исчерпания ресурсов пластичности в локальных объемах материала [17].

Фрактографические исследования усталостных изломов образцов, подвергнутых многоцикловым испытаниям, позволили выявить явные различия в топографии поверхностей разрушения. Общим является то, что изломы образцов, разрушившихся в упругой области, по характеру ближе к квазихрупкому [13]. На самих изломах наблюдаются вторичные трещины (рис. 6). По видимому, такой характер разрушения является следствием того, что в этом случае скорость накопления микродеформации намного ниже, чем в случае малоциклового нагружения.

Исходный образец имеет гребешковый рельеф, причем гребешки веерообразно расходятся из зоны зарождения трещины. На террасах, которые перпендикулярны направлению максимального растягивающего напряжения, разделенных гребнями, наблюдаются усталостные бороздки, а на поверхности разрушения можно выявить вторичные трещины.

При исследовании поверхности разрушения образцов, подвергнутых винтовой экструзии, было выявлено, что фасетка сдвига, отвечающая 1-й стадии усталостного разрушения значительно меньше, т. к. ее размер определяется во многом размером исходного зерна и не распространяется более чем на несколько зерен (2-5) [16]. Размер топографических элементов несколько меньше, чем у исходного образца. При этом наблюдается неоднородность структурных элементов: менее выражен гребнеподобный рельеф, рельеф усталостных бороздок выражен также слабо, что может быть свидетельством низкой скорости распространения трещины. Наблюдаются вторичные трещины. Направление распространения трещины при малых увеличениях хорошо заметно, но при больших увеличениях видно, что трещина часто меняет траекторию своего движения. Можно предположить, что в данном случае разрушение происходит по границам как отдельных зерен так и их скоплений. Таким образом, распространение усталостной трещины в титане после винтовой экструзии проходит по межзеренному механизму вследствие наличия значительной доли границ зерен и плотности дефектов в объеме всего материала [18].



Рис. 5. Топография поверхностей разрушения образцов ВТ1-0 в исходном состоянии (*a*, *e*, *d*) и после винтовой экструзии (*б*, *c*, *e*) после испытаний на малоцикловую усталость



Рис. 6. Топография поверхностей разрушения образцов ВТ1-0 в исходном состоянии (*a* (× 75), *в* (× 500), *д* (× 1000)) и после винтовой экструзии (*б*, *г*, *е*) после испытаний на многоцикловую усталость

Можно предположить, что напряжения при циклических нагрузках локализуются и приводят к появлению полос сдвига и образованию трещин вдоль них. Эти полосы играют двоякую роль: с одной стороны, они являются зародышами разрушения, локализирущими разрушение и деформацию, с другой стороны, их появление способствует релаксационным процессам. Было выявлено, что разрушение титана BT1-0 в исходном (крупнокристаллическом) и деформированном (СМК) состояниях происходит вследствие распространения магистральной трещины.

Очевидно, что границы зерен СМК титана играют важную роль в процессах, происходящих в материале при циклических нагрузках. Такая структура приводит к повышению долговечности образцов в СМК состоянии по сравнению с исходными крупнокристаллическими. Но необходимо учитывать, что столь интенсивная пластическая деформация приводит и к значительному увеличению энергии границ зерен, что, в свою очередь, ведет к облегчению образования микротрещин вследствие скопления дефектов у границ зерен. Таким образом, в исследованных материалах границы зерен являются источниками разрушения, поскольку именно на границах зерен зарождаются и развиваются микротрещины.

Наблюдение за процессом образования трещин показало, что зарождение первичных трещин в субмикрокристаллических материалах происходит значительно позже, что является следствием предварительного формирования развитой субзеренной структуры и увеличения общей протяженности зернограничных поверхностей, т. е. является результатом формирования менее дефектной структуры по сравнению с крупнокристаллической.

Выводы

Исследования микроструктуры образцов в исходном и деформированном состоянии показали, что винтовая экструзия приводит к значительному измельчению структурных элементов и формированию определенной кристаллографической текстуры, что подтверждается дифрактометрическими исследованиями. Это приводит к некоторым изменениям в механизмах разрушения указанных материалов. Причем, в случае малоцикловой усталости механизмы разрушения образцов в крупнокристаллическом и субмикрокристаллическом состояниях имеют схожий характер, в отличие от многоцикловой усталости, где механизмы различаются более значительно.

На начальных стадиях циклических испытаний проходит микропластическая деформация, которая заключается в зарождении и движении свежих дислокаций. Образование СМК структуры приводит к снижению эффективности действия источников дислокаций и снижению эффективности релаксации концентраторов напряжений за их счет. Это приводит к тому, что на определенном этапе в материале на границах зерен возникают дефекты с размерами порядка размеров элементов СМК структуры, и тогда для релаксации накопившейся энергии возникают трещины. Особенностью полученного винтовой экструзией титана BT1-0 является наличие определенной кристаллографической текстуры, к тому же решетка титана (ГПУ) сама по себе характеризуется определенной анизотропией свойств, что, скорее всего, и приводит к тому, что зародившаяся крупная трещина перерождается в магистральную. Быстрое развитие магистральной трещины вдоль границы раздела может обуславливаться повышенной энергией границ зерен [19].

Перечень ссылок

- Валиев Р. З. Наноструктурные материалы, полученные методом интенсивной пластической деформации / Р. З. Валив, И. В. Александров. – М. : Логос, 2000. – 272 с.
- Бейгельзимер Я. Е. Винтовая экструзия процесс накопления деформации / Бейгельзимер Я. Е., Варюхин В. Н., Орлов Д. В. – Донецк : Фирма ТЕАН, 2003. – 87 с.
- Деформационное поведение и механические свойства ультрамелкодисперсного титана, полученного методом равноканального углового прессования / [Дударев Е. Ф., Грабовецкая Г. П., Колобок Ю. Р. и др.] // Металлы. – 2003 – С. 87–95.
- 4. Валиев Р. З. Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации / Р. З. Валиев // Российские нанотехнологии. – 2006. – Т 1. – № 1–2. – С. 208–216.
- Андриевский Р. А.Основные проблемы наноструктурного материаловедения / Р. А. Андриевский // Нанотехнологии : наука и производство. 2009. № 2(3). С. 3–6.
- Latysh V. V.Mechanical properties of nano structured tiraiuum alloys processed using severe plastic deformation / V. V. Latysh, R. Z. Valiev, Y. T. Zhu // Proceedings of Ti. – 2004. – P. 65–82.
- Micro structure and Properties of Pure Ti Processed by ECAP and Cold Extrusion Mater / [V. V. Stolyarov, Y. T. Zhu, T.C. Lowe, R. Z. Valiev] // Set Eng., A303. – 2001. – P. 82–89.
- Fatigue Behaviour of CP Nano structured Titanium Processed by Severe Plastic Deformation / [V. V. Stolyarov, I. V. Alexandrov, Yu. R. Kolopov etc.] // Proceedings of the Seventh Inernational Fatigue Congress, Beijing China. Edited by X.R. Wu and Z.G. Zhang. Higher Education Press. – 1999. – P. 247–252.
- Micro structural Evolution, Microhardness and Thermal Stability of HPT-Processed Cu / [H. Jiang, Y.T. Zhu, DP. Butt etc.] // Mater. Sci. Eng., A290. – 2000. – P. 128–138.
- 10. Y. T. Zhu and J. Huang Properties and Nano structures of Materials Processed by SPD techniques // Ultrafine Grained

Materials II, edited by Y. T. Zhu, T. G. Langdon, R. S. Mishra, S.L. Semiatin, M.J. Saran, and T.C. Lowe. TMS. – 2002. – P. 331–340.

- Полянский В. М. Оценка хрупкости титановых сплавов по механическим свойствам и рельефу поверхности излома / В. М. Полянский, В. Ю. Кпяцкина, М. И. Силис // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2003. – № 2. – С. 20–23.
- Deformation behavior of ultrafine-grained titanium / [D. Jia, Y. M. Wang, K. T. Ramesh etc.] // Applied Physics Letter, 19. – 2001. – P. 611–613.
- Павленко Д. В. Деформационное поведение и выносливость сплава ВТ1-0 с субмикрокристаллической структурой / Д. В. Павленко, Д. В. Ткач В. Л. Грешта // Вестник двигателестроения. – 2011. – № 1. – С. 125– 131.
- Мильман Ю. В. Механическое поведение нанокристаллических и наноквазикристаллических материалов / Ю. В. Мильман // Нанотехнологии : наука и производство 2(3). 2009 17 с.
- Иванова В. С. Количественная фрактография. Усталостное разрушение / В. С. Иванова, А. А. Шанявский. – Челябинск : Металлургия, 1988. – 400 с.
- Фрактография и атлас фрактограмм : справ. изд. ; [пер. с англ]. / [под ред. Дж. Феллоуза]. – М. : Металлургия, 1982. – 488 с.
- Виноградов А. Ю.Усталость ультрадисперсных материалов, полученных равноканальным прессованием / Виноградов А. Ю., Хасимито С. // Металлы. – № 1. – 2004. – С. 51–61.
- Терентьев В. Ф. Циклическая прочность субмикро- и нанокристаллических металлов и сплавов (обзор) // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2010. – № 1. – С. 8–24.
- Шаркеев Ю. Н. Закономерности формирования субмикрокристаллических структур в титане, подвергнутом интенсивному пластическому деформированию по различным схемам / Ю. Н. Шаркеев, В. А. Кукареко, А. Ю. Ерошенко, В. И. Копылов, А. Д. Братчиков и др. // Физическая мезомеханика. Спец. вып. – 2006. – № 9. – С. 129–132.

Одержано 27.12.2010

Ткач Д.В., Павленко Д.В., Ольшанецький В.Ю. Особливості структури і руйнування титану марки ВТ1-0 у субмікрокристалічному стані при циклічному навантаженні

Розглянуто особливості структури титану марки ВТІ-0 після деформації гвинтовою єкструзією. Відмічено особливості механізмів руйнування досліджуваного матеріалу в різних структурних станах на основі аналізу поверхні зразків та фрактограм зламів, що були отримані після циклічних випробувань. Встановлено відповідні зміни вказаних елементів структури у вихідному та деформованому стані титанових зразків.

Ключові слова: титан, фрактограми зламів, гвинтова екструзія.

Tkach D., Pavlenko D., Ol'shanetskiy V. The features of titan BT1-0 structure and destruction in submikrocrystal state at cyclic loading

The features of titan structure are in-process considered BT1-0, exposed to deformation by spiral extrusion are studied. The features of destruction mechanisms of investigated material are marked in the different structural states on the basis of surface analysis of standards and fractures, received after cyclic tests. The certain changes of indicated elements of structure are set in the initial and deformed state of titanic standards. *Key words:* titan, fractures, screw extrusion.
ІІ ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 621.515.5-2

Канд. техн. наук Г. В. Пухальская¹, И. Л. Гликсон², канд. техн. наук О. Л. Лукьяненко²

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

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА ШАРИКАМИ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ НА ФОРМИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ

Исследовано влияние режимов обработки лопаток компрессора из титановых сплавов стальными шариками в магнитном поле на формирование характеристик поверхностного слоя. Установлена возможность формирования благоприятной эпюры остаточных напряжений сжатия, степени наклепа, шероховатости поверхностного слоя путем подбора параметров режима обработки. В ходе проведенных исследований установлен оптимальный режим, который обеспечивает наиболее благоприятное сочетание характеристик поверхностного слоя.

Ключевые слова: лопатка, магнитное поле, остаточные напряжения, шероховатость, наклеп.

Введение

Практика эксплуатации двигателей показывает [1, 2], что преждевременное разрушение лопаток обычно носит усталостный характер. Лопатки компрессора чаще всего обрываются в корневом сечении пера. В большинстве случаев усталостные разрушения лопаток вызываются изгибными колебаниями первой формы. Наличие и уровень переменных напряжений в лопатках ГТД связан с резонансными колебаниями, которые вызываются действием на лопатки переменных усилий как по величине, так и по направлению. Статистические исследования разрушений деталей двигателей показывают [3], что около 80 % разрушений составляют разрушения от усталости.

Вертолетные ГТД эксплуатируются в условиях повышенной запыленности на грунтовых площадках аэродромов, в пустынях, что приводит к повышенному износу рабочих лопаток компрессора и досрочному снятию деталей. Наибольший износ лопаток происходит по входной и выходной кромкам пера, по периферии, так как на периферии скорость газоабразивного потока наиболее велика [4]. Анализ компрессоров двигателей показал, что I ступень существенно отличается по количеству лопаток, имеющих забоины, от остальных ступеней. Лопатки с повреждениями глубиной не менее 0,3...0,5 мм равномерно распределены на всех ступенях компрессора, кроме первой, где забоин примерно в 4 раза больше, чем на любой последующей ступени [5]. Сопротивление усталости многих деталей определяется прочностью поверхностного слоя. Поэтому проблема формирования поверхностного слоя детали с высокой несущей способностью должна решаться уже на стадии проектирования конструкции, а затем при разработке технологического процесса [6].

Одним из сравнительно простых и эффективных методов оптимизации свойств поверхностного слоя деталей является поверхностное пластическое деформирование (ППД), позволяющее при минимальных затратах повысить сопротивление усталости [7]. Применяемые в настоящее время методы поверхностного упрочнения лопаток ГТД имеют свои преимущества и недостатки, существенно отличаясь друг от друга способом упрочняющего воздействия и эффективностью [7-9]. Подбирая оптимальный режим упрочняющей обработки, можно формировать поверхностный слой с заданными параметрами. Наиболее сложным является выбор оптимальных режимов при обработке лопаток компрессора из титановых сплавов - сложная геометрия поверхности пера лопаток, тонкие кромки, необходимость достижения оптимального распределения остаточных напряжений как на поверхности пера, так и по глубине.

В работе [10] было исследовано влияние обработки лопаток компрессора из титановых сплавов стальными шариками в магнитном поле на параметры поверхностного слоя; установлено формирование благоприятных характеристик поверхностного слоя по сравнению с лопатками, упрочненными по серийной технологии: существенное снижение параметров шероховатости, повышение микротвердости, формирование благоприятной эпюры остаточных напряжений сжатия.

Изучению влияния режимов обработки лопаток из титановых сплавов стальными шариками в магнитном поле на формирование характеристик поверхностного слоя посвящена данная работа.

Методика проведения экспериментов

Целью работы являлось изучение влияния режимов обработки лопаток из титановых сплавов стальными шариками в магнитном поле на формирование характеристик поверхностного слоя.

В качестве объекта исследований выбраны лопатки I ступени компрессора двигателя ТВ3-117 из титанового сплава ВТ8, имеющие наработку в эксплуатации. Для устранения влияния эксплуатационных воздействий лопатки отожгли в вакууме $(3,32 \pm 0,05)$ 10⁻³ Па при температуре (900 ± 3) °C в течение трех часов. После отжига лопатки обработаны виброполированием по серийной технологии (лопатка Б17).

Состояние поверхностного слоя лопаток при различных режимах обработки исследовалось путем определения микротвердости, шероховатости и остаточных напряжений. Измерение параметров Ra и Rz выполняли с помощью профилометра «Pertometer M3» вдоль оси и хорды пера лопатки. Замеры микротвердости производили на приборе ПМТ-3 при нагрузке на алмазную пирамиду 1 Н. Величину микротвердости определяли как среднее значение по десяти отпечаткам правильной формы. Степень наклепа рассчитывали по формуле [11]:

$$U_{H} = \frac{H_{\mu \max} - H_{\mu ucx}}{H_{\mu ucx}} \times 100 \%,$$

где $H_{\mu max}$ – микротвердость исследуемой поверхности, МПа; $H_{\mu ucx}$ – микротвердость поверхности эталона.

Исследование остаточных макронапряжений на пере лопаток производили механическим методом, разработанным акад. Н. Н. Давиденковым с использованием формул из работы [12] для построения эпюр и прибора ПИОН-2.

Результаты и их обсуждение

Для исследования влияния режимов упрочнения на формирование остаточных напряжений была разработана матрица планирования эксперимента. Варьировалось время обработки, величина магнитной индукции и частота колебаний лопатки вдоль оси пера. На опытно-промышленной установке было проведено упрочнение восьми партий по 3 лопатки в каждой. Режимы обработки приведены в табл. 1.

На формирование остаточных напряжений исследовано влияние: времени обработки – режимы 1, 2, 3; частоты колебаний лопатки вдоль оси пера – режимы 5, 6; индукции магнитного поля – режимы 1, 4. Выполнена оценка стабильности обработки по режиму 1 – лопатки Б10 и Б11.

Так как эксплуатация лопаток не допускает нарушения геометрии пера в процессе обработки, был произведен контроль обработанных лопаток на приборе ПОМКЛ-4 в различных сечениях. Результаты измерений показали стабильность геометрических параметров профиля пера лопаток, обработанных стальными шариками в магнитном поле.

Таблица 1 – Режимы обработки лопаток стальными шариками Ø 1,6 в магнитном поле

Параметры режима обработки									
Обозначение режима об- работки	Номер лопатки	<i>В</i> , Тл	ν, Гц	т, мин					
1	Б10, Б11, Б1	0,28	15	20					
2	Б8, Б2, Б3	0,28	15	30					
3	Б9, Б4, Б5	0,28	15	40					
4	Б12, Б6, Б13	0,4	15	20					
5	Б7, Б14, Б16	0,46	10	20					
6	Б15, Б19, Б20	0,46	15	20					

Примечание: сечение магнитопровода – усеченный конус, с меньшим диаметром 6 мм; В – индукция магнитного поля в рабочей зоне электромагнита при отсутствии шариков, Гл; п – частота колебаний лопатки вдоль оси пера, Гц с амплитудой 29 мм; t – время обработки, мин. При обработке лопаток дополнительно возбуждали колебания лопатки в направлении хорды с частотой 1 Гц.

Поскольку остаточные сжимающие напряжения и характер их распределения в поверхностном слое косвенно характеризуют сопротивление усталости лопаток, из каждой партии лопаток для исследований остаточных напряжений было отобрано по одной лопатке. С помощью механического метода были определены эпюры распределения остаточных напряжений по глубине поверхностного слоя спинки лопаток (рис. 1–3).

Как видно из рис. 1, наибольший уровень и глубина остаточных напряжений сжатия 430 МПа (лопатка Б8) при обработке лопаток 30 минут; увеличение времени упрочнения до 40 минут (лопатка Б9) приводит к уменьшению величины и уровня остаточных напряжений сжатия вследствие возможного перегрева тонкого поверхностного и частичной релаксации остаточных напряжений сжатия.

Из рис. 2 видно, что увеличение частоты колебаний лопатки вдоль оси пера приводит к увеличению уровня остаточных напряжений сжатия в поверхностном слое лопаток.

Из рис. 3 видно, что увеличение индукции магнитного поля с 0,28 до 0,4 Тл приводит к уменьшению поверхностных остаточных напряжений сжатия.









Рис. 2. Распределение остаточных напряжений в поверхностном слое лопаток: влияние частоты колебаний лопатки вдоль оси пера





Оценка стабильности обработки проверена на лопатках Б10 и Б11, упрочненных по режиму 1. Как видно из рис. 4, эпюры остаточных напряжений лопаток практически совпадают; следовательно на опытнопромышленной установке обеспечивается стабильный процесс обработки.

Микрорельеф поверхности пера лопатки является одной из характеристик поверхностного слоя, оказывающих влияние на сопротивление усталости.

В табл. 2 представлены результаты измерений параметров шероховатости после обработки лопаток на различных режимах.

На лопатках, обработанных по режимам № 1 (Б10), № 2 (Б8), № 3 (Б9) и № 6 (Б15) на спинке и по корыту вдоль оси и вдоль хорды отмечены сниженные параметры шероховатости.

На лопатках (Б7), обработанных по режиму № 5, наблюдаются увеличенные параметры шероховатости на спинке вдоль оси и вдоль хорды; на лопатках (Б12), обработанных по режиму № 4, – вдоль хорды на спинке и вдоль оси по корыту.

При визуальном осмотре на лопатках, обработанных по режиму № 4, обнаружены мелкие забоины на корыте в прикорневой зоне; на лопатках, обработанных по режиму № 5, – поперечные риски в прикорневой зоне.

Так как указанные дефекты не допустимы, лопатки, обработанные по режимам № 4 и № 5, исключаем из дальнейших исследований.

При исследовании наклепа определяли микротвердость поверхности спинки лопаток.

Результаты исследований представлены в табл. 3.

Наибольшее увеличение степени наклепа 22 % обеспечивает обработка лопаток по режиму № 2 (Б8).

Установлена возможность формирования благоприятной эпюры остаточных напряжений, степени наклепа поверхностного слоя, шероховатости в продольном и поперечном направлениях путем подбора параметров режима обработки.



Рис. 4. Распределение остаточных напряжений в поверхностном слое лопаток: оценка стабильности обработки

Таблица 2 – Результаты измерения параметров шероховатости поверхностного слоя лопаток

TT			F17	F10	F 7	F10	F10	FO	F16	F0
H	омер лопа	тки	Ы7	Б12	Б/	ыв	Б10	Б9	ы5	Ь8
	Вдоль	<i>Ra</i> , мкм	0,190	0,116	0,229	0,138	0,175	0,128	0,195	0,193
Спин-	оси	<i>Rz</i> , мкм	1,766	0,799	1,652	0,856	1,145	0,970	1,178	1,231
ка	Вдоль	<i>Ra</i> , мкм	0,297	0,333	0,366	0,298	0,298	0,316	0,387	0,302
	хорды	<i>Rz</i> , мкм	1,371	1,231	1,584	0,962	1,295	1,049	1,395	1,408
	Вдоль	<i>Ra</i> , мкм	0,162	0,185	0,147	0,119	0,130	0,101	0,119	0,117
Коры-	оси	<i>Rz</i> , мкм	2,002	1,226	1,018	0,822	0,908	0,673	0,627	0,683
то	Вдоль	<i>Ra</i> , мкм	0,229	0,195	0,212	0,206	0,225	0,203	0,195	0,159
	хорды	Rz, MKM	2,157	1,072	1,111	1,078	1,181	0,953	0,689	1,266

Таблица 3 – Результаты исследований микротвердости поверхности лопаток

Номер лопатки	H_{μ} , МПа	$U_{\scriptscriptstyle H},$ %
Б17(исх.)	3895	_
Б8	4738	22
Б9	4376	12
Б10	4208	8
Б18	4169	7

Выводы

1. На опытно-промышленной установке проведено упрочнение лопаток на различных режимах. Определено влияние времени обработки, частоты колебаний лопатки вдоль оси пера, индукции магнитного поля и проведена оценка стабильности обработки.

2. Установлено, что увеличение времени обработки лопаток свыше 30 минут и увеличение индукции магнитного поля свыше 0,28 Тл приводит к уменьшению величины и глубины залегания остаточных напряжений сжатия. Увеличение частоты колебаний лопатки вдоль оси пера благоприятно влияет на увеличение уровня остаточных напряжений сжатия на поверхности.

3. В ходе проведенных исследований установлено, что оптимальным режимом можно считать режим № 2 (лопатка Б8), который обеспечивает наиболее благоприятное сочетание параметров поверхностного слоя: максимальную величину остаточных напряжений сжатия – 430 МПа и глубину залегания до 130 мкм, приемлемые параметры шероховатости и максимальную степень наклепа.

Перечень ссылок

- Акимов П. М. О факторах, влияющих на выносливость жаропрочных сплавов для лопаток // Авиационная промышленность. – 1967. – № 3. – 74 с.
- Технический отчет ЗМКБ «Прогресс» № 182. Запорожье, 1973.
- 3. Технический отчет ЗПОМ № 80. Запорожье, 1972.
- Детонационное нанесение покрытий на детали авиадвигателей и технологического оснащения с последующей магнитно-абразивной обработкой : монография /

[В. А. Богуслаев, А. И. Долматов, П. Д. Жеманюк и др.]. – Запорожье : Дека, 1996. – 364 с.

- Отделочно-упрочняющая обработка деталей ГТД / [Богуслаев В. А., Яценко В. К., Жеманюк П. Д. и др.]. – Запорожье : ОАО «Мотор Сич», 2005. – 559 с.
- Исследование влияния обработки лопаток из титановых сплавов в жидком азоте на структурные и прочностные характеристики / [Жеманюк П. Д., Пухальская Г. В., Коваль А. Д. и др.] // Вестник двигателестроения. – 2009. – № 1. – С. 119–125.
- Кравчук В. С. Сопротивление деформированию и разрушению поверхностно-упрочненных деталей машин и элементов конструкций : монография / В. С. Кравчук, Абу Айаш Юсеф, А. В. Кравчук. – Одесса : Астропринт, 2000. – 160 с.
- Одинцов Л. Г. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием : справ-к / Л. Г. Одинцов. – М. : Машиностроение, 1987. – 328 с.
- Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки компрессора и вентилятора. Ч. 1 : монография / В. А. Богуслаев, Ф. М. Муравченко, П. Д. Жеманюк и др.]. – Запорожье : ОАО «Мотор Сич», 2003. – 396 с.
- Влияние обработки лопаток компрессора шариками в магнитном поле на формирование параметров поверхностного слоя и прочностные характеристики / [Пухальская Г. В., Коваль А. Д., Степанова и др.] // Вестник двигателестроения. – 2009. – № 2. – С. 92–102.
- Чернышов В. В. Протягивание и упрочнение хвостовиков лопаток газотурбинных двигателей / Чернышов В. В., Рахманова М. С., Дейч Г. Б. М. : Машиностроение. 1971. 276 с.
- Биргер И. А. Остаточные напряжения / Биргер И. А. М. : Машиностроение, 1963. – 232 с.

Поступила в редакцию 07.07.2010

Пухальська Г.В., Гліксон І.Л., Лук'яненко О.Л. Вплив режимів обробки лопаток компресора кульками в магнітному полі на формування характеристик поверхнеового шару

Досліджено вплив режимів обробки лопаток компресора з титанового сплаву сталевими кульками в магнітному полі на формування характеристик поверхневого шару. Встановлено можливість формування сприятливої епюри залишкових напружень стиску, ступеня наклепу, шорсткості поверхневого шару шляхом підбору параметрів режиму обробки. У ході проведених досліджень встановлено оптимальний режим, який забезпечує найбільш сприятливе сполучення характеристик поверхневого шару. **Ключові слова:** лопатка, магнітне поле, залишкові напруження, шорсткість, наклеп.

Pukhal'skaya G., Glikson I., Luk'yanenko O. Influence of compressor's blade treatment regime by balls in magnetic field on coating surface's parameters forming

The influence of compressor's blade made of titanium alloys treatment by steel spheres in the magnetic field on coating surface parameters has been researched. The opportunity of forming favourable residual compression stresses distribution, cold-hardening's degree, coating surface's harshness has been determined by treatment's parameters picking up. The optimal treatment, which guarantee the favourable combination of coating surface's parameters, has been determined.

Key words: blade, magnetic field, residual stresses, harshness, cold-hardening.

Д-р техн. наук Л. Л. Роганов, Л. В. Попивненко Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск

СПОСОБЫ УМЕНЬШЕНИЯ ВЛИЯНИЯ УПРУГОГО ПОСЛЕДЕЙСТВИЯ НА КАЧЕСТВО ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ, СПРЕССОВАННЫХ В ЗАКРЫТЫХ ПРЕСС-ФОРМАХ

Рассмотрены способы прессования порошковых материалов в закрытых пресс-формах, которые позволяют уменьшать внутренние напряжения, возникающие в теле прессовок в процессе уплотнения, внутри матрицы до начала этапа выпрессовки. Такая технология прессования обеспечивает гарантированное получение качественных прессовок без расслаивающих трещин или сколов практически из любых порошковых материалов.

Ключевые слова: закрытая пресс-форма, давление прессования, упругое последействие, упругая деформация матрицы, внутренние напряжения в прессовках, давление выпрессовки.

Из практики прессования порошковых материалов известно, что наиболее распространенным способом их уплотнения является прессование в закрытых прессформах. К преимуществам метода относят высокую производительность, сравнительную простоту штамповой оснастки, простоту реализации процесса, возможность использовать прессовое оборудование широкой номенклатуры и т.д. [1-4]. Однако при всех своих достоинствах способ прессования порошковых материалов в закрытых пресс-формах имеет существенный недостаток: невозможность получать качественные прессовки (без расслаивающих трещин или сколов) высокой плотности (более 0,9-0,95 относительных единиц). Указанный недостаток имеет существенное значение при уплотнении смесей, состоящих из порошков с высокими прочностными свойствами, которые имеют частицы сферической, осколочной или чешуйчатой формы. Причиной появления расслаивающих трещин или зон сколов у прессовок, полученных в закрытых пресс-формах при высоких давлениях прессования, является значительное по величине упругое последействие.

Явление упругого последействия проявляется внутри матрицы после снятия давления прессования, а также при выходе прессовки из матрицы пресс-формы в процессе операции выпрессовки. Давление выталкивания пропорционально давлению прессования и зависит от коэффициента внешнего трения и коэффициента Пуассона прессуемого порошка. Из практики прессования порошковых материалов известно, что чем больше давление прессования, тем больше боковое давление, действующее на стенку матрицы и распирающее её, и тем выше вероятность растрескивания прессовки на выходе из матрицы вследствие проявления эффекта упругого последействия [1]. Величина упругого последействия зависит от ряда факторов: от характеристик прессуемого порошка (дисперсности, формы и состояния поверхности частиц, содержания окислов, механических свойств металла), величины давления прессования, наличия смазки, упругих свойств матрицы пресс-формы и пуансонов и других факторов [1, 3].

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

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

В рамках данной статьи предлагается ряд способов прессования порошковых материалов в закрытых пресс-формах, которые позволяют выполнять релаксацию напряжений, возникших в теле прессовки в процессе прессования, внутри матриц до начала этапа выпрессовки. Это даёт возможность получать качественные прессовки (без расслаивающих трещин или зон скола) с относительной плотностью до 0,98 относительных единиц.

На рис. 1 показаны этапы прессования порошковой шихты в закрытой пресс-форме, у которой контактные поверхности матрицы и бандажа выполнены взаимноцилиндрическими.

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

После этапа запрессовки матрицы в бандаж в матрицу вставляют нижний пуансон 3, после чего указанные элементы пресс-формы устанавливают на стол пресса и засыпают в матрицу порошковую шихту (см. рис. 1, II этап). Затем в матрицу вставляют верхний пуансон 4 и осуществляют этап прессования. Уплотнение порошковой шихты выполняют по требуемому давлению. В процессе прессования порошковой шихты, вследствие действия бокового давления, матрица раздается в плоскости перпендикулярной направлению прессования, что ведет к увеличению натяга в соединении матрица-бандаж. Величина раздачи матрицы и как следствие, величина натяга зависит от величины давления прессования.

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

Завершающим этапом цикла прессования является выпрессовка прессовки из матрицы (см. рис. 1, V этап) и удаление ее из пресс-формы.

Второй способ прессования порошковой шихты в закрытой пресс-форме является более предпочтительным и перспективным, чем выше описанный [5]. Предлагается контактные поверхности матрицы и зажимной втулки выполнить взаимноконическими. Это позволит регулировать величину предварительной (до начала этапа прессования) деформации матрицы в радиальном направлении. Этапы прессования порошковой шихты в пресс-форме с взаимноконическими контактними поверхностями матрицы и зажимной втулки приведены на рис. 2.



Рис. 1. Этапы цикла прессования порошковых материалов в пресс-форме с взаимноцилиндрическими контактными поверхностями матрицы и бандажа:

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



Рис. 2. Этапы цикла прессования порошковых материалов в пресс-форме с взаимноконическими контактними поверхностями матрицы и зажимной втулки:

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

Первоначально, до этапа прессования, на матрицу 1 напрессовывают зажимную втулку 2 (см. рис. 2, І этап). Результатом этого является контролируемое уменьшение размеров матрицы в направлении, перпендикулярном плоскости прессования на расчетную величину, которая определяется в зависимости от свойств шихты и требуемой величины давления прессования. Далее этапы цикла прессования порошковой шихты аналогичны описанным в первом способе (см. рис. 2, этапы II-V). При распрессовке зажимной втулки 2 и матрицы 1 (см. рис. 2, IV этап) релаксация напряжений в теле прессовки произойдет внутри матрицы еще до начала этапа выпрессовки. Таким образом, при выходе прессовки из матрицы ее размеры в радиальном направлении изменяться не будут, что обеспечит гарантированное отсутствие расслаивающих трещин и зон скола.

Конструктивное исполнение закрытой пресс-формы, показанное на рис. 2, благодаря возможности контролированного изменения зазора между пуансонами и матрицей, позволяет выполнять прессование порошковых материалов в диапазоне давлений прессования 50-1800 МПа. Ограничение прилагаемого давления прессования величиной 1800 МПа объясняется исключительно механическими свойствами материалов пуансонов пресс-формы (предлагается использовать сталь X12M). В случае применения материалов с более высокими механическими свойствами диапазон давлений прессования можно расширить. К неоспоримым преимуществам предлагаемого конструктивного решения следует отнести: простоту реализации процесса; увеличение срока службы пресс-формы за счет контролированного изменения зазора между пуансонами и матрицей, что позволяет существенно уменьшить абразивный износ рабочих поверхностей при выпрессовке; возможность прессования практически любых порошковых материалов при высоких давлениях с минимальным применением смазок; возможность получать неспеченные прессовки с остаточной пористостью 4-2%, что при последующем жидкофазном спекании позволит получать материалы, плотность которых близка к плотности компактных тел.

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

Источником жидкости высокого давления (ЖВД) является мультипликатор с насосным приводом. Цикл прессования порошковой шихты в пресс-форме, изображенной на рис. 3, осуществляется следующим образом. После засыпки порошковой шихты в матрицу 1 и установки верхнего пуансона 4, в зазор между матрицей 1 и бандажом 2 подается ЖВД требуемого давления, что вызывает контролируемую деформацию матрицы до начала этапа прессования на заранее рассчитанную величину. По завершению стадии уплотнения осуществляют сброс давления, что ведет к ре-



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

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

лаксации напряжений в теле прессовки внутри матрицы. После этого осуществляют операцию выпрессовки прессовки из матрицы.

Выводы

Предлагаемые способы прессования порошковых материалов в закрытых пресс-формах позволяют выполнять релаксацию напряжений в теле прессовок внутри матрицы до этапа выпрессовки, что обеспечивает гарантированное получение качественных неспеченных изделий с остаточной пористостью порядка 4-2 %. Применение выше описанных способов прессования не потребует значительной доработки универсального прессового оборудования, увеличит срок службы рабочих поверхностей матриц и пуансонов, сократит время изотермической выдержки в процессе спекания, значительная часть которой необходима для процесса «залечивания» пор, позволит отказаться от операции допрессовки спеченных брикетов, а также в значительной мере от смазок и ПАВ, вводимых в шихту. Таким образом, рассмотренные способы прессования порошковых материалов в закрытых пресс-формах являются перспективными и экономически целесообразными.

Перечень ссылок

- Кипарисов С. С. Порошковая металлургия / С. С. Кипарисов, Г. А. Либенсон. – М. : Металлургия, 1971. – 528 с.
- Ермаков С. С. Порошковые стали и изделия / С. С. Ермаков, Н. Ф. Вязников. Л. : Машиностроение, 1990. 319 с.
- Либенсон Г. А. Процессы порошковой металлургии.
 Т. 2 : Формование и спекание / Г. А. Либенсон, В. Ю. Лопатин, Г. В. Комарницкий. М. : МИСИС, 2002. 318 с.
- Федорченко И. М. Основы порошковой металлургии / И. М. Федорченко, Р. А. Андреевский. – К. : Изд-во АН УССР, 1962. – 420 с.
- Пат. u200807063, МПК В30В 15/02, 11/02. Прес-форма для пресування порошкових матеріалів / Л. Л. Роганов, Л. В. Попівненко. – № 39020 ; заявл. 21.05.2008 ; опубл. 26.01.2009, Бюл. № 12.

Роганов Л.Л., Попівненко Л.В. Способи зменшення впливу пружної післядії на якість порошкових матеріалів, спресованих в закритих прес-формах

Розглянуті способи пресування порошкових матеріалів у закритих прес-формах, що дозволяють зменшувати внутрішні напруження, що виникають у тілі пресовок у процесі ущільнення, усередині матриці до початку етапу випресовки. Така технологія пресування забезпечує гарантоване одержання якісних пресовок без розшаровуючих тріщин або сколів практично з будь-яких порошкових матеріалів.

Ключові слова: закрита прес-форма, тиск пресування, пружна післядія, пружна деформація матриці, внутрішні напруження у пресовках, тиск випре совки.

Roganov L., Popivnenko L. Elastic aftereffect influence on powder materials quality pressed in closed compression moulds reduction ways

The methods of compaction powder materials in the closed compression moulds, which allow to reduce internal stresses, which arise in the compact body in the consolidation process inside the matrix prior to ejection phase are considered. This technology of compaction provides a guaranteed reception of qualitative compacts without stratified cracks or choppings from any powder materials.

Key words: closed mould, compaction pressure, increase of volume of the pressed product, elastic deformation of matrix, internal stresses in pressings, ejection pressure.

УДК 669.14.018.24

Канд. техн. наук А. И. Вильчек, канд. техн. наук М. В. Сидоренко, С. Н. Шевченко

Национальный технический университет, г. Запорожье

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТИПА МАСЛА НА КОНТАКТНУЮ ВЫНОСЛИВОСТЬ ЦЕМЕНТУЕМЫХ СТАЛЕЙ

Получены характеристики контактной выносливости сталей 12Х2НВФА и 13Х3НВМ2Ф при различных видах химико-термической обработки и различных типах масел.

Ключевые слова: контактная выносливость, цементуемые стали, цементация, масло.

Введение

Тип смазочного материала оказывает большое влияние на контактную выносливость стали. Это было показано еще F. T. Barwell, D. Scott испытаниями на четырехшариковой машине [1]. Позднее М. Д. Безбородько и Г. С. Кривошеин [2] установили влияние типа фракции, выделенной из смазочного материала, на возникновение контактного выкрашивания. В работе, выполненной в ГосНИИ гражданской авиации [3], подтвердили эти выводы, сравнивая масло МС-20, гидравлическую жидкость АМГ-10, гипоидное масло и топливо ТС-1. Испытания П. П. Третьякова и В. П. Белышкова [4] охватывали уже более широкую номенклатуру авиационных масел. В [5] получены данные по влиянию поверхностно-активних веществ на время до появления усталостного выкрашивания. Питтингостойкость изменялась за счет поверхностной миграции присадок в микротрещины и влияния ПАВ на их рост и разветвление в глубину материла. Систематизированные в [3] результаты экспериментов позволяют констатировать, что на контактную выносливость оказывают влияние величина коэффициента трения,

вязкости, адсорбционно-расклинивающий эффект, эффект адсорбционной пластификации, наличие присадок, содержание воды в смазочном материале и т. д.

Стали 12Х2НВФА (ЭИ-712) и 13Х3НВМ2Ф (ВКС-4) используются для изготовления зубчатых колес ГТД [3], однако данных по их контактной выносливости с учетом типов применяемых масел недостаточно. Поэтому исследование их контактной выносливости является важной актуальной задачей.

Цель работы: исследование характеристик контактной выносливости сталей 12Х2НВФА и 13Х3НВМ2Ф в статистическом аспекте при различных типах смазочных материалов при нормальной и повышенной (200 °C) температурах.

Методика исследования

Испытания проводили при контактных напряжениях $\sigma_{Zmax} = 4000$ МПа, при нормальной температуре на модернизированной установке МКВ-К, при температуре 200 °С на установке МКВ-Т (а.с. 894459). Скорость обкатки 7,94 м/с. В каждой партии испытывали 15–20 образцов (рис. 1). Образцы были изготовле-

© А. И. Вильчек, М. В. Сидоренко, С. Н. Шевченко, 2011

ны из квадратных прутков со стороной квадрата 10 мм из сталей 12Х2НВФА и 13Х3НВМ2Ф. Режимы химико-термической обработки согласно [7]. 13Х3НВМ2Ф (ХТО-1 на первичную твердость): цементация 930-950 °С, высокий отпуск 630-680°С, закалка 910-930 °С обработка холодом и отпуск 350-370 °C. 13Х3НВМ2Ф (ХТО-2 на вторичную твердость): цементация 1030-1050 °С с непосредственной закалкой и последующий пятикратный отпуск 530-550 °C. 12Х2НВФА: цементация 930-950°С, высокий отпуск 650 °С, закалка 880 °C обработка холодом и отпуск 270 °C. Твердость после обработки HRC 60...62. Смазка образцов при испытаниях осуществлялась двумя типами смазочных материалов: смесью минеральных масел МС-20 ГОСТ 21743-76 и трансформаторного ГОСТ 982-80 в соотношении 1:3, синтетическим маслом ИПМ-10 ТУ 38.10112 99-90.



Рис. 1. Образец для испытаний на контактную усталость

Результаты исследований

В результате статистической обработки были определены среднелогарифмическая долговечность N_{50} , соответствующая 50 % вероятности разрушения; гарантированная долговечность N_{10} , соответствующую 10 % вероятности разрушения образцов (табл. 1), а также среднеквадратическое отклонение S_{1ev} . По вы-

численным значениям $l\overline{g}N$ и S_{lgN} были построены прямые, аппроксимирующие функции распределения логарифмов чисел циклов: $lgN_{pi} = l\overline{g}N + u_{pi} \cdot S_{lgN}$ (рис. 2).

Обсуждение результатов

Полученные результаты подтверждают зависимость долговечности от типа масла и температуры. Оценить влияние температуры на долговечность достаточно сложно, так как ее повышение приводит к изменению физико-химических свойств смазки, интенсивности взаимодействия ее с контактирующими поверхностями, а также может привести к изменению структуры и свойств стали.

Вид разрушений характерен для контактных испытаний (рис. 3 a, δ). Износ вследствие истирания практически отсутствовал, то есть испытания проходили в режиме жидкостного трения. Электроннофрактографическое исследование поверхностей выкрашивания подтвердило типично усталостный характер разрушения (рис. 3, a).

На рабочей поверхности испытанных образцов были зафиксированы структурные изменения в виде появления белых нетравящихся слоев и скоплений карбидов, которые в исходном состоянии отсутствовали (рис. 4, *a*). Большие участки измененной структуры с образованием нетравящегося слоя наблюдались на образцах из стали 12Х2НВФА. На шлифах 13Х3HBM2Ф (ХТО-1) были отмечены скопления карбидов, размеры которых превышали исходные. На образцах из стали 13X3HBM2Ф (XTO-2) структурные изменения встречались редко и носили локальный характер. С повышением температуры испытаний увеличивалась площадь и количество структурно-измененных участков, особенно для стали 12Х2НВФА (рис. 4, б). На поперечных шлифах в зоне действия максимальных касательных напряжений были обнаружены структурные изменения в виде выстроенных под углом к поверхности качения строчек карбидов (рис. 4, в).

Таблица 1 – Результаты испытаний цементуемых сталей на контактную выносливость

	Долговечность, млн. циклов							
Марка стали	MC-20 + трансформаторное	ИПМ	И-10					
		Температура испытаний, °С						
	20	20	200					
12Х2НВФА	<u>93,2*</u> 20,67	$\frac{47,7}{11,61}$	<u>25,1</u> 3,98					
13X3HBM2Ф (XTO-1)	<u>93,7</u> 20,76	<u>62,0</u> 21,92	<u>15,27</u> 2,27					
13Х3НВМ2Ф (ХТО-2)	$\frac{133}{39,04}$	<u>55.1</u> 18,04	<u>21,8</u> 4,17					

Примечание: * в числителе указана среднелогарифмическая долговечность N_{50} ; в знаменателе гарантированная долговечность N_{10} .





1 – ИПМ-10, *t* = 200 °C; 2 – ИПМ-10, *t* = 20 °C; 3 – MC-20 + трансформаторное, *t* = 20 °C; *a* – 12Х2НВФА; *б* – 13Х3НВМ2Ф (ХТО-1); *в* – 13Х3НВМ2Ф (ХТО-2)



Рис. 3. Характер поверхности выкрашивания:

a - t = 20 °C (× 70); $\delta - t = 200$ °C (× 70); $\epsilon - (\times 5000)$



Рис. 4. Структурные изменения в исследуемых сталях после испытаний (× 500): a - t = 20 °C; $\delta - t = 200$ °C; e -строчки карбидов под углом к поверхности

Гаолица 2 — Коэффицистты вариации логарифма долговсяности при смазке маслом итпу	аслом инни-т	аблица 2 – Ке
-----------------------------------------------------------------------------------------	--------------	----------------------

Марка стаци	MC-20 + трансформаторное	ИПМ-10						
	Температура испытаний, °С							
	20	20	200					
12Х2НВФА	0,064	0,0623	0,0843					
13Х3НВМ2ФА (ХТО-1)	0,064	0,0452	0,0899					
13Х3НВМ2ФА (ХТО-2)	0,051	0,0488	0,0764					

Сравнительные испытания показывают преимущество стали 13Х3НВМ2Ф (ХТО-2) как при смазке минеральной маслосмесью, так и при смазке синтетическим маслом ИПМ-10 по совокупности характеристик. Для сталей, претерпевающих значительные структурные превращения, угол наклона функции распределения долговечности к оси абсцисс уменьшается. Котангенс этого угла определяется среднеквадратическим отклонением. Полученные коэффициенты вариации логарифма долговечности (табл. 2) показывают, что значительные структурные превращения исследуемых сталей приводят к существенному снижению стабильности свойств поверхностного слоя.

Выводы

1. Получены характеристики контактной выносливости сталей 12Х2НВФА и 13Х3НВМ2Ф при различных видах химико-термической обработки и различных типах масел.

2. Сравнительные испытания показывают преимущество стали 13Х3НВМ2Ф (ХТО-2) как при смазке минеральной маслосмесью, так и при смазке синтетическим маслом ИПМ-10.

3. Показано, что структурные изменения, вызванные температурным и силовым воздействиями, приводят к снижению долговечности и стабильности свойств поверхностного слоя.

Перечень ссылок

- Barwell F.T. The effect of lubrication on the pitting of ball Bearings / F.T. Barwell, D. Scott // Engineering 1956. – Vol. 182. – 9 p.
- Безбородько М. Д. Исследование питтинга на четырехшариковой машине / М. Д. Безбородько, Г. С. Кривошеин // В кн. : Трение и износ в машинах. М. : Изд АН СССР, 1962. – Вып. XVI. – С. 5–23.
- Крылов К. А. Долговечность узлов трения самолетов / Крылов К. А., Хаймзон М. Е. М. : Транспорт, 1976. – 184 с.
- Третьяков П. П. Исследование вязкостных и противоизносных свойств некоторых образцов вертолетных масел / П. П. Третьяков, В. П. Белышков // Труды Гос-НИИ ГА – 1972. – Вып. 76. – С. 52–59.
- Курпатов П.А. Усталостная прочность поверхности твердых тел в активной среде // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 1999. – № 3. – С. 51–53.
- Производство зубчатых колес газотурбинных двигателей : произв.-практ. изд-е / Ю. С. Елисеев, В. В. Крымов, И. П. Нежурин и др.]; под ред. Ю. С. Елисеева. – М. : Высшая школа, 2001. – 493 с.
- Жаропрочная цементуемая сталь 13Х3НВМ2ФА / [Г. П. Алексеева, И. П. Банас, И. Н. Лазечный и др.] // Вестник машиностроения – 1973. – № 7. – С. 45–47.

Одержано 15.11.2010

Вільчек А.І., Сидоренко М.В., Шевченко С.Н. Дослідження впливу типу масла на контактну витривалість цементувальних сталей

Отримано характеристики контактної витривалості сталей 12Х2НВФА і 13Х3НВМ2Ф при різних видах хіміко-термічної обробки і різних типах масел.

Ключові слова: контактна витривалість, цементовувані сталі, цементація, масло.

Vil'chek O., Sidorenko M., Shevchenko S. Research of oil type effect on contact resistance of case-hardened steels

Data of contact resistance of 12X2HB Φ A and 13X3HBM2 Φ steels under various kinds of chemicothermal processing and different types of oils are obtained. **Key words:** contact resistance, case-hardened steels, cementation, oil.

УДК 669-14

Канд. техн. наук В. А. Федьков¹, А. В. Федьков², Є. И. Меняйло¹, В. И. Минакова¹

¹ Национальный технический университет, ² ОАО «Запорожсталь»; г. Запорожье

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЧУГУНОВ ОТХОДАМИ ТИТАНО-МАГНИЕВОГО ПРОИЗВОДСТВА

Изучена, разработана и предложена рациональная экономичновыгодная технология эффективного модифицирования чугунов, позволившая повысить механические и специальные свойства чугунов.

Ключевые слова: модифицирование, чугун, пластинчатый графит, структура, сплав, износостойкость, отходы.

По принятой на отечественных титано-магниевых предприятиях технологии хлорирования титановых шлаков образуется 0,2–0,3 тонны твердых хлоридных отходов (пыли, отработанных расплавов) на каждую тонну получаемого тетрахлорида титана. В отработанных отходах содержатся элементы, которые могут быть хорошими раскислителями, модификаторами, микролегирующими элементами для всех литейных сплавов.

С хлоридными отходами безвозвратно теряются эти ценные элементы и 15–20 % хлора от общего количества, расходуемого на хлорирование при производстве титана и магния.

Эти отходы на предприятиях не перерабатываются и не применяются и как вредные выбросы транспортируются в отвалы как в твердом, так и жидком виде, при этом происходит загрязнение ценной земли и окружающей среды.

Научно-исследовательским и проектным институтом титана (г. Запорожье) разработана схема магниетермического восстановления хлоридных отходов, позволившая получить из них два основных продукта: полиметаллические порошки-полимодификаторы (ПМ) и хлормагниевые соли-хлориды (ХЛ).

В качестве исходного сырья для получения этих товарных продуктов использовали хлоридные твердые отходы Запорожского (ЗТМК, Украина) и Березниковского (БТМК, Россия) титано-магниевых комбинатов (таблица 1). Химический состав полимодификаторов (ПМ) – (таблица 2) зависит от химического состава хлоридных отходов – ХЛ и соответствует нумерации таблицы 1.

Анализ состава полимодификаторов (ПМ) (таблица 2) и хлоридных отходов (ХЛ) – (таблица 1) показал, что наличие в них нитридо- и карбидообразующих элементов (титана, ванадия, хрома, ниобия, марганца, тантала и др.) должно положительно отразиться на прочностных показателях литейных сплавов за счет легирования и модифицирования твердого раствора, а присутствие поверхностно активных элементов, таких как алюминий, магний, кальций, калий, натрий и хлор, положительно скажется на показателях пластичности, вязкости и содержания газов в металле.

В связи с вышеизложенным представляло большой интерес изучение влияния полимодификаторов (ПМ) и хлоридных отходов (ХЛ) на свойства серого чугуна (СЧ18) и износостойкого высокохромистого чугуна (250Х25Т).

Опытно-промышленные плавки проводили в условиях литейного цеха Запорожского огнеупорного завода в дуговой печи емкостью 0,5 т (ДСП-0,5) с основной футеровкой. Хлоридные отходы и полиметаллические порошки задавали на дно ковша, прогретого до (600–700) °С, в виде кусков полимодификаторов-ПМ и хлоридов-ХЛ или брикетов ПМ и хлоридов (ХЛ), при этом в ковше удалялась вся влага из ПМ и хлоридов (ХЛ).

© В. А. Федьков, А. В. Федьков, Є. И. Меняйло, В. И. Минакова, 2011

остава	ание отходов		Массовая доля, %													
Nº c	Наименов	TiO_2	FeCl ₂	С	FeCl ₃	Al_2Cl_6	SiO_2	CaCl ₂	MgCl ₂	MnCl ₂	KCI	NaCl	CrCl ₂	NbOCl ₃	TaCl ₅	CeCl ₃
1	БТМК: Плав-1	9,71	0,21	3,02	31,05	27,16	1,54	1,58	2,93	0,84	I	19,31	1,35	0,55	0,11	0,009
2	Плав-2	8,16	0,45	2,04	7,84	27,96	3,01	0,97	2,3	0,57	_	23,1	0,89	1,98	0,08	0,018
3	Отрабо- танный расплав	4,16	16,65	2,9	0,9	6,14	8,85	4,46	7,58	4,47	-	35,87	2,02	0,13	0,05	0,021
4	ЗТМК: Отрабо- танный расплав	3,9	12,5	2,0	0,5	1,4	8,6	3,0	14,0	3,0	30,8	14,6	3,0	_	_	0,025
5	Плав-1	13,3	0,3	2,7	30,0	31,2	1,0	1,4	1,1	0,39	19,5	2,95	0,53	1,33	0,032	0,008

Таблица 1 – Химический состав хлоридных отходов титано-магниевого производства (ХЛ)

Таблица 2 – Химический состав полиметаллических порошков (ПМ)

N⁰	Обозначение	Массовая доля, %										
состава	состава полимодификатора		Ti	Zr	Mg	V	Ca	Nb+Ta	Mn	Cr	Cu	Fe
1	ПМ1	13,2	20,3	4,2	2,5	3,7	0,5	0,3	1,2	1,7	11,1	ост
2	ПМ2	13,6	9,0	4,4	17,3	0,7	0,6	0,75	0,85	1,3	0,9	ост
3	ПМ3	5,5	7,0	0,5	17,9	0,3	1,9	0,47	3,0	2,5	4,0	ост
4	ПМ4	12,0	18,0	0,2	15,2	0,85	0,25	—	0,5	2,2	0,2	ост
5	ПМ5	11,6	5,0	0,1	8,6	20,4	0,3		0,8	10,8	0,2	ост

Таблица 3 – Влияние хлоридных отходов (ХЛ) и полиметаллических порошков (ПМ) на свойства серого чугуна СЧ18

Присадка модифи- катора, %	Co	держание	газов	Содер-	Плот-	Жидкоте- кучесть, мм	Механические свойства				
	[O], %	[N], %	[H], см ³ /100 г	жание <i>S</i> , %	Γ/cm^3		<i>σ</i> _{<i>B</i>} , МПа	<i>σ</i> _{<i>u</i>} , МПа	HB	Стрела прогиба <i>f</i> , мм	
0	0,0032	0,0095	3,97	0,0086	7,0330	830	185	365	205	2,6	
0,8–1,2 ПМ	0,0021	0,0090	3,0	0,0600	7,1140	1250	245	485	225	3,8	
1,8–2,2 ХЛ	0,016	0,0088	2,5	0,055	7,1151	1280	255	495	224	3,9	

Таблица 4 – Влияние полимодификатора (ПМ) и хлоридных отходов (ХЛ) на свойства чугуна 250Х25Т

Присадка модифи- катора, %	Со	держание	газов	Содер-	Mexa	анические	свойства	Относительная абразивная	Окалино-	
	[O], %	[N], %	[H], см ³ /100 г	жание <i>S</i> , %	σ _{<i>B</i>} , МПа	HR_{C}^{*}	Стрела прогиба <i>f</i> , мм	износо- стойкость	мг/м ² ч	
0	0,0080	0,0028	5,2	0,055	655	56	2,2	1,00	0,085	
1,2–1,5 ПМ	0,0061	0,0022	4,1	0,040	775	61,5	2,8	1,40	0,065	
2,2–2,5 ХЛ	0,0051	0,0020	3,5	0,025	775	62,5	3,4	1,42	0,055	

Примечание: * – твердость HR_C после нормализации.

Установлено, что наиболее высокие показатели свойств чугунов обеспечивали хлоридные отходы (ХЛ) составов 2 и 5 (см. табл. 1) и полимодификаторов составов ПМ2 и ПМ5 (см. табл. 2). При этом оптимальные присадки ПМ и хлоридных отходов ХЛ составляли соответственно 0,8–1,2 % ПМ и 1,8–2,2 % ХЛ для серого чугуна СЧ18 (таблица 3); 1,2–1,5 % ПМ и 2,0–2,5 % ХЛ для износостойкого чугуна 250Х25Т (таблица 4).

Повышение свойств серого чугуна происходило за счет измельчения, равномерного распределения графитовых включений в объеме отливки (из-за присутствия Al, V, Zr, Ti как модификаторов II рода), их перехода из пластинчатой формы в вермикулярную, уменьшения содержания газов и серы (из-за присутствия Mg, Ca, K, Na и Cl как модификаторов I рода), измельчения макро- и микроструктуры (из-за присутствия модификаторов I и II рода), а также увеличения в структуре перлитной составляющей за счет присутствия в модификаторах перлитизаторов (Cr, Mn).

Влияние полимодификаторов (ПМ) и хлоридных отходов (ХЛ) на свойства износостойкого хромистого чугуна 250Х25Т показано в таблице 4.

Высокие механические и специальные свойства высокопрочного чугуна 250Х25Т модифицированного ПМ и хлоридами ХЛ получены за счет снижения содержания серы, образования в структуре вокруг зерен каркаса мелкодисперсных прочных твердых карбонитридных включений (таблица 4).

Уменьшение содержания газов во всех литейных сплавах можно объяснить присутствием в модификаторе высокоактивных элементов алюминия, титана, тантала, кальция, калия, натрия, ниобия, хлора и др.

Проведенные исследования показали, что полимодификатор (ПМ) и хлориды (ХЛ) являются универсальными, которые наряду с повышением пластических показателей обеспечили одновременно повышение прочности и других специальных свойств.

Необходимо отметить, что широкое использование хлоридных отходов для модифицирования требует надежной вентиляции ввиду большого выделения хлора вследствие диссоциации хлоридов.

Применение хлоридных отходов (ХЛ) и полимодификатора (ПМ), простота технологии их изготовления, а также универсальность их действия – перспективное направление в повышении физико-механических и эксплуатационных свойств чугунного литья.

Одержано 13.12.2010

Фєдьков В.О., Фєдьков О.В., Міняйло В.І., Мінакова В.І. Модифікування чавунів відходами титаномагнієвого виробництва

Вивчено, розроблено і запропоновано раціональну економічновигідну ефективну технологію модифікування чавунів, що дозволило підвищити механічні і спеціальні властивості чавунів. **Ключові слова:** модифікування, чавун, графіт пластівчатий, структура, сплав, зносостійкість, відходи.

Fed'kov V., Fed'kov A., Menyajlo Ye., Minakova V. Iron cast modification with titanium-magnesium production

A rational cost-effective technology of cast iron advantageous modification was offered and developed. This technology allows to increase mechanical and special properties of cast iron. **Key words:** modification, cast iron, flaked grafit, structure, alloy, wear-resistance, waste products.

УДК 621(07)+669

Канд. техн. наук С. М. Кучма, канд. экон. наук А. М. Зинченко, С. Ю. Стародубов

Донбасский государственный технический университет, г. Алчевск

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПРУТКОВ МАЛОГО СЕЧЕНИЯ ИЗ СПЛАВА 44НХМТ С УЛУЧШЕННЫМИ СВОЙСТВАМИ

Предложен новый технологический метод получения прутков малого сечения из элинварного сплава 44НХМТ с использованием термомеханической обработки. Исследовано влияние динамического старения на физикомеханические и термоупругие свойства полученных прутков. Определен режим термомеханической обработки, обеспечивающий оптимальный комплекс требуемых термоупругих свойств.

Ключевые слова: элинвар, динамическое старение, термоволочильная установка, добротность, температурный коэффициент частоты.

© С. М. Кучма, А. М. Зинченко, С. Ю. Стародубов, 2011

ISSN 1607-6885 Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні №1, 2011

1 Введение

Создание новых и совершенствование имеющихся устройств, приборов и изделий радиоэлектронной промышленности требует разработки, освоения производства и совершенствования качества прецизионных сплавов, в частности, элинварных. Как правило, изделия и детали из таких сплавов должны обеспечивать требуемый уровень свойств на рабочих режимах. Так, например, основным элементом канального электромеханического фильтра (ЭМФ) является резонатор \emptyset 2,8 мм, который работает в жестких условиях и должен обладать повышенным уровнем прочностных свойств, гарантированной добротностью (более 25 000 ед.) при температурном коэффициенте частоты (ТКЧ) в пределах ±3·10⁻⁶ C⁻¹ в интервале температур от -60 °C до +85 °C [1].

В настоящее время резонаторы канальных ЭМФ изготавливаются из серийных прутков элинварного сплава 44HXMT Ø 4,5 мм. В состоянии поставки выпускаемые серийно металлургической промышленностью прутки и проволока из элинварных сплавов не обладают необходимым комплексом свойств, предъявляемых к заготовкам резонаторов канальных ЭМФ [2].

Кроме того, сортамент отечественной металлургической промышленности не предусматривает производства прутков из элинварного сплава 44HXMT диаметром менее 4,5 мм.

В производстве полуфабрикатов резонаторов канальных ЭМФ используются две технологические схемы (рис. 1).

Следует отметить, что применение указанных схем связано со значительными технологическими трудностями. Так, при получении малогабаритных прутков по схеме, представленной на рис. 1, *а* сложно обеспечить качественную рихтовку проволоки из-за малого ее сечения. Существенным недостатком является и применение механической обработки – шлифования с \emptyset 4,5 до \emptyset 3,4 мм. Высокая чувствительность сплава к перегреву требует специального подбора режимов шлифования. Кроме того, процесс связан с безвозвратными потерями дорогостоящего материала и сопровождается выделением в воздух рабочей зоны вредных аэрозолей.

Существенным недостатком технологической схемы, представленной на рис. 1, δ является то, что температура старения для ряда плавок, обеспечивающая



Рис. 1. Существующие технологические схемы производства прутков малого сечения (Ш3,4 мм) для изготовления резонаторов канальных ЭМФ из сплава 44HXMT

получение требуемых значений ТКЧ, не обеспечивает требуемых значений добротности (более 25 000 единиц). В производственных условиях это вызывает большие трудности, связанные с необходимостью экспериментального определения оптимальной температуры старения для каждой плавки и поплавочного запуска металла в производство. Кроме того, для большого числа плавок (приблизительно 30 %) сплава 44HXMT не удается подобрать режим термической обработки, и эти плавки отбраковываются [3].

Таким образом, проблема дальнейшего совершенствования технологии производства прутков малого сечения из элинварных сплавов типа 44HXMT является весьма актуальной.

2 Цель и постановка задачи

Для дальнейшего совершенствования технологии элинварных сплавов типа 44HXMT с целью обеспечения комплекса необходимых термоупругих свойств, промышленно-перспективным путем является использование новых технологических схем обработки. Задачей данной работы является исследование возможности использования старения под напряжением (динамического старения) как способа получения прутков малого сечения для изготовления резонаторов из элинварного сплава 44HXMT.

3 Анализ публикаций

Как показывает анализ публикаций, в последние годы успешно разрабатываются и внедряются новые методы упрочнения различных сплавов, среди которых преимущественное значение приобретает термомеханическая обработка во всех ее разнообразных вариантах [4, 5].

Так как элинварный сплав 44HXMT относится к классу дисперсионно-твердеющих сплавов, то для получения прутков малого сечения возможно применить один из видов термомеханической обработки – динамическое старение. Динамическое старение обеспечивает процесс распада пересыщенного твердого раствора в непрерывно изменяющемся поле упругих напряжений, созданных внешней нагрузкой, и, соответственно, в непрерывно изменяющемся напряженном и структурном состоянии сплава. Кроме того, процесс динамического старения связан с приданием необходимой формы изделию – термофиксацией.

4 Методика исследований

Получение образцов методом холодной пластической деформации с последующим динамическим старением заключалось в том, что закаленную от температуры 1050 °С и охлажденную в воде проволоку подвергали волочению с \emptyset 4,5 мм до \emptyset 3,4 и динамическому старению на термоволочильной установке, схема которой представлена на рис. 2.

Установка состоит из последовательно расположенных задающего устройства 2 для подачи заготовки 1, узлов нагрева 3 и 5, вращающейся роликовой головки 4 и тянущего устройства 6. Вращающаяся роликовая головка установлена на полом шпинделе и имеет три свободно вращающихся ролика, установленных по окружности через 120 °. Роликовая головка вращается с частотой 250...350 об/мин. Ролики задающего устройства 2 и тянущее устройство 6 обеспечивают подачу элинварной проволоки диаметром 4,5 мм к узлу нагрева 3 и вращающейся роликовой головке со скоростью 7...10 м/мин.

Термоволочильная установка работает в автоматическом режиме и оборудована гидроприводом, цикл работы которого состоит из двух этапов.

Элинварная проволока 1 подается на задающее устройство 2, откуда поступает в узел нагрева 3. Индуктором узла нагрева 3 проволока подогревается до температуры ~300 °С, что не превышает температуры рекристаллизации.

На первом этапе тянущее устройство 6 перемещается в крайнее левое положение и захватывает проволоку. После захвата тянущее устройство перемещается в крайнее правое положение, протягивая проволоку через вращающуюся роликовую головку 4. При этом



Рис. 2. Схема термоволочильной установки:

- 1 заготовка (проволока); 4 вращающаяся роликовая головка;
- 2 задающее устройство; 5 узел нагрева;
- 3 узел нагрева;
- 6 тянущее устройство с захватом

к проволоке прикладывается нагрузка, превышающая ее предел текучести. Степень деформации составляет ~ 60 %.

Второй этап начинается с момента возврата тянущего устройства 6 в крайнее правое положение. Захват выходит из рабочей зоны узла нагрева 5, но при этом он продолжает удерживать деформированную проволоку в натянутом состоянии. Однако прикладываемая нагрузка снижается, и ее величина не превышает предела текучести и обеспечивает напряжение 40 МПа. Автоматически включается узел нагрева 5 и нагревает находящийся внутри него участок проволоки до заданной температуры. Таким образом, деформированная проволока в узле нагрева выдерживается в поле упругих деформаций с одновременным воздействием на нее температуры в течение 25 минут. Время выдержки определяли методом последовательных приближений [6]. Температура нагрева проволоки индуктором узла нагрева 5 контролируется фотоэлектрическим пирометром.

Динамическое старение элинварной проволоки диаметром 4,5 мм проводили с приложением растягивающих напряжений 40 МПа в интервале температур от 500 до 750 °С через каждые 25 °С. Сплав выдерживался при заданной температуре в течение 25 минут. Затем пруток отрезался гильотинными ножницами (на схеме они условно не показаны), которые размещаются между вращающейся роликовой головкой 4 и узлом нагрева 5.

Полученный пруток малого сечения разрезали абразивным кругом на заготовки длиной 110±1,0 мм.

На полученных образцах определяли термоупругие свойства (добротность Q и ТКЧ) с использованием метода подсчета числа свободных колебаний (метод измерения декремента затухания) [7]. Для повышения точности определение резонансной частоты проводили по III-й гармонике.

ТКЧ определяли по температурному уходу резонансной частоты в интервале температур +5 ...+55 °C, +25 ...-60 °C и +25 ...+85 °C по формуле:

$$TKY = \frac{df}{dT} = \frac{f_2 - f_1}{f_1(t_2 - t_1)},$$

где f_1 – резонансная частота при комнатной температуре, Гц;

 $f_{\rm 2}$ – резонансная частота при температуре нагрева (охлаждения), Гц

 t_1 – комнатная температура, °C;

 t_2 – температура нагрева (охлаждения), °С.

Добротность определяли по методу измерения декремента затухания [7]. Выбранный метод реализует формулу:

$$Q = \frac{\pi N}{\ln \frac{A_{\rm l}}{A_{\rm 2}}}$$

где *N* – произвольное целое число периодов,

 ${\cal A}_{_1}, {\cal A}_{_2}-$ амплитуды напряжения затухающего колебательного процесса.

При соотношении амплитуд, равном $\frac{A_{\rm l}}{A_2} = L^{0,1p}$

показания счетчика будут соответствовать значению 0,1*Q* (*L* – длина образца). В этом случае погрешность измерения зависит от погрешности счета и неточности установки порогов компараторов.

Испытания осуществляли на специально разработанном измерительном комплексе, реализующем выбранный метод определения добротности и включающем прибор ПКП–17, работающий совместно с частотомером ЧЗ-34А.

Нагрев образцов осуществляли в климатической камере с точностью поддержания температуры ±1°С.

Для определения термоупругих характеристик при повышенных температурах использовали специально сконструированную вакуумную камеру, в которую помещали предметный столик с испытуемым образцом. В камере поддерживали вакуум с остаточным давлением не выше 7·10⁻³ Па для предотвращения окисления сплава при повышенных температурах. Температуру в камере измеряли с помощью двух встроенных термопар типа ТПП 0555, установленных на границах расчетной длины образца.

Определение прочностных и пластических характеристик осуществляли испытаниями на одноосное статическое растяжение цилиндрических образцов (ось растяжения была ориентирована вдоль направления прокатки) до разрыва с измерением σ_{e} , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ по стандартным методикам [8, 9].

5 Результаты эксперимента

Степень деформации проволоки в прутках Ø 3,4 мм выбрали приблизительно 60 % [10].

Зависимости термоупругих характеристик (ТКЧ, добротности) проволочных образцов из исследуемой плавки, обработанные на термоволочильной установке, от температуры динамического старения приведены на рис. 3.

Необходимо отметить, что прутки диаметром \emptyset 3,4 мм после динамического старения обладают более высокой добротностью (Q = 16000 ед.) по сравнению с серийной проволокой диаметром \emptyset 4,5 мм (Q = 8000 ед.), используемой для изготовления резонаторов канальных ЭМФ.

Анализ экспериментальных данных о характере изменения ТКЧ позволяет сделать вывод, что характер изменения и значения ТКЧ во всем интервале температур испытаний достаточно близки; максимальное приближение к требуемым значениям ТКЧ = $\pm 3 \cdot 10^{-6}$ °C⁻¹ в пределах всего эксплуатационного интервала температур от -60 до +85 °C обеспечивается при температуре динамического старения 670–675 °C. Однако, как видно из рисунка 4, этот интервал температур является очень узким.



Рис. 3. Зависимости ТКЧ и добротности от температуры ДС сплава 44НХМТ

Таким образом, в результате динамического старения достигается значительное повышение добротности (до 15 000 единиц). При этом интервал температур динамического старения, обеспечивающий такое повышение добротности, весьма широк: 630–660 °C (рис. 4). Вместе с тем достичь требуемый уровень ТКЧ ($\pm 3 \cdot 10^{-6}$ °C⁻¹) в интервале температур -60...+85 °C удается в очень узком диапазоне температур 670–675 °C, несовпадающий с интервалом температур высокой добротности.

К сплавам, используемым для изготовления резонаторов канальных ЭМФ, требования по механическим свойствам не предъявляются. Вместе с тем эти свойства определяют технологичность сплава при назначении требуемых усилий обжатия [11].

Результаты испытаний механических свойств при растяжении представлены на рис. 4 и 5.

Зависимость пластических свойств сплава 44HXMT от температуры динамического старения представлена на рис. 4. Относительное удлинение б при температуре старения 500 °C составляет 1,9 % и с повышением температуры старения растет, достигая



Рис. 4. Зависимость пластических свойств сплава 44HXMT от температуры ДС

максимального значения 5,4 %. Одновременно с этим наблюдается уменьшение поперечного сужения, причем при температурах динамического старения ниже 600 °C оно практически остается неизменным, а при температурах динамического старения выше 600 °C – снижается.

Такое поведение механических свойств, а именно: повышение прочностных характеристик ($\sigma_{e^3}, \sigma_{0,2}$) и относительного удлинения д с одновременным уменьшением поперечного сужения ш, характерно для образования упорядоченных структур. Оно связано с ориентированным выделением второй фазы в поле напряжений [12, 13], что ведет к упрочнению материала в районе образования шейки и перемещению сосредоточенной деформации в другую область образца. В результате такого характера деформации образца происходит значительное (в 2,5 раза) увеличение относительного удлинения д с одновременным падением поперечного сужения ψ .



Рис. 5. Зависимость прочностных характеристик сплава 44HXMT от температуры ДС

6 Выводы

1. Установлено положительное влияние динамического старения на уровень комплекса термоупругих свойств. В частности, величина добротности в пругках малого сечения достигает 15 000 единиц.

2. Определен оптимальный режим динамического старения элинварного сплава типа 44HXMT, обеспечивающий стабильно высокую добротность в прутках малого сечения Ø 3,4 мм: нагрев при температуре 700 °C под нагрузкой, обеспечивающей напряжение 40 МПа, в течение 25 минут.

 Для обеспечения и прогнозирования требуемого комплекса термоупругих свойств элинварного сплава 44HXMT необходимо провести дальнейшие исследования структурных превращений, происходящих в сплаве в процессе динамического старения, и выявить оптимальную структуру, обеспечивающую этот комплекс его термоупругих свойств.

Перечень ссылок

- Паэранд Ю. Э. Малогабаритный полосовой электромеханический фильтр / Ю. Э. Паэранд // Технология и конструирование в электронной аппаратуре. – 2003. – № 5. – С. 16–17.
- ТУ 14-1-4630 89 Проволока холоднотянутая из сплава 44НХМТ. – Введ. 1989-01-07. – М. : Государственный комитет СССР по управлению качеством продукции и стандартами : Изд-во стандартов, 1988. – 8 с.
- Кучма С. Н. Исследование влияния режимов термической обработки на физико-механические и элинварные свойства сплава 44HXMT / С. Н. Кучма // Восточноевропейский журнал передовых технологий. – 2005. – №6/1(18). – С. 27–29.
- Бараз В. Элинварные сплавы: особенности состава, структуры и свойств. Ч. 1 / В. Бараз, В. Стрижак // Национальная металлургия. – 2003. – №4. – С. 96–98.
- Бараз В. Элинварные сплавы: особенности состава, структуры и свойств. Ч. 2/ В. Бараз, В. Стрижак // Национальная металлургия. – 2003. – № 5. – С. 101–105.
- Виленкин В. Я. Метод последовательных приближений / В. Я. Виленкин. – 3-е изд., перераб. и доп. – М. : Наука, 1978 – 108 с.
- Измерения в электронике : справочник / под ред. В. А. Кузнецова. – М. : Энергоатомиздат, 1987. – 512 с., ил.
- Проволока. Методы испытания на растяжение : ГОСТ 10446–80 – [Введ. 1987-01-07]. – М. : Государственный комитет СССР по стандартам. – 1987. – 9 с. – (Изд-во стандартов).
- Металлы. Методы испытания на растяжение при повышенных температурах : ГОСТ 9651–84 – [Введ. 1986-01-01]. – М. : Государственный комитет СССР по стандартам. – 1985. – 6 с. – (Изд-во стандартов).
- Исследование влияния динамического старения на свойства прутков из элинварного сплава 44HXMT / [А. П. Любченко, Д. Б. Глушкова, С. Н. Кучма, С. Ю. Стародубов] // Восточно-европейский журнал передовых технологий. – № 6/1(18). – 2005. – С. 27–29.
- Пастухова Ж. П. Пружинные стали и сплавы цветных металлов / Ж. П. Пастухова, А. Г. Рахштадт. – М. : Металлургия, 1983. – 363 с.
- Суховаров В. Ф. Природа влияния температуры закалки на механизм выделения γ'-фазы / В. Ф. Суховаров, А. И. Кольчужкина, В. В. Караваева // ФММ, 1972. – Т. 34, вып. 1. – С. 103–106.
- 13. Влияние структурно-фазового состояния промышленных дисперсионно-твердеющих сплавов на их технологические и прочностные свойства: отчет о НИОКР/ Восточно-казахский государственный университет им. С. Аманжолова ; рук. Скаков М. К. ; исполн. Ерболатулы Д. – Курчатов, 2006. – 16 с.

Одержано 01.12.2010

Кучма С.М., Зинченко А.М., Стародубов С.Ю. Технологія отримання прутків малого перерізу зі сплаву 44HXMT з поліпшеними властивостями

Запропоновано новий технологічний метод отримання прутків малого перерізу з елінварного сплаву 44НХМТ з використанням термомеханічної обробки. Досліджено вплив динамічного старіння на фізикомеханічні та термопружні властивості отриманих прутків. Визначено режим термомеханічної обробки, який забезпечує оптимальний комплекс потрібних термопружних властивостей.

Ключові слова: елінвар, динамічне старіння, термоволочільна установка, добротність, температурний коефіцієнт частоти.

Kuchma S., Zinchenko A., Starodubov S. Bars production technology made of alloy 44HXMT with improved properties

The new technological method of small bars receiving from elinvar alloy 44HXMT using thermomechanical treatment was proposed. The effect of the dynamic agening on the physical, mechanical and thermoelastic properties of small bars were researched. The mode of thermomechanical treatment, providing the optimal range required thermoelastic properties, was determined.

Key words: elinvar, dynamic agening, thermal drawing equipment, temperature coefficient of frequency.

УДК 669.15.74.-194-15.669.17

Д-р техн. наук Л. С. Малинов, канд. техн. наук В. Л. Малинов

Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь

РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ ЗА СЧЕТ ПРИМЕНЕНИЯ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ И УПРОЧНЯЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ ПОЛУЧЕНИЕ МНОГОФАЗНЫХ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СТРУКТУР И УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРНЫМИ И ФАЗОВЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ (ОБЗОР)

Кратко рассмотрена история появления сплавов с метастабильной структурой. Подчеркнута чрезвычайно важная роль работ в этом направлении И. Н. Богачева и Р. И. Минца. Приведен ряд разработок других авторов. Обобщены результаты исследований в предложенном в начале 70-х годов прошлого века Л. С. Малиновым и реализуемом авторами направлении по ресурсосбережению за счет создания экономнолегированных сталей и чугунов, наплавочных материалов различного назначения, а также эффективных упрочняющих технологий на основе получения многофазных метастабильных управляемо самотрансформирующихся структур в условиях нагружения при испытаниях механических свойств или эксплуатации.

Ключевые слова: ресурсосбережение, экономнолегированные сплавы, упрочняющие технологии, метастабильные многофазные структуры, динамические деформационные превращения, самозакалка, упрочнение, механические свойства, износостойкость.

Введение

Ресурсосбережение в настоящее время является важнейшей государственной проблемой. Одним из перспективных путей ее решения является повышение механических и служебных свойств сталей, чугунов, наплавочных материалов, широко применяемых в технике, а также снижение их стоимости исключением из их состава дорогих легирующих элементов (Ni, Mo, W, Co и др.). В работе обобщены результаты исследований в перспективном научно-прикладном инновационном направлении, заключающемся в разработке экономнолегированных сплавов и упрочняющих технологий на основе получения многофазных структур (мартенсит, бейнит, феррит, карбиды, карбонитриды, интерметаллиды и их разнообразные сочетания), одной из основных составляющих которых является метастабильный аустенит, претерпевающий при нагружении динамические деформационные мартенситные превращения. Одновременно может протекать динамическое старение мартенсита и аустенита, обусловленное выделением карбидных, карбонитридных и интерметаллидных фаз, а также структурные изменения: образование дефектов упаковки, двойникование, изменение плотности дислокаций и др. Это обеспечивает материалам способность к диссипации энергии и адаптации к условиям нагружения при испытаниях свойств и эксплуатации. В результате существенно возрастает надежность и долговечность деталей машин и инструмента, что обеспечивает значительное ресурсосбережение.

Рассматриваемое направление получает в последние годы все большее развитие в различных странах, что обусловлено эффективностью применения в промышленности новых экономичных материалов и технологий, обеспечивающих получение многофазной метастабильной управляемо самотрансформирующейся структуры. Это соответствует одной из основных тенденций современного материаловедения, суть которого состоит в получении материалов с метастабильными структурами, способными под влиянием внешних воздействий к самоорганизации [1]. Метастабильное состояние, как уже отмечалось, позволяет материалам адаптироваться к внешним нагрузкам. Адаптация происходит эволюционным путем постепенного перехода от старого структурного состояния к новому. Важной особенностью при этом является строгая последовательность процессов, происходящих при внешнем воздействии. В каждый данный момент реализуется наиболее энергетически выгодное системе квазистационарное состояние. Важную роль в адаптационной способности материала играет принцип, согласно которому скорость протекания превращений в материале должна быть соизмерима со скоростью приложения нагрузки. Большое влияние на приспосабливаемость материала к внешнему воздействию оказывает кинетический фактор, а также гетерогенность структуры, заключающаяся в качественном различии ее составляющих, что обеспечивает им повышенную устойчивость и целостность в непрерывно изменяющихся условиях [2, 3]. Одной из разновидностей таких материалов являются экономнолегированные, сориентированные на сырьевую базу Украины, богатую залежами марганцевой руды, стали и чугуны, наплавочные материалы, которые обеспечивают получение метастабильных структур и позволяют реализовать эффект управляемой самотрансформации при нагружении. Согласно данным работ Л. Г. Коршунова с сотрудниками, в поверхностном слое сплавов с метастабильными структурами, которыми являются пересыщенный углеродом б-твердый раствор, остаточный аустенит и дисперсная ферритокарбидная смесь, под влиянием действующей на них нагрузки в процессе эксплуатации формируется нанокристаллическая структура, вносящая существенный вклад в повышение надежности и долговечности деталей и инструментов [4].

Краткая история появления сталей с метастабильным аустенитом

Обстоятельные исследования мартенситного превращения в процессе пластической деформации, проведенные Шайлем на аустенитном сплаве Fe-30 % Ni еще в начале 30-х годов прошлого века, и последующие многочисленные работы, выполненные на различных по составу аустенитных сталях, позволили широко использовать деформационное мартенситное превращение в процессе упрочняющей обработки при изготовлении деталей для существенного повышения их прочностных свойств.

В середине 50-х годов прошлого столетия И. Н. Богачевым и Р. И. Минцем высказана и реализована новая чрезвычайно плодотворная идея, суть которой заключалась в использовании деформационных мартенситных превращений не при упрочняющей обработке сталей с метастабильным аустенитом, как это было обычно принято, а при нагружении в процессе испытаний механических свойств и эксплуатации [5, 6]. Это положило начало современному металловедению динамических процессов, устанавливающему связь между структурными и фазовыми превращениями, протекающими в сплавах под влиянием действующих на них нагрузок, и свойствами. Это важно подчеркнуть, т.к. в обзорных работах и учебной литературе указанная идея приписывается американским ученым В. Ф. Закею и Е. Р. Паркеру, что не верно. Их несомненной заслугой является разработка сложнолегированных высокопрочных сталей ПНП (пластичность, наведенная превращением), обладающих уникальным сочетанием механических свойств после предложенной ими упрочняющей обработки. Однако в этих сталях реализован тот же принцип, что и предложенный на 10 лет раньше И. Н. Богачевым и Р. И. Минцем. Ими с сотрудниками выполнены фундаментальные исследования, показавшие важную роль динамических деформационных мартенситных превращений и старения в повышении долговечности деталей машин. Впервые установлено более сильное упрочнение марганцевого и хромомарганцевого аустенита по сравнению с никелевым и хромоникелевым, что обусловлено более низкой энергией дефекта упаковки (э.д.у.) в первых по сравнению со вторыми. Это связано с различным влиянием марганца и никеля на электронное строение сплавов на основе железа. Более низкая эду в марганецсодержащих сталях определяет образование в них дефектов упаковки, є-мартенсита и протекание превращений: $\gamma \rightarrow дy_{rnv} \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha''[7]$ и $\gamma \to dy_{ruv} \to \varepsilon \to dy_{ruv} \to \gamma \to \alpha$ "[8]. В работах И.Н. Богачева с сотрудниками всесторонне изучены структурные и фазовые превращения в различных по составу хромомарганцевых сталях. На этой основе разработана кавитационностойкая сталь 30Х10Г10 [5, 6]. Ее сопротивление разрушению при кавитационном воздействии на порядок выше, чем у известной широко применяемой в промышленности стали 12Х18Н10Т. Позднее создана более технологичная, чем 30Х10Г10, кавитационностойкая сталь 10Х14АГ12(М) [9]. Последняя имеет более высокий уровень механических свойств в отливках большого сечения [10], а также коррозионную стойкость. В работе [11] для повышения гидроабразивной износостойкости впервые разработаны дисперсионно-твердеющие метастабильные аустенитные стали (30-50)X12АГ10Ф(0,5-2), в которых после закалки и старения происходит упрочнение аустенита карбидами и карбонитридами, выделение которых из аустенита его дестабилизирует, повышая точку М_л выше комнатной температуры, что вызывает развитие динамических деформационных мартенситных превращений при воздействии абразивных частиц. Важными явились положения, впервые высказанные Л. С. Малиновым, согласно которым в процессе динамических деформационных мартенситных превращений происходит не только упрочнение, что было общеизвестно, но и релаксация напряжений, обеспечивающая повышенную работоспособность микрообъемов металла [12]. Кроме того, на развитие динамических деформационных мартенситных превращений расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия, и, соответственно, меньшая ее доля идет на разрушение [13]. Этому способствуют структурные и другие фазовые превращения, протекающие при деформации [14]. В настоящее время это является общепризнанным и зачастую приводится для объяснения высокого комплекса свойств, получаемого в ПНПсталях. Количественная оценка энергии, расходуемой на деформационное $\gamma \rightarrow \alpha$ " превращение применительно к абразивному изнашиванию, приведена в работе В. С. Попова с сотрудниками [15]. В работе [16] предложено определять эту энергию экспериментально по площади под кривой изменения количества мартенсита от степени деформации.

Управление стабильностью аустенита с целью ее оптимизации применительно к конкретным условиям нагружения – необходимое условие повышения свойств сплавов с метастабильным аустенитом

Установлено, что наиболее высокой кавитационной стойкостью обладают однофазные аустенитные стали с оптимальной кинетикой деформационных мартенситных превращений. Повышенная или пониженная стабильность аустенита, по сравнению с оптимальной, снижает сопротивление разрушению, что объяснено тем, что в этом случае мартенситные превращения не могут в необходимой степени обеспечить релаксацию напряжений и расходование энергии внешнего воздействия [9]. Была также отмечена важная роль свойств, образующихся при деформации мартенситных фаз, их дисперсность и равномерность распределения. Показана необходимость за счет изменения химического состава сплавов и обработок управлять развитием мартенситных превращений при нагружении с целью их оптимизации для получения высокого уровня свойств [17]. Существенное влияние на упрочнение аустенита, его стабильность по отношению к динамическим деформационным мартенситным превращениям и, соответственно, свойства сплавов с метастабильным аустенитом оказывает предварительная холодная и теплая пластическая деформации. В зависимости от режима их проведения они могут стабилизировать или дестабилизировать аустенит и неоднозначно влиять на свойства. Это впервые показано в работе [18] применительно к кавитационной стойкости хромомарганцевых сталей. Если сталь имеет оптимальное развитие деформационных мартенситных превращений при микроударном воздействии, то проведение предварительной холодной пластической деформации (хпд), вызывающей образование значительного количества мартенситных фаз, несмотря на значительное упрочнение снижает кавитационную стойкость вследствие уменьшения прироста мартенсита в процессе испытаний или эксплуатации. В результате снижается возможность релаксации напряжений при протекании деформационных мартенситных превращений, что уменьшает кавитационную стойкость. Аналогичный результат имеет место и в том случае, когда под влиянием теплой деформации аустенит чрезмерно стабилизируется, что так же, как и в предыдущем случае, уменьшает прирост мартенсита деформации и возможность релаксации напряжений. Если в сталях развитие деформационных превращений не являются оптимальным, то необходимо проведение предварительной деформации, корректирующей их в нужном направлении для существенного повышения кавитационной стойкости.

Изучение влияния предварительной теплой деформации на стабильность аустенита и механические свойства ряда хромомарганцевых сталей показало, что только обработка, обеспечивающая оптимальное развитие мартенситных превращений в упрочненном аустените, позволяет получить наиболее высокий уровень механических свойств. Так в стали 04Х1ЗАГ8 с чрезмерно интенсивным после закалки динамическим деформационным мартенситным превращением при нагружении деформация при 150 °C на 47 %, уменьшающая до определенного уровня стабильность аустенита, позволяет получить хорошее сочетание механических свойств: $\sigma_{0,2} = 1500 \text{ M}\Pi a, \sigma_{B} = 1550 \text{ M}\Pi a,$ δ = 17 % [19]. Напротив, в стали 10Х17АГ10 с повышенной стабильностью аустенита хлд со степенью 35 %, приводящая к образованию 10 % α-мартенсита и, соответственно, активизирующая образование мартенсита деформации при испытаниях механических свойств, обеспечивает получение тех же прочностных свойств, что и в стали 04Х1ЗАГ8, но при более высокой пластичности ($\delta = 27$ %). Для оптимизации деформационного мартенситного превращения необходимо предварительной деформацией создать благоприятную дислокационную структуру и обеспечить его упрочнение, а также дисперсность и равномерность распределения образовавшихся фаз (мартенсита, карбидов, карбонитридов и др.).

В сталях, в которых аустенит превращается в амартенсит в основном при охлаждении или $\gamma \rightarrow \alpha''$ превращение интенсивно протекает при деформации, предварительная обработка должна до определенного предела стабилизировать аустенит, напротив, в сталях с малой (против оптимальной) интенсивностью деформационного мартенситного превращения необходима обработка, активизирующая его. В результате достигается высокий уровень прочностных свойств при достаточной пластичности. На основании исследований сталей с 13-14 % Cr; 8-12 % Mn; 0,1-0,5 % C, а также сложнолегированных дисперсионно-твердеющих 08Х13АГ12МДФ, 10Х10АГ8МД2ФС, 15Х13АГ12МД2ФС, 30Х10АГ8М3Д2ФС2, отличающихся исходной структурой и стабильностью аустенита, установлено неоднозначное влияние химического состава стали, степени и температуры деформирования на развитие $\gamma \to \alpha$ " превращения при нагружении [20, 21]. В малоуглеродистых сталях с 0,1-0,3 % С, 8-12 % Мп; 13-14 % Сг. теплая пластическая деформация (тпд) прокаткой на 20 % в интервале (300-800) °С стабилизирует аустенит. Напротив, прокатка при 650-800 °C с обжатиями 50-80 % вызывает его дестабилизацию. По мере снижения температуры прокатки до 550 °C активизирующее влияние больших степеней деформации уменьшается, а при 300 °С проявляется под их влиянием стабилизация аустенита. В стали с повышенным содержанием углерода (0,5 %) деформация при 800 °C при всех степенях обжатия дестабилизирует аустенит. Чем больше марганца и меньше углерода в исследованных хромомарганцевых сталях, ниже температура деформации в интервале 800-300 °C, тем легче реализуется стабилизация аустенита. Повышение содержания углерода в сталях до 0,5 % и температуры деформации облегчают дестабилизацию аустенита. Рассмотренные закономерности относятся к случаю, когда деформация проводится при температурах выше М_и. При температурах деформации ниже Мд образуется мартенсит, который оказывает существенное влияние на последующее деформационное мартенситное превращение. Если в результате хпд образуются дефекты упаковки или небольшое количество α- и ε- мартенситных фаз (≤ 30 %), происходит интенсификация превращения. В том случае, когда предварительная деформация вызывает образование > 40 % мартенсита и существенно упрочняет аустенит, последующее мартенситообразование при деформировании затрудняется. Электронномикроскопические исследования показали, что стабилизация аустенита при деформации при температурах выше Мд связана с формированием ячеистой субструктуры. Важную роль может играть закрепление дислокаций атомами углерода, азота, легирующих элементов и дисперсными частицами фаз выделения. Это вызывает увеличение энергии дефектов упаковки (эду). Дестабилизация аустенита обусловлена образованием дефектов упаковки, обеднением аустенита углеродом, азотом и легирующими элементами, вследствие выделения большого количества карбидов и карбонитридов. Стабилизация и дестабилизация являются конкурирующими в процессе деформации. В зависимости от условий деформирования один из этих факторов оказывает преобладающее влияние.

Полученные данные показывают, что наиболее высокий уровень прочностных и пластических свойств может быть получен, когда в упрочненном теплой деформацией аустените сформировалась ячеистая структура с размером ячеек 1-3 мкм и обеспечивается постепенность развития $\gamma \rightarrow \alpha''$ превращения, большая дисперсность мартенсита и исключается его хрупкость. Последнее обусловлено повышенным содержанием в нем углерода. В связи с этим, оптимальное количество мартенсита, образующееся к моменту разрушения образца при испытаниях механических свойств, различно в зависимости от содержания в нем углерода. Оно может быть значительно больше для малоуглеродистых сталей по сравнению с высокоуглеродистыми. После тпд сталей 10Х13Г12 и 20Х13Г12 с обжатиями 60-80 % при температурах 350-550 °C с учетом упрочнения аустенита и оптимизации деформационного превращения получены следующие механические свойства: $\sigma_{0,2} = 1220 - 1400$ МПа; $\sigma_{B} = 1360 - 1600$ МПа; $\delta = 15-30$ %; $\psi = 25-40$ %; KCU = 0,8-1,5 MДж/м². Внимания заслуживает обработка, предусматривающая теплую пластическую деформацию при температуре на 20-50 °C ниже Мд, когда в исследованных сталях наблюдается существенное повышение пластичности. В результате такой обработки формируется ячеистая субструктура и образуется небольшое количество дисперсного мартенсита. Это позволяет получить сочетание повышенной прочности и пластичности

Предварительная хпд, так же как и тпд, неоднозначно влияет на стабильность аустенита по отношению к последующему деформационному мартенситному превращению [22]. Она его может интенсифицировать или затруднять. Первое должно использоваться в сталях с высокой эду и, соответственно, малой склонностью к мартенситообразованию (сталь 30Х10АГ8М3Д2ФС2). Для этого целесообразно проводить предварительную деформацию при отрицательных температурах. Стабилизация аустенита к последующему $\gamma \rightarrow \alpha$ " превращению имеет место тогда, когда в результате предварительной деформации образуется большое количество мартенсита (≥ 60 %) или формируется ячеистая дислокационная субструктура. Обычно хпд, широко используемая для упрочнения аустенитных сталей, проводится без учета стабильности аустенита. В связи с этим часто не может быть реализована наибольшая прочность, т.к.

при этом существенно снижается пластичность. Установлено, что хпд дает наибольший эффект в том случае, когда легированием или предварительной обработкой в стали получена определенная стабильность аустенита. Указанное требование выполняется в сталях 20Х13Г12 и 10Х12АГ8МД2ФС. После предварительной хпд со степенями 25 %, когда основное развитие мартенситного превращения в упрочненном аустените происходит в процессе испытаний механических свойств, получен высокий для аустенитных сталей уровень прочности при достаточной пластичности: $\sigma_{0,2} = 1000 - 1200 \text{ M}\Pi a$; $\sigma_{B} = 1370 - 1450 \text{ M}\Pi a$, $\delta = 25-29$ %. Деформация с обжатием 50 % позволяет получить следующие механические свойства: $\sigma_{0,2}$ = = 1650–1780 MIIa, σ_{B} = 1800–1850 MIIa, δ = 7–9 %. Разработан оригинальный способ упрочнения аустенитных метастабильных сталей, обеспечивающий получение повышенного уровня прочностных свойств при сохранении хорошей пластичности [23]. Суть способа заключается в том, что стали после закалки подвергают двукратной холодной пластической деформации с промежуточным кратковременным безрекристаллизационным нагревом. Первая хлд проводится с обжатием 30-50 %, в результате которой образуются α "- и ε- фазы. Степень деформации ограничивается условием предупреждения трещин. Так в метастабильной аустенитной стали 10Х16Г12 после хпд с обжатием 40 % достигается следующий уровень механических свойств: $\sigma_{0,2} = 1490$ МПа, $\sigma_{B} = 1510$ МПа, $\delta = 5,5$ %. Последующий кратковременный нагрев до температур 650-750 °C обеспечивает завершение перехода мартенситных фаз в аустенит. При этом исключается протекание рекристаллизации. После охлаждения образуется аустенитная структура с повышенной плотностью дислокации. В результате получен следующий уровень свойств: $\sigma_{0.2} = 988$ МПа, $\sigma_{B} = 1430$ МПа, $\delta = 31$ % (в то время как после обычной закалки с 1100 °C – $\sigma_{0,2} = 450$ МПа, $\sigma_{R} = 1220$ МПа, $\delta = 48$ %). Окончательная деформация проводится с обжатием не более 20-25 % для оптимизации развития деформационных мартенситных превращений. Такая механико-термомеханическая обработка (МТМО) позволяет получить при той же прочности, что после однократной хлд ($\sigma_{0,2}$ = 1470 МПа, $\sigma_p = 1600$ МПа), повышенную пластичность (δ = 22 %). Положительный эффект МТМО обусловлен формированием в аустените благоприятной дислокационной структуры, ее наследованием мартенситными фазами, образующимися при заключительной деформации, их большой дисперсностью и равномерностью распределения в структуре. Важную роль играет оптимизация развития мартенситных превращений при испытании механических свойств. Полученные данные позволяют заключить, что в ряде случаев последний фактор играет основную роль, если аустенит стали имеет стабильность, сильно отличающуюся от оптимальной. Рассмотренные выше способы обработки с использованием деформации отличаются от

предложенного В. Ф. Закею и Е. Р. Паркером для ПНПсталей тем, что они могут быть весьма разнообразны, т.к. учитывают исходную стабильность аустенита и направлены на его упрочнение и регулирование мартенситных превращений, протекающих при нагружении применительно к конкретным условиям испытаний или эксплуатации. При этом аустенит может быть как дестабилизирован, так и стабилизирован. Технология упрочнения ПНП-сталей предусматривает упрочнение аустенита и его дестабилизацию [24]. По нашему мнению, они не новый класс сталей, как это принято считать, а лишь разновидность аустенитных метастабильных, т. к. в них проявляются те же особенности, что и в более экономичных хромомарганцевых сталях. К недостаткам ПНП-сталей относятся: высокая стоимость, трудность осуществления больших степеней деформации при сравнительно невысоких температурах, ограничения по сортаменту (лист, проволока, пруток). Учитывая высокую стоимость элементов (Ni, Co, Mo), содержащихся в ПНП-сталях, следует считать перспективным создание экономнолегированных хромомарганцевых сталей с метастабильным аустенитом и разработку легко реализуемых в производстве способов упрочнения для различных сортаментов сталей, учитывающих их особенности. К таким обработкам можно отнести закалку с различных температур (в том числе ступенчатую и изотермическую) и отпуск, позволяющие управлять стабильностью аустенита [25]. Показано, что низкотемпературный отпуск при 250-300 °С продолжительностью до 3 ч стабилизирует аустенит по отношению к деформационному мартенситному превращению. Это объясняется повышением эду. Последнее обусловлено тем, что при низкотемпературном отпуске происходит образование сегрегации различных элементов на дислокациях, что затрудняет их расщепление. Кроме того, это повышает предел текучести и требует дополнительных энергетических затрат на рост мартенситных кристаллов. Отпуск при 450 °С оказывает неоднозначное влияние (в зависимости от времени выдержки) на протекание мартенситного превращения при деформации. При температурах, превышающих 450 °C, проявляется дестабилизация аустенита, обусловленная выделением карбидов (карбонитридов и интерметаллидов) [26]. Это снижает эду. Однако, могут иметь место случаи повышения эду и увеличения стабильности аустенитов, когда образуются предвыделения или очень дисперсные частицы упрочняющих фаз, затрудняющие расщепление дислокаций. Рассмотрим влияние низкого отпуска на свойства сталей с интенсивным мартенситным превращением при нагружении. Так в закаленной стали 30Х10Г10Т отпуск при 300 °С в течение 3 ч, снижая интенсивность деформационного мартенситного превращения, повышает ударную вязкость КСU с 1,9 после закалки до 2,8 МДж/м². Эффективно применение низкого отпуска после хлд для повышения механических свойств. После хпд в стали

10Х10АГ8МД2ФС со степенью 20 % $\gamma \rightarrow \alpha$ " превращение при механических испытаниях развивается очень интенсивно. Это приводит к снижению пластичности (б) с 30 % (после закалки) до 10 %. Дополнительный отпуск при 350 °С (1 ч), стабилизирующий аустенит по отношению к деформационному мартенситному превращению, повышает прочностные и пластические свойства: $\sigma_{0,2}$ с 1160 до 1220 МПа, σ_{B} – с 1270 до 1360 МПа, $\delta - c$ 14 до 29 %, $\psi - c$ 15 до 55 %. Сочетание хпд с обжатием 50 % и отпуска при 350 °C (1 ч) стали 20Х13Г12 обеспечивают хорошее сочетание свойств: $\sigma_{0.2} = 1600 - 1670 \text{ M}\Pi a$, $\sigma_{B} = 1720 - 1790 \text{ M}\Pi a$, $\delta = 8-10$ %, $\psi = 35-40$ %. Высокий отпуск следует применять для повышения механических свойств аустенитных сталей с повышенной эду и, соответственно, стабильностью аустенита после закалки. Так нагрев на 650 °С и выдержка 1 ч стали 30Х10АГ8М3Д2ФС, вызывающие дестабилизацию аустенита, приводят к возрастанию $\sigma_{0.2}$ с 540 до 680 МПа, σ_в - с 750 до 1000 МПа и сохраняют высокую пластичность – $\delta = 57$ %, $\psi = 58$ %, что обусловлено постеленным развитием деформационного мартенситного превращения при испытаниях механических свойств. Отпуск этой стали при 750 °С приводит к выделению карбидов по границам зерен, чрезмерно интенсифицирует $\gamma \rightarrow \alpha$ " превращение при испытаниях механических свойств, что снижает уровень пластичности. Приведенные данные показывают, что при отпуске важно упрочнить аустенит, исключив преимущественное выделение частиц по границам зерен, а также оптимизировать развитие мартенситного деформационного превращения.

Большое влияние оказывает управление развитием мартенситных превращений в метастабильных аустенитных сталях на их сопротивление разрушению в различных условиях изнашивания. Применительно к высокоуглеродистым сталям с более низким содержанием марганца, чем в 110Г13Л, установлено, что при отсутствии ударных нагрузок для повышения абразивной износостойкости количество марганца должно быть 4-8 %, а температура нагрева под закалку - 800-900 °С. В ряде случаев целесообразно проводить высокий отпуск при 650 °C, дестабилизирующий аустенит, что обеспечивает его армирование карбидами (карбонитридами) и интенсивное превращение в мартенсит деформации при воздействии абразивных частиц. При необходимости иметь повышенную пластичность и ударную вязкость, высокую ударно-абразивную износостойкость следует увеличить содержание марганца до 8-10 %, проводить закалку с более высоких температур (1000-1050 °C), использовать низкотемпературный отпуск, стабилизирующий аустенит по отношению к динамическому деформационному мартенситному превращению [27]. Дифференцированный подход к выбору химического состава рассматриваемых сталей и режимов их термообработки позволяет повысить долговечность деталей в 1,5-2,0 раза по сравнению с уровнем, обеспечиваемым 110Г13Л. Абразивная износостойкость последней также может быть существенно увеличена комбинированной обработкой, включающей предварительный отжиг при температуре минимальной устойчивости аустенита к его превращению в ферритокарбидную смесь, и последующую закалку с получением метастабильного аустенита, армированного карбидами.

Аустенитные метастабильные стали существенно превосходят по износостойкости в условиях сухого трения стабильные аустенитные и высокоуглеродистую мартенситную стали. В метастабильные аустенитные стали для повышения их износостойкости при сухом трении целесообразно наряду с хромом (10-12 %) и марганцем (8-10 %) вводить кремний (~1 %), ванадий и ниобий(0,1–0,5 %). Содержание углерода, если не требуется механическая обработка, должно составлять 0,4-0,6 %. В случае применения последней, его количество должно быть снижено ~ в 2-3 раза. Установлено, что при недостаточно активно протекающем деформационном превращения для повышения износостойкости целесообразно применение старения и хпд, дестабилизирующих аустенит. Наиболее эффективно их сочетание. Отмечено, что при сухом трении скольжения и качении требуется неодинаковая стабильность аустенита. Для конкретных условий сухого трения необходимо за счет подбора химического состава и термообработки оптимизировать развитие деформационных мартенситных превращений, что обеспечивает наиболее высокую износостойкость [28]. В работе [29] изучалась износостойкость при сухом трении скольжения большой группы малоуглеродистых марганцовистых сталей. Наибольшее сопротивление изнашиванию имеет место в сталях, в поверхностном слое которых при испытаниях с наибольшей полнотой протекает деформационное $\gamma \rightarrow \alpha$ " превращение. Легирование хромом повышает, а никелем - снижает износостойкость. Установлено, что в процессе трения на поверхности протекают обратные превращения $\varepsilon \rightarrow \gamma$ и $\alpha'' \rightarrow \gamma$, которые также снижают износостойкость.

Установлено существенное преимущество в газоабразивной износостойкости сталей Fe-Cr-Mn-C с метастабильным аустенитом по сравнению со сталью 12Х18Н10Т [30]. Наилучшие результаты показала сталь 20Х1ЗАГ10МД2ФС. Она в 2-2,5 раза в широком диапазоне углов атаки (до $\alpha = 60^{\circ}$) по износостойкости превзошла известную хромоникелевую сталь. Хромомарганцевая сталь имеет высокую коррозионную стойкость в углеводородной и сероводородсодержащей средах. Образцы, изготовленные из нее, успешно прошли промышленные испытания, выдержав без разрушения (в течение 6 мес.) растягивающую нагрузку P = 6000 H, в то время, как сталь 12X18H10T разрушилась при нагрузке в 2 раза меньшей. Это показало целесообразность изготовления ряда деталей газопромыслового оборудования из хромомарганцевой стали с метастабильным аустенитом.

Целесообразным является создание аустенитных сплавов на основе Fe-18–20 % Mn.

Сплавы 08Г20Д(1-2), 08Г20Ю(1-3), 08Х12Г20С2 имеют высокую ударную вязкость при температурах жидкого азота и могут быть использованы в качестве криогенных материалов. Стареющие стали 20Г20С2Б [31], 60Г16Ф2 [24] с аустенитной структурой, упрочненной карбидами, и мартенситными превращениями при нагружении имеют повышенный уровень механических свойств: $\sigma_{0,2}$ = 700–800 МПа, σ_{B} = 1000–1200 МПа, δ = 35–40 %. Еще более существенное увеличение прочностных свойств в этих сплавах достигается термомеханической обработкой.

Установлено [24], что в ряде марганецсодержащих аустенитных сталей после закалки и старения имеет место динамическое деформационное двойникование. Оно так же, как и мартенситное превращение, при оптимальном развитии в процессе нагружения, приводит к существенному увеличению пластичности при повышенных прочностных свойствах. Эти стали называют ПНД (пластичность, наведенная двойникованием). Так в стали 60Г14Х9Ф2 после гидроэкструзии при 250 °С и последующего старения при 500 °С получен наиболее высокий уровень прочностных свойств ($\sigma_{0.2}$ = 1900 МПа, σ_{g} = 2000 МПа) при достаточной пла-

стичности ($\delta = 15$ %, $\psi = 50$ %). Рассматриваемые стали рекомендуются для промышленного применения в качестве высокопрочных немагнитных материалов.

Сплавы различных структурных классов с метастабильным аустенитом

Как уже отмечалось, эффект самозакалки следует использовать не только при нагружении в экономнолегированных аустенитных, но и при охлаждении, а также охлаждении и нагружении в сталях других структурных классов рис. 1. Еще в 60-е годы, когда появились высоколегированные мартенситно-стареющие стали типа 03Н18К9М5ТЮ, автором статьи с сотрудниками были созданы одни из самых первых более экономичных хромо-никелевых сталей этого типа: 03Х12Н8МТЮ, 03Х14Н(4-6)МТЮ, 10Х12Н4Г2ТЮ [32]. Эти материалы в кованом состоянии после нормализации с 950 °С (эффект самозакалки при охлаждении) обладают хорошим сочетанием механических свойств: $\sigma_{0,2} \ge 1000$ МПа, $\sigma_{B} \ge 1100$ МПа, $\delta \ge 12$, $\psi \ge 50$ %, $KCU \ge 1.2$ МДж/м². Они технологичны, а также обладают высокой кавитационной и коррозионной стойкостью в речной воде. Для повышения у них ударной вязкости при отрицательных температурах необходимо наряду с мартенситом получать в структуре 15-25 % аустенита.



Рис. 1. Перспективные направления в создании экономнолегированных высокопрочных сталей

В начале 70-х годов прошлого столетия автором с сотрудниками разработаны одни из первых малоникелевых сталей мартенситного класса (мартенситных и мартенситностареющих) общего назначения: 08Х2Н(3-5)МФБ, 08Х2Н(3-5)МФТ, 08Х2Н(3-5)МФЮ, 08Х2Н(3-5)МФДЮ [33]. Эти стали, как и предыдущие, имеют уже после нормализации хорошее сочетание прочностных, пластических свойств и ударной вязкости. Последние удается повысить в еще большей степени получением 10-15 % остаточного аустенита нормализацией с нагревом и выдержкой по оптимальному режиму в межритическом интервале температур. Их важными технологическими особенностями являются высокая прокаливаемость, отсутствие склонности к короблению и трещинообразованию при термообработке, существенное сокращение длительности химико-термической обработки (азотирования, борирования, хромирования и др.). После цементации, закалки и высокого отпуска в них имеет место вторичное твердение, обеспечивающее сохранение высокой твердости до 550 °C. Рассмотренные выше стали мартенситного касса, хотя и были более экономно легированы, чем известные в то время, они содержали дорогой никель. В связи с этим нами были разработаны безникелевые стали мартенситного класса. Традиционно считалось, что марганец в количестве свыше 2% охрупчивает стали. Однако, если использовать различные известные механизмы, повышающие сопротивление разрушению (зернограничный, субструктурный, уменьшение блокировки дислокаций), а также получение метастабильного аустенита в структуре, то могут быть созданы безникелевые стали, не уступающие по свойствам соответствующим аналогам, содержащим никель. В качестве дополнительных к марганцу должны быть использованы сравнительно недорогие элементы: кремний, алюминий, азот, а при необходимости в небольших количествах сильные карбидообразующие – титан, ванадий, ниобий. С учетом этого были разработаны следующие безникелевые стамартенситного класса: (08-15)Х2Г2СТ, ЛИ (08-15)Х2Г2МАФ, (08-15)Х2Г2МАФБДЮ, 08Х2Г(3-5)МФ, 08Г(4-10)АФ, 08Г(4-10)ТЮ [34]. После закалки и низкого (числитель) и высокого (знаменатель) отпусков (в том числе в межкритический интервал температур для образования после охлаждения в структуре метастабильного аустенита) получен следующий уровень свойств: $\sigma_{0,2} \ge 870/650$ МПа, $\sigma_{B} \ge 1000/720$ МПа, $\delta \ge 10/16$ %, $\psi \ge 50/60$ %, KCU⁻¹²⁰ $\ge 0.7/1,2$ МДж/м². Стали с 4-10 % Мп, дополнительно легированные сильными карбидо- и нитридообразующими элементами, предложены автором в качестве нового класса цементуемых сталей, способных заменить никельсодержащие высокопрочные стали. Отличительной особенностью новых сталей является их хорошая обрабатываемость резанием и возможность получения в их поверхностном слое после цементации и термообработки метастабильного аустенита, армированного карбидами и карбонитридами. При абразивном и ударноабразивном воздействии они превосходят широко применяемую сталь 110Г13Л. Показано, что получать требуемые количество и стабильность аустенита в структуре этих сталей можно за счет выбора оптимальных режимов закалки (в том числе ступенчатой) с нагревом в межкритический интервал температур. Наиболее высокий уровень механических свойств достигается в том случае, когда наряду с дисперсным низкоуглеродистым мартенситом и небольшим количеством упрочняющих фаз в структуре обеспечивается получение ~10–15 % аустенита, который постепенно превращается в мартенсит деформации при испытаниях.

В настоящее время в промышленности используются высокопрочные нержавеющие хромоникелевые стали переходного класса 08Х15Н9Ю, 08Х17Н7Ю. Разработаны высокопрочные безникелевые мартенситно-аустенитные стали: 10Х14АГ6, 10Х14АГ6Ф, 10Х14АГ6МФ, 10Х14АГ6Д2М [35]. В них эффект самозакалки реализуется при охлаждении и нагружении. Они после термообработки, включающей закалку (нормализацию) от 1000 °C и отпуска при 200 °C, имеют механические свойства, соответствующие (и даже превосходящие) уровню хромоникелевых сталей. Повысить их пластические свойства и ударную вязкость, сохранив высокие прочностные свойства, можно закалкой (нормализацией) из межкритического интервала температур или ступенчатой закалкой, позволяющими увеличить в структуре количество аустенита и его стабильность.

Новым направлением является разработка аустенитно-мартенситных и ферритно-аустенитных хромомарганцовистых сталей с метастабильным аустенитом. Примером первых могут служить $08X2\Gamma14\Phi$, $08X13\Gamma10\Phi$, вторых – $(08-30)X14\Gamma8HO(1-3)$, $08X(18-25)\Gamma(4-13)CHO[36]$. Их особенностью является повышенный уровень прочностных свойств ($\sigma_{0,2} \ge 500$ МПа, $\sigma_B \ge 750$ МПа), высокая пластичность ($\delta \ge 30$ %) и ударная вязкость (KCU $\ge 1,2$ МДж/м²).

Эффективно использование в качестве износостойких материалов хромомарганцевых чугунов с метастабильным аустенитом, позволяющим реализовать эффект самозакалки при нагружении. Чугуны $250X(2-4)\Gamma(2-6)$ после нормализации с 950-1000 °C превосходят по абразивной износостойкости более, чем в 2 раза, сталь $110\Gamma13Л$. Эти сплавы могут содержать 10-13 % хрома и сильные карбидообразующие элементы, например ванадий: $250X12\Gamma4\Phi$, $(250-400)X(10-13)\Gamma4C2\Phi$. Они обладают высокой абразивной износостойкостью и превосходят более дорогие аналоги, содержащие значительно большее количество хрома и никель [36].

Для восстановления и одновременного повышения долговечности деталей машин и инструмента целесообразно применение наплавочных материалов, обеспечивающих получение в наплавленном слое структуры сталей и чугунов с метастабильным аустенитом. Первыми такими материалами были электроды типа УПИ 30Х10Г10, разработанные М. И. Разиковым с сотрудниками на основе соответствующей кавитационностойкой стали. Для автоматической и полуавтоматической наплавки ими предложены электродные проволоки сплошного сечения 30Х10Г12Т, 25Х12Г13Т [6]. Под руководством автора статьи совместно с ОАО «Азовмаш» создана порошковая лента ПЛ-Нп 15Х13АГ10СМФ, предназначенная для наплавки плунжеров гидропрессов, цапф сталеразливочных ковшей и крановых колес. Для этих же целей позднее разработана более экономичная лента ПЛ-Нп 25Х14Г10Ф, проволока сплошного сечения Св-14Х14Г12Ф [38] и порошковая проволока ПП-Нп 14Х12Г12СТ [39]. Для случаев, когда износостойкость необходимо обеспечить в отсутствие коррозионного воздействия, разработана порошковая лента ПЛ-Нп-20Г14АФ, применявшаяся для наплавки крановых колес. Совместно с отраслевой лабораторией наплавки ПГТУ разработана порошковая проволока ПЛ-Нп-10Х13Г12АФСЮР [40]. По износо- и термостойкости наплавленный этой проволокой металл превосходит таковой, полученный при использовании проволоки Св-08Х21Н10Г6. Для наплавки деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания В.Л. Малиновым, разработаны наплавочные материалы на основе чугунов с метастабильным аустенитом: ПЛ-Нп-100Х6Г4, ПЛ-Нп-160Х12Г5, ПЛ-Нп-200Х12Г4ФЗ [41], значительно повышающие долговечность деталей.

Принцип получения метастабильного аустенита, регулирование его количества, степени упрочнения и стабильности с учетом конкретных условий нагружения открывает новые возможности в повышении механических и служебных свойств не только специально разработанных, но и широко применяемых в промышленности сплавов, что обобщено в работах [42, 43]. Важно подчеркнуть, что эффект самозакалки может быть реализован во многих конструкционных и инструментальных сплавах, применяемых в промышленности, что существенно повышает их долговечность. Для этого необходимо, используя разработанные упрочняющие технологии получать в их структуре наряду с другими составляющими метастабильный аустенит, количество и степень стабильности которого должны регулироваться с учетом исходного химического и фазового составов, а также условий эксплуатации. На рис. 2, 3 приведены пути регулирования мартенситного превращения и технологические приемы управления количеством стабильностью аустенита. Большие возможности в получении остаточного метастабильного аустенита открывают оптимизация температуры нагрева под закалку, ступенчатые и изотермические выдержки в определенном интервале температур, а также разработка других технологических приемов применительно к сплавам различных структурных классов и назначения. Так, для бил дробилок доломита, изготовленных из среднеуглеродистой марганцовистой стали, предложен режим термообработки, позволяющий получить в поверхностном слое 25-30 % метастабильного аустенита, что увеличило их долговечность в 1,5 раза. Аналогичным образом за счет изменения технологии термообработки повышена абразивная износостойкость ряда деталей, изготовленных из цементуемых сталей 18ХГТ и 20ХНЗА. Следует особо подчеркнуть, что распространенным является мнение о недопустимости иметь в структуре цементованного слоя более 15 % остаточного аустенита. Однако это справедливо для условий окислительного износа. В случае интенсивного абразивного или контактно-усталостного износа необходимо получать 25-50 % остаточного аустенита и реализовать самозакалку при нагружении, что повышает долговечность деталей в 1,5-2 раза. Такой подход оказался эффективным не только для малоуглеродистых цементируемых сталей, но и применительно к средне- и высокоуглеродистым сталям различной степени легирования.

В последнее время большое внимание уделяется изотермической закалке сталей и высокопрочного чугуна. Однако, при объяснении ее положительной роли недооценивается влияние остаточного метастабильного аустенита. Между тем, оптимизация его количества в структуре и стабильности применительно к конкретным условиям нагружения дает возможность получить наиболее высокий уровень механических свойств и износостойкости [42, 43]. Предложен способ термообработки, включающий предварительный нагрев перед аустенитизацией в межкритический или субкритический интервалы температур, последующую закалку (в том числе изотермическую), в ряде случаев отпуск, что обусловливает более высокий уровень механических свойств и износостойкости, чем после обычной термообработки. Это объясняется получением в структуре наряду с другими составляющими аустенита оптимальной стабильности.

Перспективными являются комбинированные способы обработки сплавов, обеспечивающие получение избыточного количества метастабильного аустенита и последующее деформационное и (или) термическое воздействие на него, что вызывает его упрочнение и частичное превращение в мартенсит. Однако, оставшаяся часть аустенита сохраняет способность при последующем нагружении в процессе эксплуатации превращаться в мартенсит деформации, что и обеспечивает высокий уровень получаемых свойств.

В отличие от широко распространенного представления о необходимости в результате обработки получать в сплавах однородную структуру, показано, что одним из перспективных направлений повышения конструкционной прочности является создание регулярной макрогетерогенной структуры с метастабильным аустенитом. Для этого необходимо получать соизмеримые с размерами изделий градиенты структурнофазового состояния. Им должно соответствовать чередование высокопрочных и высокопластичных



Рис. 2. Пути регулирования мартенситного превращения



Рис. 3. Технологические приемы регулирования количества и стабильности аустенита

объемов материалов. Это достигается дифференцированной обработкой, в которой совмещены общее (объемное) и локальное воздействия на материал. При этом тепловые, механические, магнитные и другие поля распределяются не равномерно по объему металла, а локализуются в отдельных его участках или слоях. В результате фазовые и структурные превращения протекают не одновременно, а в разной последовательности и степени. Для получения регулярной макрогетерогенной структуры могут быть использованы термическая, химико-термическая, деформационная обработки, а также их сочетания. Широкие возможности в этом отношении открывает использование источников концентрированной энергии (лазерной, электронно-лучевой, плазменной и др.). Разработанные технологии упрочнения штампового и режущего инструмента повышают его износостойкость в 1,5 раза [42, 43].

Поученные данные показывают, что во многих случаях значительный эффект повышения свойств широко применяемых сталей и чугунов может быть достигнут за счет реализации внутреннего ресурса самого материала при небольшой корректировке режимов применяемой обработки и не требует каких-либо капитальных затрат.

Могут быть использованы также широко применяемые в промышленности способы термо-, химико-термической (в том числе с использованием источников концентрированной энергии), термомеханической, термоциклической обработок и др. Необходимо лишь скорректировать режим их проведения с таким расчетом, чтобы оптимизировать структуру и развитие мартенситных превращений, протекающих при охлаждении и/или нагружении. Они позволяют использовать внутренние ресурсы самого материала и, соответственно, повышать механические и служебные свойства деталей, инструмента и экономить дорогие и дефицитные элементы (Ni, Mo, W, Cu и др.).

Следует подчеркнуть, что разработанные материалы и упрочняющие технологии, внедренные в производство, показали высокую эффективность. Долговечность лопастей гидротурбин, гребных винтов, бил и молотков дробильно-размольного оборудования, футеровочных плит, клапанов, работающих в условиях газоабразивного и кавитационного воздействия, цапф сталеразливочных ковшей, крановых колес, роликов и звеньев конвейеров чугуноразливочных машин увеличилась в 2 и более раз.

Выводы

1. На основании обобщения многочисленных данных показана важность для ресурсосбережения широкого внедрения в производство разработанных экономнолегированных сталей различных структурных классов и назначения, чугунов и наплавочных материалов и упрочняющих технологий, обеспечивающих получение многофазных метастабильных структур в которых наряду с другими составляющими присутствует метастабильный аустенит, превращающийся при охлаждении и/или нагружении в мартенсит (эффект самозакалки). Это позволяет существенно сократить затраты на ремонт оборудования, изготовление сменно-запасных деталей и инструмента, повысить производительность труда, что даст значительный экономический эффект.

2. Управление в сплавах структурой и развитием мартенситных превращений для их оптимизации с учетом исходного фазового состава и условий нагружения позволяет существенно повысить уровень механических и служебных свойств не только специально разработанных, но и широко применяемых в промышленности сплавов. При этом во многих случаях для существенного повышения свойств достаточно лишь изменить режимы проведения известных обработок.

Перечень ссылок

- Иванова В. С. Синергизм механических свойств и экстремальных технологий управления структурой материала / В. С. Иванова // Металлы. – 1992. – № 2. – С. 11– 20.
- Малинов Л. С. Аналогия некоторых принципов, лежащих в основе адаптации живых организмов и сплавов с метастабильным аустенитом, в которых реализуется эффект самозакалки при нагружении, а также разработка технологий на этой основе /Л. С. Малинов // Строительство, материаловедение, машиностроениие: сб. науч. тр. / Приднепров. гос. академия стр-ва и архитектуры. Днепропетровск, 2002. Вып. 15, ч. 1. Материаловедение. С. 79–83. (Стародубовские чтения, 2002).
- Малинов Л. С. Стали и чугуны с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении – разновидность адаптационных материалов, повышающих свои свойства при внешнем воздействии за счет самоорганизации структуры / Л. С. Малинов // Металл и литье Украины. – 2003. – № 11. – С. 3–9.
- Коршунов Л. Г. Нанокристаллические структуры трения и их роль в формировании трибологических свойств металлов и сплавов / Л. Г. Коршунов, А. В. Макаров, Н. Л. Черненко // В сб. тр. «Проблемы нанокристаллических материалов». Екатеринбург : УРО РАН. 2002. С. 170–187.
- Богачев И. Н. Кавитационное разрушение железо-углеродистых сплавов / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. – М. : Машгиз. – 1959. – 170 с.
- Богачев И. Н. Повышение кавитационной стойкости деталей машин / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. М. : Машиностроение. 1964. 143 с.
- Богачев И.Н. Структура и свойства железомарганцевых сплавов / И. Н. Богачев, В. Ф. Еголаев. – М. : Металлургия. – 1973. – 295 с.
- Малинов Л. С. Фазовые превращения при деформации в высокомарганцовистом сплаве / Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, Л. А. Голубович // МиТОМ. – 1976. – № 2. – С. 13–16.
- Богачев И. Н. Новые кавитационностойкие стали для гидротурбин и их термообработка / И. Н. Богачев, Л. С. Малинов, Р. И. Минц. – М. : НИИИНФОРМТЯЖ-МАШ. – 1967. – 47 с.

- Структура и механические свойства малоуглеродистых нестабильных Сг-Мп-N сталей для гидротурбин / [И. Н. Богачев, Л. С. Малинов Т. Д. Эйсмондт, Т. М. Маслакова] // Энергомашиностроение. – 1969. – № 10. – С. 22–24.
- Богачев И. Н. Гидроабразивная стойкость хромомарганцевых сталей / И. Н. Богачев, Л. С. Малинов, В. П. Коробейников // Энергомашиностроение. – 1967. – № 7. – С. 27–30.
- Малинов Л. С. Кинетика образования є- фазы в легированных железомарганцевых сплава : дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Малинов Леонид Соломонович. – Свердловск, 1963. –20 с.
- Малинов Л. С. Влияние предварительной пластической деформации на кавитационную стойкость хромомарганцевых сталей /Л. С. Малинов, Т. Д. Эйсмондт // Физико-химическая механика материалов. – 1968. – Т. 4. – С. 691–695.
- Богачев И. Н. Релаксация напряжений в хромомарганцевой стали 30Х10Г10 /И. Н. Богачев, Б. А. Потехин // ФММ. – 1964. – Т. 18. – № 5. – С. 257–259.
- Попов В.С. Износостойкость прессформ огнеупорного производства /В.С. Попов, Н.Н. Брыков, Н.С. Дмитриенко. – М. : Металлургия. – 1971. – 160 с.
- Малинов Л. С. Влияние мартенсита деформации на свойства сталей Fe-Cr- Мп /Л. С. Малинов, А. П. Чейлях, К. Н. Соколов // Металлы. – 1988. – № 2. – С. 78– 83.
- Малинов Л. С. Влияние кинетики мартенситного превращения на кавитационную стойкость нестабильных аустенитных сталей /Л. С. Малинов, И. Н. Богачев, Т. Д. Эйсмондт // МиТОМ. – 1971. – № 12. – С. 50–52.
- Малинов Л. С. Оптимизация интенсивности мартенситных превращений при нагружении в хромомарганцевых сталях /Л. С. Малинов, В. И. Коноп-Ляшко, К. Н. Соколов и др. // Изв. АН СССР. Металлы. – 1976. – № 5. – С. 143–148.
- Богачев И. Н. Влияние предварительной пластической деформации на кинетику мартенситного превращения и механические свойств нестабильных аустенитных стадей / И. Н Богачев, Л. С. Малинов, Т. Д. Эйсмондт // Изв. АН СССР. Металлы. – 1971. – № 5. – С. 168–174.
- 20. Малинов Л. С. Управление мартенситными превращениями при нагружении – новое направление в получении высокой прочности и пластичности сталей с нестабильным аустенитом /Л. С. Малинов, В. И. Коноп // Прогрессивные методы термической и химико-термической обработки деталей машин и инструмента: тез. докл. 1V науч.-техн. конф. (г. Минск, 12–13 окт. 1977 г.). – Минск. – 1977. – С. 21–22.
- Малинов Л. С. Регулирование мартенситного превращения при нагружении в хромомарганцевых аустенитных сталях / Л. С. Малинов, В. И. Коноп-Ляшко // МитОМ. 1978. № 8. С. 10–16.
- Малинов Л. С. Холодная пластическая деформация хромомарганцевых аустенитных метастабильных сталей / Л. С. Малинов, В. И. Коноп-Ляшко //МиТОМ. – 1984. – №1. – С. 36–38.
- Малинов Л. С. Упрочнение нестабильных Сг-Мп-N сталей / Л. С. Малинов, Т. Д. Эйсмондт // Изв. АН СССР. Металлы. – 1969 – № 2. – С. – 22–24.
- 24. Георгиева И. Я. Высокопрочные стали с пластичностью, наведенной мартенситным превращением /

И. Я. Георгиева // Итоги науки и техники. Металловедение и термическая обработка. – М. : ВИНИТИ. – 1982. – Т. 16. – С. 69–105.

- 25. Малинов Л. С. Получение высокой прочности и пластичности в Fe-Cr- Мп сталях с нестабильным аустенитом за счет обработок, оптимизирующих интенсивность мартенситного превращения при нагружении / Л. С. Малинов, В. И. Коноп-Ляшко, К. Н. Соколов // Новые стали и сплавы в мшиностроении : тез. докл. Всесоюз. научн.-техн. конф. Ижевск, 1975. С. 31–33.
- Малинов Л. С. Влияние старения на развитие мартенситного превращения при деформации в метастабильных аустенитных сталях / Л. С. Малинов, В. И. Коноп-Ляшко // Изв. АН СССР. Металлы. – 1982. – № 3. – С. 130–133.
- Новые экономнолегированные износостойкие стали на основе Fe-Mn-V-C с регулируемой структурой / [Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, Г. А. Чикаленко и др.] // Изв. Вузов. Черн. металлургия. – 1986. – № 6. – С. 108– 112.
- Износостойкость дисперсионно-твердеющих сталей с нестабильным аустенитом / [Л. С. Малинов, В. И. Коноп, В. Д. Панин и др.] // Прогрессивные методы сварки в тяжелом машиностроении и наплавки в черной металлургии : тез. докл. II Всесоюз. научн.-техн. конф. – Жданов, 1977. – С. 22–25.
- Малинов Л. С. Влияние фазового состава и развития мартенситных превращений на износостойкость низкоуглеродистых марганцовистых сталей / Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова // Металлы. – 1992. – № 6. – С. 62–66.
- Износостойкие стали с метастабильным аустенитом для деталей газопромыслового оборудования / [В. Н. Виноградов, Л. С. Лившиц, С. Н. Платова и др.] // Вестник машиностроения. – 1952. – № 1. – С. 26–29.
- Богачев И. Н. Упрочнение высокомарганцевых сталей со структурой є-мартенсита при легировании и термомеханической обработке / И. Н. Богачев, М. А. Филиппов // Высокопрочные немагнитные стали. – М. : Наука. – 1978. – С. 49–56.
- 32. Малинов Л. С. Упрочнение экономнолегированных мартенситностареющих сталей / Л. С. Малинов, И. К. Коротич, К. Н. Соколов // Проблемы металловедения и прогрессивная технология термической обработки : тез. докл. Республиканской конференции. – Минск. – 1972. – С. 32–34.
- 33. Малинов Л. С. Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мартенситных превращений : дисс. доктора техн. наук : 05.16.01 / Малинов Леонид Соломонович. – Екатеринбург, 1992. – 381 с.
- 34. Малинов Л. С. Получение в структуре сталей и чугунов метастабильного аустенита и реализация эффекта самозакалки при нагружении для использования внутренних резервов самих материалов – важное направление ресурсосбережения / Л. С. Малинов // В сб. Строительство материаловедение, машиностроение. – 2004. – Вып. 26. – Ч. 1. – Днепропетровск : РИА «Днепр-VAL». – С. 144–149.
- Малинов Л. С. Хромомарганцевые стали переходного класса // Изв. Вузов. Черн. металлургия. – 1981. – № 4. – С. 101–103.

- 36. Малинов Л. С. Исследования и разработки, выполненные в Приазовском государственном техническом университете, по развитию идей И. Н. Богачева в использовании деформационных мартенситных превращений, реализующихся при нагружении / Л С. Малинов // В сб. Проблемы повышения контактной прочности металлических сплавов. Екатеринбург : ГОУ УГТУ – УПИ № 2 (32). – 2004. – С. 89–95.
- 37. Малинов Л. С. Износостойкие стали и чугуны с более низким содержанием марганца, чем в стали 110Г13Л / Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова // Металловедение и обработка металлов : тез. докл. науч.-техн. конф. 25– 27 июня 1996 г. г. Донецк. – К., 1996. – С. 20–21.
- Малинов Л. С. Марганецсодержащие наплавочные материалы / Л.С. Малинов, В.Л. Малинов // Автоматическая сварка. – 2001. – № 8. – С. 34–36.
- Новая порошковая проволока, обеспечивающая эффект деформационного упрочнения наплавленного металла при эксплуатации / [Л. С. Малинов, В. Л. Малинов, Л. Н., Орлов, А. А. Голякевич] //Автоматическая свар-

ка. – 2009. – № 5. – С. 46–48.

- Повышение работоспособности валков пилигримовых станов наплавкой новой порошковой проволокой ПП-35-ЖН / [А. В. Ковальчук, А. И. Олдаковский, Л. С. Малинов // Сварочное производство. – 1984. – № 7. – С. 12–14.
- 41. Малинов В. Л. Разработка экономнолегированных наплавочных материалов для повышения износостойкости деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания : дисс. ... канд. техн. наук : 05.03.06 / Малинов Владимир Леонидович. Мариуполь, 2000. 135 с.
- Малинов Л. С. Экономнолегированные сплавы с мартенситними превращениями и упрочняющие технологи / Малинов Л. С. – Харьков : ННЦ ХФТИ, 2007. – 352 с.
- Малинов Л. С. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологи, обеспечивающие эффект самозакалки /Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. Мариуполь : Изд-во «Рената», 2009. 568 с.

Одержано 16.12.2010

Малінов Л.С., Малінов В.Л. Ресурсозбереження за рахунок застосування економнолегованих сплавів і зміцнюючих технологій, які забезпечують отримання багатофазних метастабільних структур і управління структурними і фазовими перетвореннями (огляд)

Коротко розглянута історія появи сплавів з метастабільною структурою. Підкреслена надзвичайно важлива роль робіт в цьому напрямі І. Н. Богачева і Р. І. Мінца. Приведений ряд розробок інших авторів. Узагальнені результати досліджень в запропонованому на початку 70-х років минулого століття Л. С. Маліновим і напрямі, що реалізовується авторами, по ресурсозберіганню за рахунок створення економнолегованих сталей і чавунів, наплавлювальних матеріалів різного призначення, а також ефективних зміцнюючих технологій на основі здобуття багатофазних метастабільних структур, що керовано самотрансформуються, в умовах навантаження при випробуваннях механічних властивостей або експлуатації.

Ключові слова: ресурсозбереження, економнолеговані сплави, зміцнюючі технології, метастабільні багатофазні структури, динамічні деформаційні перетворення, самозагартування, зміцнення, механічні властивості, зносостійкість.

Malinov L., Malinov V. Resource-saving at the expense of economically alloyed alloys and strengthening technologies providing reception of multiphase metastable structures and control of structural and phase transformations (review)

History of appearance of alloys with a metastable structure is briefly considered. Extremely important role of I.N. Bogachyov and R.I. Minz works in this field is underlined. A number of works of other authors is discussed. The results of researches in the early seventies of the last century by L.S. Malinov offered and realized by authors direction on resource-saving at the expense of creation economically alloyed steels and cast irons, surfacing materials of different functions, and also effective strengthening technologies on the basis of reception of the multiphase metastable controlled self-transformed structures in loading conditions at tests of mechanical properties or operation are generalized.

Key words: resource-saving, economically alloyed alloys, strengthening technologies, multiphase metastable structures, dynamic deformation transformations, self-hardening, strengthening, mechanical properties, wear resistance.

3. У. Алиева, д-р техн. наук Ю. В. Трубицын

Классический приватный университет, г. Запорожье

АСПЕКТЫ УПРАВЛЕНИЯ КИНЕТИКОЙ ВЕРТИКАЛЬНОЙ БЕСТИГЕЛЬНОЙ ЗОННОЙ ПЛАВКИ ПРИ ОЧИСТКЕ КРЕМНИЯ

Рассмотрен и проанализирован ряд факторов, влияющих на кинетику вертикальной бестигельной зонной плавки при очистке кремния.

Ключевые слова: зонная плавка, кинетика, фронт кристаллизации, температурный градиент, коэффициент распределения, концентрация.

Введение

Один из наиболее эффективных способов получения особо чистых веществ – зонная плавка, или зонная перекристаллизация. При проведении многостадийного процесса получения высокочистого вещества зонная плавка применяется на конечном этапе такой технологической схемы.

Систематизация и классификация определяющих параметров процесса очистки необходима также для создания оптимальной математической модели описывающей конкретный технологический вариант осуществления зонной плавки. Ведение учета взаимосвязи технологических особенностей и характеристик конкретного процесса является обязательным условием максимального приближения к реальному управлению таким процессом с помощью компьютеризированной системы.

На процесс зонной плавки влияет множество факторов, основными из которых являются скорость передвижения зоны и варианты ее перемещения, геометрия зоны (длина, диаметр, форма и площадь поверхности) и способ расположения обрабатываемого образца, температурный градиент на границе раздела твердой и жидкой фаз, параметры среды проведения процесса. Для получения монокристалла со специальными физическими свойствами при помощи зонной плавки необходимо учитывать все факторы, влияющие на кинетику его роста.

Кинетика зонной плавки

Метод зонной плавки, заключается в медленном передвижении расплавленной зоны вдоль цилиндрического образца. Он основан на явлении различной растворимости примеси в жидкой и твердой фазах обрабатываемого объекта. Важной количественной характеристикой такого различия является коэффициент распределения (k), представляющий собой отношение концентраций примеси в твердой (C_{TB}) и жидкой ($C_{\mathcal{K}}$) фазах

$$k = \frac{C_{TB}}{C_{\mathcal{W}}}.$$

Зонная плавка имеет дело с исходными объектами высокой степени чистоты и в области малых концентраций второго компонента почти всегда имеется область твердого раствора, поэтому угол фазовой диаграммы вещество – примесь рассматривается следующим образом (рис. 1). Линии солидуса и ликвидуса в этом случае являются прямыми линиями.



Рис. 1. Угол фазовой диаграммы очищаемое вещество – примесь для случая твердого раствора:

а – примесь понижает температуру плавления очищаемого вещества;

б – примесь повышает температуру плавления очищаемого вещества

© 3. У. Алиева, Ю. В. Трубицын, 2011

В зависимости от того, понижает (рис. 1, а) или повышает (рис. 1, б) температуру плавления основного вещества добавление примеси, можно выделить два варианта поведения примеси. Вариант, приведенный на рис. 1, а, является наиболее распространенным. При кристаллизации расплава состава Х, отношение растворимостей примеси в твердой и жидкой фазах выразится отношением отрезков АВ/АС, которое называется равновесным коэффициентом распределения k_0 . Первый кристалл, выпадающий из расплава при охлаждении, будет иметь состав, соответствующий точке В, т. е. станет чище исходного вещества. При дальнейшей кристаллизации состав кристаллов изменяется вдоль линии солидуса, обогащаясь примесью. Находящиеся в равновесии с жидкой фазой (которая в соответствии с линией СЕ становится богаче вторым компонентом) более чистые кристаллы при обеспечении быстрой диффузии молекул примеси, также постепенно загрязняются, поэтому в точке D мы будем иметь твердую фазу однородного состава, отвечающего первоначальному. Таким образом, никакого перераспределения и очистки не происходит.

Зонная плавка основывается на том, что при проведении процесса искусственно создаются условия, препятствующие выравниванию концентраций в твердой и жидкой фазах. Это достигается передвижением фронта кристаллизации с определенной небольшой скоростью порядка нескольких сантиметров в час. При этом, вследствие разности скоростей диффузии в твердой и жидкой фазах, удается нарушить равновесие между кристаллами и расплавом и выделить более чистые кристаллы.

Если примесь понижает температуру кристаллизации основного компонента (рис. 1, a), то она движется в том же направлении, что и расплавленная зона. Чем меньше единицы коэффициент распределения, тем выше эффект разделения. Наоборот, примесь, повышающая температуру кристаллизации основного компонента (рис. 1, δ), передвигается в противоположном направлении, и степень разделения будет тем выше, чем больше коэффициент распределения превышает единицу. Если же коэффициент распределения равен или близок к единице, очистка кристаллизацией практически не происходит.

Основное различие в характере поведения примесей с k < 1 и k > 1 заключается в том, что атомы, ионы или молекулы первых, передвигаясь вместе с зоной, уже в течение первого прохода могут быть унесены в конец образца, в то время как во втором случае атомы, ионы или молекулы примеси, движущиеся в обратном направлении, не могут переместиться дальше одной зонной длины, что затрудняет зонную очистку от таких примесей. Исходя из многочисленных экспериментальных данных, подавляющее большинство примесей в разнообразных объектах основного компонента (например, кремния) имеет коэффициент распределения меньше единицы. В дальнейшем, если это специально не оговорено, рассматриваются системы с k < 1.

Равновесный коэффициент распределения k_0 является величиной идеальной и на практике принято оперировать так называемым эффективным коэффициентом распределения $k_{_{3}\phi\phi}$, который несколько ближе k_0 к единице.

Различие между эффективным и равновесным коэффициентом распределения заключается в том, что движущийся фронт кристаллизации отталкивает растворенную примесь быстрее, нежели она успевает диффундировать в глубь расплавленной зоны, поэтому впереди фронта кристаллизации возникает обогащенный слой. Это приводит к тому, что при дальнейшем передвижении зоны содержание примеси в растущих кристаллах повышается по сравнению с равновесными условиями. Толщина обогащенного слоя, обычно называемого диффузионным слоем, лежит в пределах 0,1-0,001 см, понижаясь в зависимости от степени интенсивности перемешивания жидкой фазы. Таким образом, диффузионный слой является своеобразной мембраной, препятствующей свободному проникновению примеси в жидкую фазу, поэтому необходимо уменьшить толщину и площадь этой мембраны. Первое создается за счет перемешивания расплава, а для обеспечения второго необходимо добиваться, чтобы фронт кристаллизации имел совершенную и плоскую форму, т. е. расплавленная зона должна иметь наиболее четкие границы.

Математическая зависимость между $k_{_{}_{}_{}_{}\phi\phi}$ и $k_{_{}_{}}$ выражается формулой:

$$k_{9\phi\phi} = \frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0)e^{-\frac{\upsilon\sigma}{D}}}$$

где υ – скорость передвижения фронта кристаллизации, s – толщина диффузионного слоя, D – коэффициент диффузии примеси в жидкой фазе. Так как последний обратно пропорционален вязкости среды ($D = kT/\sigma\pi\eta r$), следует ожидать, что ближе всего будет $k_{3\phi\phi}$ к k_0 , т.е. эффект очистки окажется наибольшим для систем с интенсивным перемешиванием, небольшой скоростью передвижения фронта кристаллизации и низким значением вязкости расплава [1].

Равновесный коэффициент распределения k_0 в реальных системах практически не достигается, поэтому далее под коэффициентом распределения k будет подразумеваться эффективный коэффициент распределения k_{2000}

Перед проведением очистки какого-либо объекта методом зонной плавки, необходимо располагать знанием коэффициентов распределения примесей, подлежащих удалению.

Если полученные значения k равны или близки к единице, т. е. находятся в интервале 0,8–1,2, необходимо попытаться предварительно удалить соответствующую примесь каким-либо иным методом.

Математические модели зонной плавки для механизмов сегрегации и испарения

Очищая кремний зонной плавкой нужно учитывать взаимодействие расплава с атмосферой. Например, для эффективного удаления примесей бора необходимо в атмосферу инертных газов ввести водяной пар. Бор переходит в летучее соединение.

Теория распределения примесей при зонной плавке с учетом взаимодействия расплава с паровой фазой была рассмотрена в работах Боомгаарда и Циглера [2, 3].

Боомгаардом рассматривался процесс зонного выравнивания летучей примеси при постоянной упругости пара этой примеси. Для вычисления распределения концентрации примеси по длине образца были сделаны следующие предположения: идеальное перемешивание в расплаве, отсутствие выравнивания концентрации и невозможность взаимодействия с паровой фазой для закристаллизовавшейся части, постоянство коэффициентов распределения, постоянство плотности перекристаллизуемого материала, возможное взаимодействие расплава с паровой фазой и отсутствие взаимодействия с материалом контейнера, постоянство площади поперечного сечения загрузки перекристаллизуемого материала, постоянство длины расплавленной зоны.

В результате было получено уравнение, характеризующее распределение примеси по длине слитка после *n*-го прохода и при предельном распределении в полубесконечном слитке

$$\frac{dC_x^n}{dx} + \left(\frac{k}{l} + \frac{k_{B3}}{\delta \upsilon}\right) C_x^n = \frac{k_{B3}}{\delta \upsilon} C_{pabh} + \frac{k}{l} C_{L'-x}^{n-1},$$

где k – коэффициент распределения, k_{63} – постоянная взаимодействия расплава с газовой фазой, 1 – длина расплавленной зоны, $C_{равн}$ – равновесная концентрация, L' = L - 1 и $C_{L'-x}^{n-1}$ – концентрация после (n-1)-го прохода в точке L'-x.

Циглер получил уравнение для зонной плавки в вакууме, основываясь на допущениях Боомгаарда. Применение высокого вакуума исключает влияние атмосферы. При этом нужно учитывать испарение легколетучих примесей, которые могут образовать сегрегационный слой, в результате чего сильно изменится форма концентрационных кривых. С хорошим приближением могут быть рассчитаны кривые распределения фосфора в кремнии при бестигельной зонной плавке с различными параметрами.

Формальная закономерность с учетом соотношения испарения и оттеснения примесей рассматривалась как частный случай в работе Боомгаарда для определения влияния взаимодействия расплава с атмосферой на распределение концентрации примеси при зонной плавке. Полученное уравнение для изменения концентраций в простейшей форме рассмотрено далее для частного случая испарения в вакууме.

Временное изменение концентрации в расплавленной зоне, обусловленное испарением, выражается линейным законом:

$$\frac{dC_{\mathcal{H}}}{dt} = -\alpha C_{\mathcal{H}}$$

Закон справедлив при условии, если парциальное давление растворенной примеси над расплавом пропорционально концентрации C_{∞} для сильно разбавленных растворов. Введенный параметр α зависит от формы расплавленной зоны. Использованный Боомгаардом независимый геометрический реакционный коэффициент, или коэффициент испарения g, связан с а соотношением

$$g=\alpha\frac{V}{F}\,,$$

где V – объем расплавленной зоны, см³, F – площадь поперечного сечения образца, см².

Для бестигельной зонной плавки цилиндрического образца это уравнение имеет вид:

$$g=\alpha \frac{d}{4}$$
,

где d – диаметр образца, см.

Баланс концентрации примеси в расплавленной зоне может быть представлен в виде уравнения:

$$dC_{\mathcal{H}} = \frac{C_0 F dx}{V} - \frac{k C_{\mathcal{H}} F dx}{V} - \alpha C_{\mathcal{H}} dt$$

где C_0 – исходная концентрация, атом/см³.

После преобразований получается дифференциальное уравнение для затвердевшей части:

$$\frac{dC_{TB}}{dx} + \frac{u}{l}C_{TB} - \frac{k}{l}C_0 = 0,$$

где
$$u = k + \alpha \frac{1}{\upsilon}$$
, предполагая, что $\upsilon = \frac{dx}{dt}$.

Влияние градиента температуры вдоль границы твердой фазы на положение и форму кристаллизации

При наличии перепада температуры вдоль неподвижной границы твердой фазы фронт кристаллизации уже нельзя считать плоскостью. В этом случае, температурное поле в твердой фазе уже не одномерно, оно функция не менее двух пространственных координат. В этом случае фронт кристаллизации имеет форму отличную от плоскости, и задача об определении положения и формы фронта кристаллизации усложняется. Решая эту задачу в своей монографии, Б. Я. Любов определил не только закон перемещения границы раздела фаз, но и эволюцию ее формы с течением времени [4].

Искривленный фронт кристаллизации имеет аналитическое выражение:

$$f(y,t) = \begin{cases} (\beta + R_1 \sin \omega y)\sqrt{t} & \text{для малых } t; \\ \beta \sqrt{t} + \frac{R_2 \sin \omega y}{\sqrt{t}} & \text{для больших } t, \end{cases}$$

где t – время, β = const,
Полученные зависимости позволяют сделать следующий вывод: перепады температур вдоль поверхности существенно сказываются на форме поверхности раздела фаз только на начальном этапе кристаллизации.

Влияние формы поверхности раздела фаз на распределение примесей

Искривление фронта кристаллизации является одной из причин неоднородного распределения примесей по сечению образца.

При выпуклом фронте кристаллизации концентрация примеси на периферии кристалла для каждого сечения должна быть больше чем в центре; при вогнутом фронте кристаллизации – наоборот. Эта неоднородность увеличивается с ростом кривизны фронта кристаллизации с отклонением коэффициента распределения от единицы. Неоднородность возрастает от начала к концу кристалла [4].

Другими причинами неоднородного распределения примесей по сечению образцов могут быть преимущественное испарение примесей с поверхностных, слоев расплава по сравнению с внутренними слоями в расплаве, когда диффузионное или конвективное перемешивание не обеспечивает выравнивания состава по всей массе расплава. Это касается и других видов взаимодействия расплава с паровой фазой, контейнерным материалом и т. д.

Основное средство борьбы с неоднородностью примесей по сечению образцов – создание температурных полей, обеспечивающих плоскую форму фронта кристаллизации и интенсивное перемешивание расплава.

Проблема устойчивости плоского фронта кристаллизации

При определенных условиях плоская поверхность раздела фаз делается неустойчивой. Это объясняется тем, что многие особенности структуры реального кристалла определяются морфологией фронта кристаллизации во время его роста.

Нарушение устойчивости плоского фронта кристаллизации приводит к появлению дендритов [5, 6]. Дендриты были обнаружены даже при малых (порядка десятых долей градуса) переохлаждениях; отсюда был сделан вывод, согласно которому условием нарушения устойчивости плоского фронта кристаллизации и образования на нем дендритов является наличие перед плоским фронтом переохлажденного расплава. Объясняется это переохлаждением перед фронтом кристаллизации. Существующее переохлаждение должно по мере удаления от поверхности раздела фаз увеличиваться, так как тепловой эффект превращения частично его снимает. Так как скорость роста кристалла в области небольших переохлаждений, с увеличением последних, возрастает, любая выступающая часть плоского фронта, попадая в область большего переохлаждения, растет быстрее, чем плоский фронт, и обгоняет его, в результате чего фронт кристаллизации, бывший вначале плоским, после возникновения

перед ним в расплаве переохлаждения теряет устойчивость и выбрасывает в расплав отростки [7].

Нарушение устойчивости возможно только при условии, что температура расплава ниже, чем на плоском фронте кристаллизации. Наличие переохлаждения является необходимым условием возникновения устойчивых выступов на плоском фронте [8]. Для отклонения формы фронта кристаллизации от плоской, кроме этого условия необходимы и другие.

Причинами неустойчивости плоского фронта кристаллизации могут быть различия условий теплоотвода от плоского и от выступающих вперед участков фронта кристаллизации. Кроме того, не учитывалась роль межфазного поверхностного натяжения, играющего роль фактора, стабилизирующего плоскую поверхность кристаллизации.

Факторы управляющие кинетикой вертикальной бестигельной зонной плавки

Эффективность зонной очистки во многом определяется рядом факторов, которые необходимо учитывать при конструировании соответствующей аппаратуры и практическом осуществлении процесса.

Среди них – скорость передвижения зоны и варианты ее перемещения, длина зоны, форма и способ расположения обрабатываемого образца, температурный градиент на границе раздела твердой и жидкой фаз.

Обычно скорость передвижения расплавленной зоны и выбирается в интервале 0,5–20 см/ч. С наибольшим основанием можно выбрать значение скорости кристаллизации, зная зависимость k = f(v). В этом случае можно использовать максимальное значение скорости, при которой k еще сохраняет благоприятное значение. При подборе скорости передвижения необходимо также принимать во внимание следующее: чем ниже симметрия растущих кристаллов, тем меньше величина v.

Если при зонной очистке применять небольшую скорость кристаллизации, точное регулирование температурного режима и монокристаллическую затравку, можно получить не поликристаллический слиток, а монокристалл. При этом имеет место более глубокая очистка, так как совершенная монокристаллическая структура защищает от проникновения атомов или молекул неизоморфных примесей в кристаллическую решетку.

Поверхностное натяжение, приводя к уменьшению равновесной температуры на границе раздела фаз, обусловливает уменьшение теплового потока от растущего кристалла в переохлажденный расплав и, следовательно, уменьшение скорости роста кристалла.

Большое значение при проведении процесса зонной плавки имеет наличие значительного температурного градиента на границе раздела твердой и жидкой фаз, что достигается путем применения принудительного охлаждения закристаллизовавшихся участков образца. Необходимость создания такого градиента вызывается следующими обстоятельствами. Градиент существенно влияет на создание четкого фронта кристаллизации, что повышает эффективность процесса. Пфанновское допущение о пренебрежимо малой скорости диффузии примеси в твердой фазе перестает быть справедливым, если температура твердой фазы близка к температуре кристаллизации. По этой причине желательно подавить диффузию путем интенсивного охлаждения твердых частей образца [1].

Чем ниже температура выращиваемого кристалла, тем соответственно требуется большее количество тепла для поддержания расплавленной зоны. При этом ее температура в центре значительно отличается от температуры на границах раздела, что при вертикальном расположении образца способствует интенсификации конвективных потоков, создающих перемешивание в зоне.

При существенной исходной концентрации примеси впереди фронта кристаллизации может образоваться область, настолько богатая примесью, что температура кристаллизации части жидкости, расположенной в этой области, заметно понизится. При отсутствии значительного температурного градиента это вызовет переохлаждение такого участка, который затем внезапно закристаллизуется, увлекая за собой примеси и искажая нормальное течение процесса. Таким образом, создание температурного градиента на фронте кристаллизации весьма необходимо для обеспечения эффективности процесса.

Выводы

Величина различия между идеальным k_0 и реальным $k_{_{3\phi\phi}}$ определяется не только временными характеристиками равновесных и неравновесных протеканий процессов. Степень приближения $k_{_{3\phi\phi}} \rightarrow k_0$ зависит от уровня оптимизации важнейших параметров управления процессом кристаллизации.

К параметрам процесса кристаллизационной очистки, требующих оптимизации, следует отнести:

1. Скорость перемещения фронта кристаллизации

(ФК), т.к. осевой градиент $\frac{dT}{dx} = f(v)$ и радиальный

градиент $\frac{dT}{dr} = f(\upsilon)$.

2. Вариант перемещения ФК – горизонтальное расположение кристалла полупроводника или вертикальное формируют различную картину конвективных потоков в зоне расплава. Для каждого варианта имеет место собственный профиль формы фронта кристаллизации и плавления.

3. Геометрия зоны расплава:

- длина 1 управляет интенсивностью сегрегации

примесей, т.к.
$$k \sim f(l)$$
 и $\frac{dC_x^n}{dx} \sim f(l)$;

 диаметр или поперечный параметр кристалла – параметр определяющий объем расплавленной зоны и ее соотношение с длиной всего кристалла, которые влияют на радиальный и осевой градиент температур в кристалле;

 - форма и площадь поверхности расплава формируют собственную картину конвективных потоков в расплаве, скорость испарения примесей с поверхности радиальный и осевой градиент распределения примесей.

4. Температурный градиент на границе раздела фаз конечного физического поля (для данной специализации – цилиндр) разделяется на осевой и радиальный. Для реальных процессов кристаллизации – это интегральная функция, суммирующая воздействие факторов указанных в пунктах с первого по третий.

Проведенный анализ параметров дает возможность выбрать оптимальные характеристики для построения модели процесса пульсационной зоной очистки кремния.

Перечень ссылок

- Методы получения особо чистых неорганических веществ / [Степин Б. Д., Горштейн И. Г., Блюм Г. З. и др.]. – Л. : Химия, 1969. – 480 с.
- Ван ден Боомгард Зонная плавка / Ван ден Боомгард ; под ред. В. Н. Вигдоровича. – М. : Металлургия, 1966. – 36 с.
- Циглер Г. Зонная плавка / Г. Циглер ; под ред. В. Н. Вигдоровича. – М. : Металлургия, 1966. – 64 с.
- Вигдорович В. Н. Очистка металлов и полупроводников кристаллизацией / В. Н. Вигдорович. – М. : Металлургия, 1969. – С. 92–95.
- 5. Weinberg F., Chalmers B., Canad. J. Phys. 29, 382 (1951).
- 6. Weinberg F., Chalmers B., Canad. J. Phys. 30, 488 (1952).
- Любов Б. Я. Теория кристаллизации в больших объемах : моногр. / Б. Я. Любов. – М. : Наука, 1975. – 256 с.
- Темкин Д. Е. Кристаллизация и фазовые переходи / Д. Е. Темкин. – Минск : Изд-во АН БССР, 1962. – 249 с.

Одержано 06.09.2010

Алієва З. У., Трубіцин Ю. В. Аспекти керування кінетикою вертикальної безтигельної зонної плавки при очищенні кремнію

Розглянутий і проаналізований ряд чинників, що впливають на кінетику вертикальної безтигельної зонної плавки при очищенні кремнію.

Ключові слова: зонна плавка, кінетика, фронт кристалізації, температурний градієнт, коефіцієнт розподілу, концентрація.

Alieva Z., Trubitsyn Yu. Vertical crucibleless melting kinetics management aspects during silicon cleaning Factors that influence the vertical crucibleless melting kinetics during silicon cleaning are considered and analysed. **Key words:** area melting, kinetics, crystallization front, temperature gradient, distribution coefficient, concentration.

ІІІ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 536.2

Канд. физ.-мат. наук В. К. Хижняк, канд. техн. наук В. С. Левада, канд. техн. наук Т. И. Левицкая

Национальный технический университет, г. Запорожье

ИЗГИБ ПЛАСТИНЫ, НАГРУЖЕННОЙ ПОДВИЖНЫМИ ТЕПЛОВЫМИ ИСТОЧНИКАМИ

Решена задача изгиба пластины, имеющей вид бесконечной полосы, находящейся под действием двух точечных источников тепла, движущихся в одном направлении на одинаковых расстояниях от краёв пластины.

Ключевые слова: термоупругость, пластина, бесконечная полоса, изгиб, источник тепла, подвижная нагрузка.

Постановке, исследованию и решению задач термоупругости посвящено большое количество работ, что обусловлено исследованием процессов, моделируемых задачами термоупругости.

Проблемы термоупругости подробно исследованы в монографиях [1–3]. Задачи термоупругости при действии движущихся источников тепла рассматривались в работах [4, 5].

В данной работе изучается изгиб пластины, представляющей собой бесконечную полосу шириной 2l и толщиной h, под действием двух движущихся по прямой точечных источников тепла. Распределение температуры в этой полосе описывается уравнением [6]:

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} - a^2 \Delta \theta + b^2 \theta = V \left(\delta(y - y_0) + \delta(y - 2l + y_0) \right) \cdot \delta(x - v_0 t) , (1)$$

$$y \in (0, 2l), y_0 \in (l, 2l), x \in R, t \in R$$

с граничными условиями

$$\left(\frac{\partial \theta}{\partial y} - \lambda \theta\right) \bigg|_{y=0} = \left(\frac{\partial \theta}{\partial y} + \lambda \theta\right) \bigg|_{y=2l} = 0, \quad \theta \bigg|_{l=-\infty} = 0,$$

$$\theta \to 0 \text{ при } x \to \pm \infty,$$
 (2)



где
$$a^2 = \frac{\lambda}{c\rho}$$
, $b^2 = \frac{12a^2}{h^2} + \frac{6k}{c\rho h}$, $V = \text{const}$, $\lambda - \kappa o \Rightarrow \phi$ -

фициент теплопроводности, c – удельная теплоемкость, ρ – плотность материала, k – коэффициент теплоотдачи, v_0 – скорость подвижного источника, Δ – оператор Лапласа, T – температура, m = const, h – толщина пластины, $\delta(z)$ – функция Дирака.

Решение задачи (1), (2) будем искать в виде $\theta = \theta(\xi, y)$, где $\xi = x - v_0 t$.

Учитывая симметричность теплового излучения, получим следующую задачу:

$$\Delta \theta + \frac{v_0}{a^2} \frac{\partial \theta}{\partial \xi} - \frac{b^2}{a^2} \theta = -\frac{V}{a^2} \delta(y - y_0) \delta(\xi)$$
(3)

$$\frac{\partial \theta}{\partial y}\Big|_{y=l} = 0 , \left(\frac{\partial \theta}{\partial y} + \lambda \theta\right)\Big|_{y=2l} = 0$$

$$\theta \to 0 \quad \text{при} \quad \xi \to \pm \infty . \tag{4}$$

Условие (4) гарантирует выполнение условий (2). Решение задачи (3), (4) будем искать в виде

$$\theta(\xi, y) = \sum_{k=1}^{\infty} U_k(\xi) Y_k(y), \qquad (5)$$

где $Y_k(y)$ – решения задачи на собственные значения

© В. К. Хижняк, В. С. Левада, Т. И. Левицкая, 2011

ISSN 1607-6885 Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні №1, 2011

$$\begin{aligned} Y_k'' + \mu^2 Y_k &= 0\\ \frac{dY_k}{dy}\Big|_{y=l} &= 0, \quad \left(\frac{dY_k}{dy} + \lambda Y_k\right)\Big|_{y=2l} &= 0, \end{aligned}$$

$$Y_k(y) = \cos \mu_k (y-l),$$

здесь μ_k – корни уравнения $tg\mu_l = \frac{\lambda_l}{\mu_l}$.

d

Подставив (5) в (3) и, учитывая граничные условия (4), получим

$$\frac{d^2 U_k}{d\xi^2} + \frac{v_0}{a^2} \frac{dU_k}{d\xi} - \left(\mu_k^2 + \frac{b^2}{a^2}\right) U_k = V_0 \cdot \delta(\xi) , \quad (6)$$

$$U_k \xrightarrow{\xi \to \pm \infty} 0, \qquad (7)$$

где $V_0 = -\frac{V}{a^2} \mu_k \cos \mu_k y_0$.

Решение задачи (6), (7) имеет вид

$$U_{k}(\xi) = \frac{V}{S_{k}}e^{-\frac{\xi v_{0} + |\xi|S_{k}}{2a^{2}}}\cos\mu_{k}y_{0}, \qquad (8)$$

где $s_k^2 = v_0^2 + 4a^4\mu_k^2 + 4a^2b^2$.

Таким образом, окончательно получим

$$\theta(\xi, y) = V \sum_{k=1}^{\infty} \frac{\cos \mu_k y_0}{s_k} e^{-\frac{\xi v_0 + |\xi| S_k}{2a^2}} \cos \mu_k y.$$
(9)

Далее рассмотрим изгиб пластины, шарнирно опертой по краям [6]:

$$\Delta^2 W - \frac{\rho h}{D} \frac{\partial^2 W}{\partial t^2} = \alpha (1 - \nu) \Delta \theta , \qquad (10)$$

$$W\Big|_{\substack{y=0\\y=2l}} = \frac{\partial^2 W}{\partial y^2}\Big|_{\substack{y=0\\y=2l}} = 0,$$

$$W|_{x \to \pm \infty} \to 0, \quad \frac{\partial W}{\partial x}|_{x \to \pm \infty} \to 0, \quad (11)$$

где а и v – коэффициенты теплового расширения и Пуассона, *D* – жесткость пластины.

Перейдем к подвижной системе координат, полагая $\xi = x - v_0 t$ и

$$\frac{\partial^2 W}{\partial t^2} = v_0^2 \, \frac{\partial^2 W}{\partial \xi^2} \, .$$

Решение задачи (10)-(11) найдем с помощью функции Грина, удовлетворяющей уравнению

$$\Delta^2 G - \beta^2 \frac{\partial^2 G}{\partial \xi^2} = A\delta(y - y_1)\delta(\xi - \xi_1)$$
(12)

и граничным условиям

$$G\Big|_{\substack{y=0\\y=2l}} = \frac{\partial^2 G}{\partial y^2}\Big|_{\substack{y=0\\y=2l}} = 0$$

$$G|_{\xi \to \pm \infty} \to 0, \quad \frac{\partial G}{\partial \xi}|_{\xi \to \pm \infty} \to 0, \quad (13)$$

где $A = \frac{1}{D}$, $\beta^2 = \frac{\rho h}{D}$.

Решение задачи (12), (13) представим в виде

$$G(\xi, y, \xi_1, y_1) = \sum_{k=1}^{\infty} g_k(\xi, \xi_1) \sin \frac{k\pi y}{2l} \sin \frac{k\pi y_1}{2l}, \quad (14)$$

где g_k являются решением уравнения

$$\frac{d^4g_k}{d\xi^4} - (2\mu_k^2 + \beta^2)\frac{d^2g_k}{d\xi^2} + \mu_k^4g_k = A_0\delta(\xi - \xi_1)$$
(15)

при условии

$$g_k \Big|_{\xi \to \pm \infty} \to 0, \quad \frac{dg_k}{d\xi} \Big|_{\xi \to \pm \infty} \to 0, \qquad (16)$$

где
$$A_0 = \frac{1}{D} \sin \mu_k y$$
, $\mu_k = \frac{k\pi}{2l}$.

Решая задачу (15), (16), получим

$$g_{k}(\xi,\xi_{1}) = \frac{\sin\mu_{k}y_{1}}{Dl(m_{k}^{2} - n_{k}^{2})} \left(\frac{e^{-m_{k}|\xi-\xi_{1}|}}{m_{k}} + \frac{e^{-n_{k}|\xi-\xi_{1}|}}{n_{k}}\right), (17)$$

rge
$$m_{k} = \sqrt{\mu_{k}^{2} + \beta^{2} + \sqrt{\mu_{k}^{2}\beta^{2} + \beta^{4}}},$$
$$n_{k} = \sqrt{\mu_{k}^{2} + \beta^{2} - \sqrt{\mu_{k}^{2}\beta^{2} + \beta^{4}}}.$$

Таким образом, окончательно получим

$$G(\xi, y, \xi_1, y_1) = \frac{1}{Dl} \sum_{k=1}^{\infty} \frac{1}{m_k^2 - n_k^2} \left(\frac{e^{-m_k |\xi - \xi_1|}}{m_k} + \frac{e^{-n_k |\xi - \xi_1|}}{n_k} \right) \sin \frac{k\pi y}{2l} \sin \frac{k\pi y_1}{2l}.$$
 (18)

Решение задачи (10), (11) с учетом (9), (8) запишем в виде

$$W(\xi, y) = \int_{-\infty}^{\infty} \int_{0}^{2l} G(\xi, y, \xi_1, y_1) \alpha(1 - \nu) \Delta \theta(\xi_1, y_1) d\xi_1 dy_1$$

или

$$W(\xi, y) = \frac{\alpha(1-\nu)V}{Dl} \int_{-\infty}^{\infty} \int_{0}^{2l} \left(\sum_{k=1}^{\infty} \frac{1}{m_k^2 - n_k^2} \left(\frac{e^{-m_k |\xi - \xi_1|}}{m_k} + \frac{e^{-n_k |\xi - \xi_1|}}{n_k} \right) \sin \frac{k\pi y}{2l} \sin \frac{k\pi y_1}{2l} \right) \times \\ \times \Delta \left(\sum_{n=1}^{\infty} \frac{\cos \mu_n (y_0 - l)}{s_n} e^{-\frac{\xi_1 \nu + |\xi_1| S_n}{2a^2}} \cos \mu_n (y_1 - l) \right) d\xi_1 dy_1.$$

В результате интегрирования решение (10), (11) принимает вид

$$W(\xi, y) = \frac{\alpha(1-\nu)V\pi}{Dl^2} \sum_{\substack{k=1\\p=1,3,5,\dots}}^{\infty} \cos\mu_k l \frac{\cos\mu_k(y_0-l)}{s_k} \frac{p}{\left(\frac{p\pi}{2l}\right)^2 - \mu_k^2} \frac{\sin\frac{p\pi y}{2l}}{m_p^2 - n_p^2} \times I_{p,k}(\xi).$$

При ξ>0

$$\begin{split} I_{p,k}(\xi) = & \left[\frac{2m_p e^{-\frac{v_0 + s_k}{2a^2}\xi} - \left(m_p + \frac{v_0 + s_k}{2a^2}\right) e^{-m_p\xi}}{m_p \left(m_p^2 - \frac{(v_0 + s_k)^2}{4a^4}\right)} + \frac{2n_p e^{-\frac{v_0 + s_k}{2a^2}\xi} - \left(n_p + \frac{v_0 + s_k}{2a^2}\right) e^{-n_p\xi}}{n_p \left(n_p^2 - \frac{(v_0 + s_k)^2}{4a^4}\right)} \right] \left(\frac{(v_0 + s_k)^2}{4a^4} - \mu_k^2\right) + \\ & + \left[\frac{e^{-m_p\xi}}{m_p \left(m_p - \frac{v_0 - s_k}{2a^2}\right)} + \frac{e^{-n_p\xi}}{n_p \left(n_p - \frac{v_0 - s_k}{2a^2}\right)} \right] \left(\frac{(v_0 - s_k)^2}{4a^4} - \mu_k^2\right). \end{split}$$

При ξ < 0

$$\begin{split} I_{p,k}(\xi) &= \left[\frac{2m_p e^{-\frac{v_0 - s_k}{2a^2}\xi} - \left(m_p - \frac{v_0 - s_k}{2a^2}\right) e^{m_p\xi}}{m_p \left(m_p^2 - \frac{(v_0 - s_k)^2}{4a^4}\right)} + \frac{2n_p e^{-\frac{v_0 - s_k}{2a^2}\xi} - \left(n_p - \frac{v_0 - s_k}{2a^2}\right) e^{n_p\xi}}{n_p \left(n_p^2 - \frac{(v_0 - s_k)^2}{4a^4}\right)} \right] \left(\frac{(v_0 - s_k)^2}{4a^4} - \mu_k^2\right) + \left[\frac{e^{m_p\xi}}{m_p \left(m_p + \frac{v_0 + s_k}{2a^2}\right)} + \frac{e^{n_p\xi}}{n_p \left(n_p + \frac{v_0 + s_k}{2a^2}\right)}\right] \left(\frac{(v_0 + s_k)^2}{4a^4} - \mu_k^2\right). \end{split}$$

Или при $\xi = x - v_0 t$

$$W(x, y, t) = \frac{\alpha(1 - v)V\pi}{Dl^2} \sum_{\substack{k=1 \ p=1,3,5,\dots}}^{\infty} \cos\mu_k l \frac{\cos\mu_k (y_0 - l)}{s_k} \frac{p}{\left(\frac{p\pi}{2l}\right)^2 - \mu_k^2} \frac{\sin\frac{p\pi y}{2l}}{m_p^2 - n_p^2} \times I_{p,k} (x - v_0 t).$$

При $x - v_0 t > 0$

$$\begin{split} I_{p,k}(x-v_0t) = \left[\frac{2m_p e^{-\frac{v_0+s_k}{2a^2}(x-v_0t)} - \left(m_p + \frac{v_0+s_k}{2a^2}\right) e^{-m_p(x-v_0t)}}{m_p \left(m_p^2 - \frac{(v_0+s_k)^2}{4a^4}\right)} + \frac{2n_p e^{-\frac{v_0+s_k}{2a^2}(x-v_0t)} - \left(n_p + \frac{v_0+s_k}{2a^2}\right) e^{-n_p(x-v_0t)}}{n_p \left(n_p^2 - \frac{(v_0+s_k)^2}{4a^4}\right)} \right] \times \\ \times \left(\frac{(v_0+s_k)^2}{4a^4} - \mu_k^2\right) + \left[\frac{e^{-m_p(x-v_0t)}}{m_p \left(m_p - \frac{v_0-s_k}{2a^2}\right)} + \frac{e^{-n_p(x-v_0t)}}{n_p \left(n_p - \frac{v_0-s_k}{2a^2}\right)}\right] \left(\frac{(v_0-s_k)^2}{4a^4} - \mu_k^2\right). \end{split}$$

При $x - v_0 t < 0$

$$\begin{split} I_{p,k}(x-v_0t) = & \left[\frac{2m_p e^{-\frac{v_0 - s_k}{2a^2}(x-v_0t)} - \left(m_p - \frac{v_0 - s_k}{2a^2}\right) e^{m_p(x-v_0t)}}{m_p \left(m_p^2 - \frac{(v_0 - s_k)^2}{4a^4}\right)} + \frac{2n_p e^{-\frac{v_0 - s_k}{2a^2}(x-v_0t)} - \left(n_p - \frac{v_0 - s_k}{2a^2}\right) e^{n_p(x-v_0t)}}{n_p \left(n_p^2 - \frac{(v_0 - s_k)^2}{4a^4}\right)} \right] \times \\ & \times \left(\frac{(v_0 - s_k)^2}{4a^4} - \mu_k^2\right) + \left[\frac{e^{m_p(x-v_0t)}}{m_p \left(m_p + \frac{v_0 + s_k}{2a^2}\right)} + \frac{e^{n_p(x-v_0t)}}{n_p \left(n_p + \frac{v_0 + s_k}{2a^2}\right)}\right] \left(\frac{(v_0 + s_k)^2}{4a^4} - \mu_k^2\right). \end{split}$$

Получено аналитическое решение, позволяющее исследовать напряженное состояние пластины при различных параметрах. Найденная в работе функция Грина дает возможность получать решения о прогибах пластины, вызванных различными видами подвижных нагрузок.

Перечень ссылок

- Новацкий В. Вопросы термоупругости / Новацкий В. М. : Изд-во АН СССР, 1962. – 364 с.
- Коваленко А. Д. Термоупругость / А. Д. Коваленко. К. : Наукова думка, 1975. – 302 с.
- Подстригач Я. С. Обобщенная термомеханика / Я. С. Подстригач, Ю. М. Коляно. – К. : Наукова думка,

1976. – 311 c.

- Калоеров С. А. Термонапряженное состояние анизотропной пластинки с отверстиями и трещинами / С. А. Калоеров, Ю. С. Антонов // Прикладная механика. – 2005. – Т. 41. – № 9. – С. 127–136.
- Авраменко Л. Е. Термоупругость тонких пологих оболочек под действием движущегося локального источника тепла / Л. Е.Авраменко // Динамические системы. – 2005. – Вып. 19. – С. 31–37.
- Болотин В. В. Динамические задачи термоупругости для пластин и оболочек при наличии излучения / В. В. Болотин // Тр. конф. по теор. пластин и оболочек. – Казанский гос. ун-т, Казань. – 1961. – С. 27–32.

Одержано 06.09.2010

Хижняк В.К., Левада В.С., Левицька Т.І. Згин пластини, яка навантажена джерелами тепла, що рухаються Розв'язано задачу згину пластини, що має вигляд нескінченої смуги та знаходиться під дією двох точкових джерел тепла, які рухаються в одному напрямку на однакових відстанях від країв пластини. Ключові слова: термопружність, пластина, нескінченна смуга, згин, джерело тепла, рухоме навантаження.

Khizhnyak V., Levada V., Levitskaya T. Bending of plates loaded with mobile heat sources

The problem of plate bending, having the form of an infinite strip under the influence of two point heat sources, moving in one direction at equal distances from the edges of the plate is solved. **Key words:** thermoelasticity, plate, infinite strip, bend, heat source, moving load.

УДК 531. 36

Д-р физ.-мат. наук С. А. Агафонов¹, канд. физ.-мат. наук И. А. Костюшко², канд. физ.-мат. наук С. П. Швыдкая²

¹Государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, г. Москва; ²Национальный университет, г. Запорожье

К ВОПРОСУ ОБ УСТОЙЧИВОСТИ ЦИРКУЛЯРНОЙ СИСТЕМЫ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ДИССИПАТИВНЫХ СИЛ

В работе исследуется устойчивость циркулярной системы при действии диссипативных сил (типичный пример диссипативных сил – реактивные силы, используемые в ракетостроении). В критическом случае двух пар чисто мнимых корней найдено в терминах системы условие асимптотической устойчивости. Рассмотрен также резонанс четвертого порядка.

Ключевые слова: циркулярная система, устойчивость, диссипативные силы, критический случай, резонанс.

1 Уравнения движения циркулярной системы при действии диссипативных сил

Уравнения движения циркулярной системы с двумя степенями свободы, находящейся под действием нелинейных диссипативных сил, можно привести к виду:

$$\begin{split} \ddot{x}_1 + \lambda_1 x_1 + \mu x_2 &= -\frac{\partial R}{\partial \dot{x}_1} ,\\ \ddot{x}_2 + \lambda_2 x_2 - \mu x_1 &= -\frac{\partial R}{\partial \dot{x}_2} , \end{split}$$

$$R = 1/2(\beta_1 x_1^2 \dot{x}_1^2 + \beta_2 x_2^2 \dot{x}_2^2) + 1/4(\gamma_1 \dot{x}_1^4 + \gamma_2 \dot{x}_2^4), \beta_i, \gamma_i > 0, (1)$$

где функция Рэлея *R* – однородная форма четвертого порядка.

Систему (1) приведем к безразмерной форме с помощью безразмерного времени $\sqrt{\lambda_1 + \lambda_2} t$. Эта замена корректна, т.к. необходимым условием устойчивости равновесия $x_1 = x_2 = 0$ $\dot{x}_1 = \dot{x}_2 = 0$ линейной системы является неравенство $\lambda_1 + \lambda_2 > 0$.

Система (1) примет вид:

$$x_1'' + kx_1 + \mu x_2 + \beta_1 x_1^2 x_1' + \gamma_1 x_1'^3 = 0,$$

$$x_2'' + (1 - k)x_2 - \mu x_1 + \beta_2 x_2^2 x_2' + \gamma_2 x_2'^3 = 0.$$
 (2)

В (2) штрих обозначает дифференцирование по τ ; $k = \lambda_1 / (\lambda_1 + \lambda_2)$. Обозначения для других параметров сохранены прежними.

Условием устойчивости положения равновесия $x_1 = x_2 = 0$, $x'_1 = x'_2 = 0$ системы (2) при отсутствии диссипативных сил $\beta_1 = \beta_2 = \gamma_1 = \gamma_2 = 0$ является неравенство

$$k(1-k) + \mu^2 < 1/4.$$
 (3)

© С. А. Агафонов, И. А. Костюшко, С. П. Швыдкая, 2011

Заметим, что при $\lambda_1 = \lambda_2$ линейная циркулярная система неустойчива [1]. Поэтому без уменьшения общности будем считать, что $\lambda_1 > \lambda_2$.

При выполнении неравенства (3) характеристическое уравнение имеет две пары чисто мнимых корней $\pm i\omega_1$, $\pm i\omega_2$, где ω_1 , ω_2 ($\omega_1 > \omega_2$) удовлетворяют уравнению частот

$$\omega^4 - \omega^2 + k(1-k) + \mu^2 = 0$$

Таким образом, задача устойчивости положения равновесия $x_1 = x_2 = 0$ $x'_1 = x'_2 = 0$ системы (2) сводится к анализу критического случая двух пар чисто мнимых корней.

2 Линейная и нелинейная нормализация

Для преобразования системы (2), удобно записать ее в векторном виде

$$x'' + Ax + F(x, x') = 0;$$

$$x = (x_1, x_2)^T, A = \begin{pmatrix} k & k \\ -\mu & 1-\mu \end{pmatrix}, F(x, x') = (F_1, F_2)^T,$$

$$F_1 = \beta_1 x_1^2 x_1' + \gamma_1 x_1'^3, F_2 = \beta_2 x_2^2 x_2' + \gamma_2 x_2'^3.$$
 (4)

В системе (4) сделаем замену переменных

$$x = Ly, \ y = (y_1, y_2)^T, \ L = \begin{pmatrix} 1 & \mu/(\omega_2^2 - k) \\ \mu/(1 - \omega_1^2 - k) & 1 \end{pmatrix} .$$
(5)

Поскольку линейная система является неконсервативной (матрица A не является симметрической), то для перехода к нормальным координатам необходимо провести анализ сопряженной системы $x''^4 + A^T x = 0$ и найти сопряженную матрицу L^* собственных форм. Поскольку A^T получается из матрицы A заменой μ на $-\mu$, то и имеет вид матрицы L после замены μ на $-\mu$. Подставляя замену (5) в (4) и умножая слева на L^{\ast} , получим

$$y'' + \nabla y + \alpha^{-1}L^*F(Ly, Ly') = 0,$$

$$\nabla = \text{diag}(\omega_1^2, \omega_2^2), \quad \alpha = 1 - \frac{\mu^2}{(\omega_2^2 - k)^2} > 0.$$
(6)

В системе (6) сделаем еще одну замену переменных

$$y_{1} = \frac{1}{2}(u_{1} + \overline{u}_{1}), \quad y_{1}' = \frac{i\omega_{1}}{2}(u_{1} - \overline{u}_{1});$$
$$y_{2} = \frac{1}{2}(u_{2} + \overline{u}_{2}), \quad y_{2}' = \frac{i\omega_{2}}{2}(u_{2} - \overline{u}_{2}).$$
(7)

В (7) черта означает операцию комплексного сопряжения. Система (6) примет вид:

$$u_{1}' = i\omega_{1}u_{1} + \frac{i}{\omega_{1}}\alpha^{-1}\Phi_{1}, u_{2}' = i\omega_{2}u_{2} + \frac{i}{\omega_{2}}\alpha^{-1}\Phi_{2}.$$
 (8)

 $B(8) \Phi_1, \Phi_2$ равны

$$\Phi_{1} = \beta_{1}x_{1}^{2}x_{1}' + \gamma_{1}x_{1}'^{3} - \frac{\mu}{\omega_{2}^{2} - k}(\beta_{2}x_{2}^{2}x_{2}' + \gamma_{2}x_{2}'^{3}),$$

$$\Phi_{2} = \beta_{2}x_{2}^{2}x_{2}' + \gamma_{2}x_{2}'^{3} - \frac{\mu}{\omega_{2}^{2} - k}(\beta_{1}x_{1}^{2}x_{1}' + \gamma_{1}x_{1}'^{3}). \quad (9)$$

В выражениях (9) необходимо сделать последовательно замены переменных (5) и (7). Уравнения для сопряженных переменных не выписаны.

Для того чтобы воспользоваться критерием Каменкова в случае двух пар чисто мнимых корней [8], необходимо в системе (8) провести нелинейную нормализацию, после которой в преобразованной системе будут присутствовать только резонансные члены. Предположим сначала, что отсутствует внутренний резонанс четвертого порядка $\omega_1 \neq 3\omega_2$. С помощью полиномиального преобразования

$$u_k = z_k + Z_k(z_1, z_2, \overline{z}_1, \overline{z}_2), \quad (k = 1, 2) \quad (10)$$

систему (8) можно привести к нормальной форме до членов третьего порядка включительно (Z_k - формы третьего порядка)

$$\begin{aligned} z_1' &= i\omega_1 z_1 - A_{11} z_1^2 \bar{z}_1 - A_{12} z_1 z_2 \bar{z}_2; \\ z_2' &= i\omega_2 z_2 - A_{21} z_2 z_1 \bar{z}_1 - A_{22} z_2^2 \bar{z}_2. \end{aligned} \tag{11}$$

В (11) коэффициенты А_{іі} равны

$$A_{11} = \frac{\alpha^{-1}}{8} \left[\beta_1 + 3\gamma_1 \omega_1^2 - \frac{\mu}{(\omega_2^2 - k)^4} (\beta_2 + 3\omega_1^2 \gamma_2) \right],$$
$$A_{12} = \frac{\alpha^{-1}}{4} \frac{\mu^2}{(\omega_2^2 - k)^2} \left[\beta_1 + 3\gamma_1 \omega_2^2 - (\beta_2 + 3\omega_2^2 \gamma_2) \right],$$

$$A_{21} = \frac{\alpha^{-1}}{4} \frac{\mu^2}{(\omega_2^2 - k)^2} \Big[\beta_2 + 3\gamma_2 \omega_1^2 - (\beta_1 + 3\omega_1^2 \gamma_1) \Big]$$
$$A_{22} = \frac{\alpha^{-1}}{8} \Big[\beta_2 + 3\gamma_2 \omega_2^2 - \frac{\mu}{(\omega_2^2 - k)^4} (\beta_1 + 3\omega_2^2 \gamma_1) \Big].$$

3 Анализ устойчивости

Рассмотрим ряд частных случаев. Пусть $\beta_1 = \beta_2 = \beta$ и $\gamma_1 = \gamma_2 = \gamma$ Тогда $A_{12} = A_{21} = 0$. Система (11) имеет вид:

$$z_{1}' = i\omega_{1}z_{1} - \frac{1}{8}(\beta + 3\gamma\omega_{1}^{2})\left(1 + \frac{\mu^{2}}{(\omega_{2}^{2} - k)^{2}}\right)z_{1}^{2}\bar{z}_{1};$$

$$z_{2}' = i\omega_{2}z_{2} - \frac{1}{8}(\beta + 3\gamma\omega_{2}^{2})\left(1 + \frac{\mu^{2}}{(\omega_{2}^{2} - k)^{2}}\right)z_{2}^{2}\bar{z}_{2}.$$
 (12)

Коэффициенты при $z_1^2 \bar{z}_1$ и $z_2^2 \bar{z}_2$ отрицательны и, на основании критерия Каменкова [8], равновесие $x_1 = x_2 = 0$, $x'_1 = x'_2 = 0$ асимптотически устойчиво.

Интересно отметить следующее обстоятельство. Если на устойчивую циркулярную систему с произвольным числом степеней свободы действуют линейные диссипативные силы с равными коэффициентами диссипации, то равновесие $x_1 = x_2 = 0$, $x'_1 = x'_2 = 0$ циркулярной системы становится асимптотически устойчивым [1]. Здесь аналогичный результат для систем с двумя степенями свободы имеет место и в случае нелинейных диссипативных сил.

Рассмотрим случай $\gamma_1 = \gamma_2 = 0$. Система (11) примет вид:

$$z_{1}' = i\omega_{1}z_{1} - \frac{\alpha^{-1}}{8}\beta_{2}(\beta - a)z_{1}^{2}\overline{z_{1}} - \frac{\alpha^{-1}}{4}\beta_{2}\frac{\mu^{2}}{(\omega_{2}^{2} - k)^{2}}(\beta - 1)z_{1}z_{2}\overline{z_{2}};$$

$$z_{2}' = i\omega_{2}z_{2} + \frac{\alpha^{-1}}{4}\beta_{2}\frac{\mu^{2}}{(\omega_{2}^{2} - k)^{2}}(\beta - 1)z_{1}z_{2}\overline{z_{1}} - \frac{\alpha^{-1}}{8}\beta_{2}(1 - a\beta)z_{2}^{2}\overline{z_{2}};$$

$$a = \frac{\mu^4}{\left(\omega_2^2 - k\right)^4} < 1, \quad \beta = \frac{\beta_1}{\beta_2} \neq 1.$$
 (13)

Поскольку коэффициенты при $z_1 z_2 \overline{z_2}$ и $z_1 z_2 \overline{z_1}$ имеют разные знаки, то условием асимптотической устойчивости равновесия системы (13) является положительность коэффициентов при $z_1^2 \overline{z_1}$ и $z_2^2 \overline{z_2}$ [8], т.е. неравенства

$$a < \beta < \frac{1}{a}.$$
 (14)

При выполнении неравенств

$$a < \beta < a$$
 или $\beta > \frac{1}{a}$ (15)

равновесие системы (13) неустойчиво. Это следует из существования неограниченно растущего решения по ρ_1 ($\rho_2 \equiv 0$) или по ρ_2 ($\rho_1 \equiv 0$). Переменные ρ_1, ρ_2 связаны с z_1, z_2 соотношениями $z_1 = \sqrt{\rho_1} e^{i\varphi_1}, \ z_2 = \sqrt{\rho_2} e^{i\varphi_2}.$

Случай $\beta_1 = \beta_2 = 0$ рассматривается аналогично. Условие асимптотической устойчивости и условия неустойчивости равновесия совпадают с неравенствами (14) и (15) заменой β на $\gamma = \gamma_1/\gamma_2$.

Заметим, что выводы об устойчивости равновесия сохраняются и для полной нелинейной системы [9].

Из полученных результатов следует, что влияние нелинейных диссипативных сил на циркулярную систему также неоднозначно: они могут как стабилизировать до асимптотической устойчивости равновесие циркулярной системы, так и дестабилизировать ее равновесие. Например, при $\mu^4 < (k - 1/2)^4$ равновесие линейной циркулярной системы устойчиво, а, например, при $\beta < a$ оно становится неустойчивым.

4 Резонанс $\omega_1 = 3\omega_2$

При резонансе $\omega_1 = 3\omega_2$ частоты ω_1 и ω_2 равны $\omega_1^2 = 0.9$, $\omega_2^2 = 0.1$, а параметры k,μ связаны соотношением $\mu^2 = (k - 1/2)^2 - 4/25$.

Нормальная форма до членов третьего порядка имеет вид

$$z_{1}' = i\omega_{1}z_{1} - A_{11}z_{1}^{2}\overline{z_{1}} - A_{12}z_{1}z_{2}\overline{z_{2}} + B_{1}z_{2}^{3};$$

$$z_{2}' = i\omega_{2}z_{2} - A_{21}z_{1}z_{2}\overline{z_{1}} - A_{22}z_{2}^{2}\overline{z_{2}} + B_{2}z_{1}z_{2}^{2}.$$
 (16)

Ограничимся рассмотрением случая, когда $\beta_1 = \beta_2 = \beta$, $\gamma_1 = \gamma_2 = \gamma$. При этом $A_{12} = A_{21} = 0$, а коэффициенты B_1, B_2 равны

$$B_{1} = -\frac{25}{48} \mu \frac{2k-1}{10k-1} \left(\beta - \frac{1}{10}\gamma\right);$$

$$B_{2} = -\frac{25}{16} \mu \frac{2k-1}{10k-1} \left(\beta - \frac{9}{10}\gamma\right), \quad k > \frac{1}{2}.$$
 (17)

В системе (16) сделаем замену переменных

$$z_1 = \sqrt{\rho_1} e^{i\phi_1}, \quad z_2 = \sqrt{\rho_2} e^{i\phi_2},$$
 (18)

после которой система (16) примет вид

$$\rho_{1}' = -2A_{11}\rho_{1}^{2} + 2B_{1}\rho_{1}^{1/2}\rho_{2}^{3/2}\cos\psi;$$

$$\rho_{2}' = -2A_{22}\rho_{2}^{2} + 2B_{2}\rho_{1}^{1/2}\rho_{2}^{3/2}\cos\psi;$$

$$\rho_{1}^{1/2}\psi' = -\left(3B_{2}\rho_{2}^{1/2}\rho_{1} + B_{1}\rho_{2}^{3/2}\right)\sin\psi, \quad \psi = 3\phi_{2} - \phi_{1}. (19)$$

Для анализа устойчивости равновесия $\rho_1 = \rho_2 = 0$ системы (19) рассмотрим определенно положительную функцию

$$V = \rho_1 + \rho_2 . \tag{20}$$

Производная по т в силу системы (19) равна

$$V' = -2A_{11}\rho_1^2 - 2A_{22}\rho_2^2 + 2(B_1 + B_2)\rho_1^{1/2}\rho_2^{3/2}\cos\psi;$$

$$B_1 + B_2 = \frac{5}{24}\mu \frac{2k-1}{10k-1}(7\gamma - 10\beta).$$
(21)

Рассмотрим три случая:

$$\gamma = \frac{10}{7}\beta, \quad \gamma > \frac{10}{7}\beta, \quad \gamma < \frac{10}{7}\beta$$

При $\gamma = \frac{10}{7}\beta B_1 + B_2 = 0$ и *V'* является определенно отрицательной, следовательно, равновесие $\rho_1 = \rho_2 = 0$ системы (19) асимптотически устойчиво. При $\gamma > \frac{10}{7}\beta B_1 + B_2 > 0$. Из (21) с использованием неравенства $2\rho_1^{1/2}\rho_2^{3/2} < \rho_2^2 + \rho_1\rho_2$ получим оценку

$$-V' \ge \left(2A_{11} - \frac{B_1 + B_2}{2}\right)\rho_1^2 + \left[2A_{22} - \frac{3}{2}(B_1 + B_2)\right]\rho_2^2;$$

$$A_{11} = \frac{5}{4}\left(\beta + \frac{27}{10}\gamma\right)\frac{2k - 1}{10k - 1}, \quad A_{22} = \frac{5}{4}\left(\beta + \frac{3}{10}\gamma\right)\frac{2k - 1}{10k - 1}.$$
(22)

Условием определенной отрицательности производной V' являются неравенства

$$2A_{11} - \frac{1}{2}(B_1 + B_2) > 0, \quad 2A_{22} - \frac{3}{2}(B_1 + B_2) > 0,$$

которые сводятся к одному

$$\mu < \frac{4(10\beta + 3\gamma)}{5(7\gamma - 10\beta)}.$$
(23)

Случай $\gamma < \frac{10}{7}\beta$ ($B_1 + B_2 < 0$) рассматривается аналогично: при этом в неравенстве (22) знак при $B_1 + B_2$ должен быть заменен на противоположный, а условием определенной отрицательности V' служит неравенство

$$\mu < -\frac{4(10\beta + 3\gamma)}{5(7\gamma - 10\beta)}.$$
(24)

Таким образом, при $\gamma = \frac{10}{7}\beta$ равновесие

 $\rho_1 = \rho_2 = 0$ системы (19) асимптотически устойчиво,

а при $\gamma > \frac{10}{7}\beta \left(\gamma < \frac{10}{7}\beta\right)$ оно асимптотически устой-

чиво при выполнении неравенства (23) (или (24)).

Перечень ссылок

- 1. Агафонов С. А. К вопросу устойчивости неконсервативных систем / С. А. Агафонов // Изв. АН СССР. МТТ. 1986. №1. С. 47–51.
- 2. Меркин Д. Р. Введение в теорию устойчивости движения / Д. Р. Меркин. М. : Наука, 1971. 312 с.
- 3. Kirillov O. N. Stabilization and destabilization of a circulatory system by small velocity-dependent forces /

Kirillov O. N., Seyranian A. P. // J. of Sound and Vibration. – 2005. – Vol. 283. – № 3–5. – P. 781–800.

- Kirillov O. N. A theory of the destabilization paradox in non-conservative systems / Kirillov O. N. // Acta Mechanika. – 2005. – Vol. 174. – № 3–4.– P. 145–166.
- Сейранян А. П. Парадокс дестабилизации в неконсервативных системах / А. П. Сейранян // Успехи математики. – 1990. – Т. 13. – № 2. – С. 89–124.
- Hagedorn P. On the destabilizing effect of non-linear damping in nonconservative systems with follower forces / Hagedorn P. // Intern. J. Non – Linear Mech. – 1970. – Vol. 5. – № 2. – P. 341–358.
- Агафонов С. А. Динамическая устойчивость стержня с нелинейной внутренней вязкостью под действием следящей силы / С. А. Агафонов, Д. В. Георгиевский // Докл. РАН. 2004. – Т. 396. – № 3. – С. 339–342.
- Каменков Г. В. Избранные труды. Т.1. Устойчивость движения. Колебания. Аэродинамика / Г. В. Каменков – М.: Наука, 1971. – 256 с.
- Хазин Л. Г. Устойчивость критических положений равновесия / Хазин Л. Г., Шноль Э. Э. Пущино : Центр биол. иссл. АН СССР, 1985. 216 с.

Одержано 29.09.2010

Агафонов С.О., Костюшко И.А., Швидка С.П. До питання про стійкість циркулярної системи під дією дисипативних сил

В роботі дослуджується стійкість циркулярної системи під дією дисипативних сил. У критичному випадку двох пар чисто уявних коренів знайдено в термінах системи умову асимптотичної стійкості. Розглянуто також резонанс четвертого порядку.

Ключові слова: циркулярна система, стійкість, дисипативні сили, критичний випадок, резонанс.

Agafonov S., Kostyushko I., Shvidkaya S. To the problem of circulatory system stability under the dissipative forces action

Stability of the circulatory system under the dissipative forces action is analyses. At the critical case two pair of the pure imaginary roots in the terms of the asymptotic stability system terms the asymptotic stability condition is found. The resonance of the fourth order is expertized as well.

Key words: circulatory system, stability, dissipative forces, critical case, resonance.

УДК 621.914.1

С. Ф. Лякун

Казенное предприятие «Научно-производственный комплекс «Искра», г. Запорожье

МЕТОД ВЫЧИСЛЕНИЯ ТРЕХГРАННЫХ УГЛОВ ПРИ РАЗРАБОТКЕ УПРАВЛЯЮЩИХ ПРОГРАММ ДЛЯ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЕТАЛЕЙ НА СТАНКАХ С ЧПУ

Описывается перерасчет через литейные уклоны плоских углов в трехгранных углах, необходимый при разработке управляющих программ для станков с числовым программным управлением при обработке трехгранных углов. Описывается дедуктивный метод определения углов, образованных при пересечении двухгранных углов плоскостью обработки.

Ключевые слова: трехгранный угол, плоский угол, двугранный угол, литейный уклон, метод математической дедукции, плоскость обработки.

При разработке управляющих программ для станков с числовым программным управлением (ЧПУ) на обработку трехгранных углов (ТГУ) используются как исходные параметры плоские углы (ПУ) ТГУ. Но в чертежах на детали с ТГУ часто плоские углы не заданы, а заданы линейные углы (ЛУ) двугранных углов

© С. Ф. Лякун, 2011

(ДУ). Причем, ЛУ могут быть \neq 90°. Например, в прессформе закладываются литейные уклоны 1°...5°, и ЛУ ТГУ будут 91°...95°. ЛУ могут быть и больше 95°

Для начала выведем формулу (необходимую в дальнейшем как образец) для вычисления угла, образованного при пересечении двугранного угла плоскостью обработки (рис. 1, фрагмент рис. 2).









Дано: β_1 , β_2 , углы $\angle \overline{O}KE = \angle \overline{O}KF = \angle EKF = 90^{\circ}$ Необходимо вычислить угол КФЕ {КФF} на плоскости обработки $P\{M\}$.

Здесь и далее фасонные скобки {....} применены для сокращения повторений. Например, выражение с фасонными скобками, которое приведено выше, надо читать как два выражения:

1) Необходимо вычислить угол $K\overline{O}E$ на плоскости обработки P.

2) Необходимо вычислить угол $K\overline{O}F$ на плоскости обработки M.

Принимаем ОК=1

Из $\Delta OKE \{\Delta KF\}$ следует:

1) $KE\{KF\}=\overline{O}Ktg\beta_1\{tg\beta_2\}=1$ $tg\beta_1\{tg\beta_2\}=$ = $tg\beta_1\{tg\beta_2\}=BF\{BE\};$

2)
$$\overline{O}F\{\overline{O}E\} = \frac{\overline{O}K}{\cos\beta_2\{\cos\beta_1\}} = \frac{1}{\cos\beta_2\{\cos\beta_1\}};$$

3) Из $\Delta \overline{O}BF{\Delta \overline{O}BE}$ следует

$$\operatorname{tg} X_1 \{ \operatorname{tg} X_2 \} = \frac{BF}{\overline{O}F} \left\{ \frac{BE}{\overline{O}E} \right\}.$$

Подставим в эту формулу значение $\overline{OF}\{\overline{OE}\}$, вычисленное в пункте 2, получим:

$$\operatorname{tg} X_1 \{X_2\} = \frac{BF\{BE\}}{\frac{1}{\cos\beta_2 \left\{\cos\beta_1\right\}}} = BF\{BE\} \cos\beta_2 \left\{\cos\beta_1\right\},$$

где $X_1 = 2\gamma_1 - 90$ °; $X_2 = 2\gamma_2 - 90$ ° (рис. 2). Можно написать общую формулу:

$$tg (2 \gamma_{1,2} - 90^{\circ}) = tg\beta_{1,2} \cos \beta_{2,1}$$
 (1 a)

Вычисление или проверка плоских углов (ПУ) ТГУ могут быть осуществлены также методом математической дедукции [1].

«Дедукция наряду с синтезом, анализом, индукцией и аналогией, является одним из научных методов исследований» [1].

На рис. 2 изображен ТГУ $\overline{O}ABC$ в изометрии, в котором вершина обозначена т. \overline{O} , ребра – $\overline{O}A$, $\overline{O}B$, ΦC , плоские углы (ПУ) $B\overline{O}A = 2\gamma_2 B\overline{O}C = 2\gamma_1, A\overline{O}C = 2\psi$ [2, 3].

Через стороны ПУ проходят плоскости граней ТГУ – $B\overline{O}A, B\overline{O}C, A\overline{O}C$. Грань $A\overline{O}C$, расположенная на плоскости Q, является основанием, перпендикулярным оси шпинделя и параллельным плоскости, на которой установлена деталь с ТГУ.

Двугранные углы ТГУ $MA\overline{O}Q$, $PC\overline{O}Q$ и $MB\overline{O}P$ измеряются линейными углами (соответственно α_1, α_2) и углом между плоскостями M и P, который при $\alpha_1, =\alpha_2 = 90^\circ$ (стороны ЛУ перпендикулярны ребру) равен 2у.

Плоскости P, M, Q (плоскости обработки) получают обработкой детали. Плоскость обработки $P\{M, Q\}$,

пересекая ДУ $MA\overline{O}Q\{PC\overline{O}Q, MB\overline{O}P\}$, образовывает угол $2\gamma_1 \{2 \gamma_2, 2 \psi\}$.

Литейные уклоны вычислим следующим образом: 1) Для грани $B\overline{O}A$ (плоскость *M*) $\beta_1 = \alpha_1 - 90$ °=

 $\angle K\overline{O}E$

2) Для грани $B\overline{O}C$ (плоскость P) $\beta_2 = \alpha_2 - 90 \circ =$ $\angle K\overline{O}F.$

Будем рассматривать уклоны β_1 и β_2 (наклоны плоскостей M и P) в пределах от 0 ° до 90 °.

Через стороны линейных углов $C\overline{O}E$ и $A\overline{O}F$ проведем взаимноперпендикулярные плоскости 1 и 2 соответственно. Это положение плоскостей 1 и 2 с наклоном 0° будем считать точкой 1 для дедукции.

Наклоним каждую плоскость 1 и 2, вращая вокруг прямых ОС и ОА соответственно, лежащих на плоскости Q основания, до совмещения с плоскостью Q. Это положение считаем как наклон 90 °- точка 2 для дедукции. Значение литейных уклонов Х, в зависимости от наклона от точки 1 дедукции к точке 2 дедукции, можно рассматривать как произведение $f(\beta)$ (функции от литейного уклона в) на коэффициент k, который меняется от k = 1 в точке 1 дедукции до k = 0 в точке 2 дедукции.

Значение k в точках дедукции совпадает со значением косинусов соответствующих углов в точках дедукции

$$k_1 = \cos\beta_2; \quad k_2 = \cos\beta_1. \tag{16}$$

При наклоне 0° литейные уклоны β_1 и β_2 не изменятся.

 $\beta_1 = k_1 f(\beta_1)$, где $k_1 = 1 = \cos\beta_2 (\beta_2 = 0^\circ)$,

 $\beta_2 = k_2 f(\beta_2)$, где $k_2 = 1 = \cos \beta_1 (\beta_1 = 0^\circ)$.

При наклоне на угол 90 ° литейные уклоны изменятся, будут равны 0 °

$$\beta_{1,2} = k_{1,2} f(\beta_{1,2}), \text{ rge } k_{1,2} = 0 = \cos\beta_{2,1} (\beta_{2,1} = 90^{\circ}).$$

Литейные уклоны β и плоские углы γ выразим через соотношение катетов (tg2 γ , tg β) в треугольнике, построенном на сторонах углов 2у и В

$$tg(2\gamma_{1,2} - 90^{\circ}) = tg\beta_{1,2}\cos\beta_{2,1}$$
 (1)

Сравним и убедимся, что формулы (1) и ранее выведенная (1 а) одинаковые (области определения также одинаковые).

В результате приведенных выше расчетов, при наклоне на угол $\beta = 0^{\circ} \dots 90^{\circ}$, плоские углы ТГУ будут:

$$2\gamma_1 = \operatorname{arctg} \left(\operatorname{tg}\beta_1 \cos\beta_2 \right) + 90^\circ; \tag{2}$$

$$2\gamma_2 = \arctan(tg\beta_2\cos\beta_1) + 90^{\circ}.$$
 (3)

Формулы (2) и (3) справедливы когда плоский угол $A\overline{O}$ С прямой, т.е. $2\psi = 90^{\circ}$.

Если $2\psi \neq 90^{\circ}$, то в формуле (2) перевычислить:

$$\beta_2 = \operatorname{acrtg}\left(\frac{tg\beta_2'}{\sin 2\psi}\right). \tag{4}$$

В формуле (3) перевычислить:

$$\beta_1 = \operatorname{acrtg}\left(\frac{tg\beta_1'}{\sin 2\psi}\right),\tag{5}$$

где $2\psi = [0^{\circ}...90^{\circ}...180^{\circ}] = \text{const},$

функция $\beta_{1,2}$ – литейный уклон перевычисленный, аргумент $\beta'_{1,2}$ – литейный уклон до перевычисления, заданный в чертеже, а ($\beta'_{1,2}$ + 90 °) – это линейный угол двугранного угла.

Если плоскости М и Р вращать вокруг неподвижной линии $\overline{O}K$, изменяя угол $2\psi = 0^{\circ}...180^{\circ}$, то при любом значении литейного уклона ($\alpha_{1_{12}}$ - 90°) (углы При $2\psi = 0^{\circ}$, точки *A* и *C* сольются по одну сторону от точки \overline{O} , а точки E и F сольются в бесконечности по другую сторону от точки \overline{O} , и все эти точки будут лежать на одной прямой.

При $2\psi = 180^\circ$, точки A, E и C, F будут лежать на одной прямой по разные стороны от точки \overline{O} .

В итоге нами получены три точки для дедукции с координатами:

№ точки п/п	1	2	3
аргумент 2ү	0 °	90 °	180 °
функция $\beta_{1,2}$	90 °	β' _{1,2}	90 °

Этим точкам соответствуют формулы (4) и (5), где коэффициент

$$k = \frac{1}{\sin 2\psi} (\text{см. 1 } \sigma)$$

Они аналогичны (1 а).

Только (4) и (5) решены относительно $tg\beta_{12}$, и синус угла равен косинусу дополнительного угла (sin2ψ= $= \cos(90^{\circ} - 2\psi)),$ а аргументом является 2ψ .

T.e. можно написать $tg\beta' = tg\beta \cos(90^{\circ} - 2\psi)$ и сравнить с (1 а) или (1).

Убедимся, что (4) и (5) определены на всем интервале аргумента 0°...180°, а не только в точках дедукции. Формулы (4) и (5) аналогичны зависимости (1 а) и (1). Они определены на отрезке соѕв, где $\beta = 0...90n$, где *п*-натуральный ряд.

Наш интервал 0...180 ° принадлежит множеству $0^{\circ}...90^{\circ}$ *n*, т.е. таким образом мы убедились, что множество 0°...180° принадлежит множеству 0°...90° n(при *n* = 2).

Но можно сделать вывод и методом дедукции.

По аналогии с [2] (дедукция, пример о Сократе), отрезок (0 ° ... 90 °·n) является областью определения формулы (1) (большая посылка). Значения (элементы) (0 °; 90 ° и 180 °) определены для формул (4) и (5), и эти формулы могут быть получены из (1) (малая посылка).

Вывод: (4) и (5) определены на отрезке 0°...180°. Если в дроби формул (4) и (5) знаменатель стремится к 0, то дробь стремится к бесконечности, а арктангенс этой дроби стремится к 90 °.

Описанный метод расчета на практике может быть применен для разработки управляющих программ для станков с ЧПУ при изготовлении волноводов РЛС и прессформ.

Перечень ссылок

- Толковый словарь математических терминов / [О. В. Мантуров, Ю. К. Солнцев, Ю. И. Соркин и др.]; под ред. проф. В. А. Диткина. – М.: Просвещение, 1965. – 98 с.
- Бронштейн И. Н. Справочник по математике / И. Н. Бронштейн, К. А. Семендяев. – М., 1964. – 170 с.
- Справочник по элементарной математике / [ред. П.Ф. Фильчаков]. – К. : Наукова думка, 1972. – 528 с.

Одержано 29.04.2010 Після доробки 20.10.2010

Лякун С.Ф. Метод обчислення тригранних кутів при розробці керуючих програм для механічної обробки деталей на верстатах з ЧПК

Описується перерахунок через ливарні ухили плоских кутів у тригранних кутах, необхідний при розробці керуючих програм для верстатів з числовим програмним керуванням при обробці тригранних кутів. Описується дедуктивний метод визначення кутів, утворених при перетинанні двогранних кутів площиною обробки.

Ключові слова: тригранний кут, плоский кут, двогранний кут, ливарний ухил, метод математичної дедукції, площину обробки.

Lyakun S. The method of trihedral angles calculating at control programs development for machining of parts on the numerical-controlled machine tools

The recalculation of plane angles in trihedral angles through pattern tapers is described, being required for development of control programs for the NC machine tools when machining the trihedral angles. The deductive method is described to determine the angles formed at intersection of dihedral angles by a plane of machining. **Key words:** trihedral angle, flat angle, dihedral angle, cast slope, method of mathematical deduction, the plane processing.

УДК 539.3

Д-р техн. наук А. Д. Шамровский, Л. Н. Егармина

Государственная инженерная академия, г. Запорожье

ВЫВОД УТОЧНЕННЫХ ДИНАМИЧЕСКИХ УРАВНЕНИЙ ИЗГИБА БАЛКИ ПРИ ПОМОЩИ АСИМПТОТИКО-ГРУППОВОГО АНАЛИЗА УРАВНЕНИЙ ТЕОРИИ УПРУГОСТИ

При помощи метода асимптотико-группового анализа из трехмерных динамических уравнений теории упругости получены уточненные одномерные динамические уравнения изгиба балки, более точные, чем известные. В частности найденные уравнения описывают распространение двух типов волн, причем фронты этих волн движутся с теми же скоростями, как у продольных и поперечных волн в трехмерной упругой среде. Отметим, что классические уравнения изгиба балки имеют параболический тип, т.е. не описывают фронтов волн, а уравнения типа Тимошенко задают скорости фронтов волн, не совпадающие со скоростями фронтов в трехмерной среде.

Ключевые слова: асимптотико-групповой анализ, уточненные динамические уравнения изгиба стержня, деформация, изгибающий момент, перерезывающая сила, продольные волны, поперечные волны.

В работе [1] изложена процедура получения уточненных динамических уравнений обобщенного плоского напряженного состояния и изгиба пластины на основе трехмерных уравнений теории упругости при помощи метода асимптотико-группового анализа. При этом реализовано, так называемое, минимальное упрощение трехмерных уравнений, приводящее к двумерным уравнениям. В данной работе рассматривается более сильное упрощение трехмерных уравнений, которое, в результате совмещения двух минимальных упрощений приводит к уточненным одномерным уравнениям изгиба балки. Таким образом, получаются

© А. Д. Шамровский, Л. Н. Егармина, 2011

ISSN 1607-6885 Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні №1, 2011

асимптотически обоснованные уточненные уравнения, позволяющие учитывать как известные в изгибе балки эффекты, так и некоторые новые.

Параметры асимптотического интегрирования для процедуры последовательных приближений

Уравнения теории упругости в декартовых координатах имеют вид:

$$\begin{aligned} \partial_{1}\sigma_{11} + \partial_{2}\sigma_{12} + \partial_{3}\sigma_{13} - \rho\partial_{t}^{2}u_{1} &= 0, \quad E\partial_{1}u_{1} = \sigma_{11} - \nu(\sigma_{22} + \sigma_{33}); \\ \partial_{1}\sigma_{12} + \partial_{2}\sigma_{22} + \partial_{3}\sigma_{23} - \rho\partial_{t}^{2}u_{2} &= 0, \quad E\partial_{2}u_{2} = \sigma_{22} - \nu(\sigma_{11} + \sigma_{33}); \\ \partial_{1}\sigma_{13} + \partial_{2}\sigma_{23} + \partial_{3}\sigma_{33} - \rho\partial_{t}^{2}u_{3} &= 0, \quad E\partial_{3}u_{3} = \sigma_{33} - \nu(\sigma_{11} + \sigma_{22}); \\ G(\partial_{1}u_{2} + \partial_{2}u_{1}) &= \sigma_{12}, \quad G(\partial_{1}u_{3} + \partial_{3}u_{1}) &= \sigma_{13}, \quad G(\partial_{2}u_{3} + \partial_{3}u_{2}) &= \sigma_{23}. \end{aligned}$$

В соответствии с работой [1] для оценки весов слагаемых этих уравнений применим преобразования:

$$\begin{aligned} \partial_{1} &= \delta^{\alpha_{1}} \partial_{1}^{*}, \ \partial_{2} &= \delta^{\alpha_{2}} \partial_{2}^{*}, \ \partial_{3} &= \partial_{3}^{*}; \\ u_{1} &= \delta^{\alpha_{3}} u_{1}^{*}, \ u_{2} &= \delta^{\alpha_{4}} u_{2}^{*}, \ u_{3} &= \delta^{\alpha_{5}} u_{3}^{*}; \\ \sigma_{11} &= \delta^{\alpha_{6}} \sigma_{11}^{*}, \ \sigma_{22} &= \delta^{\alpha_{7}} \sigma_{22}^{*}, \ \sigma_{33} &= \delta^{\alpha_{8}} \sigma_{33}^{*}; \\ \sigma_{12} &= \delta^{\alpha_{9}} \sigma_{12}^{*}, \ \sigma_{13} &= \delta^{\alpha_{10}} \sigma_{13}^{*}, \ \sigma_{23} &= \sigma_{23}^{*}; \\ E &= E^{*}, \ G &= G^{*}, \ \rho &= \rho^{*}, \ \partial_{t} &= \delta^{\alpha_{11}} \partial_{t}^{*}. \end{aligned}$$
(2)

приводящие к соотношениям:

$$\partial_i^* \sim \sqrt{\frac{\rho}{E}} \partial_i^*, \quad E \partial_i^* u_j^* \sim \sigma_{lm}^* \quad (i, j, l, m = 1, 2, 3).$$
(3)

Подстановка (2) в (1) дает таблицу показателей степени:

$$\begin{array}{l} \alpha_1 + \alpha_6, \ \alpha_2 + \alpha_9, \ \alpha_{10}, \ \alpha_3 + 2\alpha_{11}; \ \alpha_1 + \alpha_3, \ \alpha_6, \ \alpha_7, \ \alpha_8; \\ \alpha_1 + \alpha_9, \ \alpha_2 + \alpha_7, \ 0, \ \alpha_4 + 2\alpha_{11}; \ \alpha_2 + \alpha_4, \ \alpha_7, \ \alpha_6, \ \alpha_8; \\ \alpha_1 + \alpha_{10}, \ \alpha_2, \ \alpha_8, \ \alpha_5 + 2\alpha_{11}; \ \alpha_5, \ \alpha_8, \ \alpha_6, \ \alpha_7; \\ \alpha_1 + \alpha_4, \ \alpha_2 + \alpha_3, \ \alpha_9; \ \alpha_1 + \alpha_5, \ \alpha_3, \ \alpha_{10}; \ \alpha_2 + \alpha_5, \ \alpha_4, \ 0. (4) \end{array}$$

Для построения процедуры последовательных приближений все искомые функции представляются в виде рядов:

$$u_i = \sum_{k=1}^{\infty} u_i^k$$
, $\sigma_{ij} = \sum_{k=1}^{\infty} \sigma_{ij}^k$ (*i*, *j* = 1,2,3)

и вместо преобразований (2) выполняются преобразования:

$$\begin{split} \partial_{1} &= \delta^{\alpha_{1}} \partial_{1}^{*}, \, \partial_{2} = \delta^{\alpha_{2}} \partial_{2}^{*}, \, \partial_{3} = \partial_{3}^{*}, \, u_{1}^{k} = \delta^{\alpha_{3}+k-1} u_{1}^{k*}, \, u_{2}^{k} = \delta^{\alpha_{4}+k-1} u_{2}^{k*}, \\ u_{3}^{k} &= \delta^{\alpha_{5}+k-1} u_{3}^{k*}, \, \sigma_{11}^{k} = \delta^{\alpha_{6}+k-1} \sigma_{11}^{k*}, \, \sigma_{22}^{k} = \delta^{\alpha_{7}+k-1} \sigma_{22}^{k*}, \\ \sigma_{33}^{k} &= \delta^{\alpha_{8}+k-1} \sigma_{33}^{k*}, \, \sigma_{12}^{k} = \delta^{\alpha_{9}+k-1} \sigma_{12}^{k*}, \, \sigma_{13}^{k} = \delta^{\alpha_{10}+k-1} \sigma_{13}^{k*}, \\ \sigma_{23}^{k} &= \delta^{k-1} \sigma_{23}^{k*}, \, E = E^{*}, \, G = G^{*}, \, \rho = \rho^{*}, \, \partial_{t} = \delta^{\alpha_{11}} \partial_{t}^{*}, \, (k = 1, 2, ...), \end{split}$$

приводящие вместо соотношений (3) к соотношениям:

$$\partial_{i}^{*} \sim \sqrt{\frac{\rho}{E}} \partial_{t}^{*}; \quad E \partial_{i}^{*} u_{j}^{k*} \sim \sigma_{lm}^{k*} \sim \sigma_{23}^{k*} \ (i, j, l, m = 1, 2, 3; \ k = 1, 2, ...).$$

Изгиб пластины

Параметры асимптотического интегрирования, отвечающие уточненным уравнениям изгиба пластины со срединной плоскостью x₁x₂ имеют значения:

$$\begin{array}{l} \alpha_1 = 0.5, \ \alpha_2 = 0.5, \ \alpha_3 = 0, \ \alpha_4 = 0, \ \alpha_5 = -0.5, \ \alpha_6 = 0.5, \\ \alpha_7 = 0.5, \ \alpha_8 = 0.5, \ \alpha_9 = 0.5, \ \alpha_{10} = 0, \ \alpha_{11} = 0.5. \end{array} \tag{5}$$

В работе [1] показано, что этим параметрам отвечают следующие зависимости искомых величин в первом и, частично, втором приближениях от *x*₃:

$$\begin{aligned} \sigma_{13}^{l} &= \sigma_{13,1}^{l}, \sigma_{23}^{l} = \sigma_{23,1}^{l}, u_{3}^{l} = u_{3,1}^{l}, \sigma_{33}^{l} = x_{3}\sigma_{33,1}^{l}, u_{1}^{l} = x_{3}u_{1,1}^{l}, \\ u_{2}^{l} &= x_{3}u_{2,1}^{l}, \sigma_{11}^{l} = x_{3}\sigma_{11,1}^{l}, \sigma_{22}^{l} = x_{3}\sigma_{22,1}^{l}, \sigma_{12}^{l} = x_{3}\sigma_{12,1}^{l}, \\ \sigma_{13}^{2} &= \frac{1}{2}x_{3}^{2}\sigma_{13,1}^{2}, \sigma_{23}^{2} = \frac{1}{2}x_{3}^{2}\sigma_{23,1}^{2}, u_{3}^{2} = \frac{1}{2}x_{3}^{2}u_{3,1}^{2}, \sigma_{33}^{2} = \frac{1}{6}x_{3}^{3}\sigma_{33,1}^{2}. \end{aligned}$$

Все функции в правых частях соотношений (6) зависят только от x_1 , x_2 , t.

Уточненное плоское напряженное состояние

В работе [3] приведены значения параметров асимптотического интегрирования, отвечающие угочненному плоскому напряженному состоянию в плоскости x_1x_3 :

$$\begin{aligned} \alpha_1 &= 0, \alpha_2 = -0.5, \alpha_3 = -0.5, \alpha_4 = 0, \alpha_5 = -0.5, \alpha_6 = -0.5, \\ \alpha_7 &= -0.5, \alpha_8 = -0.5, \alpha_9 = 0, \alpha_{10} = -0.5, \alpha_{11} = 0. \end{aligned}$$

В этом случае зависимость решения уравнений первого и, частично, второго приближений от x_2 будет иметь вид:

$$u_{1}^{l} = u_{1,1}^{l}, u_{3}^{l} = u_{3,1}^{l}, \sigma_{22}^{l} = \sigma_{22,1}^{l}, \sigma_{11}^{l} = \sigma_{11,1}^{l}, \sigma_{33}^{l} = \sigma_{33,1}^{l}, \sigma_{13}^{l} = \sigma_{13,1}^{l};$$

$$\sigma_{12}^{l} = x_{2}\sigma_{12,1}^{l}, \sigma_{23}^{l} = x_{2}\sigma_{23,1}^{l}, u_{2}^{l} = x_{2}u_{2,1}^{l}, \sigma_{22}^{2} = \frac{1}{2}x_{2}^{2}\sigma_{22,1}^{2}.$$
(8)

Все функции в правых частях соотношений (8) являются аргументами x_1, x_3, t .

Двойное упрощение уравнений теории упругости

Выполним теперь одновременно упрощения описанные выше. Складывая с этой целью параметры (5) и (7), получаем:

$$\begin{aligned} \alpha_1 &= 0,5, \alpha_2 = 0, \alpha_3 = -0,5, \alpha_4 = 0, \alpha_5 = -1, \alpha_6 = 0, \\ \alpha_7 &= 0, \alpha_8 = 0, \alpha_9 = 0,5, \alpha_{10} = -0,5, \alpha_{11} = 0,5. \end{aligned}$$

Таблица показателей степени (4) примет при этом вид:

Выполнив процедуру последовательных приближений с удержанием всех уравнений первого приближения и четырех уравнения второго приближения, будем иметь:

$$\begin{aligned} \partial_{3}\sigma_{13}^{1} &= 0; E\partial_{1}u_{1}^{1} = \sigma_{11}^{1} - \nu\left(\sigma_{22}^{1} + \sigma_{33}^{1}\right), \\ \partial_{2}\sigma_{22}^{1} + \partial_{3}\sigma_{23}^{1} &= 0; E\partial_{2}u_{2}^{1} = \sigma_{22}^{1} - \nu\left(\sigma_{11}^{1} + \sigma_{33}^{1}\right), \\ \partial_{1}\sigma_{13}^{1} + \partial_{2}\sigma_{23}^{1} + \partial_{3}\sigma_{33}^{1} - \rho\partial_{t}^{2}u_{3}^{1} &= 0; \\ \partial_{2}u_{1}^{1} &= 0; \quad G\left(\partial_{1}u_{3} + \partial_{3}u_{1}\right) = \sigma_{13}^{1}; \partial_{2}u_{3}^{1} = 0; \\ \partial_{1}\sigma_{11}^{1} + \partial_{2}\sigma_{12}^{1} + \partial_{3}\sigma_{13}^{2} - \rho\partial_{t}^{2}u_{1}^{1} &= 0; \\ \partial_{1}\sigma_{12}^{1} + \partial_{2}\sigma_{22}^{2} + \partial_{3}\sigma_{23}^{2} - \rho\partial_{t}^{2}u_{2}^{1} &= 0; \\ \partial_{1}\sigma_{13}^{2} + \partial_{2}\sigma_{23}^{2} + \partial_{3}\sigma_{33}^{2} - \rho\partial_{t}^{2}u_{2}^{2} &= 0; \\ E\partial_{3}u_{3}^{2} &= \sigma_{33}^{1} - \nu\left(\sigma_{11}^{1} + \sigma_{22}^{1}\right). \end{aligned}$$
(9)

Зависимость решения этих уравнений от x_2 и x_3 получаем путем комбинирования зависимостей (6) и (8):

$$u_{1}^{1} = x_{3}u_{1,1}^{1}, u_{2}^{1} = x_{2}x_{3}u_{2,1}^{1}, u_{3}^{1} = u_{3,1}^{1},$$

$$\sigma_{11}^{1} = x_{3}\sigma_{11,1}^{1}, \sigma_{22}^{1} = x_{3}\sigma_{22,1}^{1}, \sigma_{33}^{1} = x_{3}\sigma_{33,1}^{1};$$

$$\sigma_{12}^{1} = x_{2}x_{3}\sigma_{12,1}^{1}, \sigma_{13}^{1} = \sigma_{13,1}^{1}, \sigma_{23}^{2} = x_{2}\sigma_{23,1}^{1},$$

$$u_{3}^{2} = \frac{1}{2}(x_{3})^{2}u_{3,1}^{1}, \sigma_{22}^{2} = \frac{1}{2}(x_{2})^{2}x_{3}\sigma_{22,1}^{2};$$

$$\sigma_{13}^{2} = \frac{1}{2}(x_{3})^{2}\sigma_{13,1}^{2}, \sigma_{23}^{2} = \frac{1}{2}x_{2}(x_{3})^{2}\sigma_{23,1}^{2},$$

$$\sigma_{33}^{2} = \frac{1}{6}(x_{3})^{3}\sigma_{33,1}^{2}.$$

(10)

Здесь все функции в правых частях соотношений зависят только от x_1 и t. Зависимости от x_2 и x_3 выписаны явно.

Подстановка (10) в (9) дает:

$$\begin{split} E\partial_{1}u_{1,1}^{1} &= \sigma_{11,1}^{1} - \nu \Big(\sigma_{22,1}^{1} + \sigma_{33,1}^{1} \Big); \\ Eu_{2,1}^{1} &= \sigma_{22,1}^{1} - \nu \Big(\sigma_{11,1}^{1} + \sigma_{33,1}^{1} \Big); \\ \partial_{1}\sigma_{13,1}^{1} + \sigma_{23,1}^{1} + \sigma_{33,1}^{1} - \rho \partial_{t}^{2}u_{3,1}^{1} &= 0; \\ G\Big(\partial_{1}u_{3,1}^{1} + u_{1,1}^{1} \Big) &= \sigma_{13,1}^{1}; \\ \partial_{1}\sigma_{11,1}^{1} + \sigma_{12,1}^{1} + \sigma_{23,1}^{2} - \rho \partial_{t}^{2}u_{1,1}^{1} &= 0; \\ \partial_{1}\sigma_{12,1}^{1} + \sigma_{22,1}^{2} + \sigma_{23,1}^{2} - \rho \partial_{t}^{2}u_{2,1}^{1} &= 0; \\ \partial_{1}\sigma_{13,1}^{2} + \sigma_{23,1}^{2} + \sigma_{33,1}^{2} - \rho \partial_{t}^{2}u_{2,1}^{1} &= 0; \\ Eu_{3,1}^{2} &= \sigma_{33,1}^{1} - \nu \Big(\sigma_{11,1}^{1} + \sigma_{22,1}^{1} \Big). \end{split}$$
(11)

Получилось восемь уравнений относительно четырнадцати неизвестных функций от x_1, t , входящих в (10). Недостающие уравнения берем из граничных

условий на боковых сторонах бруса.

Нахождение недостающих уравнений для двойного упрощения теории упругости

Пусть поперечное сечение балки является прямоугольником со сторонами: $x_2 = \pm h_2$; $x_3 = \pm h_3$.

В соответствии (10) задаем:

$$\begin{aligned} x_{3} &= h_{3} \implies \sigma_{33} = \frac{1}{6}(h_{3})^{3}\sigma_{33,1}^{2} + h_{3}\sigma_{33,1}^{1} = q^{+}; \\ \sigma_{13} &= \frac{1}{2}(h_{3})^{2}\sigma_{13,1}^{2} + \sigma_{13,1}^{1} = \tau_{31}^{+}; \\ \sigma_{23} &= x_{2} \Big[\frac{1}{2}(h_{3})^{2}\sigma_{23,1}^{2} + \sigma_{23,1}^{1} \Big] = x_{2}\tau_{32}^{+}; \\ x_{3} &= -h_{3} \implies \sigma_{33} = q^{-} = -q^{+}; \\ \sigma_{13} &= \tau_{31}^{-} = \tau_{31}^{+}; \sigma_{23} = x_{2}\tau_{32}^{-} = x_{2}\tau_{32}^{+}; \\ x_{2} &= h_{2} \implies \sigma_{22} = x_{3} \Big[\frac{1}{2}(h_{2})^{2}\sigma_{22,1}^{2} + \sigma_{22,1}^{1} \Big] = x_{3}p^{+}; \\ \sigma_{12} &= x_{3}h_{2}\sigma_{12,1}^{1} = x_{3}\tau_{12}^{+}; \\ \sigma_{23} &= \frac{1}{2}(x_{3})^{2}h_{2}\sigma_{23,1}^{2} + h_{2}\sigma_{23,1}^{1} = \frac{1}{2}(x_{3})^{2}\tau_{23,2}^{+} + \tau_{23,1}^{+}; \\ x_{2} &= -h_{2} \implies \sigma_{22} = x_{3}p^{-} = x_{3}p^{+}, \sigma_{12} = x_{3}\tau_{12}^{-} = -x_{3}\tau_{12}^{+}; \\ \sigma_{23} &= \frac{1}{2}(x_{3})^{2}\tau_{23,2}^{-} + \tau_{23,1}^{-} = -\frac{1}{2}(x_{3})^{2}\tau_{23,2}^{-} - \tau_{23,1}^{+}. \end{aligned}$$
(12)

Мы видим, что достаточно рассмотреть граничные условия на гранях $x_3 = h_3, x_2 = h_2$; условия на противоположных гранях повторяются симметрично или антисимметрично.

Остановимся подробнее на касательных напряжениях σ_{23} (рис. 1). Они задаются на обеих гранях $x_3 = h_2$ и $x_2 = h_2$ и связаны законом парности касательных напряжений.



Рис. 1. Направление действия на стержень напряжения σ_{23} . Поперечное сечение

В угловой точке будет:

$$\sigma_{23} = h_2 \left| \frac{1}{2} (h_3)^2 \sigma_{23,1}^2 + \sigma_{23,1}^1 \right| = = h_2 \tau_{32}^+ = \frac{1}{2} (h_3)^2 \tau_{23,2}^+ + \tau_{23,1}^+.$$
(13)

Таким образом, величины τ_{32}^+ , $\tau_{23,1}^+$, $\tau_{23,2}^+$, задающие касательные напряжения σ_{23} на смежных пер-

пендикулярных гранях, не могут выбираться произвольно, поскольку связаны соотношением (13). Можно произвольно задать любые две из этих величин, а третья определяется из (13).

В итоге из (13) получаем уравнения:

$$\begin{split} & \frac{1}{6}(h_3)^3\sigma_{33,1}^2 + h_3\sigma_{33,1}^1 = q^+; \frac{1}{2}(h_3)^2\sigma_{13,1}^2 + \sigma_{13,1}^1 = \tau_{31}^+; \\ & h_2\sigma_{12,1}^1 = \tau_{12}^+; \ \frac{1}{2}(h_2)^2\sigma_{22,1}^2 + \sigma_{22,1}^1 = p^+; h_2\sigma_{23,1}^2 = \tau_{23,2}^+; \\ & h_2\sigma_{23,1}^1 = \tau_{23,1}^+. \end{split}$$

Эти шесть уравнений дополняют восемь уравнений (11), образуя в совокупности четырнадцать уравнений для поиска четырнадцати искомых функций x_1 и t, входящих в соотношения (10)

Вывод динамических уточненных уравнений изгиба балки

Рассмотрим подробнее граничные условия (12). На Рис. 2 изображены напряжения, отвечающие первому и девятому из условий (12).



Рис. 2. Направления действия на стержень напряжений σ_{23} и σ_{33} . Поперечное сечение

На верхней грани действуют равномерно распределенные нормальные напряжения q^+ . На нижней грани аналогичное напряжение имеет противоположный знак ($q^- = -q^+$), но геометрически оно направлено в ту же сторону, что и напряжение, действующее не верхней грани. Складывая эти напряжения и умножая на ширину балки $2h_2$, получаем суммарную нагрузку:

$$q_{\sigma} = 4h_2q^+ \,.$$

В соответствии с этим первое из уравнений (12) примет вид:

$$\frac{2}{3}h_2(h_3)^3\sigma_{33,1}^2 + 4h_2h_3\sigma_{33,1}^1 = q_{\sigma}.$$
 (14)

На правой и левой гранях действуют касательные напряжения, направленные так же, как и напряжение q^+ . Интегрируя по высоте и складывая, т.е. удваивая напряжения, действующие на правой грани, получаем:

$$q_{\tau} = \frac{2}{3} (h_3)^3 \tau_{23,2}^+ + 4h_3 \tau_{23,1}^+$$

Умножая на два и интегрируя девятое из уравнений (12), получаем отсюда:

$$\frac{2}{3}h_2(h_3)^3\sigma_{23,1}^2 + 4h_2h_3\sigma_{23,1}^1 = q_\tau$$

Суммарная поперечная нагрузка, действующая на балку, будет:

$$q = q_{\sigma} + q_{\tau}$$

Рассмотрим теперь касательные напряжения на всех гранях балки, направленные вдоль оси x_1 (рис. 3).



Рис. 3. Направления действия касательных напряжений σ_{13} и σ_{12} на балку. Продольное сечение

На верхней и нижней гранях действуют постоянные касательные напряжения τ_{31}^+ . На рис. 3 они изображены умноженными на ширину балки $2h_2$. Такие напряжения образуют пару сил с плечом $2h_3$. Момент этой пары равен:

$$m_1 = 4h_2h_3\tau_{31}^+$$
.

Умножая второе из уравнений (12) на 4*h*₂*h*₃, получаем:

$$\frac{1}{2}(h_3)^2\sigma_{13,1}^2 + \sigma_{13,1}^1 = \frac{m_1}{4h_2h_3}.$$

Находим главный момент нагрузки $x_3 \tau_{21}^*$, удваивая ее с учетом действия на двух боковых гранях балки, умножая на x_3 и интегрируя по x_3 :

$$m_2 = \frac{4}{3} (h_3)^3 \tau_{21}^+.$$

Аналогично поступим с восьмым уравнением из уравнений (12):

$$\frac{4}{3}h_2(h_3)^3\sigma_{12,1}^1 = m_2. \tag{17}$$

Суммарный момент касательных нагрузок, изображенных на рис. 3, равен:

$$m = m_1 + m_2.$$

Рассмотренные виды нагрузок на боковых поверхностях рассматривались и ранее при изучении классического изгиба балки [2]. Рассмотрим еще и неклассические виды нагрузок, отвечающие третьему и седьмому из уравнений (12) (рис. 4, *a*).



Рис. 4. Неклассические виды нагрузок. Поперечное сечение стержня:

а – направления действия напряжений σ_{22} и σ_{23} ; *б* – перемещения u_2 и u_3 , вызванные действием на балку данных нагрузок

Умножая нормальную нагрузку на боковой поверхности на x₃ и интегрируя по x₃ получаем:

$$p = \frac{2}{3} (h_3)^3 p^+.$$

В соответствии с этим из седьмого уравнения (12) имеем:

$$\frac{1}{2}(h_2)^2 \sigma_{22,1}^2 + \sigma_{22,1}^1 = \frac{3p}{2(h_3)^3}.$$
 (18)

Касательные усилия на верхней и нижней гранях образуют пары с плечом $2h_3$. Умножая эти усилия на плечо, а также на x_2 и интегрируя по x_2 получаем:

$$r = \frac{4}{3} (h_2)^3 h_3 \tau_{32}^+$$

В соответствии с этим третье из уравнений (12) дает:

$$\frac{1}{2}(h_3)^2 \sigma_{23,1}^2 + \sigma_{23,1}^1 = \frac{3r}{2(h_2)^3}$$

Таким образом, шесть уравнений (12) заменены шестью эквивалентными уравнениями (14), (15), (16), (17), (18) и (19). Из уравнения (14) выражаем $\sigma_{33,1}^2$; решая совместно систему двух уравнений (15) и (19), находим $\sigma_{23,1}^2$ и $\sigma_{23,1}^1$; из уравнения (16) выражаем $\sigma_{13,1}^2$; из (17) находим $\sigma_{12,1}^1$; из (18) выражаем $\sigma_{22,1}^2$:

$$\sigma_{33,1}^{2} = \frac{3}{2h_{2}(h_{3})^{3}} q_{\sigma} - \frac{6}{(h_{3})^{2}} \sigma_{33,1}^{1};$$

$$\sigma_{23,1}^{2} = \frac{3}{(h_{3})^{2}} \left(\frac{3r}{2(h_{2})^{3}} - \frac{q_{\tau}}{4h_{2}h_{3}} \right);$$

$$\sigma_{23,1}^{1} = \frac{3}{2} \left(\frac{q_{\tau}}{4h_{2}h_{3}} - \frac{r}{2(h_{2})^{3}} \right);$$

$$\sigma_{13,1}^{2} = \frac{m_{1}}{2h_{2}(h_{3})^{3}} - \frac{2}{(h_{3})^{2}} \sigma_{13,1}^{1};$$

$$\sigma_{12,1}^{1} = \frac{3m_{2}}{4h_{2}(h_{3})^{3}}; \sigma_{22,1}^{2} = \frac{3p}{(h_{2})^{2}(h_{3})^{3}} - \frac{2}{(h_{2})^{2}} \sigma_{22,1}^{1}. (20)$$

Завершив переход к интегральным величинам в граничных условиях, выполним аналогичный переход для искомых функций. Вначале рассмотрим общепринятую для балок величину – перерезывающую силу. Она равна:

$$Q = \frac{2}{3}h_2(h_3)^3\sigma_{13,1}^2 + 4h_2h_3\sigma_{13,1}^1.$$

Подставляя сюда выражение для $\sigma_{13,1}^2$ из (20) получаем:

$$Q = \frac{m_1 + 8h_2h_3\sigma_{13,1}^1}{3}$$

Отсюда:

$$\sigma_{13,1}^{1} = \frac{3Q - m_{1}}{8h_{2}h_{3}}, \sigma_{13,1}^{2} = \frac{3(m_{1} - Q)}{4h_{2}(h_{3})^{3}}.$$
 (21)

Другой важной интегральной силовой величиной является изгибающий момент:

$$M = \frac{4h_2(h_3)^3}{3} \sigma_{11,1}^1 \Longrightarrow \sigma_{11,1}^1 = \frac{3}{4h_2(h_3)^3} M. \quad (22)$$

По аналогии вводим не имеющие общепризнанных названий величины:

$$K = 2h_2 \sigma_{22,1}^1 \int_{-h_3}^{h_3} (x_3)^2 dx_3 \Rightarrow \sigma_{22,1}^1 = \frac{3}{4h_2(h_3)^3} K.$$
 (23)

$$N = 2h_2\sigma_{33,1}^1\int_{-h_3}^{h_3} (x_3)^2 dx_3 \Longrightarrow \sigma_{33,1}^1 = \frac{3}{4h_2(h_3)^3}N.$$
(24)

Собирая воедино результаты из (20), (21), (22), (23) и (24), и подставляя их в (11), а также, вводя обозначения для перемещений

$$w = u_{3,1}^1, \quad W = u_{3,1}^2, \quad V = u_{2,1}^1, \quad \varphi = u_{1,1}^1.$$

Получаем уравнения:

$$\begin{aligned} \partial_1 \varphi &= \frac{3}{4Eh_2(h_3)^3} (M - v(K + N)); \\ V &= \frac{3}{4Eh_2(h_3)^3} (K - v(M + N)); \\ W &= \frac{3}{4Eh_2(h_3)^3} (N - v(M + K)); \\ \partial_1 w + \varphi &= \frac{3Q - m_1}{8Gh_2h_3}; \\ \partial_t^2 \varphi &= \frac{3}{4\rho h_2(h_3)^3} (\partial_1 M + m_2 + m_1 - Q); \\ \partial_1 Q + \frac{2}{(h_3)^2} N - \frac{8h_2h_3\rho}{3} \partial_t^2 w &= \frac{1}{3} \partial_1 m_1 - q_\tau + \frac{2h_3}{(h_2)^2} r; \\ \partial_t^2 V &= \frac{3}{\rho h_2(h_3)^2} \left(\frac{\partial_1 m_2}{4h_3} + \frac{p}{h_2h_3} - \frac{K}{2(h_2)^2h_3} + \frac{3r}{2(h_2)^2} - \frac{q_\tau}{4h_3} \right); \\ \partial_t^2 W &= \frac{3}{2\rho h_2(h_3)^2} \left(\frac{\partial_1 m_1}{2h_3} - \frac{\partial_1 Q}{2h_3} + \frac{3r}{(h_2)^2} - \frac{q_\tau}{2h_3} + \frac{q_\sigma}{h_3} - \frac{3N}{(h_3)^3} \right). \end{aligned}$$

Решая систему из первых трех уравнений (25) найдем величины M, K, N:

$$M = \frac{4Eh_2(h_3)^3}{3(1+\nu)(1-2\nu)} ((1-\nu)\partial_1\phi + \nu(W+V));$$

$$K = \frac{4Eh_2(h_3)^3}{3(1+\nu)(1-2\nu)} ((1-\nu)V + \nu(W+\partial_1\phi));$$

$$N = \frac{4Eh_2(h_3)^3}{3(1+\nu)(1-2\nu)} ((1-\nu)W + \nu(\partial_1\phi+V)).$$
 (26)

Из четвертого уравнения выразим величину Q:

$$Q = \frac{8}{3}Gh_2h_3(\partial_1w + \varphi) + \frac{1}{3}m_1.$$

Подставляя величины из (26) и (27) в остальные уравнения (25), после произведения некоторых преобразований получим:

$$\frac{E(1-\nu)}{\rho(1+\nu)(1-2\nu)}\partial_1^2\varphi - \partial_t^2\varphi - \frac{2G}{\rho(h_3)^2}\varphi + \frac{E\nu}{\rho(1+\nu)(1-2\nu)}(\partial_1W + \partial_1V) - \frac{2G}{\rho(h_3)^2}\partial_1w = -\frac{3}{4\rho h_2(h_3)^3}\left(\frac{2}{3}m_1 + m_2\right);$$

$$\begin{aligned} & \frac{G}{\rho}\partial_1^2 w - \partial_t^2 w + \frac{1}{\rho}\partial_1 \phi \bigg(G + \frac{E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \bigg) + \\ & + \frac{E}{\rho(1+\nu)(1-2\nu)} \big((1-\nu)W + \nu V \big) = \\ & \frac{3}{8h_2h_3\rho} \bigg(\frac{2h_3}{(h_2)^2} r - q_\tau \bigg); \end{aligned}$$

$$\frac{E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} (\partial_1 \varphi + W) + \frac{\rho(h_2)^2}{2} \partial_t^2 V + \frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} V = \frac{3h_2}{2(h_3)^2} \times \left(\frac{\partial_1 m_2}{4h_3} + \frac{p}{h_2 h_3} + \frac{3r}{2(h_2)^2} - \frac{q_\tau}{4h_3}\right);$$

$$\partial_{1} \varphi \left(G + \frac{3E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \right) + \frac{\rho(h_{3})^{2}}{2} \partial_{t}^{2} W + \frac{3E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} W + \frac{3E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} V + G\partial_{1}^{2} W = \frac{3}{4h_{2}} \left(\frac{1}{3h_{3}} \partial_{1} m_{1} + \frac{3r}{(h_{2})^{2}} - \frac{q_{\tau}}{2h_{3}} + \frac{1}{h_{3}} q_{\sigma} \right)$$

Коэффициент, который остался в первом из уравнений при $\partial_1^2 \varphi$ – это скорость распространения продольных волн, а коэффициент, который остался во втором уравнении при $\partial_1^2 w$ – это скорость распространения сдвиговых волн.

Таким образом, наши уравнения описывают распространение двух типов волн, причем в точности с теми же скоростями, как и уравнения теории упругости. Третье и четвертое уравнения описывают искажения поперечного сечения балки. Перемещение V описывает симметричную деформацию в направлении x_2 , а перемещение W антисимметричную деформацию в направлении x_3 .

Выводы

Получены уточненные динамические уравнения изгиба стержня на основе асимптотико-группового анализа дифференциальных уравнений теории упругости, описывающие распространение двух типов волн, причем в точности с теми же скоростями, как и уравнения теории упругости.

Перечень ссылок

 Шамровский А. Д. Асимптотико-групповой анализ дифференциальных уравнений теории упругости / А. Д. Шамровский. – Запорожье : Изд-во ЗГИА, 1997.– 169 с.

- Шамровский А. Д. Вывод динамических уравнений изгиба балки прямоугольного поперечного профиля при помощи асимптотико-группового анализа уравнений теории упругости / А. Д. Шамровский,. Л. Н. Егармина // Методи розв'язування прикладних задач механіки деформівного твердого тіла. – Дніпропетровськ : Наука і освіта, 2010. – Вип. 11. – С. 306–317.
- Шамровский А. Д. Вывод динамических уравнений продольной деформации стержня при помощи двойного упрощения уравнений теории упругости / А. Д. Шамровский, Л. Н. Егармина // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2009. – № 2. – С. 111–115.

Одержано 14.10.2010

Шамровський О.Д., Єгарміна Л.М. Виведення уточнених динамічних рівнянь вигину балки за допомогою асимптотико-групового аналізу рівнянь теорії пружності

За допомогою методу асимптиотико-групового аналізу отримані із тривимірних динамічних рівнянь теорії пружності уточнені одновимірні динамічні рівняння вигину балки, більш точні, ніж загальновідомі. Зокрема, знайдені рівняння описують розповсюдження двох типів хвиль, при чому фронти цих хвиль рухаються із тими же швидкостями, як у повздовжніх та поперечних хвиль у тривимірному пружному середовищі. Зауважимо, що класичні рівняння вигину балки мають параболічний тип, тобто не описують фронтів хвиль, а рівняння типу Тимошенко задають швидкості фронтів хвиль такі, що не співпадають зі швидкостями фронтів у тривимірному середовищі.

Ключові слова: асимптотико-груповий аналіз, уточнені динамічні рівняння вигину стержня, деформація, момент що вигинає, сила що перерізує, повздовжні хвилі, поперечні хвилі.

Shamrovskiy A., Egarmina L. Conclusion of the bar bending specified dynamic equations through the asimptotic-group analysis of resiliency theory equations

Through the method of asymptotic-group analysis the threedimensional dynamic equations of longitudinal bar deformation given from precise one-dimensional dynamic theory equations, more exact, than known. In particular equations describe distribution of two waves types are found, thus fronts of these waves move with the same speeds, as the longitudinal and transversal waves in a three-dimensional resilient environment. We will mark that classic equations of bar bending have a parabolic type, i.e. does not describe wave fronts, and equation of Timoshenko type set fronts of waves speeds, not consilient with speeds of fronts in a three-dimensional environment.

Key words: asymptotic-group analysis, specified dynamic equations of bar bending, deformation, bending moment, an intersecting force, the longitudinal waves, the transversal waves.

УДК (531.36+539.3): 534.1

Д-р техн. наук А. Д. Шамровский, канд. техн. наук Ю. А. Лымаренко, А. С. Безнос, А. И. Веселов

Государственная инженерная академия, г. Запорожье

МОДЕЛИРОВАНИЕ УПРУГОГО СТЕРЖНЯ ДИСКРЕТНОЙ ЦЕПОЧКОЙ С ЭЛЕМЕНТАМИ ПЕРЕМЕННОЙ МАССЫ

Предлагается усовершенствованная дискретная модель упругого стержня в виде цепочки, масса элементов которой зависит от вида движения (поступательное или колебательное). В качестве критерия усовершенствования дискретной модели используется близость графиков дисперсионных зависимостей дискретной и континуальной моделей.

Ключевые слова: стержень, дискретная модель, пружинно-массовая цепочка, дисперсионная зависимость.

Введение

В связи с широким использованием в современной промышленности новых классов ультрадисперсных и нанокристаллических материалов возникает необходимость разработки и исследования новых математических моделей сред, способных учитывать дискретный характер структуры вещества, состоящего из неточечных частиц (гранул), связанных сложными силами взаимодействия [2]. В данном направлении получены определенные результаты [1, 3–6], однако, в целом, уровень развития дискретных моделей отстает от потребностей практики. Так, при решении классической задачи о распространении упругой продольной волны в пружинно-массовой цепочке полученная в

© А. Д. Шамровский, Ю. А. Лымаренко, А. С. Безнос, А. И. Веселов, 2011

ISSN 1607-6885 Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні №1, 2011

результате дисперсионная зависимость близка к континуальному решению только при сравнительно больших длинах волн. В настоящей работе ставится цель усовершенствования такой модели. В качестве критерия усовершенствования предлагается использовать близость графиков дисперсионных зависимостей предлагаемой дискретной модели и континуальной.

1 Стержень

Рассмотрим уравнение продольных колебаний стержня [7]:

$$a^2 \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = 0$$
, $T = EF \frac{\partial u}{\partial x}$, $a = \sqrt{\frac{E}{\rho}}$. (1)

Здесь u – продольное перемещение произвольной точки стержня; T – продольное усилие; x – продольная координата; t – время; E – модуль упругости; F – площадь поперечного сечения стержня; ρ – плотность материала; a – скорость распространения возмущения по стержню.

Исследуем распространение по стержню волны вида

$$u = A\sin(\omega t - kx). \tag{2}$$

Подстановка показывает, что решение (2) удовлетворяет уравнению (1) только в случае

$$\omega = ak . \tag{3}$$

Соотношение (3) является дисперсионным соотношением. Оно задает связь между величинами k и ω . Величина k задает частоту изменения по координате x. Она связана с длиной волны (рис. 1) соотношением

$$L = \frac{2\pi}{k} \quad \Leftrightarrow \quad k = \frac{2\pi}{L}.$$
 (4)





Величина (0) задает частоту по времени t. Она связана с периодом колебаний T соотношением

$$T = \frac{2\pi}{\omega} \quad \Leftrightarrow \quad \omega = \frac{2\pi}{T}.$$
 (5)

Подставляя (4) в (3) получаем

$$\omega = a \frac{2\pi}{L}.$$
 (6)

Решение (2) описывает волну, распространяющуюся в положительном направлении оси х. Все вышесказанное относится и к волне вида

$$u = A\sin(\omega t + kx),\tag{7}$$

распространяющейся в отрицательном направлении оси *x*.

Рассмотрим сумму двух встречных волн:

$$u = A\sin(\omega t - kx) + A\sin(\omega t + kx) = 2A\sin\omega t\cos kx.$$
(8)



Эта сумма описывает так называемые стоячие волны (рисунок 2). Особенностью таких волн является наличие неподвижных (узловых) точек. «Вырезая» из стоячих волн различные участки, можно получать результаты для стержней конечной длины при различных условиях закрепления и различных режимах колебаний.

Например, на рисунке 3 изображен случай вырезания стержня конечной длины *b* по двум ближайшим узловым точкам. Это отвечает колебаниям стержня с закрепленными концами.



Рис. 3.

В данном случае длина волны равна удвоенной длине стержня, L = 2b. В соответствии с этим для частоты колебаний стержня из (6) имеем

$$\omega = a \frac{\pi}{b}.$$
 (9)

Тот же стержень может совершать колебания по форме, в которой между закрепленными концами укладываются две полуволны (рис. 4).



В этом случае L = b. Из (6) получаем

$$\omega = a \frac{2\pi}{b}.$$
 (10)

Укорочение длины волны приводит к пропорциональному увеличению частоты колебаний.

Если узловым точкам отвечают неподвижные точки стержня, то точкам с экстремальной (минимальной или максимальной) амплитудой колебаний на рисунке 2 отвечают точки стержня с нулевыми продольными усилиями. Это вытекает из равенства нулю производных в указанных точках и выражения для усилия (1). На рисунке 4 изображены колебания стержня с двумя свободными концами, «вырезанного» из рисунка 2 по двум ближайшим экстремумам.



Здесь, как и в случае, изображенном на рисунке 3, будет L = 2b и частота колебаний вычисляется по формуле (9).

Можно при вырезании брать одну узловую точку и одну экстремальную, как в случае, изображенном на рисунке 6.



Это случай неподвижного левого конца стержня и свободного правого конца. Здесь длина стержня b вчетверо меньше длины волны *L*: *L* = 4*b*. В соответствии с (6) получаем

$$\omega = a \frac{\pi}{2b}.$$
 (11)

Аналогичным образом можно рассматривать и многочисленные другие подобные случаи.

2 Дискретная цепочка

Рассмотрим дискретный аналог стержня – цепочку из точечных масс величины m, соединенных пружинами жесткости *с* (рис. 7). Составим дифференциальное уравнение движения *i*-й массы, обозначая через *u_i* продольное смещение этой массы из положения равновесия:

$$m\ddot{u}_i + c(u_i - u_{i-1}) + c(u_i - u_{i+1}) = 0 \quad (-\infty < i < \infty)$$
(12)

или

$$m\ddot{u}_i + 2cu_i - c(u_{i-1} + u_{i+1}) = 0 \quad (-\infty < i < \infty).$$
(13)

Фактически, мы получили не одно уравнение, а систему из бесконечного количества взаимосвязанных уравнений. Решение подобной бесконечной системы обыкновенных дифференциальных уравнений можно разыскивать также в виде бегущей волны, как это ранее делалось для непрерывного стержня (2). В данном случае необходимо учитывать дискретное изменение продольной координаты:

$$x_i = i\delta \quad (-\infty < i < \infty), \tag{14}$$

где δ – расстояние между соседними массами цепочки.

В итоге получаем

$$u_i = A\sin(\omega t - kx_i) = A\sin(\omega t - ki\delta) \quad (-\infty < i < \infty).$$
(15)

При подстановке (15) в (13) учтем соотношение

$$u_{i-1} + u_{i+1} = A\{\sin[\omega t - k(i-1)\delta] + \sin[\omega t - k(i+1)\delta]\} =$$

= $2A\sin(\omega t - ki\delta)\cos k\delta.$ (16)

Окончательно получаем

$$\omega = 2\sqrt{\frac{c}{m}} \left| \sin \frac{k\delta}{2} \right|. \tag{17}$$

Дисперсионное соотношение (17) существенно отличается от соотношения (3). Для лучшего сравнения указанных двух соотношений рассмотрим случай, когда дискретная цепочка моделирует сплошной стержень. В этом случае жесткость пружины равна жесткости стержня длины δ :

$$c = \frac{EF}{\delta}.$$
 (18)

Масса *т* равна массе стержня той же длины:

$$m = \rho F \delta . \tag{19}$$

Подставляя (18) и (19) в (17) получаем



$$\omega = \frac{2a}{\delta} \left| \sin \frac{k\delta}{2} \right|,\tag{20}$$

со значением а из (1).

При малых значениях частоты k, что отвечает большим значениям длины волны L, вместо (20) можно приближенно записать:

$$\omega \approx \frac{2a}{\delta} \frac{k\delta}{2} = ak, \tag{21}$$

что совпадает с (3). С увеличением частоты k, т.е. укорочением длины волны результаты вычислений по (3) и (20) начинают существенно отличаться. На рисунке 8 приведены совместно графики зависимости

$$\frac{\omega}{a} = k \tag{22}$$

(прямая линия) и зависимости

$$\frac{\omega}{a} = \frac{2}{\delta} \left| \sin \frac{k\delta}{2} \right|$$
(23)

при $\delta=2$.



Рассмотрим подробнее вопрос о моделировании сплошного стержня дискретной цепочкой. Начнем со стержня конечной длины δ , заменяя его цепочкой той же длины, состоящей из двух масс и соединяющей их пружины (рисунок 9).



Рассмотрим вначале поступательное движение стержня. При этом мерой его инерции будет его полная масса $\rho F \delta$. Следовательно, при таком же движении цепочки ее точечные массы будут

$$m^+ = \frac{1}{2}\rho F\delta. \tag{24}$$

Далее рассмотрим колебания стержня самоуравновешенного вида (рисунок 5). При аналогичном движении цепочки ее частота колебания будет равна

$$\omega = \sqrt{\frac{2c}{m}}.$$
 (25)

Здесь учтено, что при встречном движении масс происходит удвоенная деформация пружины. Будем вычислять жесткость пружины по формуле (18). Тогда из (25) имеем

$$\omega = \sqrt{\frac{2EF}{m\delta}}.$$
 (26)

Приравняем полученный результат к частоте (9) (при $b = \delta$) и вычислим из этого равенства массу, обозначая ее в этом случае через m^- :

$$m^{-} = \frac{2}{\pi^2} \rho F \delta. \tag{27}$$

Таким образом, мы видим, что мера инерции точечных грузов при движении этих грузов в одинаковом направлении вычисляется по формуле (24), а при движении в противоположных направлениях – по формуле (27). С учетом этого обстоятельства попробуем решить теперь более сложные задачи, считая дискретную цепочку состоящей из элементов, представленных на рисунке 9 с зависимостью масс грузов от направлений их движения.

Пример 1. Консоль. Заменим консольный стержень (рисунок 6) на дискретную конструкцию (рисунок 10).



Рис. 10.

Запишем дифференциальное уравнение движения груза:

$$m\ddot{u} + cu = 0. \tag{28}$$

В данном случае движение цепочки является комбинацией поступательного и колебательного движений. Поступательная часть движения описывается средней скоростью двух грузов. Учитывая, что скорость левого груза равна нулю, имеем

$$v^{+} = \frac{1}{2} (0 + \dot{u}) = \frac{1}{2} \dot{u}.$$
 (29)

Колебательная часть описывается полуразностью скоростей двух грузов:

$$v^{-} = \frac{1}{2} (0 - \dot{u}) = -\frac{1}{2} \dot{u}.$$
 (30)

Отсюда скорость груза можно записать в виде

$$\dot{u} = v^+ - v^-$$

Учитывая разницу масс при поступательном и колебательном режимах движения цепочки, представим первое слагаемое в уравнении (28) в виде

$$m\ddot{u} \rightarrow m^{+}\dot{v}^{+} - m^{-}\dot{v}^{-} = \frac{1}{2} \left(m^{+} + m^{-} \right) \ddot{u}.$$
 (31)

В итоге дифференциальное уравнение (28) принимает вид

$$\frac{1}{2}\left(m^{+}+m^{-}\right)\ddot{u}+cu=0.$$
(32)

Это отвечает частоте колебаний

$$\omega_d = \sqrt{\frac{2c}{m^+ + m^-}} = \frac{a}{\delta} \frac{2\pi}{\sqrt{\pi^2 + 4}}.$$
 (33)

Сравним эту частоту дискретной системы с частотой (11):

$$\frac{\omega_d}{\omega} = \frac{4}{\sqrt{\pi^2 + 4}} = 1,074.$$
 (34)

Попробуем теперь вычислить частоту дискретной системы по формуле (17). Подставляя сюда выражение для k (4) получаем

$$\omega_D = \frac{2a}{\delta} \left| \sin \frac{\pi \delta}{L} \right|. \tag{35}$$

Считая, как и в случае непрерывного стержня, длину консоли равной четвертой части длины волны L, подставляем в (35) значение $L = 4\delta$, получая

$$\omega_D = \frac{2a}{\delta} \sin \frac{\pi}{4} = \sqrt{2} \frac{a}{\delta}.$$
 (36)

В этом случае сравнение с частотой (11) дает

$$\frac{\omega_D}{\omega} = \frac{2\sqrt{2}}{\pi} = 0.9. \tag{37}$$

Мы видим, что модель, предполагающая неизменными массы грузов независимо от характера их движения, дает заниженную частоту (примерно на 10 %), что соответствует графику на рисунке 8, в то время как модель, учитывающая изменения этих масс, дает завышение частоты (примерно на 7,4 %).

Пример 2. Модифицированная цепочка. Рассмотрим вновь бесконечную цепочку, но уже в измененном виде, представленном на рисунке 11.

В отличие от предыдущей цепочки (рисунок 7) данная цепочка состоит из звеньев вида, представленного на рисунке 9, с массами, величины которых зависят от взаимных направлений движения концов звена. Рассматривая вновь дифференциальные уравнения (13) выполним следующие преобразования:

$$\begin{aligned} v_{i-1}^{+} &= \frac{1}{2} (\dot{u}_{i-1} + \dot{u}_{i}), \ v_{i-1}^{-} &= \frac{1}{2} (\dot{u}_{i-1} - \dot{u}_{i}), \ \dot{u}_{i} = v_{i-1}^{+} - v_{i-1}^{-}, \\ v_{i}^{+} &= \frac{1}{2} (\dot{u}_{i} + \dot{u}_{i+1}), \ v_{i}^{-} &= \frac{1}{2} (\dot{u}_{i} - \dot{u}_{i+1}), \ \dot{u}_{i} = v_{i}^{+} + v_{i}^{-}, \\ m\ddot{u}_{i} &= \frac{1}{2} m\ddot{u}_{i} + \frac{1}{2} m\ddot{u}_{i} \rightarrow m^{+} \dot{v}_{i-1}^{+} - m^{-} \dot{v}_{i-1}^{-} + \\ &+ m^{+} \dot{v}_{i}^{+} + m^{-} \dot{v}_{i}^{-} &= \frac{1}{2} m^{+} (\ddot{u}_{i-1} + \ddot{u}_{i}) - \frac{1}{2} m^{-} (\ddot{u}_{i-1} - \ddot{u}_{i}) + \\ &+ \frac{1}{2} m^{+} (\ddot{u}_{i} + \ddot{u}_{i+1}) + \frac{1}{2} m^{-} (\ddot{u}_{i} - \ddot{u}_{i+1}) = \\ &= \frac{1}{2} (m^{+} - m^{-}) (\ddot{u}_{i-1} + \ddot{u}_{i+1}) + (m^{+} + m^{-}) \ddot{u}_{i}. \end{aligned} \tag{38}$$

В итоге вместо уравнений (13) получаем следующие уравнения:

$$\begin{pmatrix} m^{+} + m^{-} \end{pmatrix} \ddot{u}_{i} + \frac{1}{2} \begin{pmatrix} m^{+} - m^{-} \end{pmatrix} (\ddot{u}_{i-1} + \ddot{u}_{i+1}) + + 2cu_{i} - c(u_{i-1} + u_{i+1}) = 0 \qquad (-\infty < i < \infty).$$
(39)

Решение этих уравнений вновь разыскиваем в виде бегущей волны (15). Подставляя (15) в (39) получаем, с учетом (16):

$$\omega = \sqrt{\frac{2c(1 - \cos k\delta)}{m^+ + m^- + (m^+ - m^-)\cos k\delta}} .$$
(40)

Подставляя сюда значения (18), (24) и (27), окончательно получаем:

$$\omega = \frac{2a}{\delta} \left| \sin \frac{k\delta}{2} \right| \sqrt{\frac{2\pi^2}{\pi^2 + 4 + (\pi^2 - 4)\cos k\delta}}.$$
 (41)

На рисунке 12 представлен график соответствующей дисперсионной зависимости (жирная линия) совместно с графиками, изображенными ранее на рисунке 8.



Рис. 11.



Мы видим значительно лучшее приближение дискретной дисперсионной зависимости к континуальному решению, чем в предыдущем случае, что показывает эффективность принятого рассмотрения двух видов масс.

Проанализируем подробнее полученные результаты. Максимум частоты ω достигается при:

$$\frac{k\delta}{2} = \frac{\pi}{2} \implies L = 2\delta.$$
(42)

Такой длине волны отвечает длина полуволны, равная δ . А это случай колебаний дискретного элемента, изображенного на рисунке 9, при движении масс в противоположные стороны. Т.е. случай, когда массы грузов равны m^- . В этом случае частота колебаний дискретного элемента совпадает с частотой колебаний непрерывного стержня той же длины. Как видно из рисунка 12, такой же результат получается и для всей бесконечной цепочки. Однако при длине волны, большей, чем (42) (что отвечает меньшей частоте k), частота колебаний дискретной цепочки несколько превышает соответствующую частоту колебаний непрерывного стержня. Таким образом, добившись совпадения в экстремальной точке, мы понизили точность результатов в других, более важных точках.

Этот результат можно подкорректировать. Используя выражения (24) и (27) запишем:

$$m^- = \alpha m^+$$
, $\alpha = \frac{4}{\pi^2} \approx 0,405.$ (43)

В соответствии с этим перепишем (41) в виде

$$\omega = \frac{2a}{\delta} \left| \sin \frac{k\delta}{2} \right| \sqrt{\frac{2}{1 + \alpha + (1 - \alpha)\cos k\delta}}.$$
 (44)

Применение этой формулы со значением α (43), естественно, даст прежний результат. Однако теперь мы можем корректировать значение α . На рисунке 13 приведены графики, отвечающие возросшим значениям α .



Как видим, увеличивая α , можно добиться лучшего приближения континуальных и дискретных результатов в рабочем диапазоне значений k за счет некоторого ухудшения результатов вблизи экстремальной точки.

Вывод

Таким образом, учет изменения масс элементов пружинно-массовой цепочки при разных видах движения этих элементов позволил добиться лучшего приближения дисперсионных зависимостей дискретной и континуальной моделей в большем диапазоне волнового числа *k*, чем это имеет место в случае классической пружинно-массовой цепочки, не учитывающей изменения масс.

Перечень ссылок

- Бриллюэн Л. Распространение волн в периодических структурах ; [пер. с франц.] / Л. Бриллюэн, М. Пароди. – М. : Изд-во иностранной литературы, 1959. – 458 с.
- Гусева, А. А. Румпеля. М. : Физматлит, 2001. 224 с.
 Косевич А. М. Теория кристаллической решетки /
- А. М. Косевич. Харьков : Вища школа, 1988. 304 с.
 4. Кунин И. А. Теория упругих сред с микроструктурой /
- Кунин И. А. Теория упругих сред с микроструктурой / И. А. Кунин. – М. : Наука, 1975. – 416 с.
- 5. Лымаренко Ю. А. Дискретное моделирование стационарных волновых процессов в тонком слое при сим-

метричной деформации / Ю. А. Лымаренко, А. Д. Шамровский // Вісник Харківського національного університету. Серія «Математика, прикладна математика і механіка». – 2005. – Т. 711. – С.68–79.

 Потапов А. И. Волны деформации в среде с внутренней структурой / А. И. Потапов // Нелинейные волны. – Нижний Новгород : ИПФ РАН, 2005. - С. 125-140.

 Работнов Ю. Н. Механика деформируемого твердого тела: уч. пособие для вузов / Ю. Н. Работнов. – М. : Наука, 1979. – 744 с.

Одержано 14.10.2010

Шамровський О.Д., Лимаренко Ю.О., Безнос О.С., Веселов А.І. Моделювання пружного стержня дискретним ланцюжком з елементами змінної маси

Пропонується вдосконалена дискретна модель пружного стержня у вигляді ланцюжка, маса елементів якого залежить від виду руху (поступальний або коливальний). У якості критерію удосконалення дискретної моделі використовується близькість графіків дисперсійних залежностей дискретної й континуальної моделей.

Ключові слова: стержень, дискретна модель, пружинно-масовий ланцюжок, дисперсійна залежність.

Shamrovskiy A., Lymarenko Yu., Beznos A., Veselov A. Modeling of elastic rod by discrete chain with variable mass elements

An advanced model of elastic rod is offered. The rod is modeled by spring-mass chain, which elements have variable mass that changes depending on type of motion (forward or oscillatory). Dispersion curves of discrete and solid models are used as discrete model improvement criterion.

Key words: rod, discrete model, springy-mass chain, dispersion dependency.

УДК:[62-754.2:62-585.862]:519.711/718

А. В. Куземко¹, канд. физ.-мат. наук И. А. Костюшко²

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

ИССЛЕДОВАНИЕ УСТОЙЧИВОСТИ ДВИЖЕНИЯ И АВТОКОЛЕБАНИЯ ГИРОСКОПА В КАРДАНОВОМ ПОДВЕСЕ

Рассматривается задача о колебаниях гироскопа в кардановом подвесе. Исследуется устойчивость системы под действием нелинейных диссипативных и циркулярных сил. Найдено условие асимптотической устойчивости в критическом случае пары чисто мнимых корней. Рассмотрен так же случай автоколебания системы.

Ключевые слова: гироскоп, кардановый подвес, критический случай, резонанс.

1 Уравнения движения

Рассматривается сбалансированный кардановый подвес гироскопа, размещенный на неподвижной подставке. Ось внешнего кольца карданового подвеса горизонтальна и вращение определяется углом α . Вращение во внутреннем кольце характеризуется углом β .

Кинатинаская энергия системи имеет рил.

$$T = \frac{1}{2} \left[\left(A - C \sin^2 \beta \right) \dot{\alpha}^2 + B \dot{\beta}^2 + C (\dot{\phi} + \dot{\alpha} \sin \beta)^2 \right],$$

$$A = A_0 + A_1 + A_2, \ B = A_0 + D_1, \ C = A_0 + A_1 - C_1,$$

где А2 – момент инерции внешнего кольца по отно-

© А. В. Куземко, И. А. Костюшко, 2011

шению к оси вращения; A_1, B_1, C_1 –моменты инерции по отношению к главным осям, связанных с этим кольцом; A_0, C_0 – экваториальные и полярные моменты инерции гироскопа; φ – угол отклонения гироскопа; точка означает производную по времени t.

Уравнения движения гироскопа получаем согласно уравнений Лагранжа:

$$\begin{cases} \frac{d}{dt} \frac{\partial T}{\partial \dot{\alpha}} - \frac{\partial T}{\partial \alpha} = Q_{\alpha}; \\ \frac{d}{dt} \frac{\partial T}{\partial \dot{\beta}} - \frac{\partial T}{\partial \beta} = Q_{\beta}, \end{cases}$$

где обобщенные силы Q_{α}, Q_{β} выбираем в следующем виде:

$$Q_{\alpha} = -\left(B_{1}\dot{\alpha} + D_{1}\dot{\alpha}^{3} + E\beta\right), \quad Q_{\beta} = -\left(B_{2}\dot{\beta} + D_{2}\dot{\beta}^{3} - E\alpha\right)$$

Слагаемые $E\alpha$, $E\beta$ соответствуют циркулярным силам, возникающих в опорах ротора, слагаемые $B_1\dot{\alpha} + D_1\dot{\alpha}^3$, $B_2\dot{\beta} + D_2\dot{\beta}^3$ – диссипативным силам, E, B_1, B_2, D_1, D_2 – заданные положительные постоянные.

После исключения циклической координаты φ [1] уравнения движения гироскопа принимают вид

$$\begin{cases} \left(A - C\sin^2\beta\right)\ddot{\alpha} - C\dot{\alpha}\dot{\beta}\sin 2\beta + H\dot{\beta}\cos\beta + B_1\dot{\alpha} + D_1\dot{\alpha}^3 + E\beta = 0, \\ B\ddot{\beta} + C\dot{\alpha}^2\sin\beta\cos\beta - H\dot{\alpha}\cos\beta + B_2\dot{\beta} + D_2\dot{\beta}^3 - E\alpha = 0. \end{cases}$$
(1)

где Н – циклическая постоянная.

Очевидно, что уравнения (1) допускают решение

$$\alpha = \beta = 0, \, \dot{\alpha} = \dot{\beta} = 0, \qquad (2)$$

устойчивость которого мы в дальнейшем будем исследовать.

Вводя безразмерное время $\tau = \frac{tH}{\sqrt{AB}}$, получаем

уравнения движения (1) в безразмерной форме

$$\begin{cases} (1 - \alpha \sin^2 \beta)\alpha'' - C\alpha'\beta'\sin 2\beta + h\beta'\cos\beta + b_1\alpha' + d_1\alpha'^3 + e\beta = 0; \\ h^2\beta'' + a\alpha'^2\sin\beta\cos\beta - h\alpha'\cos\beta + b_2\beta' + d_2\beta'^3 - e\alpha = 0, \end{cases}$$
(3)

где
$$a = \frac{C}{A}, h = \sqrt{\frac{B}{A}}, b_1 = \frac{B_1}{H}\sqrt{\frac{B}{A}}, b_2 = \frac{B_2}{H}\sqrt{\frac{B}{A}}$$

$$d_1 = \frac{D_1 H}{\sqrt{A^3 B}}, d_2 = \frac{D_2 H}{\sqrt{A^3 B}}, e = \frac{EB}{H^2};$$
штрих означает

производную по τ.

.7

2 Исследование устойчивости по первому приближению

Раскладывая нелинейные слагаемые уравнений системы (3) в окрестности решения (2) в ряды Тейлора, запишем систему первого приближения

$$\begin{cases} \alpha'' + b_1 \alpha' + h\beta' + e\beta = 0, \\ h^2 \beta'' + b_2 \beta' - h\alpha' - e\alpha = 0. \end{cases}$$
(4)

Согласно критерия Рауса-Гурвица соответствующее характеристическое уравнение

$$h^{2}\lambda^{4} + (b_{1}h^{2} + b_{2})\lambda^{3} + (b_{1}b_{2} + h^{2})\lambda^{2} + 2eh\lambda + e^{2} = 0$$
(5)

при
$$e < \widetilde{e}$$
, $\widetilde{e} = \frac{2h(b_1h^2 + b_2)(b_1b_2 + h^2)}{4h^4 + (b_1h^2 + b_2)^2}$ имеет корни с

отрицательными действительными частями, т.е. решение (2) асимптотически устойчиво. При $e > \tilde{e}$ корни уравнения (5) имеют положительные действительные части, т.е. решение (2) неустойчиво.

При $e = \tilde{e}$ характеристическое уравнение (5) имеет два корня с отрицательными действительными частями и пару чисто мнимых корней

$$\lambda_{1,2} = \pm i \widetilde{\lambda}, \quad \widetilde{\lambda} = 2h \sqrt{\frac{b_1 b_2 + h^2}{4h^4 + (b_1 h^2 + b_2)^2}}$$

Присутствие пары чисто мнимых корней подразумевает критический случай устойчивости. Следовательно, проблему устойчивости следует решать, учитывая нелинейные слагаемые системы (3).

3 Исследование устойчивости в критическом случае

Введем обозначения: $z_1 = \alpha$, $z_2 = \beta$, $z_3 = \alpha'$, $z_4 = \beta'$. Раскладывая нелинейные слагаемые системы (3) в окрестности решения (2) в ряды, ограничиваясь членами до третьего порядка включительно, запишем систему (3) в нормальной форме при $e = \tilde{e}$:

$$\begin{cases} z_1' = z_3; \\ z_2' = z_4; \\ z_3' = -\widetilde{e}z_2 - b_1z_3 - hz_4 + Z_3(z_1, z_2, z_3, z_4) + ...; \\ z_4' = \frac{\widetilde{e}}{h^2}z_1 + \frac{1}{h}z_3 - \frac{b_2}{h^2}z_4 + Z_4(z_1, z_2, z_3, z_4) + ..., \end{cases}$$

где многоточие означает совокупность членов не ниже пятого порядка;

$$Z_{3}(z_{1}, z_{2}, z_{3}, z_{4}) =$$

$$= 2az_{2}z_{3}z_{4} - hz_{2}^{2}z_{4}\left(a - \frac{1}{2}\right) - ab_{1}z_{2}^{2}z_{3} - d_{1}z_{3}^{3} - \tilde{e}az_{2}^{3};$$

$$Z_{4}(z_{1}, z_{2}, z_{3}, z_{4}) = -\frac{a}{h^{2}}z_{2}z_{3}^{2} - \frac{1}{2h}z_{3}z_{2}^{2} - \frac{d_{2}}{h^{2}}z_{4}^{3}.$$
(7)

В системе (6) вводим новые переменные

$$\begin{aligned} x &= c_1 z_1 + c_2 z_2 + c_3 z_3 + c_4 z_4; \\ y &= \overline{x} = \overline{c}_1 z_1 + \overline{c}_2 z_2 + \overline{c}_3 z_3 + \overline{c}_4 z_4; \\ x_1 &= z_1, \ x_2 &= z_2, \end{aligned}$$

где
$$c_1 = \frac{\widetilde{e}}{h} \left(1 - i \frac{b_1}{\widetilde{\lambda}} \right), c_2 = \frac{\widetilde{e} \left(\widetilde{e} + i \widetilde{\lambda} h \right)}{\widetilde{\lambda}^2 h},$$

 $c_3 = 1 - \frac{\widetilde{e}i}{\widetilde{\lambda}h}, c_4 = h \left(i \widetilde{\lambda} + b_1 \right);$

черта означает сопряжение величин. В результате система (6) примет вид:

$$\begin{cases} x' = i\widetilde{\lambda}x + Y_1(x, y, x_1, x_2), \\ y' = -i\widetilde{\lambda}y + Y_2(x, y, x_1, x_2), \\ x'_1 = m_1x + m_2y + m_3x_1 + m_4x_2, \\ x'_2 = n_1x + n_2y + n_3x_1 + n_4x_2, \end{cases}$$
(8)

где

$$\begin{split} m_{1} &= \frac{\overline{c}_{4}}{\Delta}, m_{2} = -\frac{c_{4}}{\Delta}, m_{3} = \frac{\overline{c}_{1}c_{4} - \overline{c}_{4}c_{1}}{\Delta}, m_{4} = \frac{\overline{c}_{2}c_{4} - \overline{c}_{4}c_{2}}{\Delta};\\ n_{1} &= -\frac{\overline{c}_{3}}{\Delta}, n_{2} = \frac{c_{3}}{\Delta}, n_{3} = \frac{\overline{c}_{3}c_{1} - \overline{c}_{1}c_{3}}{\Delta},\\ n_{4} &= \frac{\overline{c}_{3}c_{2} - \overline{c}_{2}c_{3}}{\Delta}, \quad \Delta = \overline{c}_{4}c_{3} - \overline{c}_{3}c_{4};\\ Y_{1}(x, y, x_{1}, x_{2}) = c_{3}Z_{3} \begin{pmatrix} x_{1}, x_{2}, m_{1}x + m_{2}y + m_{3}x_{1} + m_{4}x_{2}, \\ n_{1}x + n_{2}y + n_{3}x_{1} + n_{4}x_{2} \end{pmatrix} + \\ &+ c_{4}Z_{4} \begin{pmatrix} x_{1}, x_{2}, m_{1}x + m_{2}y + m_{3}x_{1} + m_{4}x_{2}, \\ n_{1}x + n_{2}y + n_{3}x_{1} + n_{4}x_{2} \end{pmatrix};\\ Y_{2}(x, y, x_{1}, x_{2}) &= \overline{c}_{3}Z_{3} \begin{pmatrix} x_{1}, x_{2}, m_{1}x + m_{2}y + m_{3}x_{1} + m_{4}x_{2}, \\ + m_{4}x_{2}, n_{1}x + n_{2}y + n_{3}x_{1} + n_{4}x_{2} \end{pmatrix} + \\ &+ \overline{c}_{4}Z_{4} \begin{pmatrix} x_{1}, x_{2}, m_{1}x + m_{2}y + m_{3}x_{1} + m_{4}x_{2}, \\ n_{1}x + n_{2}y + n_{3}x_{1} + m_{4}x_{2} \end{pmatrix} . \end{split}$$

Согласно основной теоремы о критических случаях [2] систему (8) можно записать в «укороченном» виде

$$\begin{cases} x' = i\widetilde{\lambda}x + Y_1(x, y, u_1(x, y), u_2(x, y)); \\ y' = -i\widetilde{\lambda}y + Y_2(x, y, u_1(x, y), u_2(x, y)), \end{cases}$$
(9)

где $u_1(x, y) = A_1 x + B_1 y$, $u_2(x, y) = A_2 x + B_2 y$;

$$\begin{split} A_1 &= \frac{-m_1 \left(n_4 - i\widetilde{\lambda}\right) + n_1 m_4}{\left(m_3 - i\widetilde{\lambda}\right) \left(n_4 - i\widetilde{\lambda}\right) - n_3 m_4};\\ A_2 &= \frac{-n_1 \left(m_3 - i\widetilde{\lambda}\right) + n_3 m_1}{\left(m_3 - i\widetilde{\lambda}\right) \left(n_4 - i\widetilde{\lambda}\right) - n_3 m_4};\\ B_1 &= \frac{-m_2 \left(n_4 + i\widetilde{\lambda}\right) + n_2 m_4}{\left(m_3 + i\widetilde{\lambda}\right) \left(n_4 + i\widetilde{\lambda}\right) - n_3 m_4};\\ B_2 &= \frac{-n_2 \left(m_3 + i\widetilde{\lambda}\right) + n_3 m_2}{\left(m_3 + i\widetilde{\lambda}\right) \left(n_4 + i\widetilde{\lambda}\right) - n_3 m_4}.\end{split}$$

Используя метод нормальной формы, можно найти такое полиномиальное преобразование $x = v + Q_3(v, w), \quad y = w + R_3(v, w)$, где Q_3, R_3 – однородные формы третьего порядка, что в правых частях системы (9) останутся лишь резонансные слагаемые. Таким образом, система (9) приводится к виду

$$\begin{cases} v' = i\widetilde{\lambda}v + K_3 v^2 w + ..., \\ w' = -i\widetilde{\lambda}w + \overline{K}_3 w^2 v + ... \end{cases}$$
(10)

Причем коэффициент K_3 равен коэффициенту при x^2y в разложении функции $Y_1(x, y, u_1(x, y), u_2(x, y))$.

В системе (10) делаем подстановку $v = r(\cos \theta + i \sin \theta), w = r(\cos \theta - i \sin \theta)$. Приравнивая действительные и мнимые части, приходим к новой системе

$$\begin{cases} r' = \operatorname{Re} K_3 \cdot r^3 + \dots \\ \theta' = \widetilde{\lambda} + \operatorname{Im} K_3 \cdot r^3 + \dots \end{cases}$$
(11)

Таким образом, задача устойчивости для системы (6) эквивалентна той же задаче для системы (11). Последняя определяется знаком величины $\operatorname{Re} K_3$. Если $\operatorname{Re} K_3 < 0$, то нулевое положение равновесия асимптотически устойчиво, в противном случае – неустойчиво.

Задавая значения параметров $\frac{B_1}{H} = 0,25$, $\sqrt{\frac{B}{A}} = 0,8$ (что соответствует значениям реальных приборов [3]), $d_1 = d_2 = d$ построена поверхность $\operatorname{Re} K_3(a,b_2,d) = 0$ (рис. 1). Для значений параметров a,b_2,d , лежащих выше указанной поверхности $\operatorname{Re} K_3 < 0$ (имеет место асимптотическая устойчивость), а ниже – $\operatorname{Re} K_3 > 0$ (неустойчивость).

Приведенные аналитические результаты подтверждаются численными. На рис. 2, 3 приводится численное решение системы дифференциальных уравнений (3) при начальных условиях $\alpha(0) = \alpha'(0) = \beta(0) = \beta'(0) = 0,01$. Согласование численных и аналитических результатов свидетельствуют о достоверности последних.

4 Автоколебания

При переходе величины е через критическое зна-

чение \tilde{e} может возникнуть автоколебательный режим гироскопа. Для этого достаточно, что бы два корня характеристического уравнения (5) пересекали мнимую ось с ненулевой скоростью и решение (2) при $e = \tilde{e}$ было асимптотически устойчивым или неустойчивым [19].

Учитывая, что два корня уравнения (5) пересекают мнимую ось с положительной скоростью, полагаем, что параметры системы таковы, что при $e = \tilde{e}$ Re $K_3 < 0$.



Рис. 1. Область устойчивости решения при значении параметров $h = \frac{4}{5}, b_1 = \frac{1}{5}, d_1 = d_2 = d$



Рис. 2. Неустойчивость в критическом случае при $a = -50, b_1 = \frac{1}{5}, b_2 = \frac{1}{2}, d_1 = d_2 = -4$



Рис. 3. Устойчивость в критическом случае при $a = 0,1, b_1 = \frac{1}{5}, b_2 = 5, d_1 = d_2 = 0, 1, h = 0, 8$

В системе (6) полагаем $e = \tilde{e} + \varepsilon$, где ε – малый положительный параметр. Проведя выкладки, аналогичные рассмотренным ранее, приходим к системе

$$\begin{cases} x' = i\widetilde{\lambda}x + \varepsilon \left[\left(\frac{A_1c_4}{h^2} - A_2c_3 \right)x + \left(\frac{B_1c_4}{h^2} - c_3B_2 \right)y \right] + R(x, y); \\ y' = -i\widetilde{\lambda}y + \varepsilon \left[\left(\frac{A_1\overline{c}_4}{h^2} - A_2\overline{c}_3 \right)x + \left(\frac{B_1\overline{c}_4}{h^2} - \overline{c}_3B_2 \right)y \right] + \overline{R}(x, y), \end{cases}$$
(12)

где $R(x, y) = F_1 x^3 + F_2 x^2 y + F_3 x y^2 + F_4 y^3$, здесь F_i $(i = \overline{1,4})$ – известные комплексно-значные функции, зависящие от параметров задачи.

В системе (12) делаем замену переменных $x = re^{i\varphi}, y = x = re^{-i\varphi}$, выделяя действительные и мнимые части, находим выражения для производных r', φ' . Отношение полученных выражений определяет значение $\frac{dr}{d\varphi}$, которое с точностью до ε можно представить в виде:

$$\frac{dr}{d\varphi} = \frac{\varepsilon r}{\widetilde{\lambda}} \cdot E_1(\varphi) + \frac{r^3}{\widetilde{\lambda}} E_2(\varphi) + \frac{\varepsilon r^3}{\widetilde{\lambda}^2} E_3(\varphi) + \dots, \quad (13)$$

где $E_i(i = \overline{1,3})$ – вполне определенные действительные функции аргумента φ , имеющие следующую структуру:

$$E_{i} = E_{i}^{1} + E_{i}^{2} \cos 2\varphi + E_{i}^{3} \sin 2\varphi + E_{i}^{4} \cos 4\varphi + E_{i}^{5} \sin 4\varphi + E_{i}^{6} \cos 6\varphi + E_{i}^{7} \sin 6\varphi,$$

где E_i^j – известные действительные величины, являющиеся комбинацией параметров задачи.

Периодическое решение уравнения (13), отвечающее автоколебательному режиму, ищем в виде

$$r = \varepsilon^{1/2} \begin{pmatrix} k + \varepsilon p_1 \cos 2\varphi + \varepsilon p_2 \sin 2\varphi + \\ + \varepsilon q_1 \cos 4\varphi + \varepsilon q_2 \sin 4\varphi \end{pmatrix} + \dots \quad (14)$$

Здесь многоточие означает члены порядка ε^2 . Постоянные $k, p_i, q_i (i = 1, 2)$ определяются путем подстановки выражения (14) в (13).

На рис. 4 приведено графическое решение задачи, отвечающие автоколебательному режиму.



Рис. 4. Автоколебательный режим при значении параметров: $d_1 = 0, 1, d_2 = 0, 1, h = 0, 8, b_1 = 0, 2, b_2 = 5, a = 0, 1, \varepsilon = 0,00007, e = 0,482$

Перечень ссылок

- Маркеев А. П. Теоретическая механика / Маркеев А. П. М. : ЧеРо, 1999. – 572 с.
- Малкин И. Г. Теория устойчивости движения / Малкин И. Г. – М. : Едиториал УРСС, 2004. – 432 с.
- Меркин Д. Р. Гироскоптческие системы / Меркин Д. Р. М. : Наука, 1974. – 344 с.

Одержано 24.11.2010

Куземко А.В., Костюшко І.А. Дослідження стійкості руху і автоколивання гіроскопа в кардановому підвісі

Розглядається задача про коливання гіроскопа в кардановому підвісі. Досліджується стійкість системи під дією нелінійних дисипативних і циркулярних сил. Знайдено умову асимптотичної стійкості в критичному випадку пари чисто уявних коренів. Розглянутий також випадок автоколивання системи. Ключові слова: гіроскоп, кардановий підвіс, критичний випадок, резонанс.

Kuzemko A., Kostyushko I. Research of gimbal suspension gyro stability and self-excited oscillations A task about the vibrations of gyroscope in a gimbal is examined. System stability is probed under the action of nonlinear dissipative and circular forces. The condition of asymptotic stability is found in critical case of cleanly imaginary roots pair. The auto-oscillation case of system is considered similarl **Key words**: gyroscope, gimbal, critical case, resonance. УДК 539.3

Канд. физ.-мат. наук А. В. Пожуев, Е. Н. Михайлуца Государственная инженерная академия, г. Запорожье

НЕСТАЦИОНАРНАЯ ПРОСТРАНСТВЕННАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ДВУХСЛОЙНОЙ ПЛАСТИНЫ КОНЕЧНЫХ РАЗМЕРОВ С НЕИДЕАЛЬНОЙ СВЯЗЬЮ

Исследуется нестационарная реакция двухслойной конструкции конечных размеров с упругой прослойкой между слоями на действие нормальной нагрузки. Для построения модели использовались динамические уравнения теории упругости для слоев, прослойка подчиняется модели Jones-Whittier. Решения как для прогиба, так и для напряжения в каждой точке конструкции, полученные разложением в ряды Фурье и методом интегрального преобразования Лапласа, сопоставлены с результатами для идеального и жесткого контактов между слоями.

Ключевые слова: пластина, прослойка, деформация, волновое уравнение, ряд Фурье, преобразование Лапласа, пространство изображений, многочлен Лежандра.

Рассматривается слоистая конструкция, ограниченная в плане размерами $a \times b$, составленная из двух слоев, толщиной h_1 и h_2 , и прослойки толщиной hмежду ними. Пластина нагружена нормальным давлением. Начало координат выбрано на границе слоев, ось Z направлена вверх. Нижний слой жестко сцеплен (полное склеивание без податливости) с абсолютно жестким полупространством.

Для описания движения слоев используются динамические уравнения теории упругости, записанные здесь в виде:

$$(\lambda_{k} + \mu_{k}) grad \, div \, \overline{U}^{(k)} - \mu_{k} rot \, rot \, \overline{U}^{(k)} = = \rho_{k} \frac{\partial^{2} \, \overline{U}^{(k)}}{\partial t^{2}} \quad k = 1, 2.$$
 (1)

Здесь индекс 1 относится к верхнему (нагружен-

ному) слою, а 2 – к нижнему; $\overline{U}^{(k)}$ – вектор перемещений срединной поверхности слоев пластины в направлении осей *x*, *y*, *z*; λ_k , μ_k , ρ_k – параметры Ламе и массовая плотность слоев.

Предполагая толщину прослойки малой по сравнению с длиной волны, и, пренебрегая ее инерционными свойствами, условия связи между слоями аналогично [2] запишем в виде:

при
$$z = 0$$
 $\sigma_{zz}^{(1)} = \sigma_{zz}^{(2)}, \quad \sigma_{xz}^{(1)} = \sigma_{xz}^{(2)}, \quad \sigma_{yz}^{(1)} = \sigma_{yz}^{(2)}, \quad (2)$
 $\sigma_{zz}^{(1)} = \frac{E}{h} \Big(U_z^{(1)} - U_z^{(2)} \Big), \quad \sigma_{xz}^{(1)} = \frac{G}{h} \Big(U_x^{(1)} - U_x^{(2)} \Big),$
 $\sigma_{yz}^{(1)} = \frac{G}{h} \Big(U_y^{(1)} - U_y^{(2)} \Big),$

© А. В. Пожуев, Е. Н. Михайлуца, 2011

ISSN 1607-6885 Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні №1, 2011

где *Е*,*G* – модули Юнга и сдвига склейки.

Верхний слой нагружен нормальным давлением P(x, y, t), равномерно распределенным по полосам шириной $2l_i$ по координате x, которое приложено в начальный момент времени и аналитически описывается функцией Хевисайда. Граничные условия на внешних поверхностях пластины записываются следующим образом:

при
$$z = -h_2$$
 $U_x^{(2)} = U_y^{(2)} = U_z^{(2)} = 0$,

при
$$z = h_1$$
 $\sigma_{xz}^{(1)} = \sigma_{yz}^{(1)} = 0$, $\sigma_{zz}^{(1)} = -P$. (3)

Принимая во внимание наличие торцевых диафрагм для слоев жестких в своей и гибких из своей плоскости, запишем для каждого слоя:

при
$$x = 0$$
 и a : $U_z^{(k)} = 0$, $\sigma_{xz}^{(k)} = 0$,
при $y = 0$ и b : $U_z^{(k)} = 0$, $\sigma_{yz}^{(k)} = 0$. (4)

Перейдем в уравнениях движения к безразмерным переменным по формулам, отнеся все линейные величины к толщине верхнего слоя

$$\begin{cases} U_x^{(k)}, U_y^{(k)}, U_z^{(k)} \\ \end{cases} = \frac{1}{h_1} \{ U_x^{(k)}, U_y^{(k)}, U_z^{(k)} \}, \\ \begin{cases} x^*, y^*, z^* \\ \end{cases} = \frac{1}{h_1} \{ x, y, z \}, \\ \gamma = \frac{G_2}{G_1}, \qquad \rho_1 = \frac{\rho_1^*}{\rho_2^*}, \qquad \kappa_s = \frac{h_2}{h_1}. \end{cases}$$
(5)

Для интегрирования уравнений движения введем скалярный и векторный потенциалы Φ и $\overline{\Psi}$ по формуле:

$$\overline{U}^{(k)} = grad\Phi^{(k)} + rot\overline{\psi}^{(k)}.$$
 (6)

Тогда получаем волновые уравнения и дополнительное условие:

$$\Delta \Phi^{(k)} = \frac{1}{c_{pk}^2} \cdot \frac{\partial^2 \Phi^{(k)}}{\partial t^2}, \ \Delta \overline{\psi}^{(k)} = \frac{1}{c_{sk}^2} \cdot \frac{\partial^2 \overline{\psi}^{(k)}}{\partial t^2}, \ div \overline{\psi}^{(k)} = 0, (7)$$

где c_{pk}^2 , c_{sk}^2 – скорости распространения растяжениясжатия и сдвига в заполнителе

$$c_{pk}^{2} = \frac{2G_{k} \cdot (1 - v_{k})}{\rho_{k} \cdot (1 - 2v_{k})}, \quad c_{sk}^{2} = \frac{G_{k}}{\rho_{k}}.$$

Применяя преобразование Лапласа по времени и разложение в двойные ряды Фурье перемещений и напряжений с чередованием синусов и косинусов по x^* и y^* для удовлетворения условий (4):

$$\overline{U}^{(k)}\left(x^{*}, y^{*}, p\right) = \\ = \sum_{n=1}^{\infty} \sum_{m=1}^{\infty} \overline{U}_{mn}^{(k)}(p) \cdot \sin\left[\frac{n\pi}{\delta} \cdot x^{*}\right] \cdot \sin\left[\frac{m\pi}{\epsilon} \cdot y^{*}\right]$$
(8)

приходим к следующим обыкновенным дифференциальным уравнениям:

$$\frac{d^2 \Phi_{mn}^{(k)}}{dz^{*2}} - \lambda_1 \Phi_{mn}^{(k)} = 0 , \quad \frac{d^2 \psi_{mn}^{(k)}}{dz^{*2}} - \lambda_2 \psi_{mn}^{(k)} = 0 , \quad (9)$$

где $\lambda_{11} = N_2 + \eta_1 p^2$, $\lambda_{21} = N_2 + p^2$,

$$\lambda_{12} = N_2 + \frac{\eta_2 p^2}{\gamma_1 \rho_1}, \lambda_{22} = N_2 + \frac{p^2}{\gamma_1 \rho_1}, \eta_k = \frac{1 - 2\nu_k}{2(1 - \nu_k)}$$

Решения данных уравнений записываем в виде:

$$\Phi_{mn}^{(k)} = c_1^{(k)} \cdot \exp\left(z^* \sqrt{\lambda_{1k}}\right) + c_2^{(k)} \cdot \exp\left(-z^* \sqrt{\lambda_{1k}}\right),$$

$$\Psi_{xmn}^{(k)} = c_3^{(k)} \cdot \exp\left(z^* \sqrt{\lambda_{2k}}\right) + c_4^{(k)} \cdot \exp\left(-z^* \sqrt{\lambda_{2k}}\right),$$

$$\Psi_{ymn}^{(k)} = c_5^{(k)} \cdot \exp\left(z^* \sqrt{\lambda_{2k}}\right) + c_6^{(k)} \cdot \exp\left(-z^* \sqrt{\lambda_{2k}}\right),$$

$$\Psi_{zmn}^{(k)} = c_7^{(k)} \cdot \exp\left(z^* \sqrt{\lambda_{2k}}\right) + c_8^{(k)} \cdot \exp\left(-z^* \sqrt{\lambda_{2k}}\right).$$
 (10)

Используя третье уравнение из (7), выражаем функции $c_7^{(k)}$ и $c_8^{(k)}$:

$$c_{7}^{(k)} = -\frac{\pi}{\sqrt{\lambda_{2k}}} \cdot \left(\frac{n}{\delta} \cdot c_{3}^{(k)} + \frac{m}{\epsilon} \cdot c_{5}^{(k)}\right),$$
$$c_{8}^{(k)} = \frac{\pi}{\sqrt{\lambda_{2k}}} \cdot \left(\frac{n}{\delta} \cdot c_{4}^{(k)} + \frac{m}{\epsilon} \cdot c_{6}^{(k)}\right). \tag{11}$$

Компоненты перемещения находятся подстановкой (10) с учетом (11) в (6) после перехода в них к безраз-

мерным переменным, применении преобразования Лапласа и разложения потенциальных функций в ряды Фурье. Компоненты напряжения вычисляются с использованием закона Гука. В результате, в пространстве изображений перемещения и контактные напряжения в произвольной точке двухслойной конструкции могут быть вычислены по формулам:

$$\begin{split} U_{mnz} &= \sqrt{\lambda_{1k}} \left(c_{1}^{(k)} \exp\left(z^{*} \sqrt{\lambda_{1k}}\right) - c_{2}^{(k)} \exp\left(-z^{*} \sqrt{\lambda_{1k}}\right) \right) + \\ &+ \frac{m\pi}{\varepsilon} \left(c_{3}^{(k)} \exp\left(z^{*} \sqrt{\lambda_{2k}}\right) + c_{4}^{(k)} \exp\left(-z^{*} \sqrt{\lambda_{2k}}\right) \right) - \\ &- \frac{n\pi}{\delta} \left(c_{5}^{(k)} \exp\left(z^{*} \sqrt{\lambda_{2k}}\right) + c_{6}^{(k)} \exp\left(-z^{*} \sqrt{\lambda_{2k}}\right) \right), \end{split}$$

$$\begin{split} U_{mny} &= \frac{m\pi}{\varepsilon} \left(c_{1}^{(k)} \exp\left(z^{*} \sqrt{\lambda_{1k}}\right) + c_{2}^{(k)} \exp\left(-z^{*} \sqrt{\lambda_{1k}}\right) \right) + \\ &+ \left(\sqrt{\lambda_{2k}} - \frac{n^{2}\pi^{2}}{\delta^{2} \sqrt{\lambda_{2k}}} \right) \cdot \left(c_{3}^{(k)} \exp\left(z^{*} \sqrt{\lambda_{2k}}\right) - c_{4}^{(k)} \exp\left(-z^{*} \sqrt{\lambda_{2k}}\right) \right) - \\ &- \frac{nm\pi^{2}}{\delta\varepsilon \sqrt{\lambda_{2k}}} \left(c_{5}^{(k)} \exp\left(z^{*} \sqrt{\lambda_{2k}}\right) - c_{6}^{(k)} \exp\left(-z^{*} \sqrt{\lambda_{2k}}\right) \right), \end{split}$$

$$\begin{split} U_{mnx} &= \frac{n\pi}{\delta} \left(c_{1}^{(k)} \exp\left(z^{*} \sqrt{\lambda_{1k}}\right) + c_{2}^{(k)} \exp\left(-z^{*} \sqrt{\lambda_{1k}}\right) \right) + \\ &+ nm\pi^{2} \left((k) - \left(z^{*} \sqrt{\lambda_{1k}}\right) + c_{2}^{(k)} \exp\left(-z^{*} \sqrt{\lambda_{1k}}\right) \right) \end{split}$$

$$+\frac{mn}{\delta\varepsilon\sqrt{\lambda_{2k}}}\left(c_3^{(k)}\exp\left(z^*\sqrt{\lambda_{2k}}\right)-c_4^{(k)}\exp\left(-z^*\sqrt{\lambda_{2k}}\right)\right)+\\+\left(\frac{m^2\pi^2}{\varepsilon^2\sqrt{\lambda_{2k}}}-\sqrt{\lambda_{2k}}\right)\cdot\left(c_5^{(k)}\exp\left(z^*\sqrt{\lambda_{2k}}\right)-c_6^{(k)}\exp\left(-z^*\sqrt{\lambda_{2k}}\right)\right)$$

$$\begin{split} & \frac{\sigma_{mnz}}{G_k} = N_3^{(k)} c_1^{(k)} \exp\left(z^* \sqrt{\lambda_{1k}}\right) - \\ & - N_3^{(k)} c_2^{(k)} \exp\left(-z^* \sqrt{\lambda_{1k}}\right) + \frac{2m\pi}{\varepsilon} \sqrt{\lambda_{2k}} c_3^{(k)} \exp\left(z^* \sqrt{\lambda_{2k}}\right) - \\ & - \frac{2m\pi}{\varepsilon} \sqrt{\lambda_{2k}} c_4^{(k)} \exp\left(-z^* \sqrt{\lambda_{2k}}\right) - \frac{2n\pi}{\delta} \sqrt{\lambda_{2k}} c_5^{(k)} \exp\left(z^* \sqrt{\lambda_{2k}}\right) + \\ & + \frac{2n\pi}{\delta} \sqrt{\lambda_{2k}} c_6^{(k)} \exp\left(-z^* \sqrt{\lambda_{2k}}\right), \end{split}$$

$$\begin{split} &\frac{\sigma_{mny}}{G_k} = \frac{2m\pi}{\varepsilon} \sqrt{\lambda_{1k}} \Big(c_1^{(k)} \exp\left(z^* \sqrt{\lambda_{1k}}\right) - c_2^{(k)} \exp\left(-z^* \sqrt{\lambda_{1k}}\right) \Big) + \\ &+ \left(\frac{m^2 \pi^2}{\varepsilon^2} - \frac{n^2 \pi^2}{\delta^2} + \lambda_{2k}\right) \cdot \left(c_3^{(k)} \exp\left(z^* \sqrt{\lambda_{2k}}\right) + c_4^{(k)} \exp\left(-z^* \sqrt{\lambda_{2k}}\right) \right) - \\ &- \frac{2nm\pi^2}{\delta\varepsilon} \Big(c_5^{(k)} \exp\left(z^* \sqrt{\lambda_{2k}}\right) + c_6^{(k)} \exp\left(-z^* \sqrt{\lambda_{2k}}\right) \Big), \end{split}$$

$$\begin{aligned} \frac{\sigma_{mnx}}{G_k} &= \frac{2n\pi}{\delta} \sqrt{\lambda_{1k}} \Big(c_1^{(k)} \exp\left(z^* \sqrt{\lambda_{1k}}\right) - c_2^{(k)} \exp\left(-z^* \sqrt{\lambda_{1k}}\right) \Big) + \\ &+ \frac{2nm\pi^2}{\delta \varepsilon} \Big(c_3^{(k)} \exp\left(z^* \sqrt{\lambda_{2k}}\right) + c_4^{(k)} \exp\left(-z^* \sqrt{\lambda_{2k}}\right) \Big) - \\ &- \Big(\frac{n^2 \pi^2}{\delta^2} - \frac{m^2 \pi^2}{\varepsilon^2} + \lambda_{2k} \Big) \cdot \Big(c_5^{(k)} \exp\left(z^* \sqrt{\lambda_{2k}}\right) + c_6^{(k)} \exp\left(-z^* \sqrt{\lambda_{2k}}\right) \Big) (12) \end{aligned}$$

Удовлетворяя затем граничным условиям (2), (3) с использованием зависимостей (12), получаем систе-

му линейных алгебраических уравнений относительно неизвестных коэффициентов c_i , i = 1,...,12, которая затем решается численно по методу Гаусса. После этого, с использованием (12) и условий (3), получаем коэффициенты Фурье для нормальных перемещений слоев в пространстве изображений в виде:

$$U_{mnz}^* = \frac{P_{mn}}{G_1} \cdot U_{mnz}.$$
 (13)

Выражения для нахождения перемещения и напряжения в любой точке конструкции являются линейной комбинацией найденных коэффициентов, зависящих от вида внешней нагрузки.

Пусть в начальный момент времени к верхней границе первого слоя прикладывается нормальная нагрузка, равномерно распределенная по участкам длинной $2l_k$ на расстоянии a_k (k = 1, 2) от оси y. Аналитически такая нагрузка описывается следующим образом:

$$p_{\delta k}(t, x, y) = p_0 h_k(x) H(t) \delta(y - d_k),$$

$$h_k(x) = \begin{cases} 1, & a_k \le x \le a_k + 2l_k \\ 0, & 0 \le x < a_k \cup a_k + 2l_k < x \le a \end{cases}, \quad (14)$$

где H(t) – функция Хевисайда, $\delta(y-d_k)$ – дельтафункция Дирака.

Раскладывая нагрузку (14) в ряд Фурье по x^* и применяя преобразование Лапласа по τ , получаем для трансформант нагрузки следующие выражения:

$$p_{\delta nmk}^L(p) = p_0 f_{nk}(p) b_{mk}, \qquad (15)$$

где
$$f_{nk}(p) = \frac{1}{n\pi p} \cdot \left[\cos\left(\frac{n\pi}{\delta} \cdot a_k^*\right) - \cos\left(\frac{n\pi}{\delta} \cdot \left(2l_k^* + a_k^*\right)\right) \right],$$

 $b_{mk} = \frac{1}{\varepsilon} \cdot \sin\left(\frac{m\pi}{\varepsilon} \cdot d_k^*\right), \quad l_k^* = l_k/h_1, \quad a_k^* = a_k/h_1,$
 $d_k^* = d_k/h_1.$

После подстановки (15) в (13) задача сводится к суммированию двойных рядов Фурье и обращению преобразования Лапласа.

$$U_{z}^{L}\left(p, x^{*}, y^{*}, z^{*}\right) =$$

$$= \frac{1}{G_{1}} \sum_{m=ln=1}^{\infty} \sum_{m=l}^{\infty} U_{mnz}^{*}\left(z^{*}\right) \left(p_{\delta n1}^{L} + p_{\delta n2}^{L}\right) \cdot \sin\left(\frac{m\pi}{\varepsilon} y^{*}\right) \cdot \sin\left(\frac{n\pi}{\delta} x^{*}\right) \cdot (16)$$

Окончательное решение задачи сводится к вычислению двойного обратного преобразования Фурье и обращению преобразования Лапласа. Предложен специальный численный алгоритм, основанный на двукратном применении метода Файлона для вычисления двойных интегралов Фурье и привлечении смещенных многочленов Лежандра. Оригиналы искомых величин по времени вычисляются по формулам [3]:

$$g(t) = \sum_{k=0}^{\infty} (2k+1) \cdot a_k P_k^* \left(e^{-t} \right), \tag{17}$$

$$a_{k} = \sum_{i=0}^{\infty} a_{i}^{(k)} G(i+1), \ a_{i}^{(k)} = (-1)^{k+i} \binom{k}{i} \cdot \frac{(k+i)!}{k!i!} . (18)$$

G(i+1) – изображение искомой величины по Лапласу, которое получается после двукратного применения метода Файлона, $P_k^*(e^{-t})$ – смещенный многочлен Лежандра.

Отметим, что при таком подходе к проблеме обращения преобразования Лапласа задача по суги сводится к нахождению функции по ее «взвешенным моментам» или к нахождению функции по значениям изображения некоторой функции в целочисленных точках p = k (k = 0, 1, 2, ...), а не к вычислению собственно интеграла обращения. В теоретическом плане вопрос о сходимости представления вида (17) и об оценке остаточного члена до сих пор не доказан [3], поэтому необходимы численные эксперименты, которые и были проведены. Показано, что для обеспечения надежных результатов как по перемещениям, так и по напряжениям, необходимо в рядах и по x^* и по v^* брать по пятьдесят членов, а необходимая точность во всем временном диапазоне получается, если в формулах вида (17) брать восемь членов.

Расчеты проводились для таких значений безразмерных параметров:

$$v = v_1 = v_2 = 0.25, \quad \gamma = 0.2, \quad \gamma_1 = 0.05, \quad \rho = 0.2,$$

$$\delta = 10, \quad \varepsilon = 10, \quad \chi_s = 3, \quad \chi_{s1} = 0.1, \quad a_1^* = 4, \quad L^* = 1.$$

На рисунках приведена иллюстрация установления процесса в точке под серединой нагрузки на примере нормальной составляющей тензора перемещений (рис. 1) и тензора напряжений (рис. 2). При этом кривая 1 соответствует границе раздела слоев, а кривая 2 – середине первого слоя.





Полученные результаты наглядно демонстрируют установление переходного процесса и возникающие при этом динамические перегрузки. Также проведен сравнительный анализ влияния упругой прослойки на картину напряженно-деформированного состояния конструкции.







Рис. 4.

Рис. 3 и 4 иллюстрируют влияние демпфирования на картину установления процесса. При этом кривые 1–3 соответствуют упругому, жесткому и скользящему контактам соответственно. На рис. 5 и 6 приведены графики распространения нормальных компонент перемещения и напряжения по толщине конструкции для различных моментов времени. При этом кривые 1–3 соответствуют безразмерным моментам времени $\tau = 1, 3$ и 5 соответственно. Графики демонстрируют картину перегрузки и стремления характеристик к стационарным значениям в каждом слое.



Рис. 5.





Построенные графики наглядно иллюстрируют влияние учета податливости соединения на закономерности распределения перемещений и напряжений. Предложенный алгоритм позволяет рассчитывать картину деформации в произвольной точке конструкции с неидеальными связями.

Перечень ссылок

 Горшков А. В. Пластины и оболочки на упругом на упругом основании при действии подвижных нагрузок / А. В. Горшков, В. И. Пожуев. – М. : Изд-во МАИ, 1992. – 336 с.

- Jones J. P. Waves at a flexibly bonded interface / J. P. Jones, J. S. Whitter // Trans/ ASME. Ser. E. J. Appl. Mech. – 1967. – Vol. 34. – N 4. – P. 178–183.
- Крылов В. И. Справочная книга по численному интегрированию / В. И. Крылов, Л. Т. Шульгина. М. : Наука, 1966. – 370 с.

Одержано 29.11.2010

Пожуєв А.В., Михайлуца О.М. Нестаціонарна просторова деформація двошарової пластини скінчених розмірів з неідеальним зв'язками

Досліджується нестаціонарна реакція двошарової конструкції скінчених розмірів із пружним прошарком між шарами на дію нормального навантаження. Для побудови моделі використовувалися динамічні рівняння теорії пружності для шарів, прошарок підкоряється моделі Jones-Whittier. Рішення як для переміщення, так і для напруги в кожній точці конструкції отримані розкладанням у ряди Фур'є й методом інтегрального перетворення Лапласа, зіставлені з результатами для ідеального й жорсткого контактів між шарами. Ключові слова: пластина, прошарок, деформація, хвильове рівняння, ряд Фур'є, перетворення Лапласа, простір зображень, багаточлен Лежандра.

Pozhuev A., Mihaylutsa E. Non-stationary spatial deformation of the final sizes two-layer plate with nonideal communication

Non-stationary reaction of final sizes two-layer construction with an elastic filler between layers over action of normal loading is investigated. For model construction the dynamic equations of elasticity theory for layers were used, the filler submits to model Jones-Whittier. Decisions both for a deflection, and for pressure in each point the designs received by decomposition in Furie numbers and a Laplasa method of integrated transformation, are compared with results for ideal and rigid contacts between layers

Key words: plate, layer, deformation, the wave equation, number of Furie, transformation of Laplasa, space of images, multinomial of Lezhandra.

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ РАЗВИТИЕ ОБЩЕСТВА И МЕТАЛЛЫ. ДРЕВНИЙ РИМ

После победы над Филиппом V Македонским во Второй Пунической Войне, римляне получили контроль над шахтами, которые финансировали начальные победы Алексаандра Великого в четвертом веке до н.э. Это, в добавление к минеральным ресурсам покоренной Испании, увеличило финансы Рима, чтобы возвратиться к войне с Антиохом III Фермопильским в 190 г. до н.э. и в 191 г. до н.э. нанести ему поражение под г. Магнезия с Малой Азии. Затем риляне подавили вспышку сопротивления македонского царя Персея, сына Филиппа V. Документальное показано, что «увеличивающий поток слитков тек в Римское казначейство из-за границы. За три дня триумфальные процессии победителей над Пидной поглотили 250 повозок добычи и три сотни крон золота. Золото впервые стало металлом, полученным Римом в форме огромной компенсации от побежденных противников» [2].

Завоевание Испании научило римлян получать выгоды от иностранных областей. Почти каждый делился награбленным, больше всего с командиром; однако даже самый жадный генерал знал, что его популярность опиралась на его благосостоянии. Историк С. Hibbert так описал триумфальную процессию: «Грабеж и война принесли большое богатство городу; золото и серебро лилось из Испании. Победоносный генерал, чье лицо окрашено цветом крови, маршировал в великолепной тунике, золотой короне и тяжелой для него одежде, держал над головой. Длинные ряды пленных терялись вдали. Наиболее важные из них, шагавшие последний раз будут казнены в камерах внизу отрога Капитолийского Холма. Позади них по камням гремели колесницы, сопровождаемые повозками, груженные добычей, одеждой и гобеленами, золотыми сосудами, ювелирными нажнами и проиведениями искусств» [3].

Т.А. Rickard сообщает, что Публиций Сципион возвратился из Испании с 54 тоннами серебра, Марк Катон – с 11 тоннами серебра и тонной золота, Корнелий Ленлул – с 20 тоннами серебра и тонной золота [4]. Римское казначайство оказалось под угрозой, когда царь МитридатVI Понтийский из Северной Малой Азии захватил Босфор и овладел провинцией в Азии на юге Черного моря. Он поощрял жителей убивать своих кредиторов, и в результате резни погибло 80000 человек, а денежный резерв Рима иссяк. В 88 г. до н.э. Луций Корнелий Сулла был назначен для решения проблемы, но прежде чем он имел шанс хотя бы увидеть Митридата, его удалили из команды вследствие подстрекательства Гая Мария. Сулла развязал гражданскую войну, победил и в отместку казнил 10000 римлян. Сулла провозгласил себя диктатором и управлял Римом до 79 7. до н.э. Казначейские дела находились в плохом состоянии из-за недостатка в Римской Империи чеканой монеты [5].

Римляне силой ввели свои законы в Испании и силой заставили тысячи человек из испанских племен работать в шахтах. Одной из основных задач было построение дорог. Они были нужны для доступа к отдаленным шахтам и военных целей. Плутарх относительно Галлии сказал, что ее завоевание было лишь вторичной целью Цезаря, а главным было золото и серебро, чтбы купить влияние в Риме [6]. В этом Цезарь очень похож на современных политиканов. Он стал претором в Испании в возрасте 30 лет и волзвратился в Рим годом позже очень богаты человеком; богатство его было добыто в испанских серебряных рудниках. Однако он быстро растратил свое состояние и был вынужден вновь возвратиться в Испанию для нового обогащения. Это совпало с кампанией по захвату земель в Северной Испании и Лузитании (Португалия) [7]. Относительно времени пребывания Цезаря в Испании имеется высазывание Реа Марша: «Оно было вдвойне успешным – симпатии иберийцев к Цезарю возросли после того, как он уменьшил размер дани, а также он восстановил свое благосостояние и сократил огромные долги [8].

После возвращения в Рим, будучи консулом, Цезарь вместе с Помпеем и Крассом сформировал Первый Триумвират. Римские генералы и высокие политиканы редко покидали службу бедными. Богатство, которое они добывали в качестве трофеев, быстро становилось основой их власти [9]. К примеру, Красс разбогател, управляя испанскими серебряными рудниками. Цезарь, как и другие, пришел к власти вследствие контроля над минеральными богатствами. L.Hoover (Хувер) писал: «Так, карта, показывая расширение Империи, экстраординарно совпадает с районами расположения месторождений металлов в Европе, Азии и Северной Африке» [10].

Районы нынешних Австрии, Венгрии, Боснии, Сербии, Хорватии, Румынии и части Швейцарии привлекли внимание Рима из-за месторождений золота и серебра. Когда римский император Марк Траян захватил на Западе от Черного моря Дакию на Дунае, в Рим было отослано более 10000 рабов, 454 тонны серебра и 227 тонн золота-Это вызвало подобие «золотой лихорадки», охватившей в 19 веке в Калифорнию и Аляску [11]. Примерно спустя 100 лет после Цезаря Клавдий з с 40000 солдатами установил контроль над Кентом (Британия). Как ни странно, но самым большим минеральным богатством Кента был свинец. До трети столетия римляне слабо разрабатывали месторожения свинца; он употреблялся для покрытия крыш, изготовления орнаметов, водопроводов и гробов. В обиход вошла свинцовая посуда, изготовленная из британских и испанских рудников. Римляне уже имели опыт извлечения серебра из свинцовых руд. В Британии римляне начали разработку оловянных руд. Наряду с экстенсивной эксплуатацией шахт по добыче свинца и олова, железные рудники были главным фактором формирования
мировой мощи Британиии. Поиски металлов римлянами позволили переместить Англию с примитивного региона в страну закона, школ, бизнеса, скоростных магистралей и сильной сельскохозяйственной индустрии. Богатство шахт и карьеров было главным стимулом появления Британской империи, и вместе с обширными месторождениями угля выдвинуть ее на передний фронт Индустриальной Революции.



Рис. 1. Римская империя с 200 г. до н.э до 100 г. н.э. Римские завоевания были: 197 г. до н.э. Филипп V побежден в Македонии; 191 г. до н.э. Антиох побежден в Фермопилах; 190 г. до н.э. Антиох побежден в Магнезии; 168 г. до н.э. Персей побежден в Пидне; 146 г. до н.э. Коринф и Карфаген сровнены с землей; 86 г. до н.э. Митридат побежден в Азии Суллой; 43 г. н.э. Клавдий высадил 40000 римских солдат в Кенте; 101 г. н.э. Траян покорил Дакию

Перечень ссылок

- 1. R. L. Smith The Impact of Metals on Society. Part IV / R. L. Smith. Rome : JOM. № 8. P. 48-49.
- 2. M. Grant History of Rome / M. Grant. New York : Charles Scribner's Sons, 1978. 126 p.
- 3. C. Hibbert Rome Biography of a City / C. Hibbert. New York : W. W. Norton and Co., 1985. P. 16-17.
- 4. T. A. Rickard Man and Metals / T. A. Rickard. New York : McGraw-Hill Book Co., 1932. 430 p.
- 5. M. Grant History of Rome / M. Grant. New York : Charles Scribner's Sons, 1978. -19 p.
- 6. E. Rosenthal. Gold! Gold! Gold! New York : MacMillan Co., 1970. 70 p.
- 7. J. Pos Stones of Destiny / J. Poss. Houghton, MI: Michigan Tech.U. Press, 1975. 71 p.
- 8. R.M.Smith. Spain. Ann Arbor, Mi : U. Michigan Press, 1965. 8 p.
- 9. J.Boardman and J.Griffin The Oxford History of the Roman World / J.Boardman and J.Griffin. New York : Oxford U. Press, 1991. 57 p.
- 10. Translated by Herbert and Lou Hoover. Fgricola. De Re Metallica. London: Mining Magazine, 1912, footnote. 83 p.
- 11. J. Poss Stones of Destiny / J. Poss. Houghton, MI : Michigan Tech.U. Press, 1975. 124 p.

Одержано 16.08.2011

© Д-р техн. наук Б. Б. Винокур

Филадельфия, США

Vinokur B. Development of society and metals. Ancient Rome

ХІ МІЖНАРОДНА НАУКОВА КОНФЕРЕНЦІЯ «ПРОБЛЕМИ УКРАЇНСЬКОЇ ТЕРМІНОЛОГІЇ»

1 і 2 жовтня 2010 р. у НУ «Львівська політехніка» відбулася чергова XI -а Міжнародна наукова конференція «Проблеми української термінології». Організаторами конференції були Технічний комітет стандартизації науково-технічної термінології (ТК СНТТ) та НУ «Львівська політехніка» під спільним патронатом МОН і Держспожив-стандарту України.

Під час конференції працювало чотири секції. На пленарних і секційних засіданнях заслухано велику кількість доповідей. Виступали доповідачі з України, Австрії, Білорусі та США. На конференції були висловлені думки вчених різних шкіл і напрямів від Львова до Луганська. Для нас цікавими були б секції «Нормування та стандартизація термінології» та «Термінологія природничих знань».

Термінологічні конференції проходять у Львові з 1992 р. З самого початку вони проводилися під девізом: «Житимуть нації, мовою яких говоритимуть комп'ютери». У перші роки провадилася велика робота зі створення термінів, випрацювання певних термінологічних систем і правил. З того часу створено велику кількість російсько-українських словників з різних наукових напрямів, термінологічних стандартів. Одночасно на конференціях, у пресі велося обговорення стану речей у галузі термінології.

Зараз стан у галузі термінології більш-менш стабілізувався. Проблем з наявністю та стандартизацією наукових термінів практично немає. Тому проблематика доповідей на конференції дещо змінилася. Більше уваги приділяється філологічним проблемам, пов'язаним з термінологією. У зв'язку з цим конференцією мають зацікавитися наші філологи. Тим більше, що «Львівська політехніка» видає матеріали конференції у «Віснику НУ «Львівської політехніки», який є фаховим журналом ВАК.

Які тенденції у галузі української наукової термінології існують сьогодні? Для нас, регіона, в якому переважає у спілкуванні російська мова, важливі такі рішення термінологічних конференцій та Держспоживстандарту України.

По-перше, дуже важливе знання і використання термінологічного стандарту ДСТУ 3966-2000 «Засади і правила розробляння стандартів на терміни та визначення понять». Засадничою основою цього стандарту є концепція україномовного позначення процесових понять. Згідно з нею дія, подія і наслідок події позначаються різними термінами.

Дія (процес) – це змінювання <u>стану учасника дії</u>; воно може здійснюватися у минулому, теперішньому та майбутньому часі. *Подія* – факт пройдення певного етапу (моменту) у перебігу <u>дії</u>. І *наслідок* (події) – річ, стан або зміна стану <u>учасника дії</u>, отримані або набуті на момент <u>події</u>.

Цього нема у російській мові, тому важко сприймається у нас. Наприклад, російський термін *деформация* має перекладатися на українську мову трьома словами залежно від закладеного у нього сенсу: *деформування* (дія, яка здійснюється саме зараз); *здеформування* (подія, яка відбулася, наприклад, годину тому) і *деформація* (наслідок події, результат, який можна виміряти у міліметрах, градусах тощо).

По-друге, Міністерству освіти і науки України рекомендовано запровадити обов'язкову мовно-термінологічну експертизу текстів підручників і навчальних посібників, яким надається гриф Міністерства. Багато авторів підручників, які претендують на нього, щоб не прикладати багато зусиль, перекладають свої рукописи на українську мову за допомогою «Рути» або якоїсь іншої подібної програми. Унаслідок цього у підручниках шановних авторів можна зустріти не лише неправильні терміни, але й навіть просто порушення елементарних норм української мови. Тобто авторам непогано було б самім згадати українську граматику і сумлінно ставитися до своїх текстів.

Багато термінологічних стандартів, затверджених на початку 90-х років, створювалися поспіхом. У той час для деяких організацій це був просто спосіб отримати кошти від Держстандарту України. Тому ці стандарти вимагають обережного використання з огляду на сучасний стан термінології, на новітні праці мовознавців і термінологів.

Стосовно практичного використання сучасної української науково-технічної термінології у нашому університеті можна сказати наступне.

Сьогодні не можна стверджувати, що немає українських термінів у тій чи іншій галузі науки. Терміни є. Обговорюються лише специфічні деталі термінології. Велика кількість термінологічних стандартів (ДСТУ) практично з усіх галузей наук, що вивчаються у нашому університеті, є у нашій науковій бібліотеці. В Україні видано багато російсько-українських наукових словників з різних напрямів, які теж є у бібліотеці. Більше того, значну кількість термінологічних проблем можна вирішити вдома за допомогою інтернету.

Наша бібліотека передплачує журнал «Стандартизація, сертифікація, якість», який регулярно публікує поради та дискусійні статті на термінологічну тематику.

Словом, «не бійтесь заглядати в словники», як радив свого часу М. Рильський. Треба прикласти зусиль і відірватися від звичних кальок з російської мови. Наприклад, іноді можна почута або прочитати: *учбовий* посібник, *учбовий* план. Від якого іменника походить прикметник «учбовий»? Від слів «учба», «учёба»? Таких слів в українській мові немає. Є іменник *навчання*, і посібник або план повинні бути *навчальними*. Або ще один приклад. Всі вже звикли до слів *рознімати, рознімний*. Але коли мова доходить до площини, яка поділяє штамп, ливарну форму, обов'язково з'являється миліша для слуху калька *роз'єм* замість українського слова *рознім*.

Справа нас, викладачів, донести до молодого покоління правильну милозвучну українську наукову мову. Бо, як сказала Ліна Костенко: «Нації вмирають не від інфаркту. Спочатку їм відбирає мову».

Одержано 16.11.2011

© Канд. техн. наук В. М. Плескач

Национальный технический университет, г. Запорожье

Pleskach V. International scientific-technical conference «Problems of Ukrainian terminology»

ЕЖЕГОДНАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МЕТАЛЛУРГОВ В ДЮССЕЛЬДОРФЕ (ГЕРМАНИЯ) «СТАЛЬ 2010»

В этом году конференция состоялась под девизом «У прогресса есть традиции». При этом имелось в виду, что после преодоления кризиса появились новые шансы развития отрасли. На конференции должно было присутствовать по официальным данным около 3000 участников – представители промышленности, науки, бизнеса, прессы, государственных органов. На юбилейном заседании института стали ФРГ 12 ноября 2010 г., посвященном его 150-летию, выступил федеральный президент Германии Христиан Вульф (Christian Wulff).

В своей речи федеральный президент отметил роль стали как ведущего промышленного материала для германской и мировой промышленности, а также металлургической отрасли как одного из фундаментов социального государства. Он отметил, что глобализация, хотя и привносит некоторые проблемы, дает немалые преимущества немецкой экономике. Даже если немецкие концерны организуют производство за границей, это сопровождается и внедрением новых рабочих мест в Германии. Президент пожелал немецким металлургам больших успехов на следующий 150-летний период, подчеркнув при этом важность развития у каждого сотрудника чувства личной ответственности за судьбу своего предприятия, своей отрасли, своей страны. При этом он процитировал известного немецкого философа Георга Христофа Лихтенберга (Georg Christoph Lichtenberg): «Что толку от самого прекрасного восхода солнца, если ты не встаешь?»

На конференции обсуждались следующие вопросы:

- Металлургическая промышленность после кризиса. Начало движения вперед?
- Решение проблем материалоемкости и энергоемкости с помощью стали.
- Новое оборудование, новые процессы и продукты.
- Работа по поиску молодых талантов в европейской промышленности.
- Структурные изменения на рынке сырья и их влияние на промышленность и политику
- Будущее производства чугуна и стали в Европе.
- Экологические и энергополитические вопросы в металлургической промышленности.

Состояние отрасли

Максимальный объем производства и потребления стали был достигнут в 2007 г. – 1222 млн. т. Следующий 2008 г. ознаменовался началом мирового финансового и экономического кризиса, который в полной мере проявился в 2009 г. При этом мировое производство стали сократилось на 6,6 %. Как видно из таблицы 1, кризис проявился, однако, в различных регионах и в разных странах мира по-разному. Наиболее уязвимой оказалась экономика и, следовательно, металлургия промышленно развитых стран. В Евросоюзе производство стали сократилось на 35,7 %, в Северной Америке – на 36,2 %. В странах Азии и Африки кризис не оказал никакого влияния на развитие ограсли; производство стали продолжало возрастать. Если условно разделить страны мира на развитые и развивающиеся, то в развитых странах объем производства сократился на 33,5 %, а в развивающихся вырос на 8,7 %. Уже в течение ряда лет безусловным лидером как по объему металлургического производства, так и по темпам его развития является Китай. В самом тяжелом для мировой экономики 2009 г. объем производства стали в Китае возрос на 24,8 % и составил лишь немногим менее половины всего мирового производства. Успехи Китая в развитии отрасли столь разительны, что многие эксперты предлагают анализировать отдельно состояние металлургии Китая и всего остального мира. В 2009 г. продолжал расти объем производства и в другой развивающейся азиатской стране – Индии (7,5 %). После Китая и США Индия успешно вышла на 3-е место в мире по производству стали. Нынешний 2010 г. характеризуется не только стабилизацией дел в отрасли, но и уверенным движением вперед, что можно рассматривать как преодоление кризисной ситуации. По прогнозам рост производства стали в мире составит по сравнению с кризисным 2009 г. 13,1 %, в т.ч. в развитых странах 23,2 %, в развивающихся – 9,5 %. При этом предполагается существенное замедление темпов роста в Китае – всего 6,7 %. Объем производства в Индии возрастет на 8,2 %. Общий объем производства стали в 2010 г. должен превысить рекордный показатель докризисного 2007 года. Эксперты считают, что в 2011 г. объем мирового производства стали достигнет отметки 1340 млн. т. Хотя темпы роста производства в Китае будут и далее замедляться (предположительно 3,5 %), Китай по-прежнему будет занимать лидирующее положение в отрасли, производя около 45 % мирового объема стали. Объем производства стали в 2011 г. предположительно на 13,6 %. Можно полагать, что по темпам роста металлургического производства Индия выйдет в 2011 г. на первое место в мире.

Регионы	Объем производства, млн.т			Изменение по сравнению с предыдущим годом, %		
	2009	2010	2011	2009	2010	2011
Евросоюз (27)	117,2	139,4	147,4	-35,7	18,9	5,7
Остальные европейские страны	23,9	28,7	31,4	-17,3	20,1	9,5
США, Канада и Мексика	82,7	108,5	118	-36,2	31,3	8,7
Страны СНГ	35,8	45,3	50,3	-28,3	26,5	11,1
Центральная и Южная Америка	34,1	43,6	47,6	-23,6	28,2	9,1
Африка	26,6	28	30	9,7	5,1	7,1
Средний Восток	42,2	45,6	47,6	-7,5	7,9	4,4
Азия и Океания	762,8	833,1	867,4	8,9	9,2	4,1
Всего в мире	1125,3	1272,2	1339,7	-6,6	13,1	5,3
В т.ч.: Развитые страны	291,3	358,8	375,3	-33,5	23,2	4,6
Развивающиеся страны	834,1	913,4	964,4	8,7	9,5	5,6
В т.ч. Китай	542,4	578,7	599	24,8	6,7	3,5
Мировое производство без Китая	582,9	693,5	740,7	-24,4	19	6,8

Таблица 1 – Объем производства стали в различных регионах мира (данные 2010 и 2011 г.г. представлены согласно прогнозу)

В Японии производство стали в кризисном 2009 г. снизилось на 32,3 %. В 2010 г. ожидается рост производства на 19,1 %, что существенно выше ожидаемого, благодаря усилившемуся экспорту. Это позволит в 2011 г. выйти на объем производства 62 млн. т, что составит лишь 76 % от объема докризисного 2007 года. Оказались существенно затронуты кризисом и страны СНГ, в которых объем производства сократился в среднем на 28,3 %, в т.ч. в Украине – на 43 %. В 2010 г. предполагаемый рост производства в регионе составит 26,5 %, в 2011 г. – 11,1 %, что приведет к объему производства на уровне 89 % от пика 2007 года.

Представляются интересными в мировом аспекте и перспективы развития металлургии в России. Основанный недавно российский стальной консорциум стал в октябре с.г. ассоциативным членом World Steel Association. В соответствии с прогнозами объем мощностей для производства жидкой стали возрастет в 2016 г. до 116 млн. т, т.е. на 41 % по сравнению с 2009 г. (81,1 млн. т). Российская металлургия ставит целью стать более эффективной и конкурентоспособной при сбалансированном соотношении внутреннего потребления и экспорта стали. При этом хорошие перспективы открывает тесный контакт между отраслью и правительством России. Существенную положительную роль должно сыграть изменение российского законодательства по охране окружающей среды и создание новых стандартов. Для обеспечения конкурентоспособности необходима модернизация оборудования и снижение расходов.

Быстро выходит из кризиса и металлургия Германии. В рекордном 2007 г. производство стали составляло 48,5 млн.т. Снижение объема производства в 2009 г. было весьма значительным – до 32,7 млн. т, т.е. на 32,6 %.

В 2010 г. будет предположительно произведено около 44 млн. т, прирост на 34,6 %. Прирост производства связан в значительном степени с увеличением экспорта высококачественной стали в Бразилию, Россию, Китай и другие развивающиеся страны. В 2009 г. в отрасли было потеряно около 3000 рабочих мест, при этом общее число занятых в отрасли составляло около 92000. Сейчас число работающих стабилизировалось. Кроме постоянных работников, в отрасли занято около 3000 временных работников. Чтобы оценить, однако, роль металлургии в динамике занятости населения Германии, надо учесть и метеллообрабатывающую промышленность. С учетом этого в про-изводстве и обработке стали занято около 3,5 млн. человек, т.е. около 10 % всех трудящихся страны.

Президент хозяйственно-промышленного объединения «Сталь» Ганс Юрген Керкхоф (Hans Juergen Kerkhoff) видит, однако, серьезные проблемы в будущем развитии отрасли в связи с некоторыми политическими мерами германского правительства и руководства Евросоюза. Первым таким мероприятием он считает повышение энергетического налога. Хотя эта мера была ожидаемой, но повышение налога на 50 % ляжет достаточно тяжелым бременем на отрасль. Второй такой мерой является недавно принятый в Германии закон о развитии новых видов энергии. Правительство планирует к 2050 г. долю использования электроэнергии из возобновляемых источников повысить до 80 %. Для финансирования развития новых источников энергии должны нынешние производители электроэнергии вносить определенные финансовые взносы, которые они, естественно, перекладывают на потребителей. Металлургическая отрасль в связи с этим должна считаться в 2011 г. с дополнительными расходами в размере около 100 млн. евро. Такая ситуация приведет к повышению стоимости германской металлургической продукции, а, следовательно, к уменьшению ее конкурентоспособности. Третья проблема обусловлена решениями не германского правительства, а Евросоюза. Речь идет о сертификатах на выбросы СО₂. Еврокомиссия намерена с 2013 г. ужесточить распределение этих сертификатов. При этом металлурги будут ущемлены вдвойне. С одной стороны сама металлургия неизбежно выбрасывает углекислоту и вынуждена приобретать сертификаты. С другой стороны в таком же положении находятся и энергетики, что приведет к подорожанию электроэнергии и ляжет дополнительной финансовой нагрузкой на сталепроизводителей.

Следующей проблемой, стоящей перед металлургами, являются, как и раньше, постоянно растущие цены на сырье. Этот вопрос был освещен членом правления концерна Тиссен Крупп Европа (Thyssen Krupp Europa AG) Петером Урбаном (Peter Urban). Концерн, как и другие предприятия Германии, вынужден закупать сырье, в первую очередь железную руду и коксующийся уголь, для производства высококачественных листовых сталей за границей. До 2009 г. это осуществлялось на основе годичных договоров с крупными мировыми поставщиками, которые удерживали твердые цены. В результате возрастающего спроса к началу 2010 г. удалось крупнейшим поставщикам железной руды изменить систему поставок по всему миру с гарантией цен поквартально. В результате с 1 апреля 2010 г. цены на руду повысились на 91 %, а в следующем квартале еще на 35 %. Такие же изменения произошли и на рынке коксующихся углей. С 1 апреля 2010 г. цена повысилась на 55 %, а с 1 июля еще на 12,5 %. В результате таких изменений металлурги вынуждены переходить по возможности к поставкам сырьевых материалов от более мелких горнодобывающих предприятий, которые пока не в состоянии очень жестко диктовать цены. В то же время нельзя не считаться с наличием жесткой концентрации в производстве сырых материалов. Олигархия трех крупнейших поставщиков железной руды BHP Billiton, Rio Tinto и VALE концентрирует около 70 % мировой торговли, что не может не влиять на формирование цены. Аналогична и ситуация на рынке коксующихся углей. Доля расходов на сырые материалы и электроэнергию составляет в себестоимости стали около 72 %. Поэтому возрастание цен на сырье, конечно же, приводит к подорожанию стали. В связи с этим и металлурги вынуждены постепенно переходить со своими потребителями также вместо годовых на полугодовые или квартальные договора.

Недавно сообщено о решении правительства Германии создать Немецкое агентство по сырью, которое будет заниматься решением проблемы на государственном уровне. По заказу производства агентство будет искать потенциальных партнеров по сырьевым сделкам. Особое внимание будет при этом уделено странам, располагающим месторождениями редкоземельных металлов. Последние необходимы при производстве смартфонов, телевизоров с жидкокристаллическим экраном, гибридных двигателей, солнечных батарей и ветрогенераторов. Агентство будет способствовать осуществлению участия германских предприятий в разработке сырьевых источников за рубежом.

Ларс-Эрик Ааро (Lars-Eric Aaro), руководитель шведской компании LKAB, остановился на проблемах рынка железной руды и роли своей компании в решении этой проблемы. Компания является ведущим поставщиком железной руды и окатышей в Европе. Холдинг эксплуатирует подземные рудники, которые находятся в городах Кируна и Мальцбергет на севере Швеции. Предприятие было основано в 1890 г. и с 1950 г. находится в собственности государства. В компании работает сейчас около 4000 сотрудников, из них 15 % за рубежом, т.к. компания имеет свои представительства в 15 странах мира. Основными производственными подразделениями являются железорудные рудники, перерабатывающие предприятия и морские порты в Швеции и Норвегии. 71 % своей продукции компания поставляет в европейские страны. В последние годы компания открывает для себя все в большей степени рынки Африки, Ближнего Востока и Азии. О динамике развития свидетельствуют следующие данные: в 2001 г. объем производства составлял 19 млн. т, в 2006 – 23,3 млн. т, в 2009 г. – 28 млн. т. По итогам первой половины

этого года прибыль компании составила 4,74 млрд. крон (645 млн. долларов).

Недавно компания начала разработку нового рудника. Gruvberget, который находится в 60 км к юго-востоку от г. Кируна. Этот проект считается крупнейшим среди аналогичных в Европе. Концерн инвестирует в разработку данного месторождения порядка 30,7 млн. долларов. Компания намерена построить новый завод, который предположительно будет специализироваться на производстве прямовосстановленного или горячебрикетированного железа. По прогнозам предприятие должно быть введено в эксплуатацию в конце 2011 – начале 2012 года. Строительство завода является частью программы по сокращению выбросов CO₂ в атмосферу. В качестве источника энергии на предприятии будет использоваться смесь природного газа и отработанных газов.

Наряду с LKAB добычу руды в пограничных районах Швеции и Норвегии планирует вести канадская компания Northland, с 2012 г. в Швеции на руднике Каунисваара в районе Пайала, затем на руднике Ханнукаинен в районе Колари на финской границе. При разработке технико-экономического обоснования проекта встал вопрос о путях вывоза продукции в другие страны, в частности, в Китай. Наиболее перспективным является вариант использования норвежского незамерзающего глубоководного порта Нарвик, куда уже поступает руда с существующих предприятий компании LKAB. Для этого рядом с уже существующим терминалом LKAB предполагается построить еще один крупный терминал. Интересно, что продукцию в терминал предполагается транспортировать не только по железной дороге, но и с помощью тяжелого автотранспорта. Железорудный концентрат будет доставляться по железной дороге в Сваппаваара. Между Сваппаваара и Нарвиком будут курсировать с интервалом 10 минут 170-т самосвалы «Каттерпиллер», для чего потребуется специальная корректировка правил дорожного движения в части допускаемого тоннажа автомобилей.

В докладе представителя концерна Thyssen Krupp Europa AG д-ра-инж. Петер Шмеле (Peter Schmoele) рассмотрены вопросы динамики производства чугуна и перспективности доменного производства. В мировой прессе в конце прошлого века была организована мощная пропагандистская кампания, суть которой состояла в том, что появление альтернативных бездоменных процессов получения чугуна и стали (Finex, Corex) в скором времени полностью вытеснит доменное производство. В последние годы доказано, что расход энергоносителей в альтернативных процессах от 2 до 5 раз превышает их расход при использовании традиционной технологии. Многие из альтернативных технологий связаны с большим расходом природного газа. Сегодня по бездоменной технологии получают 4 % от общего количества стали, а это меньше, чем в конце прошлого века. По современному прогнозу даже через 20–30 лет 85 % металла будет производиться по традиционной технологии и только 10–15 % с помощью твердофазных восстановительных альтернативных технологий, которые целесообразно применять лишь в специфических условиях. Таким образом, они не могут составить конкуренции доменному производству. В 2009 г. 66,4 % стали было выплавлено с использованием чугуна и только около 30 % с помощью скрап-процесса.

До 1970 г. Германия производила 7...8 млн. т кокса, что не только хватало для внутренних нужд, но и позволяло его экспортировать. Делались прогнозы «безкоксовой металлургии», которые также не оправдались. Использовать в значительных промышленных объемах другие восстановители оказалось невозможным. Предпринимаются постоянные усилия по снижению расхода кокса в доменном производстве, что диктуется, кроме прочего, также требованиями политиков о снижении выбросов CO_2 . Но это снижение имеет пределы, диктуемые законами термодинамики. Если бы выбросы CO_2 в других странах были такими же низкими, как в Германии, то количество CO2, выбрасываемого в атмосферу, снизилось бы на 183 млн. т в год. В настоящее время кокс в Германию импортируется. Такое же положение с железной рудой. Если в 1970 г. руда в Геманию поставлялась преимущественно из европейских стран, главным образом, Швеции и Франции, и только 13,3 млн. т из Бразилии, то сейчас положение в корне изменилось: основными поставщиками руды являются Бразилия и Канада (около 70 млн. т). В 1985 г. в Германии работало 34 доменные печи, выпускавшие в год 33,1 млн. т чугуна. За истекшие 25 лет многие устаревшие агрегаты выведены из строя, некоторые подверглись существенной реконструкции, построены новые более мощные. Сейчас в эксплуатации находится только 15 доменных печей, но объем производства чугуна сохраняется на уровне 30 млн. т. Все это свидетельствует о том, что доменный процесс в обозримом будущем будет продолжать играть решающую роль для получения чугуна в металлургии.

Доклад представителя концерна Thyssen Krupp Europa AG д-ра-инж. Михаэля Йокша (Michael Joksch) был посвящен проблемам энергообеспечения отрасли. Как известно, процессы производства и обработки стали весьма энергоемки. Так, на предприятиях Thyssen Krupp в Дуйсбурге удельный расход энергии составляет 21 ГДж/т. Перспективы дальнейшего снижения энергоемкости практически отсутствуют, т.к. теоретическое значение составляет 17,5 ГДж/т. В то же время Германия провозгласила стратегию на развитие новых источников электроэнергии при общем снижении объема ее производства. Как уже отмечалось, к 2050 г. 80 % электроэнергии должно производиться из возобновляемых источников, а общее производство электроэнергии сократится с 637 до 478 тыс. кВтЧч. В этой концепции совершенно не учитываются потребности промышленности.

В настоящее время в Германии используются следующие энергоресурсы для производства электроэнергии: бурый уголь (25 %), ядерное топливо (23 %), каменный уголь (18 %), возобновляемые источники – экологически чистая энергия (16 %), природный газ (13 %), другие энергоносители (5 %). Считают, что имеющиеся резервы

углей достаточны до 2207 г., а их рессурсы – до 3425 г. Соответственно резервы и рессурсы природного газа и содержащих его веществ достаточны до 2064 и 2766 г.г., в то время как резервы и рессурсы нефти и нефтепродуктов – всего до 2062 и 2157 г.г.

Работы по снижению энергоемкости проводятся на всех этапах металлургического производства. В доменном производстве применение природного газа и кислорода при использовании короткого пламени повышает производительность процесса примерно на 8 %. В сталеплавильном и прокатном производстве широко используются теплообменники (рекуператоры, регенераторы). Принципиально новые перспективы энергосбережения открывает все расширяющееся применение различных видов непрерывной разливки стали. Автор видит серьезные перспективы в создании комплексов металлургических предприятий с тепловыми электростанциями, где в качестве топлива можно использовать вторичные продукты производства, например, колошниковый газ. Колошниковый газ можно также шире использовать для бытовых целей, например, для теплоцентралей. Поэтому рассматривать вопросы энергосбережения и охраны окружающей среды в металлургии нужно с учетом возможного использования вторичных продуктов металлургического производства.

Аналогичные вопросы, правда, применительно к своему конкретному предприятию, рассмотрел в своем докладе представитель Saarstahl AG Клаус Харсте (Klaus Harste). Он отметил, что два рядом расположенные металлургические предприятия Saarstahl AG и Dillinger Huette потребляют около 16 % всей потребляемой в земле Saarland электроэнергии.

Как видно из рис. 1, потребление электроэнергии на предприятии за период 2004–2010 г.г. практически не изменилось и находилось в пределах 650...700 тыс. МВт.ч в год. Заметное снижение расхода в 2009 г. связано с уменьшением объема производства. В то же время почти в 4 раза выросло энергообеспечение за счет природного газа – до 628 тыс. МВт.ч в год. Рис. 2 показывает изменение расхода энергоносителей при производстве 1 т чугуна за период с 1950 до 2000 г. Как видно из рисунка, расход кокса уменьшился больше, чем вдвое – от 1000 до 380 кг/т. В то же время уже с середины 60-х годов началось применение распыленных нефтепродуктов, а затем и пылеугольного топлива. К концу прошлого века их суммарный расход составлял около 100 кг/т жидкого чугуна. Из приведенных данных видно, что предприятие достигло значительных успехов в направлении энергоэффективности производства, в первую очередь, за счет совершенствования доменного производства и укрупнения агрегатов.

Важным направлением является также интегрирование металлургического производства с энергетикой. В 2005 г. было принято решение о строительстве электростанции с использованием колошникового газа мощностью около 90 МВт. Объем инвестиций должен был составить 120 млн. евро. В настоящее время завершение строительства находится под угрозой. Недавно принятые в Германии законы о новой энергетической политике и инвестировании разработок по возобновляемым источникам энергии, наряду с ужесточением европейского законодательства по эмиссии CO₂, ставят вопрос об экономической эффективности этих инвестиций. Подобные действия руководства страны и Евросоюза ставят под серьезную угрозу дальнейшее существование энергоемких промышленных производств. Перед металлургической промышленностью встает классический вопрос: Quo vadis – куда идти? На этот вопрос однозначного ответа пока нет.



Рис. 1. Динамика потребления электроэнергии и природного газа на предприятии Saarstahl AG

ISSN 1607-6885 Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні №1, 2011



Рис. 2. Динамика расхода энергоносителей (кокса, распыленных нефтепродуктов - Öl - и угля -Kohle-) на 1 т чугуна на предприятии Saarstahl AG.за период 1950–2000 г.г.

Сталь как эффективный промышленный материал

Д-р-инж. Карстен Крос (Karsten Kroos), представитель Thyssen Krupp AG, рассмотрел в своем докладе новые требования к стали в связи с развитием электромобилестроения.

Фирма BMW начала подготовку к серийному выпуску в 2013 году электромобиля под условным названием Megacity Vehicle (MCV). Сообщается, что на MCV будут использованы компоненты, опробованные на спортивном концепте Vision Efficient Dynamics. Он был представлен на франкфуртском салоне в прошлом году как гибрид (дизель с двумя электромоторами) и разгонялся до скорости 250 км/час. MCV будет двигаться со скоростью 60 км/ час на электротяге, поскольку проектируется как городская машина. В MCV водитель и пассажиры будут сидеть на 30 сантиметров выше, чем в Vision Efficient Dynamics, поскольку под сиденьями находятся батареи. Внешний вид, скорее всего, будет отличаться от Vision Efficient Dynamics, но двери-крылья, видимо, сохранятся (рис. 3).

Уже само название Megacity Vehicle подчеркивает, что автомобиль предназначен для крупных городов – мегаполисов. А потому он должен быть компактным, экономичным, экологичным и дешевым. Намерение действительно революционное, ведь пока электромобиль не может быть ни дешевым, ни экономичным, ни компактным. Экологичным, правда, он является по определению, поскольку электромотор не дает выброса CO2. Дешевизна у BMW – понятие относительное. И потому, что это BMW, а у него не бывает «бюджетных» авто. И потому, что все подготовительные работы стоят огромных денег – общий объем затрат пре-



Рис. 3. Предполагаемый внешний вид электромобиля Megacity Vehicle

высит 500 миллионов евро. Только строительство специального сборочного цеха на заводе BMW в Лейпциге обойдется в 400 миллионов. Огромных денег требует и освоение новых технологий, ранее не применявшихся на BMW. В первую очередь надо говорить об аккумуляторах, которые заметно увеличивают вес автомобиля (примерно на 200 кг) и производство которых в принципе не может быть экологически чистым. Стоимость одного аккумулятора составляет около 5000 евро.

Немецкие конкуренты BMW – Daimler и Audi также готовятся выйти на рынок со своими электромобилями. Daimler испытывает уже второе «поколение» E-Smart. Первое в продажу, правда, не поступало, проводились лишь испытания эксплуатационных качеств. Второе поколение обещано к 2012 году. С сентября 2010 года в Раштатте (ФРГ) идет малосерийный выпуск электрической версии (E-Version) Mercedes-Benz A- класса. Audi намерен в 2012 году начать малосерийное производство своего спорткара E-tron Ende. Уже в ближайшее время выйдет на рынки, в т.ч.европейские, японский электромобиль Mitsubishi i-MiEV. Японская фирма Toyota кооперируется в создании электромобилей с американской фирмой Tesla.

Чтобы компенсировать повышение веса машины из-за аккумуляторов, необходимо применить все возможные меры для облегчения конструкции. Поэтому BMW планирует отказаться от стали как основного материала. Кузов MCV будет выполнен с использованием сверхлегкого, но высокопрочного композитного углепластика. Впервые в мире для строительства серийных машин будет использован карбон. BMW объединился для этого с американской фирмой SGL Carbon – лидером отрасли. В апреле на западном побережье США начали строить завод для изготовления углепластика. Этот процесс, как уверяют американцы, происходит без выделения каких бы то ни было вредных веществ. Материал в виде нитей должен поступать из США. В Германии – в Вакерсдорфе и Ландсхуте – из него будут изготавливать полосы и «штамповать» детали корпуса, которые затем отправятся в Лейпциг. Карбон, однако, в три-пять раз дороже алюминия и в 40 раз дороже стали. Кроме того, он легко расщепляется, что создает дополнительные проблемы для конструкторов, отмечает Штефан Братцель, руководитель исследовательского центра автопрома в Бергиш Гладбахе. Братцель напоминает, что авиастроители пытались использовать карбон при создании авиалайнера Boeing 787 «Dreamliner», но отказались именно из-за сложности его обработки.

В проекте «Super Light Car» для кузова использован композиционный материал, состоящий на 53 % из алюминия, на 36 % из стали, на 7 % из магния и на 4 % из армированной волокнами пластмассы. Эксперты все чаще приходят к мнению, что при организации массового производства доступного и надежного электромобиля нельзя будет обойтись без стальных частей кузова. В связи с этим недавно разработан по инициативе американского Iron and Steel Institut международный проект Future Steel Vecicle, предусматривающий концентрацию усилий основных промышленных стран на решение проблемы разработки специальных сталей для автомобиле- и электромобилестроения.

У этого проекта есть хорошие шансы на реализацию. В Германии имеются уже серьезные разработки у ряда металлургических концернов, в частности, у ThyssenKrupp. Последний выпускает высокопрочные листы для автомобилестроения: горячекатанные из сталей марок CP-W®800 и CP-W®1000, холоднокатанные из сталей CP-K®60/ 78 и CP-K®70/98. Число в обозначении марки горячекатанной стали соответствует значению предела прочности, МПа, в обозначении марок холоднокатанных сталей числитель соответствует минимальному значению предела текучести, знаменатель – предела прочности (0,1 у, МПа). Стали содержат (в % макс.): углерода 0,12 (стали CP-W®800 и CP-K®60/78) или 0,17 (стали CP-W®1000 и CP-K®70/98), марганца 2,20, кремния 0,80, фосфора 0,040, хрома+молибдена 1,00, серы 0,015, ниобия+ титана 0,15, алюминия 1,20, ванадия 0,20, бора 0,005. В результате соответствующего химического состава и специально организованного процесса горячей прокатки многофазные стали проявляют особо тонкую структуру, состоящую из определенных структурных частей феррита и бейнита, которая в сочетании с дисперсионным твердением обеспечивает особую комбинацию свойств высокой прочности и износостойкости с хорошим формообразованием при холодной деформации и хорошей свариваемостью. Термическая обработка (дисперсионное твердение при 170 °C с выдержкой 20 минут) повышает прочностные свойства на 30...70 МПа.

Новые перспективы открывает применение трехфазных сталей с наноупрочнением. В ближайшем будущем поступит на рынок сталь TPN-W 900. Структура этой стали состоит из феррита, бейнита и остаточного аустенита с тонкими карбидами с размерами в нанометрической области. Эта сталь будет выпускаться в виде горячекатанной полосы толщиной от 1,6 до 4,0 мм при ширине до 1400 мм. В качестве поверхностной антикоррозионной обработки предполагается электролитическое цинкование. Минимальное значение предела прочности 900 МПа, предела текучести 750 МПа, относительного удлинения 15 %. Сталь предполагается использовать для монолитных частей дверной рамы автомобиля.

Уже в настоящее время должна начаться поставка сверхвысокопрочной тонколистовой стали МВW 1900. В качестве основных легирующих элементов используются марганец и бор. Она будет поставляться как в горяче- так и в холоднокатанном состоянии в полосах толщиной от 1,5 до 3,0 мм и шириной до 1550 мм. Эта сталь позволяет получить после определенной термической обработки минимальные значения предела текучести 1000 МПа, предела прочности 1900 МПа при относительном удлинении 5 %. Основная область применения этой стали – несущие конструкции автомобиля, например, боковая несущая рама или дверные рамы, бампер, т.е. детали, от которых требуется особо высокая прочность, надежность и ударостойкость. Детали изготавливаются горячей штамповкой. При этом ThyssenKrupp предложил интересную технологию градиентного упрочнения деталей. У дверной рамы, например, в ряде случаев желательно в нижней части иметь менее высокую прочность, но более высокую пластичность, поскольку эта часть должна при необходимости демпфировать энергию удара, в верхней же части - более высокую прочность. Для получения таких свойств штамповочный инструмент нагревают по-разному: до более высокой температуры в части, соответсвующей низу рамы, и до более низкой температуры в части, соответствующей ее верху. Это приводит к различию скоростей охлаждения. В результате внизу рамы получают прочность порядка 700 МПа при относительном удлинении 15 %, а вверху соответственно 1900 и 5. Переходная область составляет от 15 до 60 мм. Последние разработки на ThyssenKrupp проводились в рамках проекта InCar, общая стоимость которого составила 35 млн. евро и в котором было занято около 100 инженеров и техников на 12 предприятиях концерна.

Даже при производстве листовых конструкций, например, для крыши, использование стали может оказаться перспективным, особенно в сочетании с другими материалами. Предложено использовать слоистый материал типа сэндвич, два наружных слоя которого – стальные листы толщиной соответственно 0,2 и 0,3 мм, а серединный слой –

полимер толщиной 0,4 мм. Крыша из такого материала на 38 % легче стальной, но на 33 % дороже. Следует отметить, что применение алюминия во многих случаях не имеет большого смысла. Если учесть различия необходимых толщин за счет применения высокопрочных сталей, то стальная конструкция может оказаться всего на 4...5 % тяжелее, но на 50 % дешевле. В заключение отметим, что германское правительство придает очень большое значение развитию электромобилевтроения. По правительственной концепции уже в 2020 г. в Германии должно находиться в действии не менее 1 млн. электромобилей, в 2040 г. – 5 млн. Для развития отрасли предусмотрены государственные инвестиции в объеме 200 млн. евро.

Большой интерес вызвал доклад представителя исследовательского центра CERN д-ра Стефано Сгобба (Stefano Sgobba) об изыскании новых сталей для проекта CERN (большой адронный коллайдер). Одна из материаловедческих проблем при работах над созданием большого адронного коллайдера состояла в разработке стали для экранированя магнитных конструкций, что необходимо для стабильности работы магнитов. Такая сталь должна быть полностью немагнитной, т.е. сохранять аустенитную структуру вплоть до гелиевых температур, обладать высокими механическими свойствами, хорошей свариваемостью, в т.ч. устойчивостью против горячих трещин. Существующие стали (напр., Nitronik 40 или UNS 21904 на основе марганца и никеля) не проявляли достаточной устойчивости против выделений феррита в области сварного соединения или мартенситного превращения при деформации и не могли быть использованы для решения поставленной в проекте задачи. Новая сталь, которая по существующей классификации может быть обозначена как 19Cr11Ni12Mn0,9Mo0,012C0,33N и получившая название P506, содержит (%%): C = 0,12, Si = 0,23, Mn = 12,05, P = 0,005, S = 0,001, Cr = 19,18, Mo = 0,86, Ni = 10,90, Cu = 0,04, Co < 0,05, B < 0,01, N = 0,33.

Химсостав и микроструктура стали обеспечивают немагнитное поведение базового металла (благодаря повышенному содержанию марганца), полностью аустенитное немагнитное состояние в сварном соединении (благодаря повышенному содержанию никеля) и отсутствие склонности к горячим трещинам (благодаря повышенной чистоте металла). Повышенная стабильность к спонтанному или инициируемому напряжением мартенситному превращению (изменения температуры при эксплуатации экрана могут происходит от комнатных до криогенных температур) достигается общим повышением степени легированности. Сталь обладает высокими механическими свойствами, что необходимо в случае охлаждения магнитов. При комнатной температуре свойства находятся на следующем уровне (продольное/поперечное направление): предел текучести 405/418 МПа, предел прочности 730/758 МПа, деформация при разрушении 47/46 %, при температуре 77°К соответственно 1180/1120 МПа, 1760/1715 МПа, 57/45 %, при температуре 4,2°К – 1620/1700 МПа, 2115/2105 МПа, 18/15 %. Ударные испытания по ISO образцов с V-образным надрезом показали работу разрушения при 4,2 °C более 200 Дж, при комнатной температуре – более 300. Как видно из приведенных данных, свойства достаточно изотропны. Высокая пластичность при низких температурах достигается благодаря низкому содержанию включений, отсутствию нитридов и очень гомогенной микроструктуре. Указанные свойства в сочетании с высокой коррозионной стойкостью (благодаря повышенному содержанию азота) обеспечивают успешное применение стали в проекте CERN.

Сталь производится на предприятии Boehler Edelstahl GmbH в Австрии. Сталь выплавляют в вакуумной индукционной печи, подвергают электрошлаковому переплаву, ковке на промежуточные заготовки, горячей прокатке в листы толщиной 3,0 мм и последующей холодной прокатке в листы толщиной 2,0, шириной 200 и длиной до 300 мм (вес до 900 кг). Промежуточные поковки и окончательный холоднокатанный лист подвергают полному ультразвуковому контролю. На рис. 4 показана микроструктура сварного соединения этой стали. В основном металле видна однородная аустенитная структура без включений. В переходной зоне трещины отсутствуют.



Рис. 4. Микроструктура стали Р506 (по С. Сгобба):
a – основной металл, *в* – поперечное сечение сварного шва
(в 1 – светлое поле, в 2 – темное поле, травление реактивом Мураками), *с*– переходная зона от основного к наплавленному металлу

Предложен также вариант аустенитной немагнитной стали, получаемой методом порошковой металлургии, что позволяет еще более повысить чистоту металла. Сталь получила название PM316LN (PM-Powder Metallurgy). Порошок имел следующий химический состав (%%): C = 0,017, Cr = 16,98, Ni = 13,07, Mn = 0,71, Mo = 0,53, N = 0,16, Si = 0,59, P = 0,012, S = 0,05. После гомогенизирующего отжига структура была чисто аустенитной без заметных при увеличении x500 включений нитридов или карбонитридов. Типичный размер зерна – балл 6,7. При комнатной температуре предел текучести составляет 334 МПа, при 4,2°К – 1118 МПа, предел прочности соответственно 664 и 1768 МПа, деформация при разрушении 49 и 45 %. Интересно, что в этом случае высокие значения прочности при криогенной температуре сочетаются с высоким относительным удлинение (45 %), близким к его значению при комнатной температуре. Механические свойства сварного шва оказываются выше, чем основного металла. Значения работы разрушения при ударе у порошковой стали ниже, чем у кованой аналогичного состава, но существенно выше минимально требуемого значения 40 Дж. На основании полученных результатов уже изготовлено два диполярных магнита. Вопрос о серийном применении порошковой стали будет решаться в зависимости от результатов технико-экономического анализа.

Ряд докладов был посвящен развитию строительства ветряных электростанций и соответствующим задачам металлургической отрасли (Jochen Bard, Fraunhofer-Institut fuer Windenergie und Energiesystemtechnik, Dr. Stephan Bormann, BARD Holding GmbH, Dr. Alexander Mitzlaff, IMS Ingenieurgesellschaft mbH). С января 2009 г. начало функционировать новое подразделение в исследовательской сети организаций Fraunhofer, предназначенное для решения научных и научно-технических проблем, связанных со строительством ветряных электростанций. Подразделение состоит из двух филиалов, находящихся в Касселе и Бремерхафене, в нем заняты около 120 высококвалифицированных сотрудников. Объем финансирования будет доведен в 2012 г. до 21 млн. евро. В своей работе институт исходит из последних директив Евросоюза, провозглашенных 30 июня 2012 г., согласно которым к 2020 г. доля электроэнергии, получаемой из возобновляемых природных рессурсов должна составить не менее 18 %. Основные задачи, которые ставит перед собой институт: снижение веса конструкции башни с ротором, дальнейшее развитие приводной системы, оптимизация синхронных генераторов на постоянных магнитах. Институт проводит и серьезные исследования в области развития методов испытаний материалов и конструкций. Особое внимание уделяется созданию методов испытаний материалов при сложно-напряженном состоянии, а также установлению корреляций между результатами испытаний материалов на образцах и их поведением в реальных конструкциях.

Одним из интересных технических решений в области конструкции башни является применение материала типа сэндвич. Внутренняя и наружная стенки трубы изготовляются из стали, промежуточный слой состоит из полимерного материала: эластомеры, эпоксидные смолы и т.д., который уже при монтаже закачивается в полую стенку трубы снизу. Такая конструкция предусматривается только в нижней части башни. Для секций башни диаметром более 4,3 м предусматривается новый технологический процесс соединения гнутых стальных листов, ориентированных в длину, что должно уменьшить количество поперечных сварных швов и тем самым повысить надежность конструкции.

Для ротора и особенно роторных лопаток группа предприятий SCHMOLZ+BICKENBACH предлагает новые высококачественные легированные стали, обладающие высокой прочностью, износостойкостью, вязкостью, длительной и усталостной прочностью. Последнее особенно важно, если учесть условия работы элементов конструкции. Число оборотов ротора турбины составляет от 6 до 20 в минуту, что соответствует числу оборотов вала генератора 900...2000 об/мин. За весь предусмотренный срок службы агрегата число оборотов ротора турбины составит 144 млн, а вала генератора около 15 млрд. Специальные стали, состав которых не раскрывается и составляет Know-How предприятия, и изделия из них изготовляются по особо тщательной технологии. Выплавка производится в 130-т электородуговой печи скрапп-процессом. Скрапп отбирается особо тщательно и состоит только из отходов качественных сталей. Вторичная обработка, включающая дегазацию и продувку аргоном, производится в ковше. Ковка производится на 3300-т ковочном прессе с получением заготовок диаметром 320...560 мм. Производственные процессы и качество готовой продукции тщательно контролируются по всем необходимым направлениям.

До настоящего времени основная часть ветряных станций строилась мощностью 3 MBт. Сейчас идет осуществление проекта Bard Offshore 1, в котором реализуется строительство станций мощностью 5 MBт. Проектом предусмотрено строительство 80 таких агрегатов в Северном море примерно в 100 км к северо-западу от Боркума. В этом районе глубина моря достигает 40 м. Сейчас идет строительство двенадцатой установки. В конце марта этого года специальный монтажный корабль Wind Lift 1 занял исходную позицию в море и опустил 70-метровые опоры на дно моря, на которых была создана монтажная платформа. На эту платформу были доставлены стальные конструкции для монтажа крупного крана и фундаментные трубы длиной около 90 м и весом около 450 т. Установка должна быть пущена в эксплуатацию летом 2011 г. После полной реализации проекта общая мощность установок составит 400 MBт, что достаточно для снабжения электроэнергией по крайней мере 400000 квартир. Если учесть двадцатилетний срок эксплуатации установки, реализация проекта предотвратит за это время выброс 17 млн т CO₂. Уже в будущем году этот строящийся парк установок станет ведущим в мире.

Обработка металлов давлением

Новый уникальный толстолистовой стан для завода в Выксе (Россия).

В соответствии с подписанным в сентябре 2007 г. контрактом фирма SMS-SIEMAG изготовила и поставила самый мощный в мире реверсивный прокатный стан для прокатки слябов размерами 400 ×2600 ×4000 мм. в толстые листы и плиты размерами (7–150) × (140–4800) мм и массой до 40 т из сталей класса X 120 для изготовления труб магистральных трубопроводов. В объем поставок входит собственно клеть (рис. 5) с такими параметрами: станины высотой 15 м, шириной 6 м, масса клети в сборе 3700 т, нажимные устройства верхних валков – механические, нижних – гидравлические с давлением масла 260 бар, CVC plus– система осевой сдвижки рабочих валков, сила прокатки 12000 МН., приводы мощностью 2 ×12000 кВт, опорные валки размерами 2300 ×11300 мм и массой 2300 т каждый, рабочие валки размерами 1210 ×9820 мм и массой 63 т каждый, производительность 1,2 млн т/год.

По условиям изготовления и транспортировки станины клети выполнена составными. Соединение колонн и поперечин выполнено болтами М 250 и М 350 при гидравлическом напряжении 37 МН. Особенностью составной конструкции является полное отсутствие сужения окна станины при полной нагрузке. Составная станина состоит из двух колонн и двух поперечин, транспортировка которых из завода в Hilchenbach (Германия) потребовала специальных решений. Сначала обе поперечины, весом 169 т каждая, были перевезены в г. Gelsenkirchen (Германия) в специальном вагоне, оттуда – кораблем до Гамбурга, а затем морским путем до Санкт Петербурга и далее по реке до Выксы. Стоимость транспортировки одной поперечины составила 90 тыс. евро.

Для возможности прокатки широких листов из сверхпрочных сталей для труб магистральных трубопроводов фирмой SMS-SIEMAG разработаны новые шпиндели (Flachzapfenspindeln) для приводов клетей толстолистовых станов и черновых групп широкополосных станов, позволяющие не только передавать экстремальные крутящие моменты при захвате и выбросе раската из валков с приводом мощностью до12000 кВт, но и обеспечивающие при этом осевой сдвиг рабочих валков по технологии CVC-plus до 250 мм в обе стороны (рис. 6). Такой сдвиг обеспечивается зубчатой муфтой, снабженной обоймой с удлиненными зубьями.

Сначала было проведено обширное исследование головки шпинделя на оптических моделях, которое позволило оптимизировать конструкцию для передачи высоких крутящих моментов.



Рис. 5. Прокатная клеть 5000 на стенде

Затем реальная конструкция было опробована на специальном стенде. Первый такой шпиндель был изготовлен в 2008 г. в рамках модернизации прокатного стана завода Dongkuk Steel в Южной Корее. Затем последовали поставки для толстолистовых станов ММК (Россия), Hundai Steel (Южная Корея) и Minmetals Yungkou (Китай).

Имеются новации и в техническом обслуживании таких шпинделей. В частности, с приводной стороны внедрена жидкая автоматическая непрерывная смазка, которая также предотвращает нагрев трущихся деталей. Со стороны валков лопатки шпинделя смазываются густой смазкой, подаваемой специальным насосом высокого давления к наиболее нагруженным частям. При этом долговечность сменных втулок существенно повышена при одновременном снижении расхода смазки. Головка шпинделя соединена с валом посредством специального торцового зубчатого зацепления с



Рис. 6. Шпиндель конструкции фирмы SMS-SIEMAG, позволяющий осевой сдвиг рабочих валков

болтами (рис. 7), которое позволяет проводить демонтаж головки шпинделя, не затрагивая самого вала. Это особенно удобно при недостаточной площади цеха в случае его модернизации. Такая конструкция позволяет реализовать замену карданного вала на разработанный шпиндель, что существенно при высоких нагрузках.

Кроме самой клети будут поставлены необходимое механическое оборудование массой 30000 т, две печи для нагрева слябов, система охлаждения листов, правильная машина, холодильник, линия резки, адьюстаж для охлажденных листов с 9/5-роликовой правильной машиной. В объем поставок входит также электрооборудование, приводы и системы автоматики, включая систему планирования производства. Система двухступенчатого охлаждения листов позволяет получать требуемые механические свойства, а машина горячей правки обеспечивает усилие 40 MH.



Рис. 7. Соединение головки шпинделя с валом конструкции фирмы SMS-SIEMAG

Модернизация ишрокополосных станов горячей прокатки (ШСГП) с целью производства особо прочных сталей. Этот совместный доклад представили Вольфганг Линднер (Wolfgang Lindner, Vustalpine Stahl GmbH, Linz), Карстен Маттеас (Karsten Matteas, Salzgitter Flachstahl GmbH, Salzgitter), Ульрих Беккер (Ulrich Bekker, TyssenKrupp Steel Europe AG, Duisburg). Основная цель проведенной модернизации – обеспечение возможности прокатки листовой стали высокой и особо высокой прочности для автоиндустрии.

Модернизация полунепрерывного ШСГП фирмы Voestalpine Stahl GmbH заключалась в замене оборудования всех клетей. Сначала была заменена реверсивная черновая клеть, затем моталки, нагревательные печи, чистовые клети с увеличенным диаметром опорных валков, система охлаждения полос на отводящем рольганге. ШСГП фирмы Salzgitter Flachstahl, начиная с 2008 г. последовательно оснащался новыми нагревательными печами с шагающими балками, новой третьей моталкой, заменены главные приводы клетей чистовой группы и сами клети, которые теперь позволяют прокатку полос шириной до 2000 мм и оснащены системами противоизгиба (усилие до 140 KH на

одну шейку) и осевого сдвига рабочих валков (до 150 мм в обе стороны). Замена главных приводов произведена в пять шагов: ноябрь 2007 – клеть 6, ноябрь 2008 – клети 4 и 5, июнь 2009 – клети 2 и 3. Модернизацию планируется завершить к концу 2011 г., после чего производительность стана возрастет с 3,6 до 4,0 млн.т/год.

ШСГП фирмы ThyssenKrupp Steel Europe AG в г. Duisburg - Beeckerwerth (Германия) был оснащен уникальной системой «PowerCooling» фирмы Siemens VAI интенсивного принудительного охлаждения полос на отводящем рольганге. Система позволяет получать требуемые механические свойства в широком спектре толщин до 25,4 мм и марок микролегированных прочных и особо прочных сталей, и позволяет экономить легирующие элементы для достижения тех же прочностных свойств. Такие двух- и многофазные стали, сочетающие высокую прочность с высокой штампуемостью требуют многоступенчатого быстрого охлаждения полос на отводящем рольганге от тем-пературы конца прокатки (около 850 °C) до температуры смотки 200–300 °C. Получение различных структурных состояний в зависимости от варианта охлаждения иллюстрируется схемой рис. 8. В отличие от известных систем ламинарного охлаждения система «PowerCooling» основана на принципе управления интенсивностью и количеством подаваемой воды в зависимости от скорости прокатки, толщины и марки стали.

Основные технические данные системы «PowerCooling»:

Толщина и ширина прокатываемых полос – (1–25) × (850–2200) мм;

Скорость прокатки – до 20 м/с

Количество подаваемой воды – (5000–12000) м3/час

Скорость охлаждения – до 400 К /с

Давление воды – до 3,5 бар.

Компьютерная система технического обслуживания металлургического оборудования.

В сообщении фирмы Danieli (Франческа Бенедетти и Марио Падован) описан опыт по организации технического обслуживания оборудования, поставляемого фирмой.

Фирма не ограничивается только поставкой самого оборудования, но и следит за эффективностью его использования на действующих предприятиях, отвечающей требованиям успешного бизнеса. В этой области фирма обеспечивает весь диапазон послепродажного обслуживания с помощью разработанной компьютерной системы Danieli Maintenance Management System-DMMS, включающей пакет программ технического обслуживания, базу производственных данных и целый комплекс служб (рис. 9). На практике система адаптируется к условиям конкретного предприятия. В основу системы положен следующий алгоритм:

 $A_{u} = (PCT/PDT)x100\%,$

RDT = CT - (LRT + NPS + PMT + FS),

PCT=PDT-BD,

где A_v – готовность оборудования к работе, PCT – фактическое время работы (ч), PDT- фонд рабочего времени, BD – время аварийных простоев (ч), CT –календарный фонд рабочего времени (ч), LRT- время нормируемых простоев



Рис. 8.

(ч), NPS- незапланированные простои (ч), PMT – плановая продолжительность ремонтов (ч), EC – простои по внешним причинам.

Увеличение объема работ по профилактическому обслуживанию повышает готовность оборудования к работе до определенного предела, после которого дальнейшие инвестиции в планово-предупредительные ремонты становятся нерентабельными (рис. 10). Этот предел зависит от состояния рынка (цен на готовую продукцию, количества используемого сырья и требований к качеству продукции). Вся информация о ремонтно-профилактических работах поступает в систему для составления сметы и распределения имеющихся ресурсов, и система проводит мониторинг: оптимизацию и контроль продолжительности планово-предупредительных ремонтов, снабжения запасными частями и деталями и производственного внешнего и внутреннего персонала для технического обслуживания оборудования. При этом система учитывает возможность повышения качества продукции и соблюдение стандартов безопасности при ремонтах. Система также включает обучающие программы для повышения квалификации персонала.

Промышленное производство тонких горячекатаных полос способом бесконечной прокатки тонких слябов. Фирма Siemens VAI Metals Technologies GmbH (г. Линц, Австрия) сообщает о вводе в действие первой в мире промышленной линии для бесконечной горячей прокатки тонких полос размерами до 0,8×1600 мм по технологии Arvedi ESP (endless strip produktion) на заводе в г. Kremona (Италия). Литейно-прокатный агрегат, объединяющий МНЛЗ для литья тонких слябов и стан горячей прокатки в непрерывную технологическую линию, имеет длину всего 190 м. (рис. 11), производительность 2 млн.т/год при сортаменте из всех стандартных марок углеродистых, высокопрочных низколегированных и многофазных сталей для автомобиль-



Рис. 9. Система технического обслуживания оборудования фирмы Danieli



Рис. 10. Оптимизация планирования планово-предупредительных ремонтов

ной, электротехнической промышленности, строительства, машиностроения и производства труб и профилей. Получаемая на установке полоса благодаря постоянному натяжению и высоким скоростям деформации имеет высокие точность размеров и качество поверхности, однородную микроструктуру и максимально возможный выход годного. Расход энергии и выбросов CO₂ сокращен по сравнению с традиционной технологией непрерывного литья и прокатки на 45 %.

Жидкая сталь поступает из нового электросталеплавильного цеха с электродуговыми печами, работающими по технологии Consteel. Процесс Arvedi имеет ряд новых технологических решений, таких как деформация сляба с жидкой сердцевиной и использование «мягкого» (плавного) обжатия – DynaCap Soft Reduktion, благодаря чему обеспечивается высокое качество металла в поперечном сечении полосы. Сляб толщиной 100 мм разливают при



Рис. 11. Литейно-прокатный агрегат Arvedi ESP

скорости разливки более 3 м/мин, затем подвергают «мягкому» обжатию (при жидкой сердцевине) в трехклетевом обжимном стане. В индукционной нагревательной печи происходит выравнивание температуры раската по длине до 1100–1200 ° C, а чистовая прокатка происходит в трехклетевой непрерывной группе с клетями, оборудованными системами управления профилем валков Smart Grown и контроля толщины полосы. На отводящем рольганге полосу охлаждают системой ламинарного охлаждения, разрезают летучими ножницами и сматывают в рулон массой до 32 т на одной из трех подпольных моталок Вся линия оснащена интегрированной системой управления процессом, контролирующей все операции литья и прокатки, и системой управления качеством продукции.

Поиск молодых кадров

Проблема квалифицированных кадров стоит перед отраслью всегда достаточно остро. Поэтому в этом году, как и обычно, работала специальная секция, на которой школьники встречались с представителями металлургической отрасли и профессорами технических университетов. Продолжается тесное сотрудничество между дюссельдорфским центром стали и гимназией Гете, о котором уже сообщалось в наших прошлых обзорах. Представители предприятий выступают в школе с докладами о многогранной деятельности их предприятий. Школьники посещают предприятия и центр стали, где они могут проходить практику. Это сотрудничество высоко ценится руководством гимназии. Школьники по своей инициативе организовали создание и развешивание на улицах в районе их гимназии плакатов с информациями о металлургической промышленности, чтобы обратить внимание прохожих на интересные достижения отрасли. Уже есть первые конкретные результаты сотрудничества. Некоторые школьники поступили после окончания школы в соответствующие университеты с твердым намерением работать в металлургической отрасли. Причем отрасли требуются не только выпускники металлургических специальностей, но и специалисты других профилей, в т.ч. юристы и гуманитарии, которые могут работать как служащие управления и как эксперты по маркетингу.

Еще дальше в направлении сотрудничества со школами пошел металлургический концерн Salzgitter и его исследовательский центр Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH, о чем сообщил руководитель центра д-р Бенедикт Риттербах (Benedikt Ritterbach). Он лично взялся на общественных началах преподавать в начальной школе основы технических знаний, чтобы уже с раннего возраста вдохновлять детей перспективами технического творчества. Конечно, работники центра выступают перед школьниками с докладами, а для старших школьников организуют экскурсии и практику. Исследовательский центр постоянно нуждается в молодых квалифицированных кадрах. При этом особым спросом пользуются специалисты в области материаловедения, машиностроения, физики, математики и химии. Из 320 сотрудников центра 120 имеют высшее образование. Вторая кадровая проблема, которую пытается решать центр, это привлечение к работе в технических областях большего количества женщин. В самом центре количество сотрудников-женщин постоянно возрастает. Докладчик привел следующий интересный пример. Одна из сотрудниц центра является матерью четырех детей и в то же время прекрасно справляется с обязанностями руководителя отделения.

Одним из свидетельств работы над развитием творческой активности студентов является ежегодно проводимый конкурс на тему «Сталь летает». Конечно, это название звучит несколько странно, но оно в то же время полностью отображает суть дела. Команды студентов разных технических вузов Германии представляют на конкурс модели летающих аппаратов типа планера из стали. Конечно, сталь прокатывается до состояния тонкой фольги, из которой собственно и изготовляется модель. Модель должна обладать очень хорошими аэродинамическими свойствами, т.к. от этого в первую очередь зависит продолжительность полета. Модель запускается в закрытом зале, полностью защищенном от ветра. Представители каждой команды запускают в воздух свою модель. Оценивается в первую очередь время пребывания модели в воздухе. Такой конкурс проводится с 2001 г. Тогда в конкурсе участвовали всего 3 команды и рекордное время составляло 12,5 с. Уже в 2006 г. это время составило 20,7 с. В 2010 г. соревновалось 17 команд и рекордный результат составил почти 50 сек. При этом модель весила 16 г и имела ширину 800 мм. Победителем оказалась команда Высшей технической школы г. Аахен. На конференции состоялось награждение победителей.

© Д-р техн. наук А. Л. Геллер, д-р техн. наук В. Г. Горелик

Дюссельдорф, Германия

Geller A., Gorelik V. Annual international of metallurgists in Dusseldorf (Germany) «Steel 2010»

Памяти академика К. П. Бунина (к 100-летию со дня рождения)



Исполнилось 100 лет со дня рождения выдающегося педагога и ученого-металловеда, специалиста в области металловедения чугунов и сплавов эвтектического типа профессора, доктора технических наук, члена-корреспондента академии наук Украины Константина Петровича Бунина.

Константин Петрович Бунин родился 2 ноября 1910 г. в Краснодаре в семье рабочегостроителя. В 15 лет К. П. Бунин поступил в краснодарское фабрично-заводское училище металлистов, которое окончил в 1927 году. Одновременно он работал на заводе, где получил специальность модельщика литейного цеха. В 1928 году поступил в Донской политехнический институт, откуда в 1931 году был переведен в Днепропетровский металлургический институт, который окончил в 1932 году, получив специальность «Металловедение и термообработка». Затем учится здесь же в аспирантуре (1932-1935 гг.) под руководством академика В. Н. Свечникова. В 1935 году защитил кандидатскую диссерта-

цию на тему «Перекристаллизация при диффузии элементов в железе». Во время обучения в аспирантуре выполнял обязанности ассистента, а после защиты, до 1941 г. – доцента. В 1941 году назначен заведующим кафедрой литейного производства ДМетИ.

Научные исследования этого периода были связаны с металлографией чугуна прокатных валков.

Наряду с 65 рефератами, которые он опубликовал в течение 1933-40 гг. в журнале «Новости иностранной металлургии», «Металлург» и «ДОМЕЗ», К. П. Бунин подготовил к печати и издал 33 статьи в журналах «Металлург», «Заводская лаборатория», «ТМП», «Теория и практика металлургии», «Литейное дело». Это свидетельствует об интенсивной творческой работе автора в области структурообразования и технологии серых, белых и отбеленных чугунов и вальцелитейного производства. Материалы этих исследований послужили основой для подготовки докторской диссертации на тему «Кристаллизация и отбеливаемость чугуна», которая была успешно защищена в Ленинградском политехническом институте в 1941 году. В этой работе К. П. Бунин подошел к анализу закономерностей кристаллизации и структурообразования в чугунах в твердом состоянии с позиции геометрической термодинамики гетерогенной системы. В частности ее содержание было высоко оценено одним из выдающихся физиков теоретиков того времени Я. И. Френкелем. Огромную роль в формировании научного мировоззрения К. П. Бунина в этот период сыграла монография проф. Н. М. Витторфа «Теория сплавов в применении к металлическим системам», (1909 г.), с которой он познакомился в Донецком политехническом институте и которая сопровождала его всю жизнь.

Многочисленные пометки, сделанные рукой К. П. Бунина на ее страницах, свидетельствуют о том, что к учению Гиббса о термодинамических потенциалах, развитого Н. М. Витторфом в применении к металлическим сплавам, К. П. Бунин неоднократно возвращался на протяжении многих лет. Н. М. Витторф был аспирантом выдающегося ученого-металлурга проф. Таммана. Поэтому можно с полной уверенностью говорить о том, что и К. П. Бунин считал себя последователем проф. Таммана.

Результаты заводских экспериментов, проведенных в эти годы по заданию Югостали, НКЧМ, позволили К. П. Бунину к 1941 году установить рациональные технологические основы производства листопрокатных валков высокой стойкости. Производственные инструкции, составленные в 1941 г., были приняты НКЧМ для использования вальцелитейными заводами СССР.

Становлению К. П. Бунина как личности и ученого способствовало то, что в этот период в вузах и НИИ Днепропетровска работали талантливые ученые, каждый из которых уже в послевоенное время положил начало собственной научной школе: академик АН СССР Г.В. Курдюмов, основатель отечественной школы по мартенситным превращениям; академик АН УССР В.И. Данилов, родоначальник научной школы по физике жидкого состояния; Б.Н. Финкильштейн, ведущий специалист в области физического металловедения; академик АН СССР Л. В. Писаржевский, фундатор современной физической химии.

С октября 1941 г. по декабрь 1944 г. К. П. Бунин работает в Уральском индустриальном институте в должности профессора, а затем – зав. кафедрой «металловедения и термической обработки» и декана металлургического факультета.

В это время К. П. Бунин впервые поставил и успешно решил задачу о возможности микротерогенизации жидких сплавов.

За выполнение в годы Великой Отечественной войны заданий Государственного Комитета обороны в области черной металлургии, подготовку инженерных и научных кадров для черной металлургии К. П. Бунин в 1945 г. награжден орденом «Знак Почета».

6 марта 1946 года ВАК Всесоюзного Комитета по делам высшей высшей школы подтвердил присуждение К. П. Бунину ученой степени доктора технических наук по результатам защиты докторской диссертации 28 июня 1941 года.

После освобождения Днепропетровска и начала работы Металлургического института в 1944 г. К. П. Бунин возглавляет кафедру металловедения и одновременно (по совместительству) кафедру металлофизики Днепропетровского госуниверситета.

В 1948 г. К. П. Бунин избирается членом-корреспондентом АН УССР.

В этот же период, с 1948 по 1964 г. он по совместительству работает зав. отделом металловедения Института черной металлургии. Таким образом, К. П. Бунин все время находился в центре научных и технологических проблем черной металлургии. Для успешного их решения требовалось не только готовить молодые кадры из студентов технологических вузов, но и повышать квалификацию кадровых работников, возвратившиеся из фронта и эвакуации и приступивших к мирному труду. И К. П. Бунин организовывает свой научный городской семинар металловедов.

Обладая великолепным даром педагога, лектора и исследователя, К. П. Бунин концентрирует вокруг себя способных студентов и аспирантов, талантливых исследователей. Он создает такую систему кооперации и конкуренции в коллективах, в которой производительность каждого удваивалась и уграивалась.

Усилиями К. П. Бунина, его воспитанников и сподвижников кафедра металловедения ДМетИ и отдел металловедения ИЧМ в 1950-60-х превращаются в крупный научно-исследовательский центр, ведущий многоплановые исследования и координирующий деятельность металловедческих подразделений в других вузах и отраслевых институтах и заводских лабораториях Приднепровья.

В этот период разрабатываются методы исследования фазовых равновесий в железоуглеродистых сплавах, исследуются механизм и микроскопическая кинетика фазовых переходов в сталях и чугунах. Метод закалочно-микроструктурного анализа, разработанный под руководством К. П. Бунина, позволил получить беспрецедентный по достоверности, информативности и надежности объем научной информации. Получили мировую известность работы К. П. Бунина и его учеников по графитизации стали, формированию структуры чугунов и сталей в ходе распада аустенита, по росту чугуна и стали при термоциклической обработке, по структурообразованию в модифицированных чугунах. Результаты этих работ обобщены в монографиях «Структура чугуна», «Чугун с шаровидным графитом», «Графитизация стали», «Рост чугуна и стали при термоциклированию и, наконец, в фундаментальной монографии «Основы металлографии чугуна», ставшей по образному выражению Ю. Н. Тарана «энциклопедией чугунов». В этой последней книге были также собраны результаты исследований новой генерации аспирантов 60-х годов.

Уточнение научных положений, детализация концепций, пояснение сущности общих принципов структурообразования в различных сплавах с учетом кристаллохимии фаз даны в монографии «Строение чугуна» (1973) и учебнике «Металлография» (1970).

К. П. Бунин является автором и соавтором 8 монографий, 4 учебников и более 250 научных публикаций. Под его руководством выполнено и защищено более 80 кандидатских и 8 докторских диссертаций. Среди его учеников следует выделить академика НАНУ Ю.Н. Тарана, докторов наук, профессоров А. А. Баранова, И. В. Салли, Я. Н. Малиночки, М. А. Криштала, Э. Н. Погребного.

К. П. Бунин активно участвует в общественной жизни института. Он был председателем специализированного совета по защитам кандидатских диссертаций, зам. председателя докторского спец. совета. Активно работал в областном правлении общества «Знание». Награжден четырьмя орденами и медалью СССР.

В это же время К. П. Бунин устанавливает научные и производственные контакты с Запорожским промышленным регионом и, в частности, с кафедрой металловедения и термической обработки машиностроительного института (ныне ЗНТУ). Представители этой кафедры часто принимали активное участие в Бунинских городских семинарах. Так, например, проф. В. Е. Ольшанецкий, благодаря этим семинарам, и по совету самого Бунина К. П. определился с темой своей кандидатской диссертации, материалы которой через какое-то время успешно доложил на таком семинаре, а затем и защитил ее в ДМетИ (ныне НМетАУ) при полной поддержке самого Бунина К. П.

Д-р техн. наук В. И. Мазур

Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні №1/2011

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. Мамойко

Підписано до друку 30.06.2011. Формат 60×84/8. Ум. др. арк. 20. Тираж 300 прим. Зам. № 1183. 69063, м. Запоріжжя, ЗНТУ, друкарня, вул. Жуковського, 64