

Запорізький національний технічний університет

НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

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

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

НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ

ВИХОДИТЬ ДВІЧІ НА РІК

№ 1'2014

Заснований у грудні 1997 року

Засновник та видавець – Запорізький національний технічний університет

Запоріжжя, ЗНТУ
2014

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

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

Статті, що публікуються в журналі, реферуються в базах даних та РЖ ВІНТІ (Росія) і «Джерело» (Україна).

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

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

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

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

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

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

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

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Головний редактор:

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

Заступники гол. редактора:

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

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

Члени редколегії:

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

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

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

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

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

д-р техн. наук Г. І. Слинько (ЗНТУ), Україна

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

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

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

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

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

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

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

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

д-р техн. наук З. А. Дурягіна (НУ «Львівська політехніка»), Україна

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

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

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

д-р фіз.-мат. наук В. Ю. Данільченко (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України)

Редакційно-видавнича рада:

С. Б. Беліков, В. Ю. Ольшанецький, Ю. М. Внуков, К. С. Бондарчук, Н. М. Кобзар, В. К. Єршова, Н. О. Савчук, 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 № 11 від 25 червня 2014 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, Д. Л. Денисов

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

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор:

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

Заместители главного редактора:

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

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

Члены редколлегии:

д-р техн. наук В. В. Лунев (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук И. П. Волчок (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук Э. И. Цивирко (ЗНТУ), Украина

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

д-р техн. наук С. Т. Милейко (ИФТТ РАН), Россия

д-р техн. наук В. А. Богуслаев (ОАО «Мотор Сич»), Украина

д-р техн. наук В. И. Мазур (НМетАУ), Украина

д-р техн. наук З. А. Дурягина (НУ «Львівська політехніка»), Украина

д-р техн. наук М. Н. Брыков (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук А. Я. Качан (ЗНТУ), Украина

д-р физ.-мат. наук С. В. Лоскутов (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук Г. И. Слынько (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук Л. Р. Вишняков (ИПМ НАН), Украина

д-р физ.-мат. наук В. И. Пожуев (ЗНТУ), Украина

действ. член НАНУ М. И. Гасик (НМетАУ), Украина

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

д-р техн. наук Ю. Ф. Терновой (УкрНИИ Спецсталь), Украина

д-р техн. наук Л. И. Ивченко (ЗНТУ), Украина

д-р физ.-мат. наук В. Е. Данильченко (Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины)

Редакционно-издательский совет:

С. Б. Беликов, В. Е. Ольшанецкий, Ю. Н. Внуков, Е. С. Бондарчук, Н. Н. Кобзарь, В. К. Ершова, Н. А. Савчук, 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 № 11 от 25 июня 2014 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, Д. Л. Денисов

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

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

До відома авторів

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

Журнал видається двічі на рік.

ВИМОГИ ДО ОФОРМЛЕННЯ

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

Параметри сторінки:

- розмір сторінки – А4 (210 × 297);
- орієнтація – книжна;
- шрифт – Times New Roman Cyr, розмір - 12pt;
- міжрядковий інтервал – 1,5;
- поля – 20 мм.

Структура статті

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

Розмір статті – до 0,5 авторського аркуша.

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

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

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

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

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

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

Анотація

Обсяг анотації не повинен перевищувати 40 слів.

Ілюстрації

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

ВИКОНАННЯ ІЛЮСТРАЦІЙ РЕДАКТОРОМ MICROSOFT

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

Таблиці

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

Формули

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

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

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

Список літератури

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

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

До редакції журналу слід подати:

- 1) роздруковану статтю;
- 2) експертний висновок про можливість опублікування;
- 3) довідку про авторів;
- 4) рецензію на статтю;
- 5) диск CD-R (або інший носій) з текстом статті і окремими файлами рисунків або висилати електронною поштою у вигляді архівних (ZIP, RAR – архіватором) файлів.

Гонорар авторам не сплачується, рукописи, дискети, коректура та відбитки статей авторам не надсилаються. Редакція залишає за собою право на скорочення тексту статті без повідомлення авторів.

СТАТТІ, ЯКІ НЕ ВІДПОВІДАЮТЬ УКАЗАНИМ ВИМОГАМ, НЕ РОЗГЛЯДАЮТЬСЯ.

Адреса редакції: 69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64, ЗНТУ, редакція журналу. Тел.: (061) 769-82-96 – редакційно-видавничий відділ. **E-mail:** rvv@zntu.edu.ua

ЗМІСТ

I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

<i>Вакуленко І.О., Мітяєв О.А., Плітченко С.О.</i> ПРО СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ ПРИ ЗВАРЮВАННІ ТЕРТЯМ З ПЕРЕМІШУВАННЯМ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ	8
<i>Шаломеев В.А.</i> ВЛИЯНИЕ РЗМ НА МОРФОЛОГИЮ И ТОПОЛОГИЮ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЙ ФАЗЫ В МАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ	11
<i>Снежной Г.В., Ольшанецкий В.Е., Бобырь С.В.</i> МАГНИТНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ ТИПА 150Г7 ПРИ ТЕМПЕРАТУРНЫХ И ДЕФОРМАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	16
<i>Овчинников О.В., Погрелюк І.М., Скребицов А.А., Проскурняк Р.В., Швачко Х.С.</i> КОРОЗИЙНА ТРИВКІСТЬ ТИТАНУ ВТ1-0 ТА ШЛЯХИ ЇЇ ПІДВИЩЕННЯ	20
<i>Недоля А.В., Ольшанецкий В.Ю.</i> ОЦІНКА ЕНЕРГІЙ ГЦК- ГРУПИ АТОМІВ СИСТЕМИ Fe-Ni-C	26
<i>Снежной Г.В., Ольшанецкий В.Е., Сажнев В.Н.</i> О СТРУКТУРНОЙ И МАГНИТНОЙ СТАБИЛЬНОСТИ АУСТЕНИТА	36
<i>Коваленко Т.О., Ольшанецкий В.Ю., Джуган О.А.</i> ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ВАРІАЦІЙ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЛЕГОВАНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ ПІСЛЯ ГВИНТОВОЇ ЕКСТРУЗІЇ	41

II КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

<i>Гайдук С.В., Кононов В.В.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГАФНИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ЛИТЕЙНОГО ЖАРОПРОЧНОГО КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕТОДА ПАССИВНОГО ЭКСПЕРИМЕНТА	45
<i>Осипов М.Ю.</i> ИЗЫСКАНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ НАПЛАВОЧНЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ РАБОТЫ В УСЛОВИЯХ АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	52

III ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

<i>Синегін Є.В., Бойченко Б.М., Герасименко В.Г., Молчанов Л.С., Хотюн В.І.</i> ФІЗИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОДУВКИ СТАЛІ ГАЗОВОЮ СУСПЕНЗІЄЮ У ПРОМІЖНОМУ КОВШІ МБЛЗ	58
<i>Распорня Д.В., Овчинников А.В., Шевченко В.Г., Коваленко Т.А.</i> ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ВЫПЛАВКИ СЛИТКОВ ТИТАНА НА ФОРМИРОВАНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ	63

<i>Ткаченко С.Н.</i> УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА	69
<i>Шевченко В.Г.</i> МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ КИСЛОРОДОМ	76
<i>Круглікова В.В., Ткаченко Ю.М., Азаров І.І.</i> ПІДВИЩЕННЯ КОНКУРЕНТОСПРОМОЖНОСТІ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ЗВАРНИХ КОНСТРУКЦІЙ НАПІВАВТОМАТИЧНИМ ЗВАРЮВАННЯМ У ЗАХИСНИХ ГАЗАХ	79
<i>Овчинников О.В., Ольшанецкий В.Ю., Джуган О.А.</i> ОТРИМАННЯ ПРИСАДКОВИХ ДОСЛІДНИХ СПЛАВІВ З СУБМІКРОКРИСТАЛІЧНОЮ (СМК) СТРУКТУРОЮ МЕТОДОМ ГВИНТОВОЇ ЕКСТРУЗІЇ	82
<i>Матвиенко В.Н.</i> ОЦЕНКА ТОКА ШУНТИРОВАНИЯ ПРИ НАПЛАВКЕ ОДИНАРНЫМ И СОСТАВНЫМ ЛЕНТОЧНЫМ ЭЛЕКТРОДОМ ПОД ФЛЮСОМ	86
<i>Андрущенко М.И., Куликовский Р.А., Осипов М.Ю., Холод А.В., Капустян А.Е.</i> СПОСОБНОСТЬ К САМОУПРОЧНЕНИЮ ПОВЕРХНОСТИ ТРЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА И ХРОМА	92
<i>Грешта В.Л.</i> ОЦІНКА ЗДАТНОСТІ ДО ФОРМОЗМІНЮВАННЯ ЛИСТОВИХ ФЕРИТНИХ КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ ЗА РЕЗУЛЬТАТАМИ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВИПРОБУВАНЬ	100
<i>Levchuk S.A.</i> APPLYING THE APPARATUS OF GREEN MATRIXES AND MATRIX ALGEBRA TO THE ISSUE OF STATIC DEFORMATION OF CIRCULAR PLATES WITH DISCRETELY VARIABLE THICKNESS	104
<i>Нетребко В.В.</i> ОСОБЕННОСТИ ЛЕГИРОВАНИЯ БЕЛЫХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ ЧУГУНОВ	109
<i>Серета Б.П., Палехова И.В.</i> ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ТИТАНА ПРИ НЕСТАЦИОНАРНЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ УСЛОВИЯХ	113
<i>Петрищев А.С.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ТЕПЛОВОЙ ОБРАБОТКИ, СОСТАВА ШИХТЫ НА ПЛОТНОСТЬ МЕТАЛЛИЗОВАННОГО МОЛИБДЕНСОДЕРЖАЩЕГО МАТЕРИАЛА	118
<i>Горбенко О.І., Горбенко І.І., Чигиринський В.В., Дубина В.І.</i> АНАЛІТИЧНИЙ ОГЛЯД ТЕХНОЛОГІЧНИХ СПОСОБІВ ГНУТТЯ ТРУБ ТА ПРОПОЗИЦІЇ ЩОДО ЇХ УДОСКОНАЛЕННЯ	122

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

<i>Антоненко Н.Н., Величко И.Г.</i> ЗАДАЧА О КРУЧЕНИИ МНОГОСЛОЙНОГО ОСНОВАНИЯ С УПРУГИМИ СВЯЗЯМИ МЕЖДУ СЛОЯМИ	127
---	-----

<i>Кулагін Д. О.</i> ВИЗНАЧЕННЯ РІВНЯННЯ ЕКСТРЕМАЛІ МАРШРУТНОЇ КАРТИ ДЛЯ УПРАВЛІННЯ ПАРАМЕТРАМИ РУХУ ТЯГОВОГО РУХОМОГО СКЛАДУ	132
<i>Засовенко А. В.</i> КОНТАКТНЕ ДЕФОРМУВАННЯ БАЛКИ КІНЦЕВОЇ ДОВЖИНИ НА ОДНОСТОРОННІЙ ІНЕРЦІЙНІЙ ОСНОВІ	135
<i>Чигиринский В. В., Матюхин А. Ю.</i> ГРАНИЧНЫЕ УСЛОВИЯ ПРИ РЕШЕНИИ ПЛОСКОЙ ЗАДАЧИ ТЕОРИИ ПЛАСТИЧНОСТИ В ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ КООРДИНАТАХ	138
<i>Шейко С. П., Третьяк В. И., Золотарев Г. А.</i> ОПРЕДЕЛЕНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ДЛЯ КОЛЕСНОГО ПРОИЗВОДСТВА	142
<i>Рак Л. О.</i> МОДЕЛЮВАННЯ ДЕФОРМІВНОГО СТАНУ СКЛАДЕНОГО ТІЛА З ДВОХ ПЛАСТИН, З'ЄДНАНИХ ПІД ДОВІЛЬНИМ КУТОМ, ЗА ДОПОМОГОЮ МАТРИЦЬ ТИПУ ГРІНА	146
<i>Овчинников А. В.</i> ОЦЕНКА РЕМОНТОПРИГОДНОСТИ ТИТАНОВЫХ МОНОКОЛЕС АВИАДВИГАТЕЛЕЙ	151

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

<i>Дуда В. И., Бялик Г. А., Гонтаренко В. И.</i> ПРИБОР ДЛЯ ЭКСПРЕСС-АНАЛИЗА СОДЕРЖАНИЯ ЖЕЛЕЗА В ПЫЛИ ДОМЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА, ОСАЖДЕННОЙ С ПОМОЩЬЮ ЭЛЕКТРОФИЛЬТРОВ	157
--	-----

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 621.791:669.71

Д-р техн. наук І. О. Вакуленко¹, д-р техн. наук О. А. Мітяєв², С. О. Плітченко¹

¹ Дніпропетровський національний університет залізничного транспорту ім. академіка В. Лазаряна, м. Дніпропетровськ

² Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

ПРО СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ ПРИ ЗВАРЮВАННІ ТЕРТЯМ З ПЕРЕМІШУВАННЯМ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ

Розглянуті питання оцінки субструктурних перетворень при зварюванні тертям з перемішуванням алюмінієвого сплаву. Виявлено свідчення впливу дислокаційного механізму зміцнення при використанні технології зварювання тертям з перемішуванням.

Ключові слова: температура, зварювання тертям з перемішуванням, структура, дислокації.

Вступ

Порівняно з технологіями зварювання, коли формування нероз'єднаного з'єднання обумовлене розвитком процесів розплавлення і кристалізації, технологія зварювання тертям з перемішуванням не передбачає зміну агрегатного стану металевих матеріалів [1]. За характером впливу на процеси структурних перетворень в об'єктах металу зварного шва, у першому наближенні, наведена технологія може бути віднесена до технологій електричного контактного зварювання. На підставі цього підтримка незмінними умови оптимального співвідношення між температурою розігріву з'єднувальних кромок і швидкісними параметрами роботи спеціального інструменту є запорукою формування якісного зварного шва. Дійсно, як свідчить аналіз величезного експериментального матеріалу [1–3], незначні відхилення від оптимального співвідношення між температурно-швидкісними характеристиками процесу супроводжуються різким зниженням міцності зварного з'єднання. На підставі цього можна з певною впевненістю вважати, що досягнення необхідного рівня якості зварного з'єднання, сформованого за технологією тертя з перемішуванням, буде визначатися спроможністю металу до пластичної течії. У більшості випадків при застосуванні наведеної технології температура розігріву з'єднувальних кромок сягає до 80...90% від температури розплавлення металу [2]. З урахуванням цього, рівень пластичності металу повинен неодмінно визначатися співвідношенням між процесами

зміцнення та анігіляції дефектів кристалічної будови, що беруть участь у забезпеченні умов безперервності розповсюдження пластичної деформації.

Мета роботи

Метою роботи є оцінка розвитку процесів структурних змін при формуванні зварного з'єднання за технологією тертя з перемішуванням.

Матеріал і методика досліджень

Як матеріал для проведення досліджень був використаний сплав на основі алюмінію марки АМг5 з хімічним складом 4,8% Mg, 0,5% Mn, 0,36% Fe, решта Al. Зварювання проводили на пластинах товщиною 2,5 мм. Процес зварювання за технологією тертя з перемішуванням проводили на спеціально пристосованому верстаті для свердління. У патроні верстата фіксували розроблений робочий інструмент (рис. 1). Після ретельної підготовки кромок пластини фіксувалися на столі верстата, який спроможний переміщуватися в потрібному напрямку і з заданою швидкістю. Після включення верстата робочий інструмент, що обертається, під дією необхідного рівня навантаження занурюється в метал по лінії з'єднання пластин. Після торкання верхні пластин заплечиком (рис. 1, позн. 2), стіл верстата починає переміщуватися таким чином, щоб штифт (рис. 1, позн. 1) при обертанні рухався уздовж з'єднувальних кромок [1, 2].

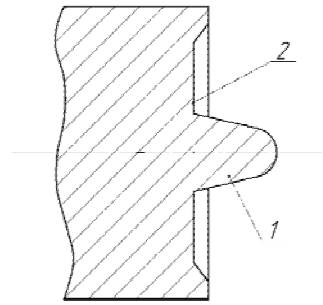


Рис. 1. Схематичний вигляд робочого інструменту.

1 – штифт, 2 – заплечик

Оцінку процесів структурних змін у металі після формування зварного з'єднання здійснювали з використанням методів рентгенівського структурного аналізу. Визначали густину дислокацій, ступінь викривлень іншого роду, розмір областей когерентного розсіювання.

Результати досліджень і їх обговорення

У результаті взаємодії штифта робочого інструменту з металом кромки з'єднувальних пластин по всій товщині розігріваються до надпластичного стану. При цьому їх пластичних властивостей повинно бути достатньо, щоб забезпечити необхідний рівень перемішування металу (переносу від однієї пластини до іншої). Роль, яку виконує заплечик, – це підтримка необхідного рівня заглажування розігрітого металу при формуванні зони зварного шва. Зовнішній вигляд сформованого зварного шва за технологією тертя з перемішуванням наведено на рис. 2. Сліди від взаємодії заплечика робочого інструменту з поверхнею з'єднувальних пластин, що візуально спостерігали, дозволяють оцінити якісні показники зварного шва.

При температурах нижчих від оптимального значення T_0 , коли пластичних властивостей металу не достатньо для досягнення потрібного рівня його перемішування, сліди стають грубішими, з явними ознаками вивив дисперсних фрагментів (рис. 2, а). В додаток до цього, в зварному шві можна спостерігати ділянки з відсутністю суцільності металу по кромках з'єднання.

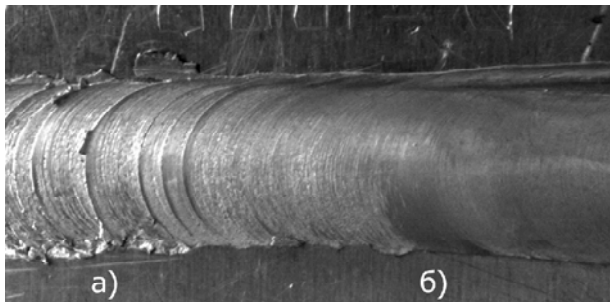


Рис. 2. Зовнішній вигляд поверхні зварного шва залежно від умов роботи інструмента:

а – температура суттєво нижча від оптимального значення (T_0), б – наближається до T_0

За умов, коли досягається перегрів металу до температур вищих від оптимального значення, як показано в роботах [1], зона термічного впливу і область шва мають властивості міцності значно нижчого рівня порівняно з вихідним станом.

Таким чином, як недостатній розігрів металу по з'єднувальних кромкам, так і перегрів, негативно впливають на якість зварного з'єднання за умов реалізації технології тертя з перемішуванням.

Аналіз відомих [1, 2] і отриманих результатів указує, що головним показником, який визначає якість зварного з'єднання, слід вважати ступінь перемішування металу. Дійсно, якщо уявити, що формування зварного шва визначається не тільки величиною пластичних властивостей, але й забезпеченням необхідного рівня перемішування металу від роботи інструменту, виникнення внутрішніх порожнин може розглядатися як свідчення порушення умов безперервності розповсюдження деформації. З іншого боку, наявність ознак розвитку процесів деформаційного зміцнення при високих температурах пластичного деформування [4] вказують на часткову участь дислокаційного механізму при зварюванні тертям з перемішуванням. При збільшенні температури пластичної деформації роль процесів деформаційного зміцнення на характер поведінки металу знижується, а пом'якшення зростає.

Напруження течії металу (σ) за умов досягнення надпластичного стану визначається за співвідношенням [4]:

$$\sigma = Kd^b, \quad (1)$$

де K – коефіцієнт, що визначає вплив типу кристалічної решітки, d – розмір зерна металевої матриці, b – показник ступеня.

З аналізу наведеного співвідношення визначається роль розміру зерна в досягненні високих рівнів пластичності. З урахуванням того, що для більшості металевих матеріалів $b \rightarrow 1$, зменшення d буде супроводжуватися зниженням рівня діючого напруження. При порушенні балансу між накопиченням дислокацій у процесі пластичної течії і розвитком їх анігіляції, буде відбуватися відхилення від оптимальних умов деформації, які в свою чергу мають вигляд:

$$m = \frac{\sigma - \sigma_i}{2\sigma}, \quad (2)$$

де m – коефіцієнт чутливості до швидкості деформації, σ_i – певне напруження, за фізичним змістом дорівнює напруженню необерненого руху дислокацій (σ_0). У свою чергу величина σ_0 входить до складу рівняння кривої деформації ($\sigma = \sigma_0 + k\varepsilon^n$) [5]. Після заміни σ_i на σ_0 , умови (2) можна переписати:

$$m = \frac{k\varepsilon^n}{2\sigma}, \quad (3)$$

Враховуючи пропорційний зв'язок величини m з пластичністю металевих матеріалів [4], наближення до надпластичного стану досягають збільшенням m . Так, з аналізу (3) випливає, що максимальне значення показника ступеня m буде дорівнювати 0,5 за умов, коли $n \cong 0$ і $k \approx \sigma$. З іншого боку, виконання залежності (3) вказує на існування впливу від дислокаційного механізму пластичної деформації при досягненні максимальної пластичності.

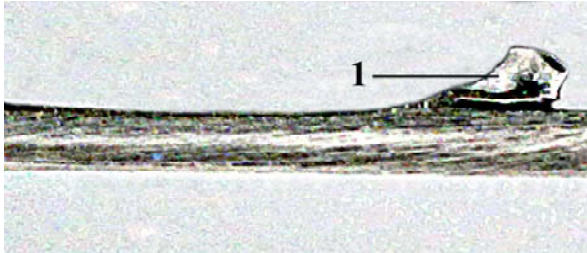


Рис. 3. Вигляд фрагмента фольги (1), який видавлений з під заплечика при проходженні робочого інструменту

Оцінка параметрів тонкокристалічної будови досліджуваного сплаву проводили по двох інтерференціях (111) і (311), на фрагменті тонкої фольги, що була видавлена після проходження робочого інструменту (рис. 3). З урахуванням відсутності розвитку процесів поліморфного перетворення при охолодженні фольги, порівняно з вихідним станом збільшення щільності дислокацій (ρ) (приблизно в 2,5 рази) і викривлень іншого роду (μ) в 1,5 раза, свідчать про вплив приросту кількості дефектів кристалічної будови. Одночасно з цим розмір областей когерентного розсіювання (l) залишився практично незмінним.

Таким чином, за оцінками співвідношення між процесами зміцнення і пом'якшення можна визначати технологічні параметри зварювання тертям з перемішуванням за потрібних умов: перебільшення або зниження характеристик міцності металу шва порівняно з вихідним станом.

Висновки

1. У процесі формування зварного з'єднання за технологією тертя з перемішуванням визначений вплив дислокаційного механізму на розвиток процесів структурних перетворень у металі шва.

2. Зміною співвідношення між процесами накопичення дефектів кристалічної будови і їх анігіляцією можна досягати потрібного комплексу властивостей металу зварного шва.

Список літератури

1. Dawes C.J. An introduction to friction stir welding and its development // Weld and Metal Fabr. – 1995. – № 1. – P. 13–16.
2. Kallee S. Causing a stir in the future // Welding and Joining / Kallee S., Nicholas D. – 1998. – № 2. – P. 18–21.
3. Вакуленко І. О. Роль температури при зварюванні тертям з перемішуванням сплаву на основі алюмінію / Вакуленко І. О., Плітченко С. О. // Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту. – Дніпропетровськ : ДНУЗТ, 2012. – С. 248–249.
4. Вакуленко І. А. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали / Вакуленко І. А., Большаков В. И. – Днепропетровск : Маковецкий, 2008. – 196 с.
5. Бабиц В. К. Деформационное упрочнение стали / Бабиц В. К., Гуль Ю. П., Долженков И. Е. – М. : Металлургия, 1972. – 320 с.

Одержано 26.03.2014

Вакуленко І.А., Митяев А.А., Плітченко С.А. О структурных превращениях при сварке трением с перемешиванием алюминиевого сплава

Рассмотрены вопросы оценки субструктурных превращений при сварке трением с перемешиванием алюминиевого сплава. Обнаружено свидетельство влияния дислокационного механизма упрочнения при использовании технологии сварки трением с перемешиванием.

Ключевые слова: температура, сварка трением с перемешиванием, структура, дислокации.

Vakulenko I., Mityayev A., Plitchenko S. Structural transformations during friction stir welding of the aluminum alloy

The questions of assessment of substructural transformations of the aluminum alloy during friction stir welding have been observed. The evidence of the dislocation strengthening mechanism's influence during the application of friction stir welding technology has been discovered.

Key words: temperature, friction stir welding, structure, dislocations.

УДК 669.721.5

Д-р техн. наук В. А. Шаломеев

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ РЗМ НА МОРФОЛОГИЮ И ТОПОЛОГИЮ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЙ ФАЗЫ В МАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Показано влияние редкоземельных металлов (Y, Nd и Sc) на морфологию и топологию интерметаллидной фазы в сплаве МЛ5. Проведена количественная и качественная оценка интерметаллидов в сплаве с присадками 0,05...1,0 % Nd, Y и Sc, исследовано их влияние на структуру, механические свойства и жаропрочность магниевого литья.

Ключевые слова: редкоземельные металлы, магниевый сплав, интерметаллиды, структура, механические свойства, жаропрочность.

Постоянно возрастающие эксплуатационные требования к современной технике обуславливают необходимость создания материалов, обеспечивающих повышенные механические свойства и достаточную надежность против разрушения при повышенных температурах. Поэтому в настоящее время большое значение придается изучению влияния различных структурных факторов на механические свойства и жаропрочность ответственных литых деталей [1].

Химический состав сплава в основном предопределяет весь комплекс его свойств. Различные элементы и их содержание могут изменять структуру и свойства магниевых сплавов. Одни из них могут упрочнять сплав, другие – повышать пластичность, третьи – увеличивать жаропрочность [2, 3]. В последнее время проводится большое количество исследований по изучению влияния различных элементов на физико-механические и эксплуатационные свойства магниевых сплавов, однако, число работ, посвященных выяснению природы упрочнения таких сплавов, взаимосвязи их со структурным состоянием металла очень ограничено.

Основным направлением получения высокой прочности улитых магниевых сплавов при сохранении достаточной вязкости является упрочнение их дисперсными частицами, в частности интерметаллидами [4, 5]. Образование интерметаллидов и их свойства обусловлены электронным строением взаимодействующих элементов, входящих в сплав. Легирующие элементы, взаимодействуя с магнием, образуют интерметаллиды, значительно влияющие на структуру и свойства литого металла [6].

Редкоземельные металлы (РЗМ) с недостроенными *d*-оболочками и имеющими близкие атомные диаметры с магнием, позволяют им образовывать сложнoleгированные твердые растворы и способствуют образованию большого числа интерметаллидных соединений [7]. Поэтому изучение влияния РЗМ на структурообразование и комплекс свойств магниевых сплавов является актуальным и перспективным направлением развития современного материаловедения.

Исследовали влияние редкоземельных элементов (Y, Nd и Sc) на морфологию и топологию интерметаллидных фаз в сплаве МЛ5, а также их влияние на структуру и свойства магниевого литья.

Магниевый сплав МЛ5 выплавляли в индукционной тигельной печи ИПМ-500. Расплав рафинировали флюсом ВИ-2 в раздаточной печи, из которой порционно отбирали ковшом расплав. В него вводили возрастающие присадки лигатур Mg – 20 %Y, Mg – 25 %Nd, Mg – 8 %Sc (0; 0,05; 0,1; 1,0 % – по расчету). После растворения лигатур расплав вновь подогревали до 790±5 °С и выдерживали 15 мин, после чего им заливали песчано-глинистые формы для получения стандартных образцов с рабочим диаметром 12 мм. Образцы для механических испытаний проходили термическую обработку в печах Бельвью и ПАП-4М по режиму: гомогенизация при температуре 415 °С, выдержка 24 часа, охлаждение на воздухе + старение при температуре 215 °С (выдержка 10 часов), охлаждение на воздухе).

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

Длительную прочность при температуре 150 °С и напряжении 80 МПа определяли на разрывной машине АИМА 5-2 на образцах с рабочим диаметром 5 мм по ГОСТ 10145-81.

Химический состав отливок из магниевых сплавов контролировали с помощью оптических эмиссионных спектрометров «SPECTROMAXx» и «SPECTROMAXxF», фотоэлектрических спектрометров МФС-8 и ТФС-36, ЕДРФ спектрометра «SPECTRO XEPOS».

Микроструктуру исследуемых сплавов изучали методами световой микроскопии («Neophot 32», «OLYMPUS IX 70»), а также с использованием программно-аппаратного комплекса «Видеогест-Структура 5.0» на базе металлографического микроскопа Axiovert 40MAT.

Микрорентгеноспектральный анализ структурных составляющих магниевых сплавов проводили на электронном микроскопе «JSM-6360LA».

Химический состав сплава различных вариантов микролегирования удовлетворял требованиям ГОСТ 2856-79 и по содержанию основных элементов находился примерно на одном уровне (8,6 % Al; 0,28 % Mn; 0,35 % Zn; 0,02 % Fe; 0,005 % Cu; 0,04 % Si).

Микроструктура стандартного сплава МЛ15 представляла собой δ - твердый раствор с наличием эвтектики типа $\delta + \gamma$ ($Mg_{17}Al_{12}$) и интерметаллидов $\delta(Mg_{17}Al_{12})$. Интерметаллидная фаза была двух типов: сферической формы, располагающейся внутри зерен, и пластинчатой – по границам зерен. По результатам микрорентгеноспектрального анализа сферические интерметаллиды содержали 15 % Al, ~ 80 % Mg и дополнительно Si и Mn, пластинчатые интерметаллиды имели состав ~ 60 % Mg и ~ 40 % Al (рис. 1).

Макрофрактографическое исследование изломов металла с возрастающими содержаниями иттрия, неодима и скандия (0,05; 0,1 и 1,0 масс. %) показало, что с повышением концентрации в сплаве этих элементов происходило заметное измельчение макрозерна, излом образцов становился матовым, мелкокристаллическим (рис. 2 а, в, д, ж).

С ростом содержания Sc, Y и Nd в сплаве МЛ15 размер микрозерна (рис. 2 б, г, е, з) и расстояние между осями дендритов 2-го порядка уменьшались (табл. 1). В сплаве без термообработки микротвердость эвтектики была в 1,6...1,8 раза больше матрицы. После проведения термической обработки микротвердость матрицы увеличивалась, а эвтектики снижалась, что свидетельствовало о повышении однородности термообработанного сплава. Средние значения микротвердости интерметаллидной фазы с неодимом составляла 4123 МПа, с иттрием – 4256 МПа, со скандием – 4412 МПа, что значительно выше твердости эвтектики и матрицы.

Повышение содержания РЗМ в сплаве увеличивало объемный процент интерметаллидов с размерами меньше 2 мкм и уменьшало объемную долю крупных интерметаллидов, больших 11,6 мкм. При этом, с увеличением объемного процента интерметаллидов повысились прочность и жаропрочность легированного магниевого сплава МЛ15. Интерметаллиды, располагающиеся как в центре зерна, так и по его границам, упрочняют сплав и повышают его жаропрочность. Пластичность же сплава в зависимости от количества интерметаллидов имеет нелинейную зависимость (рис. 3).

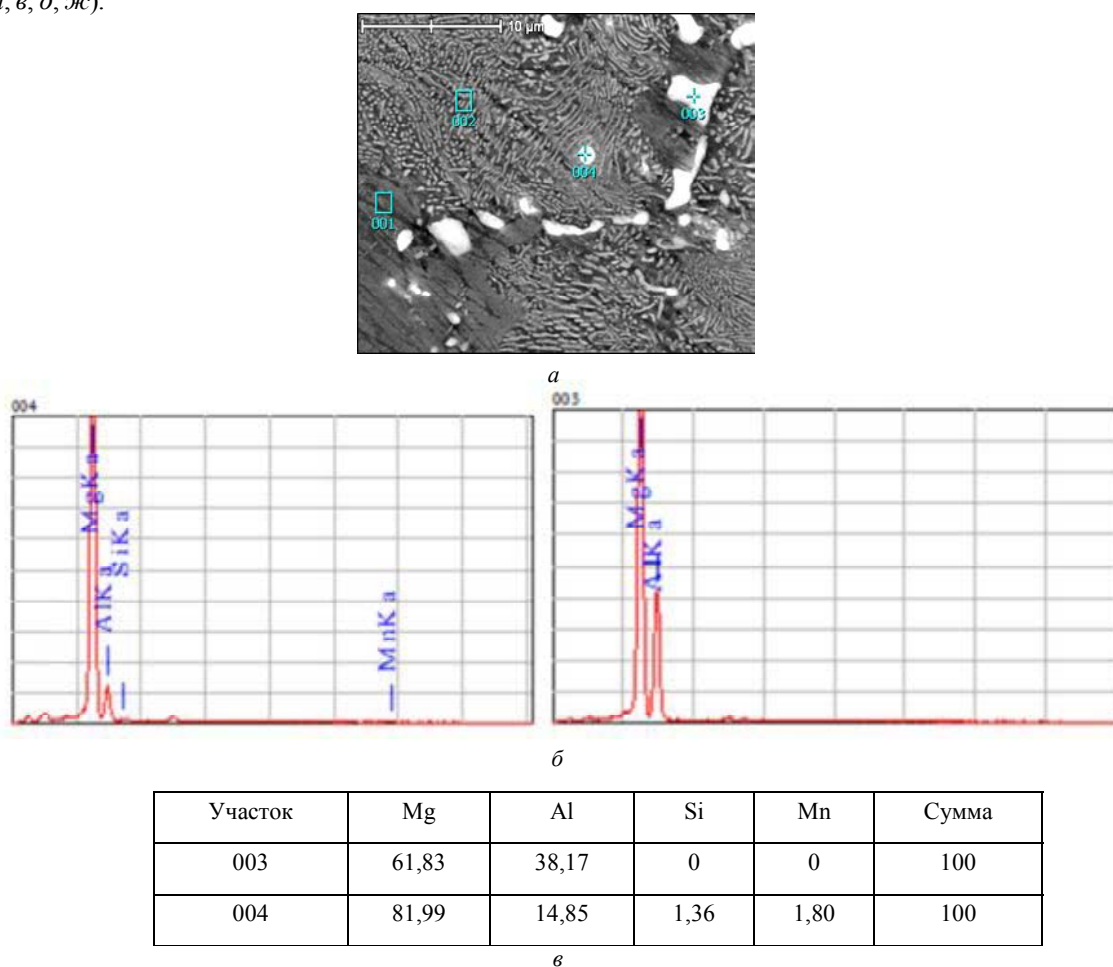


Рис. 1. Результаты МРСА стандартного сплава МЛ15, $\times 4500$: а – места анализа; б – спектрограммы анализируемых мест; в – химический состав отмеченных участков (масс. %)

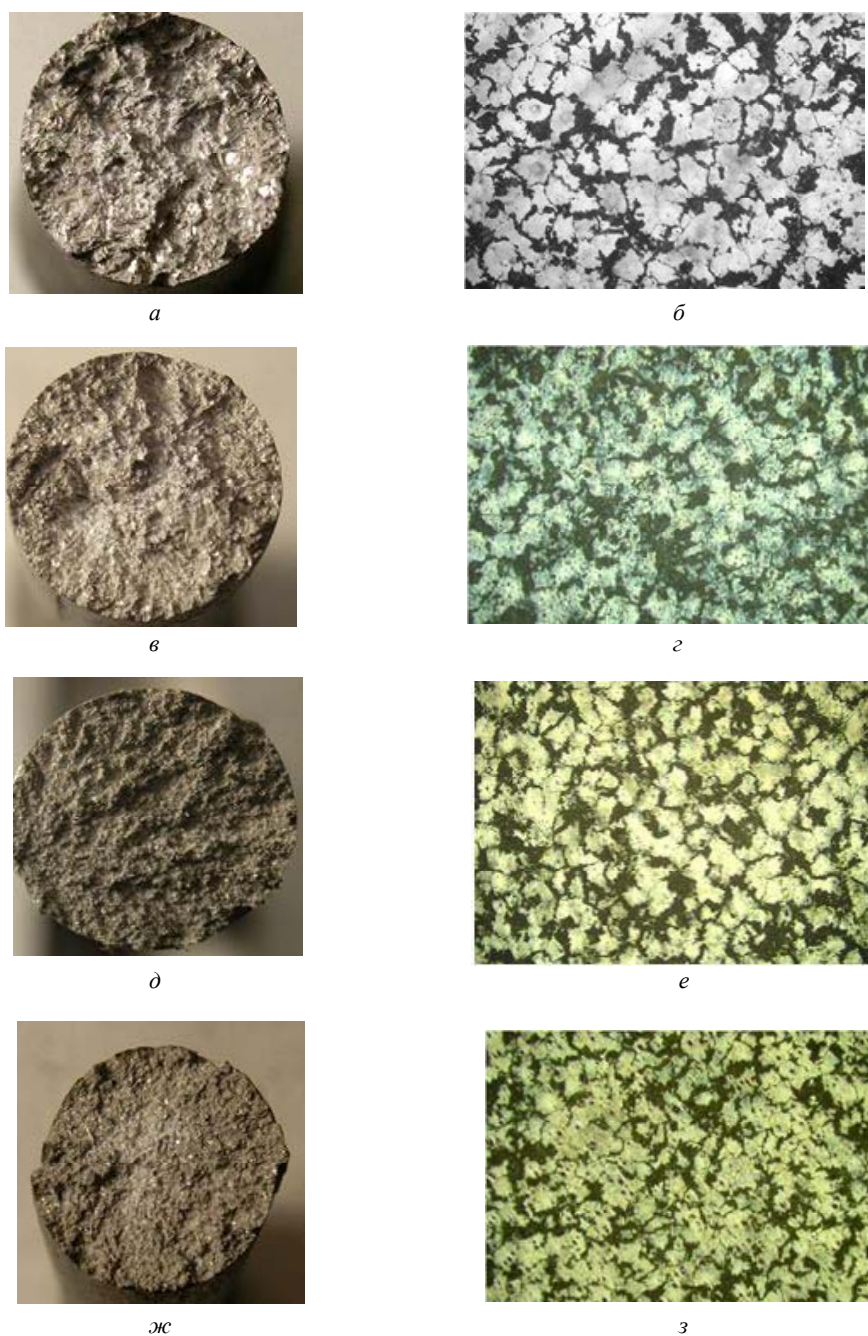


Рис. 2. Влияние РЗМ (масс. доля 0,1 %) на макро- ($\times 5$) и микроструктуру ($\times 200$) сплава MJ15:

a, б – стандартный; *в, г* – Y; *д, е* – Nd; *ж, з* – Sc

Микрорентгеноспектральный анализ интерметаллидных фаз в сплаве MJ15 с Y, Nd и Sc показал наличие этих элементов в своем составе, при этом исследуемые интерметаллиды имели сложный химический состав (табл. 2).

Подсчет объемной доли интерметаллидной фазы в сплаве исследуемых вариантов показал, что ее процент повышался с увеличением содержания легирующего элемента в металле (табл. 3). При содержании в сплаве 0,05...0,1 % легирующих элементов объемный процент сферических интерметаллидов по сравнению с пластин-

чатыми увеличивался в большей степени. Дальнейшее увеличение содержания легирующих элементов (до 1,0 %) приводило к незначительному росту объемного процента сферических включений, находящихся внутри зерна, и интенсивному увеличению числа пластинчатых.

Анализ распределения интерметаллидов по размерным группам показал, что в стандартном сплаве MJ15 преобладали пластинчатые интерметаллиды, большинство из которых находилось в размерной группе 4...15 мкм. Сферические интерметаллиды в основном представлены размерной группой 2,0...7,9 мкм. Иссле-

двумя легирующие элементы в сплаве измельчали интерметаллидную фазу (до 2,0...11,5 мкм – для сферических и < 2,0...7,9 мкм – для пластинчатых). С ростом содержания исследуемых элементов увеличивался объемный процент интерметаллидов с размерами меньше 2 мкм и уменьшался для крупных интерметаллидов (> 11,6 мкм).

При содержании иттрия, неодима и скандия 0,05...0,1 % происходил интенсивный рост объемного

процента сферических интерметаллидов, располагающихся внутри зерна, измельчалось микрзерно и повышалась пластичность сплавов. Дальнейшее повышение содержания элементов в сплаве до 1,0 % увеличивало объемный процент пластинчатых и сферических интерметаллидов и повышало предел прочности. При этом жаропрочность сплава МЛ5 возрастала с увеличением содержания легирующих элементов.

Таблица 1 – Характеристики структурных составляющих сплава МЛ5, содержащего Sc, Y и Nd

Элемент	Содержание масс.% (расч.)	Размер микрозерна, мкм	Расстояние между осями дендритов 2-го порядка, мкм	Микротвердость структурных составляющих после термообработки HV, МПа	
				матрица	эвтектика
стандартный		140	22	1256,5	1426,6
Y	0,05	130	18	1385,6	1655,7
	0,1	130	17	1451,8	1731,6
	1,0	100	17	1630,0	1789,5
Nd	0,05	120	18	1290,0	1612,4
	0,1	100	17	1390,5	1681,6
	1,0	90	17	1407,6	1725,5
Sc	0,05	120	18	1465,7	1723,3
	0,1	100	17	1547,1	1787,6
	1,0	90	16	1675,0	1792,3

Примечание: в таблице приведены средние значения.

Таблица 2 – Химический состав интерметаллидов в сплаве МЛ5, легированного различными химическими элементами

Вариант легирования сплава	Содержание элементов интерметаллидов, % масс.				
	Легирующий элемент	Mn	Al	Si	Mg
Sc	32,65	6,49	26,87	–	33,99
Y	15,74	46,36	34,33	0,58	2,99
Nd	31,26	1,37	44,25	0,16	22,96

Таблица 3 – Объемный процент интерметаллидов (V) и его распределение по размерным группам в сплаве МЛ5 с Y, Nd и Sc

Элемент	Содержание, %	Распределение интерметаллидов ($V \cdot 10^{-3}$, %) по размерным группам, мкм						
		< 2	2...3,9	4...7,9	8...11,5	11,6...15	15,1...19	Всего
стандартный		6/0	18/54	36/30	30/12	30/12	18/0	138/108
Y	0,05	42/0	84/72	24/42	12/24	30/0	18/0	210/138
	0,1	66/0	90/150	42/42	12/18	18/0	6/0	234/210
	1,0	78/78	162/126	42/24	6/6	18/0	0/0	306/234
Nd	0,05	48/0	48/108	30/42	24/36	36/6	18/0	204/192
	0,1	90/18	30/114	48/42	18/30	18/6	18/0	222/210
	1,0	150/57	24/114	72/30	18/24	12/6	6/0	282/231
Sc	0,05	42/0	60/78	48/36	12/30	6/0	0/0	168/144
	0,1	72/24	12/114	78/30	6/24	6/0	0/0	174/192
	1,0	81/96	81/48	132/24	6/24	0/0	0/0	300/192

Примечание: в числителе – объемный процент пластинчатых интерметаллидов, в знаменателе – сферических.

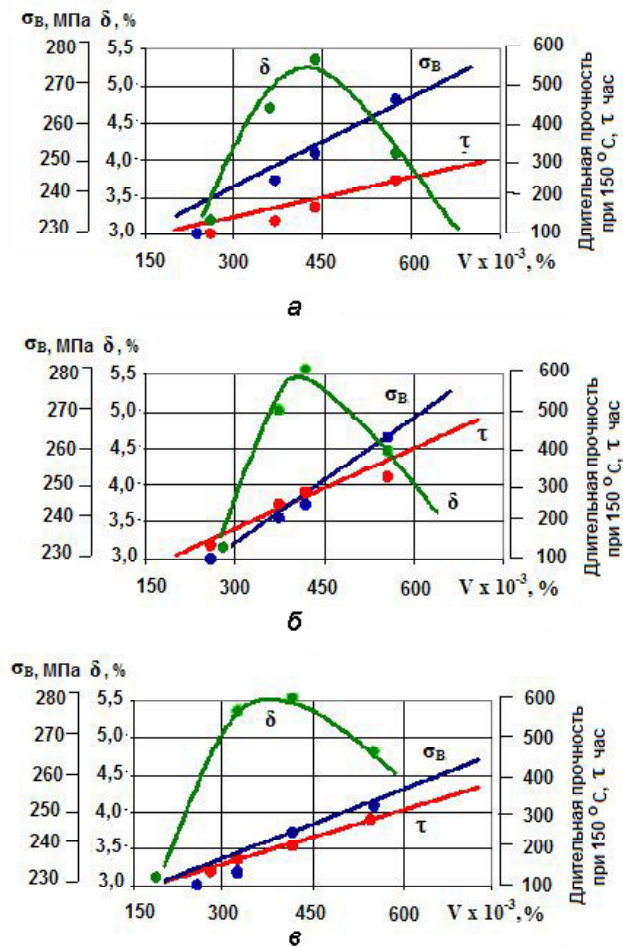


Рис. 3. Влияние объемного процента интерметаллидов на свойства легированного сплава МЛ5: а – Y; б – Nd; в – Sc

Выводы

1. Установлено, что микролегирование магниевых сплавов РЗМ в количестве от 0,05 до 0,1 масс. % увеличивает объемный процент интерметаллидов в $\sim 1,5$ раза, смещая их в сторону меньших размерных групп при одновременном образовании сферических интерметаллидов, расположенных в центре зерна и служащих дополнительными центрами кристаллизации.

2. Показано, что при объемной доле интерметаллидов в металле 0,35...0,45% пластичность магниевых сплавов достигает максимального значения, дальнейшее увеличение количества интерметаллидов в сплаве приводит к снижению пластичности вследствие их избыточного выделения и дальнейшему упрочнению металла.

3. Увеличение содержания иттрия, неодима и скандия в сплаве МЛ5 приводит к повышению объемного процента интерметаллидов в структуре металла и повышают его прочность и жаропрочность.

Список литературы

1. Богуслаев В. А. Авиационно-космические материалы и технологии / В. А. Богуслаев, А. Я. Качан, Н. Е. Калинина. – Запорожье : ОАО «Мотор Сич», 2009. – 382 с. – Библиогр. : С. 376–378.
2. Рейнор Г. В. Металловедение магния и его сплавов / Рейнор Г. В. – М. : Metallurgiya, 1964. – 486 с.
3. Садков В. В. Применение Mg-сплавов в самолетах ОАО «Туполев» / В. В. Садков, О. П. Авдеева, В. П. Агеев // Metallurgiya mashinostroyeniya. – 2006. – № 1. – С. 11–14.
4. Кан Р. Хаазен. Физическое материаловедение. Вып. 2: Фазовые превращения. Metallografiya / Кан Р. Хаазен. – М. : Мир, 1968. – 490 с.
5. Алесковский В. Б. Химия твердых веществ / Алесковский В. Б. – М. : Высшая школа, 1978. – 256 с.
6. Дриц М. Е. Магниеые сплавы для работы при повышенных температурах / Дриц М. Е. – М. : Наука, 1964. – 229 с.
7. Wang Q. Effects of RE microstructure and properties of AZ91 magnesium alloy/ Wang Qu-dong, Lu Yi-zhen, Zeng Xiao-qin // Trans. Nonferrous metals Soc. China. – 2000. – 10. – № 2. – P. 235–239.

Одержано 17.04.2014

Шаломєєв В.А. Вплив РЗМ на морфологію і типологію інтерметалідної фази в магнієвих сплавах

Показано вплив рідкісноземельних металів (Y, Nd і Sc) на морфологію і типологію інтерметалідної фази у сплаві МЛ5. Проведена кількісна та якісна оцінка інтерметалідів у сплаві з присадками 0,05...1,0% Nd, Y і Sc, досліджено їх вплив на структуру, механічні властивості та жароміцність магнієвого литва.

Ключові слова: рідкісноземельні метали, магнієвий сплав, інтерметаліди, структура, механічні властивості, жароміцність.

Shalomeev V. Effect of rare-earth metals of morphology and topology of intermetallic phases in magnesium alloys

The effect of rare earth metals (Y, Nd and Sc) on morphology and topology of the intermetallic phase in the alloy ML5 has been shown. The quantitative and qualitative evaluation of intermetallic compounds in the alloy with additions of 0,05...1,0% Nd, Y and Sc was done and their effect on the structure, mechanical properties and heat resistance of magnesium casting was studied.

Key words: rare earth metals, magnesium alloy, intermetallic compounds, structure, mechanical properties, heat resistance.

Канд. физ.-мат. наук Г. В. Снежной¹, д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий¹,
д-р техн. наук С. В. Бобырь²

¹ Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

² Институт черной металлургии им. Некрасова НАН Украины, г. Днепропетровск

МАГНИТНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ ТИПА 150Г7 ПРИ ТЕМПЕРАТУРНЫХ И ДЕФОРМАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Исследованы магнитно-фазовые превращения в износостойких марганцовистых сталях типа 150Г7 при температурном воздействии с идентификацией фаз: стабилизированный аустенит, мартенсит деформации, феррито-карбидная смесь, превращение аустенита в феррито-карбидную смесь и обратное превращение. Выявлены участки магнитно-фазовых превращений на базе экспериментальной температурной зависимости магнитной восприимчивости.

Ключевые слова: сталь, аустенит, феррит, деформация, α' -мартенсит, магнитная восприимчивость.

Введение

Для изготовления износостойких отливок широко используются сплавы системы Fe-C-Mn [1]. Одним из такого рода материалов являются стали типа 150Г7, которые после закалки имеют аустенитную структуру и специфические механические свойства.

В работе [2] было показано, что в качестве высокоточного индикатора структурных изменений может служить удельная магнитная восприимчивость, которая как высокочувствительная характеристика способна отражать особенности влияния температуры и давления, а также еще и химического состава (Mn, C, Ni и др.) на общее состояние и свойства аустенитной фазы.

В связи с этим целью настоящей работы является исследование магнитно-фазовых превращений при температурных и деформационных воздействиях в марганцовистых сталях типа 150Г7.

Материалы и методика эксперимента

Стали типа 150Г7 выплавляли в печи Таммана и охлаждали в интервале температур кристаллизации с достаточной высокой скоростью, предотвращающей перлитное превращение. Отливки представляли собой цилиндры диаметром 30 мм и высотой 60 мм. Химический состав сталей определяли согласно ГОСТ 27809-95. Аустенитизацию литых образцов осуществляли при темпе-

ратуре 1050 °С на протяжении 20 мин со последующей закалкой в воде. Химический состав исследуемых материалов представлен в таблице 1.

Структуру сплавов анализировали на микроскопах Neophot -2 и Axiovert 200M Mat при увеличениях 100–1000 крат. Фазовый состав образцов определяли рентгеноструктурным методом на установке ДРОН-4-07 в монохроматизированом Cu K_α -излучении. Кинетику превращения аустенита в исследуемой стали (образцы размером 3×3×30 мм) в процессе охлаждения от температуры аустенитизации 900 °С изучали с помощью dilatометра АД-80. Определение удельной магнитной восприимчивости χ производили на специально разработанной автоматизированной установке [3]. Низкое содержание ферромагнитной фазы P_α в объемных процентах определяли чувствительным магнитометрическим методом [4], учитываяшем намагниченность парамагнитной аустенитной матрицы.

Медленную холодную пластическую одноосную деформацию сжатием (усадка) осуществляли на лабораторной установке. Степень остаточной деформации K рассчитывали с учетом толщин образцов до (d_0) и после (d) деформации $K = (d_0 - d) / d_0 \cdot 100\%$.

Таблица 1 – Химический состав плавок исследуемых сталей типа 150Г7

№ плавки	Элемент, масс.%									
	C	Mn	Si	Cr	Al	P	S	Ni	Ta	Ti
1	1,5	6,97	0,81	0,53	-	0,15	0,024	0,34	-	0,08
2	1,44	7,05	0,82	0,11	0,0072	0,04	0,063	0,057	0,075	0,0011

Результаты и их обсуждение

При нагревании образцов стали 150Г7 до температуры 900 °С в объеме происходит аустенизация с постепенным исчезновением выделений избыточного цементита. Последующая закалка в воде обеспечивала преимущественно аустенитную структуру этих сталей с небольшим количеством остаточных карбидных включений (рис. 1, а).

При охлаждении от температуры аустенизации 900 °С со скоростью охлаждения 0,25–0,5 °С/с фазово-структурные превращения происходили в интервале температур 560...500 °С. На дилатограмме не наблюдали резких изменений относительной длины образцов, ход дилатометрической кривой был фактически плавным, что свидетельствовало о недостаточной чувствительности дилатометрического метода к появлению новых фаз в малых количествах (до 1–2 %).

Была высказана гипотеза о наличии в этих участках выделений гексагональной ϵ - фазы, которая может образовываться в высокомарганцевых сплавах [5]. Однако рентгеновский анализ эту гипотезу не подтвердил, поскольку фиксация таких малых количеств фаз является затруднительной. Следует также отметить, что дифракционный анализ не позволил установить и состав карбидных фаз из-за малого их количества в структуре стали.

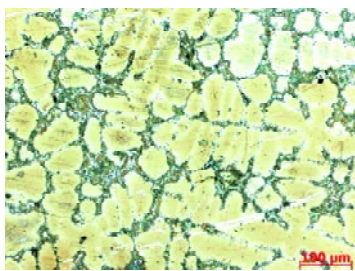
Структура стали 150Г7 (плавка 2) в исходном состоянии характеризуется наличием деформационных двойников в аустенитной матрице образца (рис. 1, б).

Образцы стали 150Г7 (плавка 1 и 2), вырезанные из середины отливок (сердцевины), были преимущественно аустенитными, однако содержали низкое количество ферромагнитной фазы, о наличии которой свидетельствует наклон прямых зависимостей удельной магнитной восприимчивости χ от обратной величины маг-

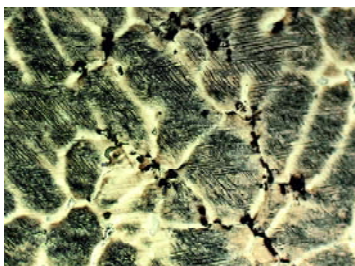
нитного поля H (рис. 2 а, б, прямые 1). Экстраполируя ($H \rightarrow \infty$) эти прямые на ось χ , находили значение результирующей удельной магнитной восприимчивости χ_∞ ($\chi_\infty = \chi_0 + \chi_p$, где χ_0 – магнитная восприимчивость парамагнитного аустенита, а χ_p – магнитная восприимчивость парапроцесса феррофазы). Содержание ферромагнитной фазы P_α образца стали 150Г7 (плавки 1, 2) до нагрева составило 0,069 и 0,07 % соответственно. Если идентифицировать эту фазу с карбидами, тогда их количество и составит эти количества соответственно. После температурного воздействия (нагрев до 900 °С и охлаждение со скоростью 0,5 °С/с) суммарное количество ферромагнитной α - фазы и карбидов в стали 150Г7 (плавка 1) составило 0,865 %. (рис. 2, а, прямая 2). Образец стали 150Г7 (плавка 2) перед нагревом был подвергнут одноосной деформации сжатием ($K = 24,27\%$), что привело к возникновению ферромагнитного α' - мартенсита деформации $P_{\alpha'} = 1,003\%$ (таблица 2).

На рис. 3 показана зависимость удельной магнитной восприимчивости χ исходного образца (плавка 1) и деформированного (плавка 2) от температуры (нагрев и охлаждение со скоростью 0,5 °С/с) в присутствии магнитного поля $H = 2,55 \cdot 10^5$ А/м. Как мы уже упоминали, перед нагреванием (т. е. в исходном состоянии) образец (плавка 1) содержал ферромагнитные карбиды в количестве $P_c = 0,069\%$. При таком количестве феррофазы магнитные моменты ферромагнитных карбидов и парамагнитного аустенита почти одинаковые. Поэтому результирующее значение $\chi = \chi_A + \chi_C$ для аустенита и карбида от комнатной температуры до ~ 510 °С уменьшается от $6,87 \cdot 10^{-8}$ до $4,29 \cdot 10^{-8}$ м³/кг. Между 520 и 660 °С удельная магнитная восприимчивость растет почти в 25 раза ($\chi_{\max} = 55,34 \cdot 10^{-8}$ м³/кг), а после 660 °С резко падает до $2,20 \cdot 10^{-8}$ м³/кг. Авторы [6] для стали с другим химическим составом в % масс. 0,92 С; 5,97 Мн; 6,23 Сr; 0,004 S; 0,065 Р; 0,11 Nb; 0,01 Al; 0,01 Ni; 0,004 N объясняют появление высокотемпературного пика фазовым переходом аустенита в феррит с точкой Кюри 780 °С. Для нашей стали особенность, которую мы наблюдаем, количественно и качественно отличается. Значительное увеличение χ (пик в районе 650 °С) можно объяснить распадом метастабильного аустенита по диффузионному механизму с образованием ферромагнитной α - фазы с точкой Кюри ~730 °С.

При охлаждении от температуры аустенизации 870 °С со скоростью 0,5 °С/с наблюдается образование α -фазы скорее всего в составе бейнита, для которого, согласно кривой 2, точка Кюри ~ 630 °С (см. рис. 3). При дальнейшем охлаждении перегиб χ в районе ~200 °С указывает на магнитное фазовое превращение карбидов (фазовый переход второго рода), для которых, согласно кривой 2, точка Кюри приблизительно равна 220 °С.



а



б

Рис. 1. Структура стали: а – плавка 1, б – плавка 2

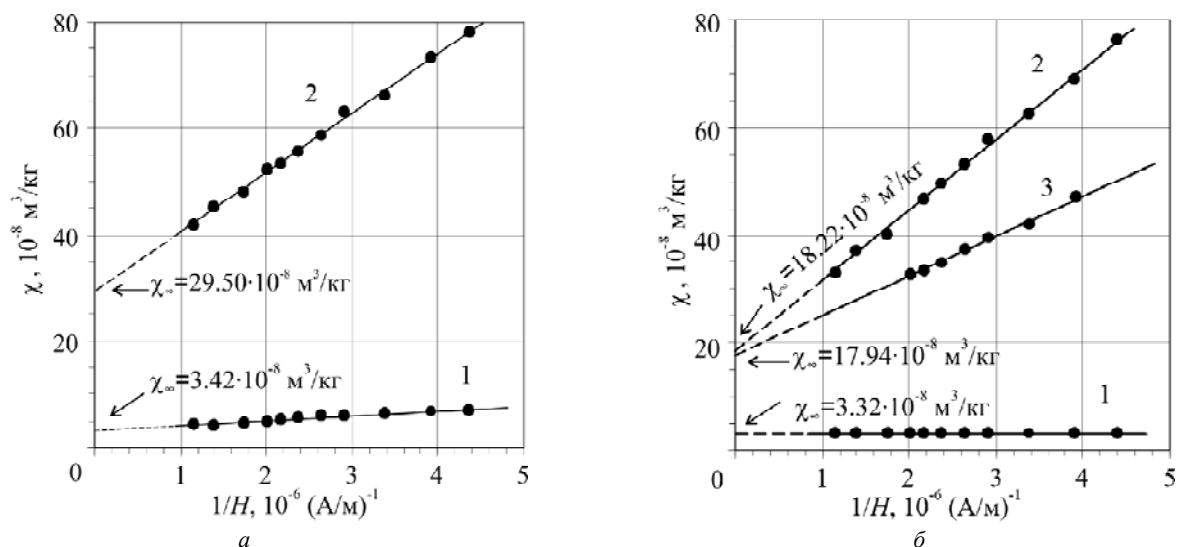


Рис. 2. Зависимость $\chi(1/H)$ стали 150Г7 (плавка 1 и 2):

a – плавка 1: до (прямая 1) и после (прямая 2) нагрева образца до 900 °С; *б* – плавка 2: в исходном состоянии (прямая 1), в деформированном (одноосное сжатие 24,27 %) до (прямая 2) и после (прямая 3) нагрева образца до 900 °С

Таблица 2 – Значения магнитных восприимчивостей и количеств феррофазы в зависимости от температурных и деформационных воздействий

№ плавки	$P_c, \%$	$\chi_{\infty}, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$	$K, \%$	$P_{\alpha} = P_{\alpha'} + P_c$		$P_c, \%$	$\chi_{\infty}, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$	$P_{\alpha} = P_{\alpha'} + P_c$		
				$P_{\alpha}, \%$	$P_{\alpha'}, \%$			$P_{\alpha}, \%$	$P_{\alpha'}, \%$	
	до нагрева					после нагрева				
1	0,069	3,42	0	0,069	0	0,865	29,50	0,865	0	
2	0,007	3,32	0	0,007	0					
2	0,007	18,2	24,27	1,010	1,003	0,565	17,9	0,565	0	

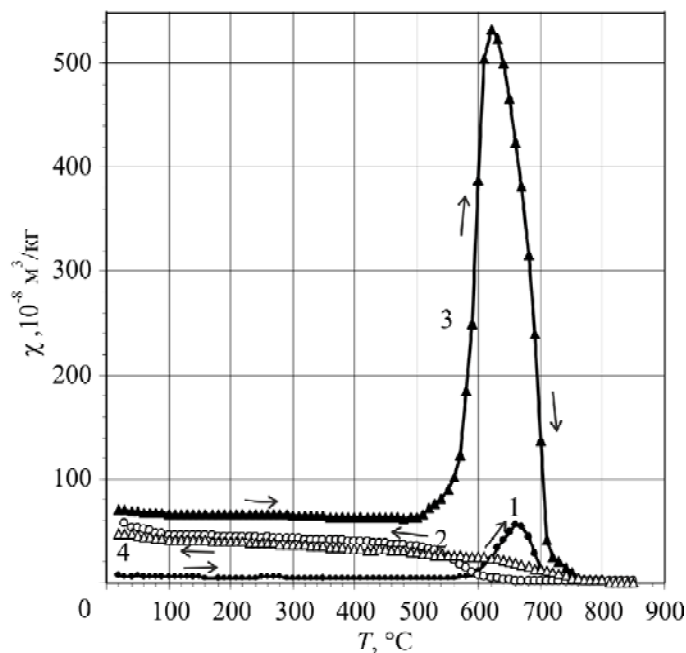


Рис. 3. Температурная зависимость удельной магнитной восприимчивости χ стали 150Г7 (плавка 1 и 2):

кривая 1 и 2 – нагрев и охлаждение образца плавки 1, кривая 3 и 4 – нагрев деформированного (одноосное сжатие 24,27 %) и охлаждение образца плавки 2

Температурная зависимость удельной магнитной восприимчивости при нагревании и охлаждении со скоростью $0,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ указывает на два участка структурно-фазового превращения при нагревании (образование смеси феррита с карбидами в районе температур $550\text{...}650\text{ }^{\circ}\text{C}$) и охлаждении (возникновение бейнита при температурах ниже точки Кюри $630\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Заключение

В марганцовистых сталях типа 150Г7 термическая обработка характеризуется наличием высокотемпературного ($\sim 620\text{...}650\text{ }^{\circ}\text{C}$) пика удельной магнитной восприимчивости. Менее интенсивный пик для стали 150Г7 (плавка 1), не подвергнутой предварительно холодной пластической деформации, свидетельствует о меньшей степени распада аустенита в феррит и карбиды в области двухфазового перехода, чему, по-видимому способствует то обстоятельство, что как марганец, так и особенно кремний сильно понижают парциальный химический потенциал углерода и таким образом не дают ему свободно перераспределяться в объеме материала. Последнее же необходимо для формирования дозародышевых центров ферритного класса (кластерных областей), содержащих преимущественно атомы железа. Обратный ход (последующее охлаждение) обусловлен влиянием остаточных дислокаций, на которых возникают ферромагнитные карбиды (за счет сегрегации углерода на этих дефектах), что также может влиять на процесс формирования ферритной фазы.

При аналогичной термической обработке стали 150Г7 (плавка 2), предварительно подвергнутой холодной пластической деформации, имеет место резкое ускорение перекристаллизации аустенита, которая свя-

зана прежде всего с образованием из-за распада мартенсита деформации значительного числа ферритных центров, выступающих в роли активных зародышей новой фазы при последующем распаде аустенита на феррито-карбидную смесь (вплоть до температуры аустенитной области).

Список литературы

1. Богачев И. Н. Структура и свойства железомарганцевых сплавов / И. Н. Богачев, В. Ф. Еголаев – М. : Металлургия, 1973. – 296 с.
2. Снежной Г. В. О связи механических свойств высокомарганцевых сталей с парамагнитной удельной восприимчивостью аустенита / Г. В. Снежной, В. Е. Ольшанецкий // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2012. – № 2. – С. 25–29
3. Сніжної Г. В. Автоматизована установка для визначення магнетної сприйнятливості криць та столів / Г. В. Сніжної, Є. Л. Жавжаров // зб. наук. праць «Вісник Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут». Серія – Радіотехніка. Радіоапаратобудування. – 2012. – № 49. – С. 136–141.
4. Снежной Г. В. Интегральный физический метод идентификации α' -фазы в аустенитных хромоникелевых сталях / Снежной Г. В. Мищенко В. Г., Снежной В. Л. // Литье и металлургия. – 2009. – № 3(52). – С. 241–244.
5. Ольшанецкий В. Е. О закономерностях формирования мартенситных фаз в марганцовистом аустените при деформации сжатием / В. Е. Ольшанецкий, Г. В. Снежной, В. Н. Сажнев // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2012. – № 2. – С. 8–14.
6. Putatunda S. Lawes Mechanical and magnetic properties of a new austenitic structural steel / S. Putatunda, S. Unni, G. Lawes // Materials Science and Engineering A. – 2005. – Vol. 406. – P. 254–260.

Одержано 07.07.2014

Сніжної Г.В., Ольшанецький В.Ю., Бобур С.В. Магнітно-фазові перетворення в сталях типу 150Г7 при температурних і деформаційних впливах

Досліджено магнітно-фазові перетворення у зносостійких марганцевистих сталях типу 150Г7 при температурному впливі з ідентифікацією фаз: стабілізований аустеніт, мартенсит деформації, ферито-карбідна суміш, перетворення аустеніту в ферито-карбідну суміш і зворотне перетворення. Виявлені ділянки магнітно-фазових перетворень на базі експериментальної температурної залежності магнітної сприйнятливості.

Ключові слова: сталь, аустеніт, ферит, деформація, α' -мартенсит, магнітна сприйнятливість.

Snezhnoi G., Olshanetskiy V., Bobur S. Magnetic phase transformations in steels of 150G7 type under temperature and deformation influence.

Magnetic phase transitions in wear-resistant manganese steel of 150G7 type at temperature influence investigated. Stabilized austenite, martensite deformation, ferrite-carbide composition, transformation of austenite into ferrite-carbide composition and reconversion, identified. Intervals of magnetic phase transitions on the experimental temperature dependence of the magnetic susceptibility determined.

Key words: steel, austenite, ferrite, deformation, α' -martensite, magnetic susceptibility.

Д-р техн. наук О. В. Овчинников¹, д-р техн. наук І. М. Погрелюк², А. А. Скребцов¹,
Р. В. Проскурняк², Х. С. Швачко³

¹Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

²Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, м. Львів

³Національний університет «Львівська Політехніка», м. Львів

КОРОЗІЙНА ТРИВКІСТЬ ТИТАНУ VT1-0 ТА ШЛЯХИ ЇЇ ПІДВИЩЕННЯ

Досліджено корозійну тривкість спеченого та отриманого за традиційною технологією титану VT1-0 в агресивних середовищах мінеральних кислот високих концентрацій. Встановлено при термодифузійному насиченні поверхневих шарів елементами втілення (кисень, азот, вуглець) швидкість корозії титану знижується на 1–3 порядки залежно від середовища і способу отримання титану. Найбільшу ефективність захисту титану, синтезованому методом порошкової металургії, у досліджуваних середовищах забезпечують оксидування та азотування.

Ключові слова: корозійна тривкість, титан, оксидування, азотування, порошкова металургія, швидкість корозії, поверхневий шар.

Вступ

Використання титану в хімічній промисловості обумовлено його високою корозійною тривкістю в багатьох середовищах [1, 2]. При використанні деталей з титану, отриманого методом порошкової металургії [3], пори у його структурі збільшують площу контакту агресивного середовища з металом, що призводить до зниження корозійних властивостей.

Суттєво підвищити антикорозійні властивості титану дозволяє хіміко-термічна обробка, зокрема термодифузійне насичення поверхневих шарів елементами втілення (киснем, азотом, вуглецем) [4, 5]. Для спеченого титану такий метод захисту практично не апробований, тому вимагає досліджень з урахуванням особливостей структури цього матеріалу.

Мета роботи – дослідити корозійну тривкість спеченого та отриманого за традиційною технологією титану VT1-0 в агресивних середовищах мінеральних кислот високих концентрацій та оцінити ефективність хіміко-термічної обробки у її підвищенні.

Матеріали та методика досліджень

Досліджували зразки технічно чистого титану VT1-0, отриманого як за традиційною технологією, так і синтезованого методом порошкової металургії. Спечений сплав отримували шляхом твердофазного спікання сформованого порошку титану ПТ5-1 ТУ У 14-10-026-98 у вакуумі за наступними режимами: нагрівання зі швидкістю 10 °С/хв до температури 1250 °С, ізотермічна витримка при 1250 °С і охолодження з пічню у вакуумі. Спікали сформовані при зусиллі пресування 70 МПа зразки розмірами 10×10×55 мм, які згодом обробляли до розміру 10×10×2 мм. Розмір зразків титану VT1-0, отриманого за традиційною технологією, становив 10×15×1 мм.

Фазовий склад поверхневих шарів титану після хіміко-термічної обробки визначали методом рентгенівського фазового аналізу на дифрактометрі ДРОН-3.0 (монохроматичне CuK_α -випромінювання, фокусування за схемою Брегга-Брентано). Напруга на аноді рентгенівської трубки 30 кВ за струму 20 мА. Сканували з кроком 0,05 °. Використовували пакети програмного забезпечення Sietronix, Powder Cell 2.4 і FullProf, за допомогою яких виконували Фур'є-обробку дифрактограм, визначали місця дифракційних максимумів відбиття і періоди ґраток ідентифікованих за даними картотеки JCPDS - ASTM фаз.

Поверхнєве зміцнення оцінювали мікротвердістю, вимірюючи на приладі ПІМТ-3М під навантаженням 0,49 Н.

Дослідження мікроструктури проводили на «косих» шліфах з використанням металографічного мікроскопа «НЕОРНОТ-2», оснащеного відеокамерою для фіксації зображення в цифровому вигляді.

Випробування на опір корозії здійснювали ваговим методом за стандартною методикою. Результати дослідів були середніми даними не менше ніж трьох досліджень.

Результати та їх обговорення

Корозійна тривкість титану без поверхневої обробки

Корозійну тривкість зразків технічно чистого титану VT1-0, отриманого як за традиційною технологією, так і синтезованого методом порошкової металургії, досліджували у 40 % - му та 75 % - му водних розчинах сульфатної кислоти та 20 % - му водному розчині хлоридної кислоти за вільного доступу кисню на базі 100 діб. Швидкість корозії визначали за втратами маси зразків шляхом їх зважування до і після витримки в корозійному середовищі. Зважування зразків виконували з точністю $\pm 0,0001$ г.

Необроблений титан є нестійким у сильноагресивних умовах. Природна тонка оксидна плівка, яка неминує наявна на його поверхні, не захищає матрицю від дії корозивного середовища сульфатної кислоти високої концентрації. Вона розчиняється з утворенням малорозчинних солей (наприклад $Ti_2(SO_4)_3$), які седиментують на дно посудини [6]. Титан у результаті корозії переходить у розчин у вигляді іонів Ti^{3+} , і цей процес тим швидший, чим агресивнішим є середовище. Так, у 40%-му водному розчині швидкість корозії титану VT1-0, отриманого за традиційною технологією становить $0,01 \text{ г}/(\text{м}^2 \times \text{год})$, а в 75%-му – на чотири порядки більша ($13,34 \text{ г}/(\text{м}^2 \times \text{год})$). Для титану, отриманого методом порошкової металургії, у 40%-му водному розчині сульфатної кислоти швидкість корозії на два порядки вища ($0,801 \text{ г}/(\text{м}^2 \times \text{год})$), тоді як у 75%-му водному розчині – співмірна ($11,27 \text{ г}/(\text{м}^2 \times \text{год})$).

Хіміко-термічна обробка титану

Для підвищення корозійної тривкості титану реалізували хіміко-термічну обробку за режимами (табл. 1) Встановлено, що фазовий склад поверхневих шарів після хіміко-термічної обробки не залежить від способу отримання титану: чи за традиційною технологією, чи методом порошкової металургії.

У результаті оксидування на поверхні титану формується поверхнева оксидна плівка в модифікації рутилу близько 5 мкм завтовшки (рис. 1, а, б). Параметри ґратки TiO_2 фази на спеченому титані вищі, особливо параметр a ($0,460 \text{ нм}$ проти $0,458 \text{ нм}$), $c = 0,296 \text{ нм}$. Поверхнева мікротвердість спечених зразків титану після оксидування зростає втричі й становить $661 \pm 106 \text{ кг}/\text{мм}^2$ проти $222 \pm 15 \text{ кг}/\text{мм}^2$ у вихідному стані. Поверхнева мікротвердість титану, отриманого за традиційною технологією після оксидування, зростає в 4 рази і становить $761 \pm 77 \text{ кг}/\text{мм}^2$ проти $196 \pm 9 \text{ кг}/\text{мм}^2$ у вихідному стані.

Таблиця 1 – Режими хіміко-термічної обробки

Оксидування	800 °С, 3 год, $P_{Ar+O_2} = 0,12 \text{ Па}$ + 700 °С, 1 год на повітрі
Азотування	850 °С, 5 год, 10^5 Па N_2
Карбооксидування	880 °С, 5 год, вакуум 1 Па, графіт
Карбонітрування	880 °С, 5 год, подача азоту висхідним розрідженим (1 Па) потоком через графіт

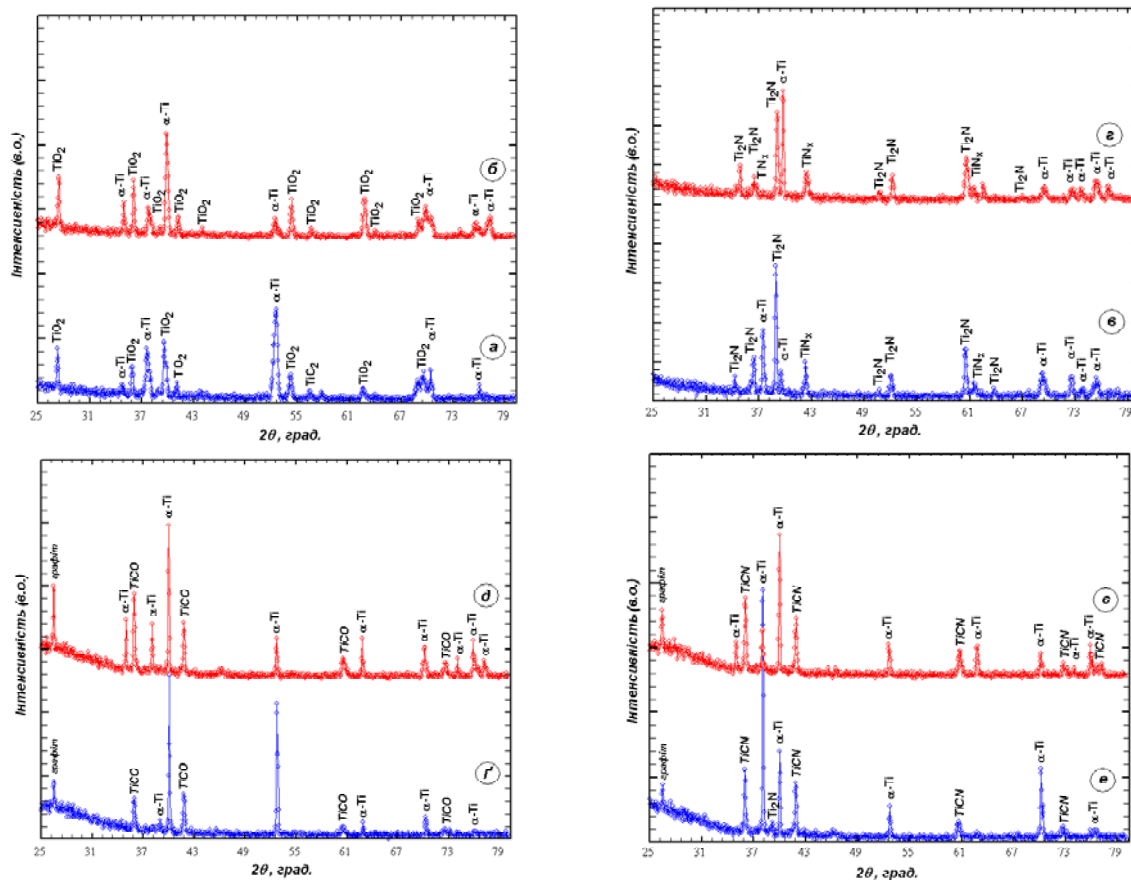


Рис. 1. Дифрактограми, зняті з поверхні зразків титану VT1-0 після хіміко-термічної обробки: а, б – оксидування, в, г – азотування, і, д – карбооксидування, е, є – карбонітрування; а, в, і, е – титан, отриманий за традиційною технологією, б, г, д, є – спечений титан

Після азотування на поверхні титану формується нітридний шар, до складу якого входять δ -нітрид TiN_x та ϵ -нітрид Ti_2N (рис. 1, в, з). Параметри ґратки означених фаз, сформованих на спеченому титані, мають нижчі значення, ніж на титані, отриманому за традиційною технологією (табл. 2). В результаті азотування поверхнева мікротвердість титану становить 756 ± 167 кг/мм² і 851 ± 57 кг/мм² відповідно для спеченого і отриманого за традиційною технологією титану.

Карбооксидування та карбонітрування при насиченні з графіту в кисневмісному та азоткисневмісному газових середовищах [7] забезпечують формування на поверхні титану відповідно карбооксидного та карбонітридного шарів (рис. 1, г-є). У дифракційному спектрі, знятому з поверхні титану, поряд з означеними фазами фіксували рефлекси графіту як наслідок припечення його кристаликів до поверхні в процесі насичення. Поверхнева мікротвердість титану після карбооксидування та карбонітрування збільшується суттєвіше, ніж після оксидування та азотування і становить 1053 ± 178 кг/мм² і 816 ± 113 кг/мм² після карбооксидування та 1641 ± 224 кг/мм² і 1721 ± 174 кг/мм² після карбонітрування для спеченого і отриманого за традиційною технологією титану відповідно.

Під поверхневою фазовою плівкою (оксид, нітрид, карбооксид, карбонітрид) формується дифузійний підшар твердого розчину елементів втілення (кисню, азоту, вуглецю – відповідно до оброблення) в α -титані внаслідок їх розчинення і дифузії в титанову матрицю. Рівень зміцнення після цієї чи іншої хіміко-термічної обробки практично не залежить від способу отримання титану (рис. 2). На титані, отриманому за традиційною технологією, шар з градієнтним твердорозчинним зміцненням структурно виявляється збільшеними α -зернами зі зниженим ступенем травлення, (рис. 3, а-г), в той же час на спеченому титані цей шар є структурно слабо помітним (рис. 3, г-є).

Корозійна тривкість титану після хіміко-термічної обробки

Результати корозійних досліджень засвідчили, що швидкість корозії титану VT1-0, отриманого методом порошкової металургії на 2 порядки вища, ніж титану, отриманого за традиційною технологією як у 20%-му водному розчині хлоридної кислоти ($5,275$ г/(м²×год) проти $0,049$ г/(м²×год)), так і в 40%-му водному розчині сульфатної кислоти ($0,801$ г/(м²×год) проти $0,001$ г/(м²×год)). У 75%-му водному розчині сульфатної кислоти швидкість корозії титану VT1-0, отриманого за різними технологіями, співмірна.

Таблиця 2 – Параметри ґратки нітридних фаз, нм

Параметри ґратки	TiN _x кубічна ґратка		Ti ₂ N, тетрагональна ґратка	
	Спечений титан	Отриманий за традиційною технологією	Спечений титан	Отриманий за традиційною технологією
a	0,425	0,426	0,494	0,497
c	–	–	0,305	0,306

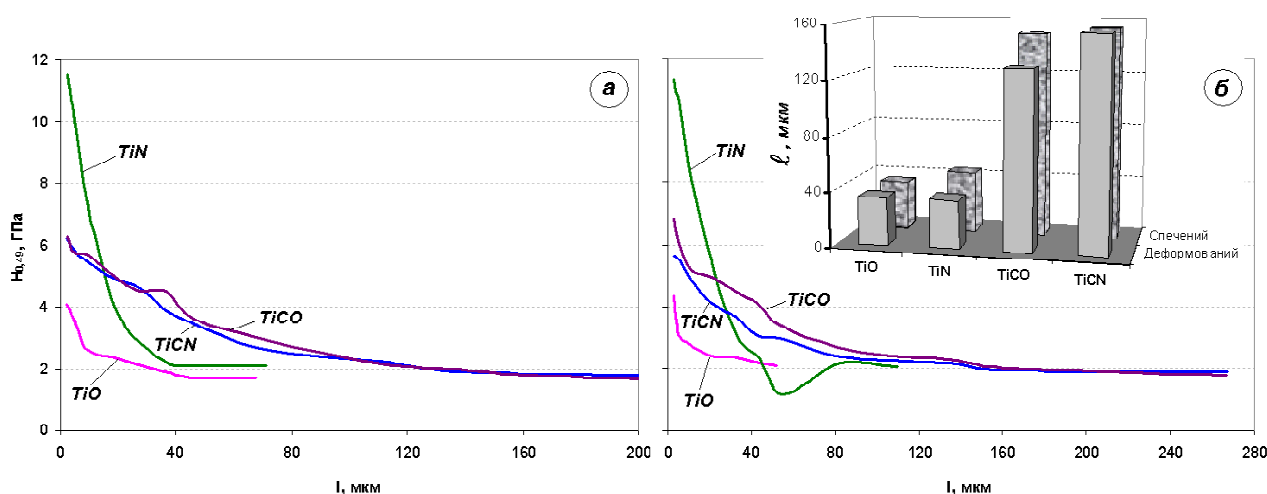


Рис. 2. Розподіл мікротвердості по перетину приповерхневих модифікованих шарів титану VT1-0, отриманого за традиційною технологією (а) та спеченого (б) після хіміко-термічної обробки; l – глибина зміцненого приповерхневого шару

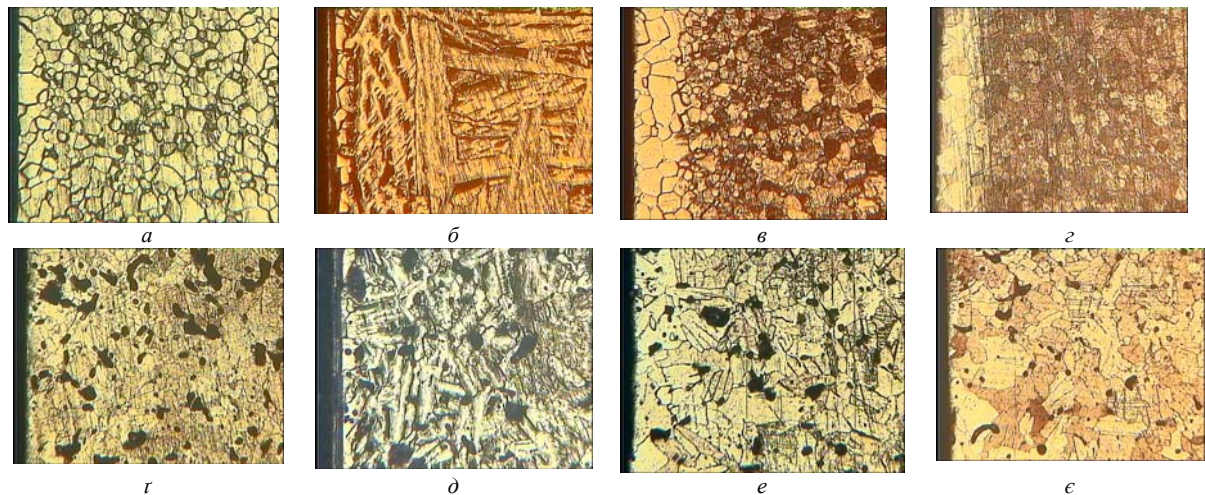


Рис. 3. Мікроструктура приповерхневого шару зразків титану VT1-0 після хіміко-термічної обробки: а, г – оксидування, б, д – азотування, в, е – карбооксидування, з, є – карбонітрування; а, б, в, з – титан, отриманий за традиційною технологією, г, д, е, є – спечений титан

Згідно з отриманими результатами, хіміко-термічна обробка на 1–3 порядки підвищує опір корозії титану (табл. 3). При цьому встановлено, що аналогічні способи оброблення для спеченого та отриманого за традиційною технологією титану мають різний ефект захисту, що, можливо, обумовлено пористістю спеченого матеріалу та особливістю термодифузійного насичення з багатокомпонентного середовища, що містить газову та порошкову складові (карбооксидування, карбонітрування). Зокрема в той час, як процеси карбооксидування та карбонітрування отриманого за традиційною технологією титану забезпечують кращі антикорозійні властивості порівняно з оксидуванням та азотуванням, для спеченого титану такі обробки є або неефективними (20 %- й водний розчин хлоридної кислоти), або за-

безпечують суттєво нижчий ефект захисту (водні розчини сульфатної кислоти) (табл. 3).

Корозійні пошкодження зразків спеченого титану, згідно з результатами металографічних досліджень, мають вибірковий характер, спричинений макро- і мікροструктурною неоднорідністю матеріалу (рис. 4, 5). Швидшому корозійному розчиненню піддаються менш структурно оформлені елементи.

За корозії у 20 %- му водному розчині хлоридної кислоти та у 40 %- му водному розчині сульфатної кислоти корозійні процеси мають виражений глибинний характер для необробленого титану та після карбооксидування і карбонітрування. (рис. 4, 5, а, з, д). Площа корозійних уражень корелює з показниками швидкості корозії (табл. 3).

Таблиця 3 – Швидкість корозії титану К, г/(м²тгод), отриманого за різними технологіями, без поверхневої обробки і після різних способів хіміко-термічної обробки

Поверхня	20 %- й HCl *		40 %- й H ₂ SO ₄ *		75 % й H ₂ SO ₄ **	
	спечений	отриманий за традиційною технологією	спечений	отриманий за традиційною технологією	спечений	отриманий за традиційною технологією
Без обробки	5,275	0,049	0,864	0,001	11,270	13,340
TiO	0,001	0,003	0,0007	0,0009	0	0
TiN	0,002	0,002	0,159	0,0006	3,810	0,981
TiCO	5,332	0,0006	0,469	0,0004	6,055	4,489
TiCN	5,274	0,001	0,410	0	8,706	6,199

Примечание: * на базі 552 год; *** на базі 144 год.

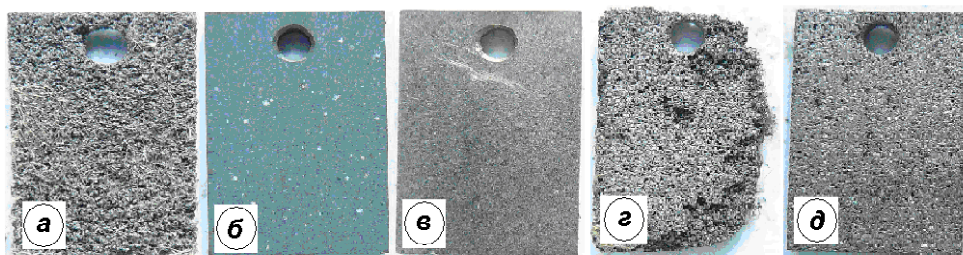


Рис. 4. Поверхня спеченого титану без обробки (а), оксидованого (б), азотованого (в), карбооксидованого (г) та карбонітрованого (д) після витримки 432 год у 20 %- му водному розчині хлоридної кислоти

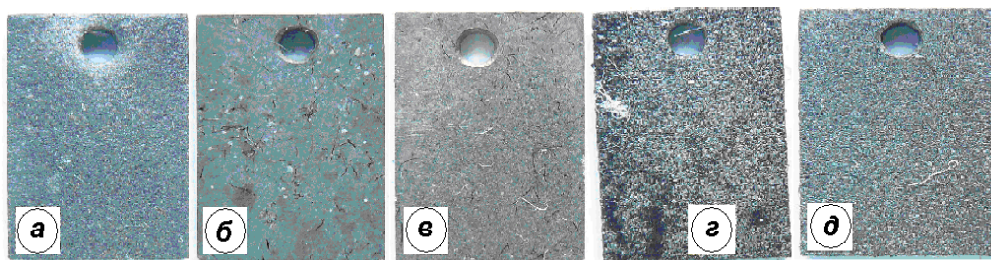


Рис. 5. Поверхня спеченого титану без обробки (а), окисдованого (б), азотованого (в), карбооксидованого (г) та карбонітро- ваного (д) після витримки 432 год у 40 %- му водному розчині сульфатної кислоти

У процесі витримки окисдованих та азотованих зразків у обох означених агресивних середовищах спостерігається більш-менш рівномірне розчинення поверхневих модифікованих шарів (рис. 4, 5, б, в). Проте в зонах структурної неоднорідності оксидна та нітридна плівки уразливіші до впливу агресивного середовища, особливо у 40 %- му водному розчині сульфатної кислоти. Результатом цього впливу є такі види місцевої корозії, як плями, точки, нитки (рис. 5, б, в).

Аналіз результатів гравіметричних досліджень та візуальних спостережень корозивних уражень поверхні дозволяє зробити висновок, що оптимальними для підвищення корозійних властивостей спеченого титану є оксидування та азотування. Швидкість корозії титану ВТ1-0, отриманого методом порошкової металургії, у 20 %- му водному розчині хлоридної кислоти становить 0,001 г/(м²×год) і 0,002 г/(м²×год) після оксидування та азотування, а у 40 %- му водному розчині сульфатної кислоти 0,0007 г/(м²×год) і 0,159 г/(м²×год) відповідно. Зі збільшенням концентрації сульфатної кислоти (75 %- й водний розчин) швидкість корозії спеченого титану після азотування збільшується на порядок (3,81 г/(м²×год)), у той час як ефективність захисту оксидуванням зберігається на тому самому рівні (табл. 3).

Найвища швидкість корозії як спеченого, так і отриманого за традиційною технологією титану спостерігається у 75 %- му водному розчині сульфатної кислоти (табл. 3). Слід зазначити, що залежності зміни швидкості корозії після відповідної хіміко-термічної обробки не залежать від способу отримання зразків титану, лише для спеченого металу ці показники дещо вищі.

Поверхня зразків азотованого, карбооксидованого та карбонітрованого спеченого титану у 75 %- му водному розчині сульфатної кислоти зазнає активного розчинення. Після витримки 240 год у агресивному середовищі спостерігаємо обростання поверхні продуктами корозії (можливо, Ti₂(SO₄)₃ чи TiOSO₄) за максимального утонення титанової матриці.

Найвищий опір корозивному руйнуванню спечений титан ВТ1-0 у цьому середовищі продемонстрував після оксидування. У той час, як після 240-годинної витримки зразки спеченого титану після інших тестованих способів хіміко-термічної обробки зазнали катастрофічного руйнування (рис. 6), на поверхні окисдованого титану за рівномірного розчинення поверхневого шару

фіксували плями та неглибокі виразки (рис. 7, а). Зі збільшенням тривалості витримки в середовищі до 720 та 1440 годин виразки збільшуються, поглиблюються (рис. 7, б) та, змикаючись, охоплюють корозивним руйнуванням все більший об'єм зразка (рис. 7, в). Після 1920 годин витримки в кислоті окисдований зразок спеченого титану зазнає максимального руйнування, огортаючись «шубою» малорозчинної солі Ti₂(SO₄)₃ фіолетового кольору.

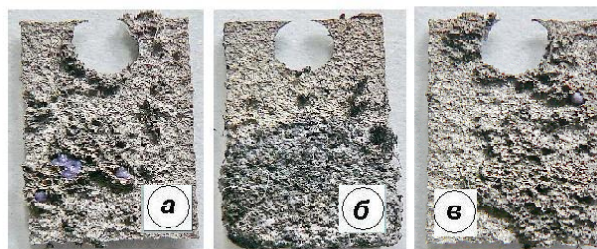


Рис. 6. Поверхня азотованого (а), карбооксидованого (б) та карбонітрованого (в) спеченого титану після витримки 240 год у 75 %- му водному розчині сульфатної кислоти

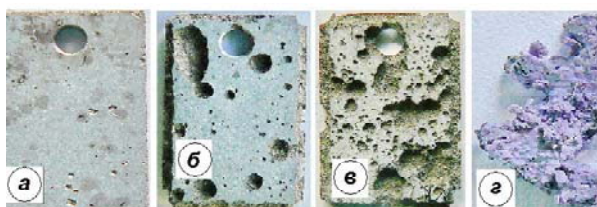


Рис. 7. Поверхня спеченого окисдованого титану після витримки 240 (а), 720 (б), 1440 (в) та 1920 (г) год у 75%-му водному розчині сульфатної кислоти

Висновки

Термодифузійне оксидування, азотування, карбооксидування та карбонітрування у 40 %- му та 75 %- му водних розчинах сульфатної кислоти на 1-3 порядки підвищує опір корозії спеченого титану. Порівняно з титаном, отриманим за традиційною технологією, ефект захисту спеченого титану істотно нижчий, проте зі збільшенням концентрації розчину ця різниця зменшується.

Для зразків спеченого титану у 20 %- му водному розчині хлоридної кислоти захист карбооксидуванням та карбонітруванням є неефективним.

Ефективний захист спеченого титану в агресивних середовищах мінеральних кислот високих концентрацій (40 % -й та 75 % -й водні розчини сульфатної кислоти, 20 % -й водний розчин хлоридної кислоти) забезпечує термодифузійне поверхнєве модифікування поверхневих шарів киснем та азотом (оксидування та азотування відповідно).

Список літератури

1. Mitsuo Ishii Titanium and Its Alloys As Key Materials for Corrosion Protection Engineering / Mitsuo Ishii, Michio Kaneko, Takashi Oda // Nippon steel technical report. – N 87. – January. – 2003.
2. https://atimetals.com/Documents/at_corrosion_resistant_titanium%20_alloys_tds_en5.pdf.
3. The Technologies of Titanium Powder Metallurgy / [F. H. Froes, S. J. Mashl, V. S. Moxson etc.] // JOM. – 2004. – November. – P. 46–48.
4. Pohrelyuk I. Chapter 7. Chemico-thermal treatment of titanium alloys – Nitriding / Iryna Pohrelyuk, Viktor Fedirko / Titanium Alloys – Towards Achieving Enhanced Properties for Diversified Applications; Book edited by Prof. Dr. Akm Nurul Amin. – InTech, 2012. – P. 141–174.
5. Федирко В. Н. Инженерия поверхности титановых сплавов при термодиффузионном насыщении из контролируемых газовых сред / Федирко В. Н., Погрелюк И. Н. // Титан. – 2011. – № 3. – С. 31–38.
6. Лидин Р. А. Химические свойства неорганических веществ: Учеб. Пособие для вузов. 3-е изд., испр. / Р. А. Лидин, В. А. Молочко, Л. Л. Андреева; под ред. Р. А. Лидина. – М.: Химия, 2000. – 480 с.
7. Федірко В. М. Термодифузійне багатоконпонентне насичення титанових сплавів / Федірко В. М., Погрелюк І. М., Яськів О. І. – К.: Наукова думка, 2009. – 165 с.

Одержано 03.09.2014

Овчинников О.В., Погрелюк И.Н., Скребцов А.А., Проскурняк Р.В., Швачко Х.С. Коррозионная стойкость титана VT1-0 и пути ее повышения

Исследована коррозионная стойкость спеченного и полученного по традиционной технологии титана VT1-0 в агрессивных средах минеральных кислот высоких концентраций. Установлено, что при термодиффузионном насыщении поверхностных слоев элементами внедрения (кислород, азот, углерод) скорость коррозии титана снижается на 1–3 порядка в зависимости от среды и способа получения титана. Наибольшую эффективность защиты титану, синтезированному методом порошковой металлургии, в исследуемых средах обеспечивают оксидирование и азотирование.

Ключевые слова: коррозионная стойкость, титан, оксидирование, азотирование, порошковая металлургия, скорость коррозии, поверхностный слой.

Ovchinnikov O., Pogreluk I., Skrebcev A., Proskurnyak R., Shvachko H. Corrosion resistance of titanium alloy VT1-0 and methods of it increasing

The corrosion resistance of VT1-0 titanium sintered and produced the traditional technology titanium in the aggressive environments of high concentrations mineral acids was investigated. It was determined that at the thermodiffusion saturation of surface layers by the interstitial elements (oxygen, nitrogen, carbon) the corrosion rate of titanium decreases by 1–3 orders depending on an environment and method of titanium production. Oxidation and nitriding provide the most efficiency of protection to sintered titanium in the investigated environments.

Key words: corrosion resistance, titanium, oxidation, nitriding, powder metallurgy, corrosion rate, surface layer.

ОЦІНКА ЕНЕРГІЙ ГЦК- ГРУПИ АТОМІВ СИСТЕМИ Fe-Ni-C

Методом молекулярної динаміки оцінено енергетичний стан елементарної ГЦК ґратки системи Fe-Ni-C в залежності від розташування домішкових атомів впровадження та заміщення. Розрахунки показують, що положення атома вуглецю як домішки впровадження, внаслідок зміни симетрії кристала, безпосередньо генерує енергетично вигідні позиції атома нікелю і формує умови для утворення нанокристалітів та подальшого зростання кристалів нової фази. Встановлено, що поведінка домішкових атомів обумовлює формування на вільних поверхнях первинних кластерів та нанокристалітів.

Ключові слова: ГЦК ґратка, домішки впровадження та заміщення, поверхнева енергія, метод молекулярної динаміки, октаедричне міжвузля.

Згідно з сучасними уявленнями, виникнення кристалів нової формації є процесом утворення в обмеженій частині об'єму різноманітних зародків фаз, віддалених від оточуючого середовища межами поділу [1–4]. Такий процес можна розділити на два етапи: утворення центрів кристалізації (зародків), подальше їх зростання з утворенням зерен кристалічної фази, що обмежені поверхнями, що відповідають кристало-геометричним принципам Кюри-Гіббса. Самодовільний процес кристалізації може здійснюватися лише в тому випадку, якщо зменшується загальна вільна енергія системи. Зазвичай процес кристалізації відбувається нижче температури рівноваги принаймні двох фаз, і є не тільки об'ємним процесом, пов'язаним зі зміною об'ємної складової вільної енергії Гіббса ΔG_v , але й суттєво пов'язаний з властивостями межі поділу новоутворених кристалічних частинок з оточуючим середовищем. Зміна вільної енергії, що пов'язана з утворенням поверхні ΔG_s , є додатною та протидіє процесу фазового переходу [5]. Крім цього, зміна вільної енергії пов'язана ще з деформацією зародків при фазовому перетворенні ΔG_d . Тому загальна зміна вільної енергії при появі будь-якого зародку становить:

$$\Delta G = -\Delta G_v + \Delta G_s + \Delta G_d. \quad (1)$$

Останній член дає суттєвий внесок при утворенні кристалічної фази всередині твердої фази, якщо є значна різниця у питомих об'ємах, тому у випадку утворення кристалічної речовини з рідкого чи газового середовища ним часто нехтують. Зміна об'ємної складової вільної енергії при утворенні одного моля кристалічної фази з розчину становить:

$$\Delta G_n = RT \ln Z, \quad (2)$$

де $Z = P_k / P_c$ – відношення тиску Вульфа у кристалі (P_k) до тиску середовища (P_c), R – газова стала.

Останні експериментальні дослідження групи Н. Соммердіка вказують на існування проміжного процесу в рості кристала – довільного кластероутворення в середовищі без фактичного утворення зародку, зростання та послідовної самоорганізації кластерних груп у кристалічну фазу [6–7].

Але у випадку утворення кластерів нової фази з розміром, що відповідає об'єму елементарної комірки, замість статистичного підходу використовується молекулярно-кінетичний підхід, за яким розмір критичного зародку визначається з умови рівності протилежних потоків атомів відносно будь-якої поверхні такого роду нанокристалу [8–11].

Треба зауважити, що кристалоутворення може реалізовуватися і без наявності великого пересичення внаслідок фізичних змін в локальному об'ємі через присутність розчинних елементів із-за наявності нано- та мікроліквації [12], яка обумовлена існуванням градієнтів концентрації, що виникають під час пришвидженої кристалізації. Нанолікваційні процеси можна розглядати як зміни у найближчому (першому та другому) кластерному оточенні певного атому речовини, які при сприятливих умовах приводять до подальшого впорядкування фази. Ці фізичні зміни в локальному об'ємі можуть стимулювати подальші процеси кристалоутворення і впливати на поведінку домішок у багатокомпонентних системах.

Більшість сучасних досліджень присвячено вивченню особливостей процесів зародкоутворення [13–14]. При цьому дослідження початкової стадії формування зародку кристала до сьогодні є проблематичним унаслідок швидкоплинності процесу, хоча існування кластерів в рідкій і навіть газоподібній фазах опосередковано підтверджується [15]. Тому моделювання таких процесів з перших принципів є актуальною задачею, якій

* В роботі брала участь студентка 5 курсу Запорізького національного університету Н.В. Бондаренко

приділяється особлива увага при вивченні можливих конфігурацій та форм нанокристалів конденсованої фази [16–17], які підтверджуються експериментально [18].

Енергетична оцінка кластерного оточення атома вуглецю в ГЦК комірці Fe-Ni-C

У роботі на прикладі елементарної комірки досліджували енергетичні передумови формування нової фази без зовнішнього впливу при зміні положення домішок впровадження та заміщення. Об'єктом дослідження обрано елементарну ГЦК комірку системи Fe-Ni-C з одним атомом вуглецю в октаедричному міжвузлі (октапорі) та з одним або двома атомами нікелю як домішок заміщення.

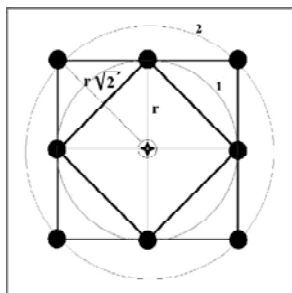


Рис. 1. Схема віртуальних координаційних сфер ГЦК гратки: в центрі атом вуглецю

Таку систему умовно визначали як квазістабільну і враховували сумарне значення можливих потенціалів взаємодії між атомами ГЦК системи при зміні їх координат або заміні атома одного сорту на інший. Для більшої адекватності результатів у розрахунках переважно оцінювалися, виходячи з перших принципів різниці енергій між станами, а не тільки їх абсолютні значення [19]. Вибір саме ГЦК гратки пов'язаний з тим, що подібна макроскопічна система добре вивчена і це спрощує інтерпретацію результатів.

Гратка містить дві сфери кластерного оточення атома впровадження (С) вузловими атомами гратки (Fe або Ni) і при цьому всі атоми, крім атома вуглецю, розташовані на поверхні елементарної комірки (рис. 1), що обумовлює її симетричний вплив. Відмінність цих двох кластерних шарів підтверджена розрахунками енергетичного стану ГЦК гратки, в якій при поступовому заміщенні всіх атомів Fe на атоми Ni спостерігається різний кут нахилу змін енергій гратки в першому та другому кластерному оточенні (рис. 2).

Також розрахунки вказують на наявність більшого на 48 % потенційного бар'єру для системи Ni-C порівняно з Fe-C, що можна пояснити різницею між розмірами октапор, які утворюють атоми заліза та нікелю. Результати розрахунків також опосередковано пояснюють аустенітоутворювальні властивості нікелю.

Конфігурації положень атома нікелю в ГЦК комірці

Атом вуглецю в центральній октапорі

Для визначення можливих положень атомів нікелю, їх позиції (вузли) в ГЦК комірці для зручності були пронумеровані (рис. 3, таблиця 1). Аналіз можливих станів атома нікелю проводився як з міркувань симетрії кристалу, так з підрахунків внутрішньої енергії системи методом молекулярної механіки з перших принципів при зміні координати атома. Всі підрахунки здійснювалися при кімнатній температурі ($T = 300$ К). Для зручності параметр гратки обирався рівним $a_f = 0,36$ нм. Внаслідок центральної симетрії кристала за нульове значення довжини траєкторії обиралося положення, коли атом вуглецю знаходився в центрі ГЦК комірки в октаедричному міжвузлі. Враховуючи, що розрахунки з квантово-механічних принципів є більш громіздкими, а молекулярні розрахунки мають меншу точність, проводили в основному якісні порівняння енергії системи за різницями внутрішньої енергії.

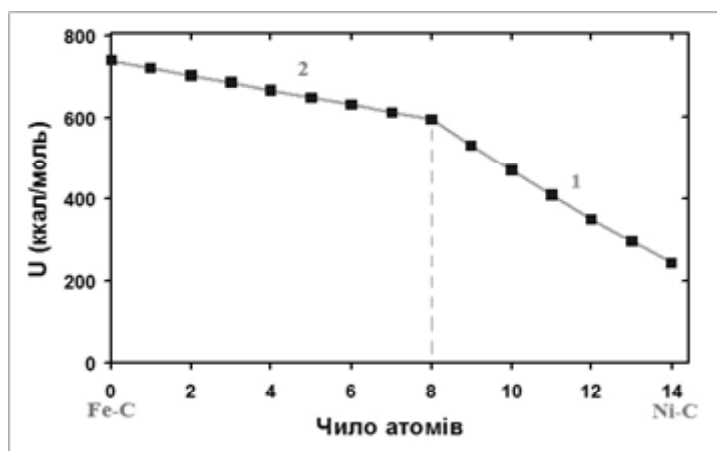


Рис. 2. Енергія ГЦК комірки системи Fe-C при послідовному заміщенню атомів Fe атомами Ni: 0 – відповідає всім атомам заліза; 14 – всім атомам нікелю

Таблиця 1 – Умовні позначення позицій атомів в ГЦК гратці

Координати атома	Позначка	Координати атома	Позначка
[[011]]	1	[[110]]	8
[[001]]	2	[[½ ½ 1]]	9
[[101]]	3	[[0 ½ ½]]	10
[[111]]	4	[[½ 0 ½]]	11
[[010]]	5	[[½ ½ ½]]	12
[[000]]	6	[[½ 1 ½]]	13
[[100]]	7	[[½ ½ 0]]	14

Розташування атома вуглецю в центрі ГЦК комірки (центральної октапори (ЦО)) визначає існування двох відмінних з точки зору симетрії можливих положень атома нікелю як домішки заміщення: 1) положення 1...8, що відповідають площинам типу (002) другій сфері кластерного оточення; 2) положення 9...14, що відповідають площинам типу (111) першої сфери кластерного оточення (рис. 3). Енергія ГЦК гратки при розташуванні атома нікелю в цих сферах відрізнялася на 6%.

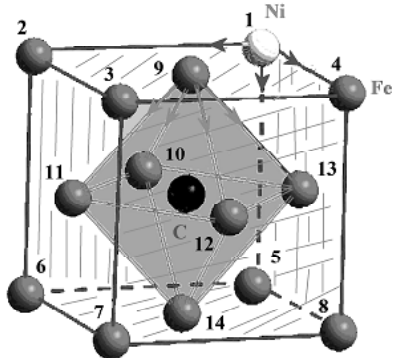


Рис. 3. Можливі варіанти розташування атома Ni (світла куля) в ГЦК гратці, коли атом вуглецю (темна куля) знаходиться в центральній октапорі: (002) – штрихована область, (111) – сіра область

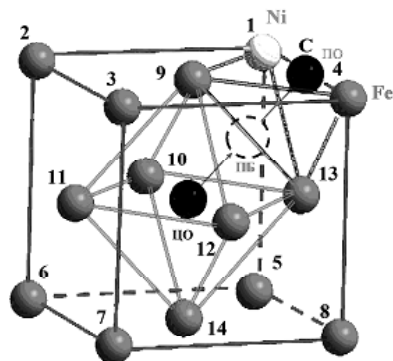


Рис. 4. Схема нумерації можливих положень атома нікелю в ГЦК гратці системи Fe-Ni-C

У зв'язку з тим, що в ГЦК комірці, крім атома Ni, містить атом вуглецю, було визначено зміну енергетичного стану комірки при зміні положення атома вуглецю в напрямку типу <011> на центрі ребра куба в незавершену поверхневу октапору (ПО) внаслідок впливу поверхневих факторів (рис. 4–5). При цьому оцінка змін енергії гратки здійснювалася за трьома критеріями:

$$\Delta_1 = U_{ПБ} - U_{ЦО}$$

$$\Delta_2 = U_{ЦО} - U_{ПО}$$

$$\Delta_3 = U_{ПБ} - U_{ПО} = \Delta_1 + \Delta_2, \quad (3)$$

де Δ_1 – приріст енергії (на потенційному бар'єрі), Δ_2 – вигреш енергії (через вплив поверхні), Δ_3 – енергетична перевага (стану на поверхні над станом на потенційному бар'єрі), $U_{ЦО}$ – енергія гратки, коли атом вуглецю знаходиться в центральній октапорі, $U_{ПБ}$ – енергія гратки, коли атом вуглецю знаходиться в положенні максимуму потенційного бар'єру в напрямку <011>, $U_{ПО}$ – енергія гратки, коли атом вуглецю знаходиться на поверхні всередині ребра (в незавершеній поверхневій октапорі (ПО)).

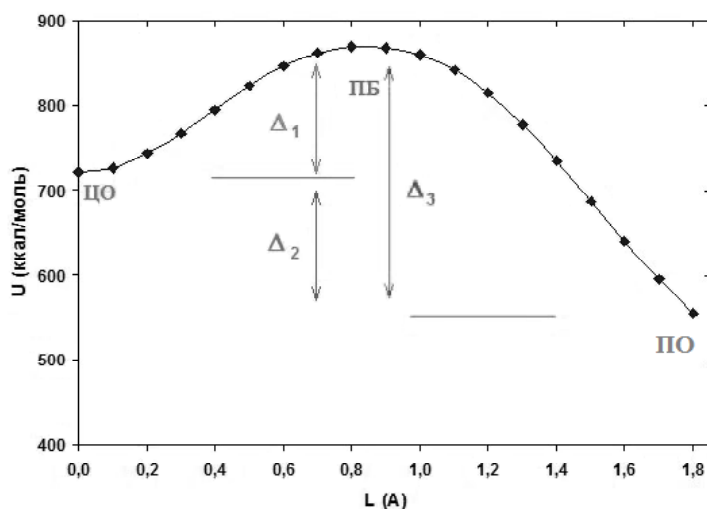


Рис. 5. Енергія елементарної комірки системи Fe-Ni-C при зміні положення атома вуглецю з центральної октапори до поверхневої в напрямку <011>

Отримана залежність показує, що зміна положення атома вуглецю більш суттєво впливає на зміну енергії в ГЦК комірниці, ніж атома Ni: в положенні максимуму потенційного бар'єру (ПБ) енергія збільшувалася на 20,5%, а в поверхневій октапорі – зменшувалася на 23%. Це пов'язано зі зміною центральної симетрії ґратки, коли атом вуглецю розташований у центрі, на осьову симетрію, коли атом вуглецю рухається в напрямку $\langle 011 \rangle$.

Такий суттєвий вплив положення атома вуглецю на енергію ГЦК ґратки стає визначальним для можливих енергетичних станів при зміні конфігурації розташування атома нікелю. У зв'язку з цим було оцінено енергетичні зміни ГЦК ґратки для випадків, коли атом вуглецю знаходиться на максимумі потенційного бар'єру, а також у випадках, коли атом вуглецю розташований у поверхневій незавершеній октапорі.

Атом вуглецю в положенні максимуму потенційного бар'єру

У випадку, коли атом вуглецю розташований у положенні максимуму потенційного бар'єру (пунктирна область на рис. 4), оцінювався приріст енергії ґратки Δ_1 . Розрахунки вказують на існування чотирьох можливих значень висоти потенційного бар'єру, який повинен подолати атом вуглецю, що до цього знаходився в центрі ГЦК комірки в октапорі, в залежності від позицій атома Ni. Значення розрахованих енергій ґратки наведені в таблиці 2. Умовні позначення приросту енергії такі: *a* – атом Ni в положенні 1 або 4 (позначення в таблиці 1); *b* – атом Ni в положеннях 2, 3, 5÷9 та 13; *c* – атом Ni в положенні 10 або 12; *d* – атом Ni в положенні 11 або 14 (рис. 6). Ці позиції обумовлюють зміни енергетичного стану ГЦК ґратки при зміні конфігурації розчинних атомів і містять відносні характеристики енергії системи за параметром Δ_1 .

У межах одного енергетичного стану положення атому нікелю мало впливає на приріст енергії ГЦК ґратки: він не перевищував 0,3% і становив 0,08 еВ або ~ 62 К на один атом. Між станами приріст енергії при зміні положення атома Ni становив 2÷6%, що відповідало змінам енергії від 0,4÷1,6 еВ. Оцінка висоти потенційного бар'єру показує, що у випадку розташування атома Ni в позиції 1 або 4 (*a*), вона буде найменшою і становитиме ~ 6,4 еВ, а в конфігурації 11=14 – найбільшою ~ 8 еВ (*d*). Запис типу 11=14 означає однакове значення енергій ґратки, коли атом нікелю знаходиться в позиції 11 або 14.

Таблиця 2 – Енергія ґратки при різних положеннях атомів вуглецю та нікелю

С в ЦО	№	U (ккал/моль)	С на ПБ	Позиції	U (ккал/моль)	С в ПО	Позиції	U (ккал/моль)
1÷8	I	721,4	1=4	<i>a</i>	869,1	1=4	<i>a</i>	554,9
			2=3=5=8	<i>b</i>	879,4	2=3=5=8	<i>b</i>	584,1
			6=7	<i>b</i>	879,8	6=7	<i>b</i>	584,1
9÷14	II	666,1	9=13	<i>b</i>	825,9	9=13	<i>b</i>	527,9
			10=12	<i>c</i>	841,1	10=12	<i>cd</i>	556,3
			11=14	<i>d</i>	850,8	11=14	<i>cd</i>	557,1

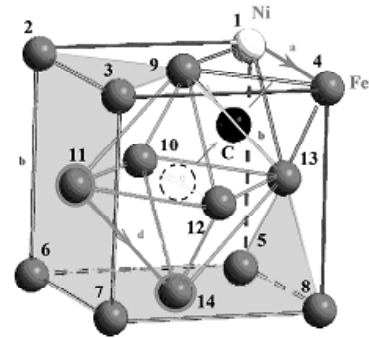


Рис. 6. Можливі області розташування атома нікелю, що відрізняються впливом на енергію ГЦК ґратки (Δ_1): *a*; *b*; *c*; *d*

Таким чином позиція атома нікелю в ГЦК ґратці Fe-Ni-C суттєво (на 20%) впливає на висоту енергетичного бар'єру на шляху руху атома вуглецю на поверхню в напрямку $\langle 011 \rangle$ і посилює вплив поверхневих факторів. Це створює енергетичні передумови руху атомів вуглецю до поверхні саме в напрямку розташування атома нікелю (в напрямку порушення симетрії ГЦК ґратки). Але в зв'язку з тим, що положення атома вуглецю на максимумі потенційного бар'єру є нестійким, викликає інтерес оцінка енергії більш стійкого стану вуглецю на грані в незавершеній поверхневій октапорі.

Атом вуглецю у поверхневій октапорі

При подальшому русі атома вуглецю на поверхню (у незавершену октапору) (рис. 4) енергетичний стан ГЦК комірки системи Fe-Ni-C також змінюється. Кількість відмінних значень виграшу енергії (Δ_2) ГЦК ґратки зменшується до трьох: *a*, *b*, *cd* – порівняно з енергією ґратки, коли вуглець знаходиться у центральній октапорі (таблиця 3) (рис. 7–1); а енергетичної переваги (Δ_3): *a*, *bd*, *c*, порівняно з енергією ґратки, коли атом вуглецю знаходиться у положенні максимуму потенційного бар'єру (таблиця 3) (рис. 7–2).

При цьому внаслідок більш енергетично вигіднішого положення атомів вуглецю в поверхневій октапорі стан максимального зниження його енергії відповідав конфігурації атома нікелю *a* (1=4), де воно становило 36%. Це означає, що конфігурація Ni-C на поверхні (ребрі) ГЦК комірки заліза є більш енергетично вигідною для атома вуглецю, ніж інші положення атома Ni.

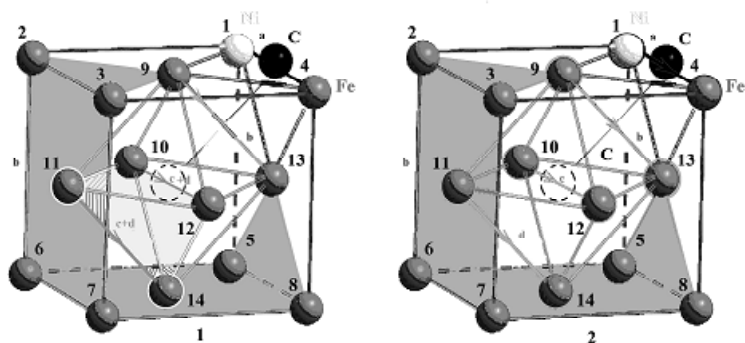


Рис. 7. Можливі позиції атому нікелю (світла кулька) що впливають на зміну енергії ГЦК ґратки при положенні атома вуглецю на ребрі (темна кулька), за значеннями: 1 – виграшу енергії Δ_2 , 2 – енергетичної переваги Δ_3

Таблиця 3 – Зміна енергії ґратки при різних положеннях атомів С та Ні

Позиція Ні	Δ_1 (ккал/моль)	Позиції	Δ_2 (ккал/моль)	Позиції	Δ_3 (ккал/моль)	№
1=4	147,7	<i>a</i>	166,5	<i>a</i>	314,2	<i>a</i>
2=3=5=8	158,0	<i>b</i>	137,3	<i>b</i>	295,3	<i>bd</i>
6=7	158,4	<i>b</i>	137,2	<i>b</i>	295,7	<i>bd</i>
9=13	159,9	<i>b</i>	138,2	<i>b</i>	298,0	<i>bd</i>
10=12	175,0	<i>c</i>	109,8	<i>cd</i>	284,8	<i>c</i>
11=14	184,7	<i>d</i>	109,0	<i>cd</i>	293,6	<i>bd</i>

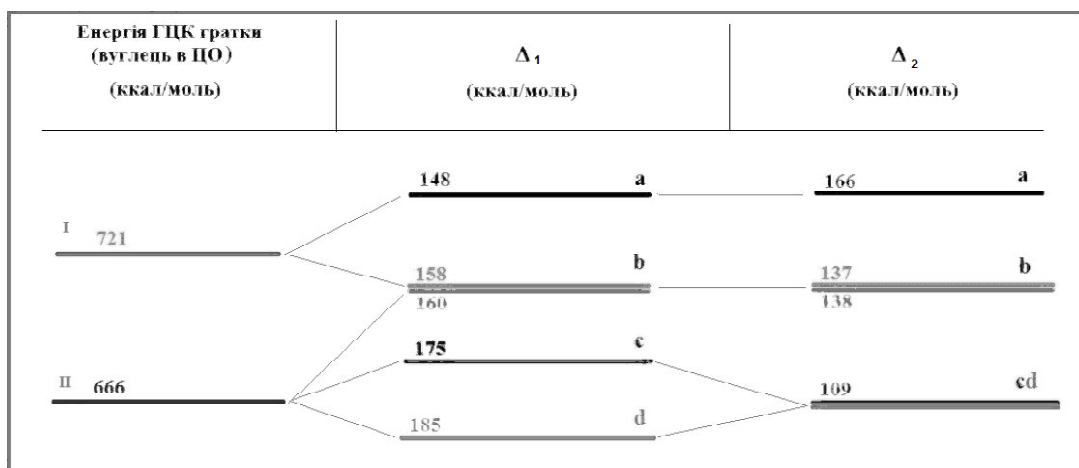


Рис. 8. Розщеплення змін енергії ГЦК комірки за приростом Δ_1 та вирашем Δ_2 при зміні положень атомів Ні та С

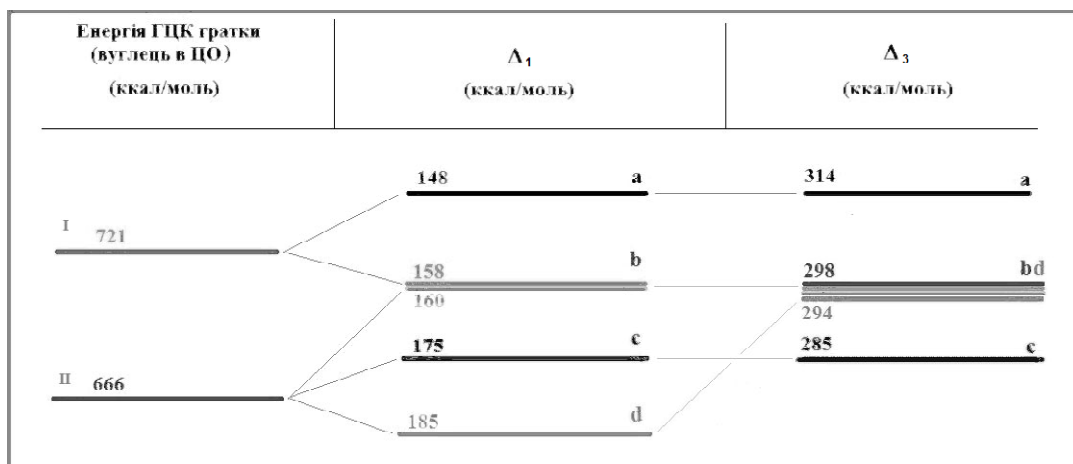


Рис. 9. Розщеплення змін енергії ГЦК комірки за приростом Δ_1 та перевагою Δ_3 при зміні положень атомів Ні та С

За такого розташування також є найменшою величиною потенційного бар'єру порівняно з максимальною для конфігурації $11=14$, що утворює додаткові умови до дрейфу атома вуглецю до поверхні, де розташовано атом нікелю. Певна нестійкість енергетичного варіанту d розташування атома нікелю пов'язана з його віддаленістю від атома вуглецю. Загальна картина розщеплення станів ГЦК ґратки за приростом енергії Δ_1 , енергетичним вирашем Δ_2 та енергетичною перевагою Δ_3 від зміни позицій атомів Ni та C наведено на рис. 8–9.

Характер розщеплення вказує на певну дискретність можливих змін енергії залежно від розташування атома Ni та C у ГЦК ґратці, що виявляється як у зміні симетрії ГЦК ґратки, так і в прояві властивостей атомів та особливостях їх дифузійно-дрейфових рухів. Це може бути визначальним при формуванні нової фази і створювати термодинамічні умови її стійкого зростання, тому що стан з мінімумом енергії є енергетично привабливим для інших атомів нарощувати структуру в цій ділянці ґратки. У такому випадку процес зростання нової фази може мати ступінчастий характер: 1) створюються конфігураційні умови в розташуванні розчинних атомів, що відповідають мінімуму енергії; 2) стає більш суттєвим вплив поверхневих факторів, що виявляються в мінімумі поверхневої енергії; 3) після накопичення внаслідок цього впливу біля поверхні додаткових атомів, збільшується об'єм фази та стає відчутною деформаційна складова в енергії. Далі цей процес повторюється, а такі кластерні утворення множаться до встановлення умов рівноваги між старою і новою фазами.

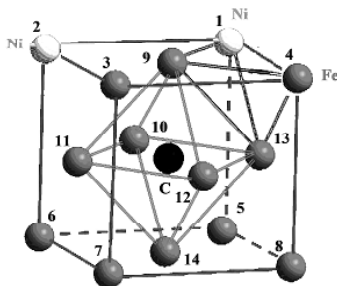


Рис. 10. Загальний вигляд ГЦК ґратки з двома атомами нікелю (стан 1, 2)

Конфігурації положень двох атомів нікелю в ГЦК комірці Fe-Ni-C

Оцінка симетричних конфігурацій коли атом вуглецю у центрі ґратки

У випадку, коли ГЦК ґратка містить два атоми нікелю (рис. 10), енергетична картина стає більш складною. Аналіз можливого попарного розташування атомів нікелю в ГЦК ґратці у випадку, коли атом вуглецю розташований у центральній октапорі показує, що повинно існувати сім різних конфігурацій відповідно до симетрії кристалу які умовно можна позначити грецькими літерами $\alpha, \beta, \gamma, \delta, \epsilon, \zeta$ та η (таблиця 4).

Запис $1,2=1,4$ означає, що позиція пари атомів нікелю в положеннях 1 та 2 є аналогічною за симетрією позиції пари 1 та 4. Аналіз усіх позицій пар атомів нікелю показав, що згідно з енергетичним станом елементарної комірки, сім конфігурацій зменшуються до можливих трьох I, II та III (таблиця 5), внаслідок близьких значень енергій (відхилення не перевищує 0,4 %).

Конфігурація I містить різні варіанти розташування двох атомів нікелю всередині октаедру (перша сфера кластерного оточення вуглецю), що утворюють атоми на центрах граней. Конфігурація II – це різні варіанти положень атомів нікелю, де один з них знаходиться на зовнішньому кубі (2-га сфера), а інший – на октаедрі (1-ша сфера). Конфігурація III відображає різні варіанти положень пари атомів нікелю у вершинах зовнішнього кубу ГЦК ґратки (друга сфера кластерного оточення атому вуглецю). Різниця значень енергій між конфігураціями становила: I-II – 8,8%; I-III – 18,6%; II-III – 8,6%.

Оцінка приросту енергії Δ_1

Ситуація суттєво змінюється, коли атом вуглецю займає положення в максимумі потенційного бар'єру (ПБ). В цьому випадку центральносиметрична ГЦК ґратка має несиметричну діагональну складову у напрямку типу $\langle 011 \rangle$. Це призводить до утворення максимальної кількості різних конфігурацій пар атомів нікелю, що мають різний приріст енергії кристалічної комірки на потенційному бар'єрі і які за різницею з енергією ґратки, коли атом вуглецю розташований у центральній октапорі, можна умовно позначити через A, B, C, D, E, F, G та J, що схематично утворюють розщеплення приросту енергії Δ_1 ГЦК ґратки відносно положень 2-х атомів Ni та атома C (рис. 11).

Таблиця 4 – Симетричних позицій пар атомів Ni в ГЦК ґратці Fe

Конфігурації пар атомів Ni	№
$1,2=1,4=2,3=3,4=1,5=5,8=4,8=5,6=6,7=7,8=2,6=3,7$	α
$9,13=9,10=9,12=9,11=11,14=12,14=13,14=10,14=10,11=10,13=12,13=11,12$	β
$9,14=11,13=10,12$	γ
$1,13=4,13=5,13=8,13=1,9=4,9=2,9=3,9=2,11=3,11=6,11=7,11=6,14=7,14=5,14=8,14=2,10=$ $= 1,10=6,10=5,10=3,12=4,12=7,12=8,12$	δ
$1,3=2,4=1,8=4,5=5,7=6,8=1,6=2,5=3,8=4,7$	ϵ
$1,7=4,6=2,8=3,5$	ζ
$6,13=7,13=5,11=8,11=1,11=4,11=2,13=3,13=6,12=5,12=2,12=1,12=7,10=8,10=3,10=4,10=$ $= 3,14=4,14=2,14=1,14=6,9=7,9=5,9=8,9$	η

Таблиця 5 – Значення енергій ГЦК ґратки в залежності від позицій двох атомів Ni та атому C

Символ С в ЦО	U (ккал/ моль)	№	Еквівалентні позиції 2-ох Ni та С на ПБ	С на ПБ U (ккал/ моль)	С в ПО U (ккал/ моль)
γ	592,8	I	11,13=9,14	779,8	483,8
			10,12	785,2	511,2
β	594,9	I	9,13	757,1	456,7
			9,10=9,12=12,13=10,13	772,2	485,1
			13,14=9,11	781,9	485,9
			2,14=3,14	833,0	539,7
			10,14=12,14=11,12=10,11	797,0	514,3
			11,14	806,7	515,1
η	647,8	II	6,13=7,13=6,9=7,9=5,9=8,9	808,5	510,5
			1,12=4,10	811,9	509,6
			1,14=4,14=1,11=4,11	821,8	510,5
			2,12=3,10=5,12=8,10	823,2	538,8
			6,12=7,10	823,7	538,9
	650,2	II	8,11=5,11=2,13=3,13	833,0	539,7
			1,9=4,9=1,13=4,13	799,2	483,7
			2,9=3,9=5,13=8,13	810,5	512,9
			1,10=4,12	814,3	512,0
			2,10=3,12=5,10=8,12	825,6	541,2
			6,10=7,12	826,0	541,2
			2,11=3,11=5,14=8,14	835,3	542,1
6,11=7,11=6,14=7,14	835,7	542,1			
α	703,3	III	1,4	842,4	508,5
			1,2=3,4=1,5=4,8	851,5	537,7
			2,3=5,8	861,8	566,9
			2,6=3,7=5,6=7,8	862,2	566,9
			6,7	862,6	567,0
ε	703,0	III	1,8=4,5=2,4=1,3	851,2	537,4
			1,6=4,7	851,7	537,5
			3,8=2,5	861,5	566,6
			5,7=6,8=2,7=3,6	861,9	566,7
ζ	703,0	III	1,7=4,6	851,7	537,5
			2,8=3,5	861,5	566,6

Внаслідок певної відмінності в значеннях цього приросту має місце також локальне енергетичне розщеплення деяких рівнів на підрівні: С – на C_1, C_2, C_3 ; D – на D_1, D_2, D_3 ; E – на E_1, E_2 , різниця між якими не перевищувала 2,5% в межах рівня. Поточна відмінність між енергетичними рівнями складала 4÷12%, а максимальна різниця складала 71%.

Така суттєва залежність висоти потенційного бар'єру від положень пари атомів нікелю в ГЦК ґратці вказує на суттєвий їх вплив на енергетичний стан системи, чим створюються енергетичні умови до переважного руху атома вуглецю з центральної октапори до поверхні у напрямку такої пари атомів нікелю. Тобто покращуються енергетичні умови для дрейфу атома вуглецю в напрямку меншого значення висоти потенційного бар'єру за рахунок несиметричного впливу розчинних елементів.

Таким чином, завдяки асиметрії розташування розчинних елементів як домішок заміщення, що реалізується вирадково, виникає дрейфова складова для домішки впровадження і створюються додаткові умови для подальшого зростання нанокластеру, що містить ці розчинні, за рахунок зміни його енергетичного стану.

Оцінка виграшу енергії Δ_2 та енергетичної переваги Δ_3

Вихід атома вуглецю на середину ребра (до поверхневої октапори) суттєво змінює картину розподілу можливих значень виграшу енергії Δ_2 в ГЦК ґратці в залежності від положення пари атомів нікелю – спостерігається зменшення кількості цих значень до шести за рахунок об'єднання рівнів та підрівнів в нові конфігурації, якщо розглядати енергетичну перевагу по відношенню до енергії ґратки з атомом вуглецю в центрі, а саме: A, B, CD₁, ED₂₃, FGH та J (рис. 11).

Послідовна різниця змін енергій між станами становила 18÷48%. Максимальна різниця досягала 253%. У межах енергетичних станів різниця змін енергій не перевищувала 0,6÷2,3%.

Найбільший енергетичний виграш для атома вуглецю відповідав конфігурації A пари атомів нікелю 1,4 (рис. 12), що розташована разом з атомом вуглецю на середині грані; найменший виграш – конфігурації J (2,14=3,14) на протилежному боці від атома вуглецю. Таким чином існує суттєва енергетична перевага у напрямку руху атома вуглецю до поверхні ГЦК ґратки, де розташована пара атомів нікелю.

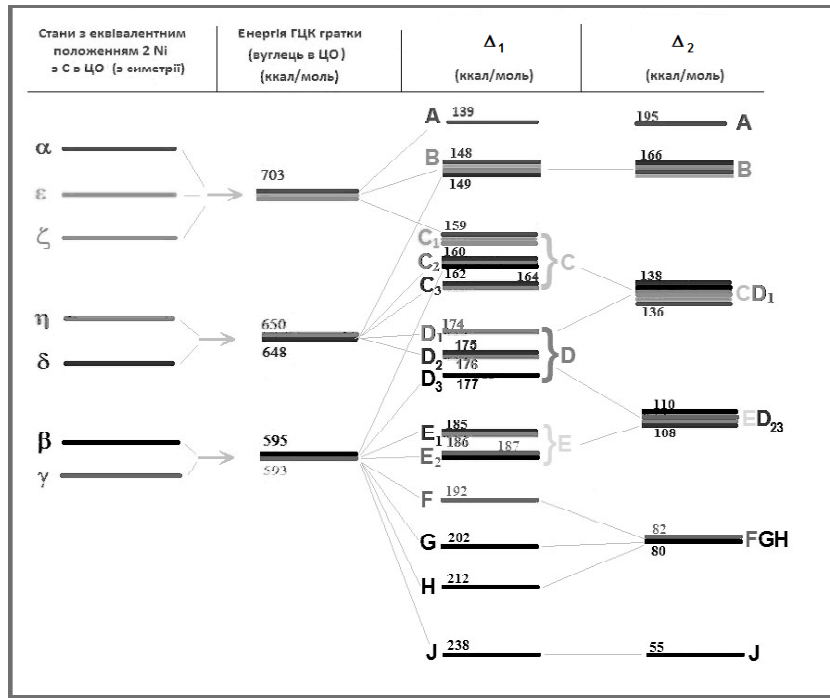


Рис. 11. Схема енергетичного розщеплення в ГЦК комірни за приростом Δ_1 та виграшем енергії Δ_2 при зміні положень 2-х атомів нікелю та атома вуглецю

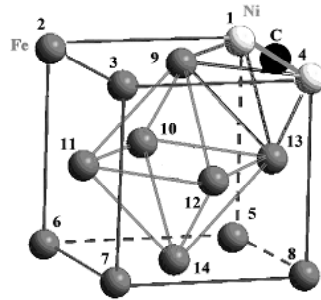


Рис. 12. Конфігурація пари атомів нікелю 1,4 з вуглецем на поверхні

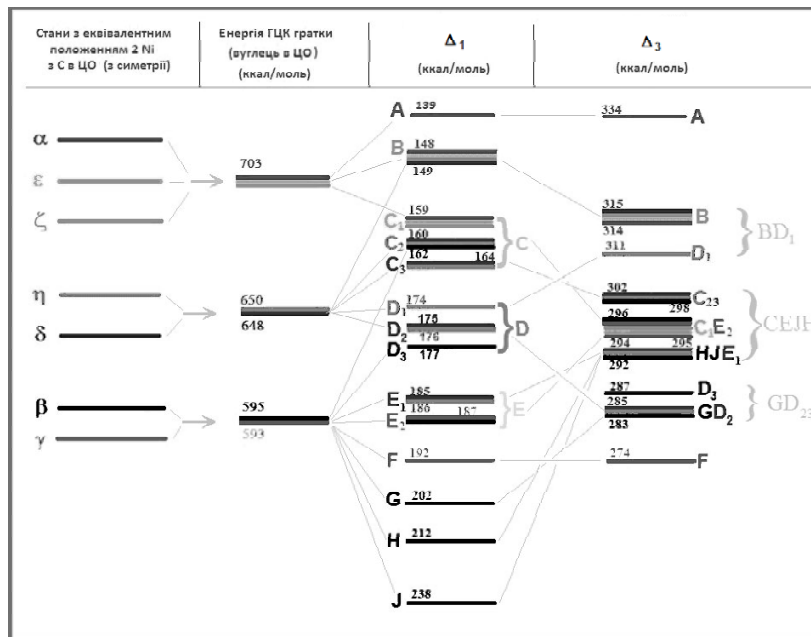


Рис. 13. Схема енергетичного розщеплення в ГЦК комірни за приростом Δ_1 та енергетичною перевагою Δ_2 при зміні положень 2-х атомів нікелю та атома вуглецю

Тенденція зменшення енергетичних станів змін енергій ГЦК гратки залежно від положення пари атомів нікелю має місце і при розрахунках енергетичної переваги Δ_3 , коли зміна енергії оцінювалася порівняно з енергією гратки на максимумі потенційного бар'єру (рис. 13).

Суттєвою відмінністю оцінки цього параметру є те, що визначається енергетична доцільність для атома вуглецю, що знаходиться на максимумі потенційного бар'єру «обрати» найбільш енергетично вигідний варіант свого руху, що відповідає максимальному зменшенню енергії, тобто рух у напрямку атомів нікелю 1,4 (рис. 12). Така оцінка демонструє подальшу тенденцію до усереднення енергетичних змін ГЦК гратки, що відповідає об'єднанню на схемі енергетичних рівнів у майже неперервний набір значень Δ_3 , в межах яких ця різниця не перевищувала 0,4÷1,6 %, а між станами різниця в енергетичній перевазі становила 1,5÷6,4 %, тоді як максимальна не перевищувала 22 %.

Потрібно зауважити, що утворення енергетично вигідної конфігурації пари атомів нікелю та атома вуглецю на поверхні ГЦК гратки зовсім не означає утворення хімічного з'єднання типу карбід нікелю, яке вимагає формування нової поверхні і скоріш за все може бути енергетично не вигідним. Описані тенденції лише означають, що наявність атомів нікелю створює додаткові енергетично вигідні умови для руху атома вуглецю саме в тому напрямку поверхні на середину грані ГЦК гратки, де знаходяться ці атоми нікелю.

Висновки

1. Методом молекулярної механіки, виходячи з перших принципів, розраховано енергетичний стан ГЦК гратки системи Fe-Ni-C при різних положеннях атомів Ni та C. У випадку розташування атома вуглецю в центральній октапорі енергетичний стан гратки визначається положенням атома (атомів) нікелю у першому та / або другому кластерному оточенні атома вуглецю.

2. Встановлено, що енергетичний бар'єр в ГЦК гратці системи Ni-C майже на 50 % вищий, ніж у Fe-C, і пов'язаний з різницею розмірів октаедричних міжвузлів цих систем. Це обумовлює більшу стабільність гратки системи Ni-C та аустенітоутворювальні властивості нікелю.

3. Положення атома нікелю (або двох атомів) на ребрі ГЦК гратки разом з атомом вуглецю (у незавершеній поверхневій октапорі) є найбільш енергетично вигідною конфігурацією атомів у системі Fe-Ni-C. Це пов'язано з меншими енергетичними витратами системи при зміні положення атома вуглецю з центральної октапори на поверхневу октапору внаслідок найменшої висоти потенційного бар'єру в цьому напрямку та максимального зменшення енергії на поверхні. Це приводить до максимального внеску в дрейфову енергетичну складову поверхневих ефектів та пояснює вплив випадкового характеру розташування домішки заміщення в гратці на спрямований характер руху домішки впроваджен-

ня, що створює додаткові енергетичні умови для процесу кластероутворення.

4. Енергетичний стан ГЦК гратки системи Fe-Ni-C суттєво залежить від типу розташування атома вуглецю як атома впровадження, що вносить суттєві зміни у її симетрію, перетворюючи ГЦК гратку з центрально-симетричної системи на систему з осью симетрії. Атоми нікелю лише підсилюють новий характер симетрії, чим додатково впливають на енергетичний стан ГЦК гратки. Разом ці розчинні елементи формують складну енергетичну картину змін енергії гратки: формування енергетичних станів, їх розщеплення на рівні та підрівні та подальше поєднання в нові конфігурації.

Умови формування та зростання нової фази з ГЦК структурою визначаються поведінкою розчинних елементів та виявляються в порушенні симетрії самої гратки.

Список літератури

1. Hilliard J. On the nature of the interface between a solid metal and its melt/ J. Hilliard, J. Cahn // *Acta Metallurgica*. – 1958. – Vol. 6. – iss.12. – P. 772–774.
2. Cahn, J. Theory of crystal growth and interface motion in crystalline materials / J. Cahn // *Acta Metallurgica*. – 1960. – Vol. 8. – iss.8. – P. 554–562.
3. Cahn J. The molecular mechanism of solidification/ J. Cahn, W. Hillig, G. Sears // *Acta Metallurgica*. – 1964. – Vol. 12 – N 12. – P 1421–1439.
4. Ostwald W. Studien uber die Bildung und Umwandlung fester Korper / W. Ostwald // *Z. Phys. Chem.*– 1897. – Vol. 22. – P. 289–330.
5. Winegard W.C. An Introduction to the Solidification of Metals/ W. C. Winegard. – London: Institute of Metals, (1964) 159 p.
6. Habraken W.J.E.M. Ion–association complexes unite classical and non–classical theories for the biomimetic nucleation of calcium phosphate/ W.J.E.M. Habraken, J. Tao, L.J. Brylka et al. // *Nature Communication*. – 2013, Vol. 4. – 1507 p.
7. Baumgartner J. Nucleation and growth of magnetite from solution / J. Baumgartner, A. Dey, P.H.H. Bomans, C.L. Coadou, P. Fratzl, N.A.J.M. Sommerdijk & D. Faivre // *Nature Materials*. – 2013. – Vol. 12. – P. 310–314.
8. Kashchiev, D. Nucleation: Theory and Basic Applications (Butterworth–Heinemann, 2000).
9. Kossel, W. Zur Theorie des Kristallwachstums. *Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen, Mathematisch–Physikalische Klasse* (1927): P. 135–143.
10. Stranski I.N. Zur theorie des Kristallwachstums/ I.N. Stranski // *Z. Phys. Chem.* – 1928. – Vol. 136. – P. 259–278.
11. Becker R. Kinetic treatment of nucleation in supersaturated steam/ R.Becker, W.Doering // *Annalen der Physik.*– 1935. – 5F. – 24 p.
12. Hudke M. Nanolikwacja inanokryształizacja wszechkierunkowo-fosforanowych – Nanoliquidation and nanocrystallisation in the phospho–silicate glasses / M. Handke, M. Sitarz, M. Rokita // *Archiwum Nauki o Materiałach*. – 2003. – Vol. 24. – N 4. – P. 467–475.
13. Finney E.E. Nanocluster nucleation and growth kinetic and mechanistic studies: A review emphasizing transition–metal nanoclusters / E.E. Finney, R.G. Finke // *Journal of Colloid*

- and Interface Science. – 2008. – Vol. 317. – N 2. – P. 351 – 374.
14. Venables J.A. Nucleation and growth of thin films / J.A. Venables, G.D.T. Spiller and M. Hunbucken // Reports on Progress in Physics. – 1984. – Vol. 47. – P. 399–459.
 15. Styles G.A. Influence of short–range atomic order on nuclear magnetic resonance in liquid alloys / G.A. Styles // Advances in Physics. – 1967. – Vol 16. – iss. 62. – P. 275–286.
 16. Ferrando R. Nanoalloys: From theory to applications of alloys clusters and nanoparticles / R. Ferrando, J. Jellinek and R.L. Johnston // Chem. Rev. – 2008. – Vol. 108. – iss. 3. – P. 845–910.
 17. Rossi G. Searching for low–energy structures of nanoparticles: a comparison of different methods and algorithms / G.Rossi and R. Ferrando // J. Phys.: Condens. Matter. – 2009. – Vol. 21. – iss. 8. – 084208 (11pp).
 18. Li Z.N. Three–dimensional atomic–scale structure of size–selected gold nanocluster / Z.N. Li, N.P. Young, M.Di Vece et al. // Nature. – 2008. – 451. – P. 46–49.
 19. Недоля А. В. Розрахункова оцінка енергетичного стану нанокластеру аустеніту на основі Fe–C / А. В. Недоля, В. Ю. Ольшанецький // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2013. – № 2. – С. 29–34.

Одержано 18.09.2014

Недоля А.В., Ольшанецкий В.Е. Оценка энергий ГЦК- группы атомов системы Fe-Ni-C

Методом молекулярной динамики оценено энергетическое состояние элементарной ГЦК ячейки системы Fe-Ni-C в зависимости от положения примесных атомов внедрения и замещения. Расчеты показывают, что положение атома углерода как примеси внедрения, вследствие изменения симметрии кристалла, непосредственно генерирует энергетически выгодные положения атома никеля и формирует условия для образования нанокристаллитов и последующего роста кристаллов новой фазы. Установлено, что поведение примесных атомов обуславливает формирование на свободных поверхностях первичных кластеров нанокристаллитов.

Ключевые слова: ГЦК решетка, примеси внедрения и замещения, поверхностная энергия, метод молекулярной динамики, октаэдрические междоузлия.

Nedolya A., Olshanetskiy V. Evaluation of energy of fcc group of atoms based Fe-Ni-C

The energy of elementary fcc lattice of Fe-Ni-C base was estimated depending on the location of interstitial and substitutional atoms by molecular dynamics method. Calculations show that the position of the carbon atom as an interstitial impurity directly generates energetically favorable positions of nickel atom and creates conditions for the formation of nanocrystallites and subsequent crystal growth of a new phase, due to changes in crystal symmetry. It was established that the behavior of impurity atoms cause the formation the primary cluster of nanocrystallites at the free surfaces.

Key words: fcc lattice, interstitial and substitutional impurity, surface energy, molecular dynamics method, octahedral site.

О СТРУКТУРНОЙ И МАГНИТНОЙ СТАБИЛЬНОСТИ АУСТЕНИТА

Экспериментально установлена количественная зависимость удельной магнитной восприимчивости χ_0 парамагнитного аустенита от содержания никеля в хромоникелевых и марганца в марганцовистых сталях. Показано, что с увеличением содержания никеля, кроме стабилизации аустенита, наблюдается увеличение χ_0 . Влияние марганца на χ_0 в марганцовистых сталях противоположное. Выявлено локализованное распределение элементов Cr и Ni на границе аустенитных зерен в хромоникелевой стали и присутствие на этих границах участков ферромагнитной фазы.

Ключевые слова: сталь, деформация, аустенит, мартенсит, магнитная восприимчивость, микротвердость.

Введение

Согласно диаграмме Fe-Ni, при температуре выше 910 °С γ -область (решетка ГЦК) существует во всем интервале концентраций никеля от 0 до 100 %. В соответствии с принятым подходом, эта фазовая область в пределах концентраций железа от 0 до 50 % называется аустенитом (при наличии в системе углерода), а вторая часть концентрационного интервала характеризует такую же структуру, но уже на основе никеля. Иногда эту фазу на основе ГЦК решетки никеля называют в жаропрочных сплавах никелевым аустенитом. Поскольку никель (в отличие от марганца) является чистым ферромагнетиком, то его присутствие в аустенитных никелевых сталях с повышением концентрации должно ослаблять склонность аустенита к сохранению парамагнитного состояния. По-видимому, увеличение содержания в стали никеля изменяет в электронной структуре аустенита соотношение числа локализованных и коллективизированных электронов, что, скорее всего, и приводит к увеличению числа спаренных электронов в размытых d -оболочках атомов железа (т. е. проявление определенной склонности к ферромагнетизму). Эти обстоятельства должны влиять на изменение магнитной характеристики χ_0 (парамагнитная восприимчивость) в сторону ее увеличения при повышении в стали содержания никеля или, наоборот, к значительному ее уменьшению в марганцовистых сталях (при увеличении содержания марганца), что, естественно, должно усиливать парамагнетизм аустенита.

С целью подтверждения приведенных соображений и были проведены экспериментальные исследования на аустенитных хромоникелевых и марганцовистых сталях.

1 Материал и методика эксперимента

Образцы опытных хромоникелевых сталей были получены открытой плавкой в литейной лаборатории

Запорожского национального технического университета в 10 кг индукционной тигельной печи с кислой футеровкой. Шихта состояла из лома стали 08кп по ГОСТ 10501-88, ферросплавов (ферросилиций ФС65 по ГОСТ 1415-93, феррохром ФХ001А по ГОСТ 4757-91), марганца электролитического чешуйчатого Мп 99.7 и порошка никелевого электролитического ПНЭ-2 по ГОСТ 9722-97. Плавки проводили с использованием метода порционной разливки (заливали стержни Ж16 мм). Первая плавка (пл. 1) содержала: С–0,08 %, Si–1,2 %, P–0,015 %, S–0,015 %, Cr–16,5 %, Ni–7,52 %, Mn–0,9 %, Cu–0,035 %, Mo–0,03 %, Nb–0,0 %, Ti–0,45, Co–0,02, Al–0,005. При этом, вследствие использования одной исходной плавки, исключалось воздействие нежелательных вариаций технологических параметров (в случае наличия разных плавков), что позволило определить влияние возрастающего содержания никеля в стали на изучаемые факторы в чистом виде. После отбора каждой порции металла вводили порошок никеля, причем, содержание никеля в полученных плавках составило: пл. 1–7,52 %, пл. 2–8,57 %, пл. 3–10,63 %, пл. 4–11,99 %, пл. 5–13,15 %, пл. 6–14,47 %, пл. 7–15,76 %.

Высокомарганцевые стали с переменным содержанием марганца от 8,43 до 17,5 % ранее были получены в индукционных тигельных электропечах в виде слитков 100×100×200 мм и подвергнуты закалке в воду от 1050 °С (время выдержки при температуре закалки 3 часа). Содержание других элементов в марганцовистых сталях удерживалось в пределах химического состава для стали 110Г13Л (ГОСТ 977-88).

Металлографические исследования проводили на растровом электронном микроскопе РЕМ-1061, который был оснащен системой энергодисперсионного микроанализа. Микротвердость структурных составляющих полученных сталей определяли с помощью твердомера ПМТ-3 (при нагрузке 50 г, согласно ГОСТ 9450-76).

Прибор был снабжен цифровой видеокамерой для визуального наблюдения, съемки и передачи изображения на компьютер, а также был оснащен светодиодным осветителем. Фиксацию результатов исследований проводили в цифровом режиме, что позволило повысить точность измерений, а также получать общее увеличение микроструктуры до $\times 900$.

Для непосредственных магнитометрических исследований из середины закаленных слитков вырезали механическим способом образцы в виде прямоугольных параллелепипедов размером $\sim 3 \times 3 \times 3$ мм³, а затем их электрополировали. Медленную пластическую одноосную деформацию на сжатие проводили при комнатной температуре на специальной лабораторной установке. Степень остаточной деформации K рассчитывали по отношению толщин до (d_0) и после (d) деформации: $K = (d_0 - d) / d_0$. Удельную магнитную восприимчивость χ определяли с помощью специальной автоматизированной установки [1].

Весьма низкое содержание ферромагнитных фаз P_α (карбиды, мартенсит деформации, феррит) в объемных процентах устанавливали, используя чувствительный магнитометрический метод, учитывающий намагниченность парамагнитной аустенитной матрицы [2].

2 Результаты и их обсуждение

Образцы хромоникелевой стали были подвергнуты закалке с температуры 1050 °С (выдержка 30 мин.) в воде. Размер аустенитного зерна двух плавок приведен на рис. 1.

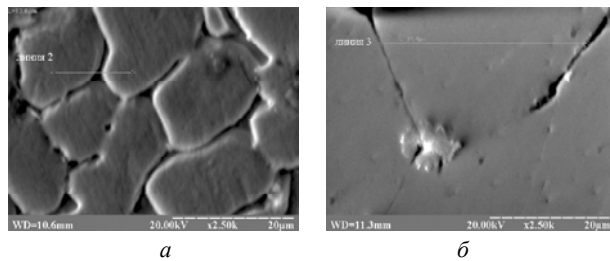


Рис. 1. Металлография хромоникелевой стали:
а - пл.1, б - пл.7

Метод энергодисперсионной спектроскопии выявил равномерное распределение элементов всех элементов по объему зерна и локализованное распределение элементов Cr и Ni на границах зерен. Было установлено (см. линия 2 на рис. 1, рис. 2), что граница зерна перенасыщена хромом на $20 \div 23$ % при уменьшении содержания никеля на $20 \div 26$ % (по сравнению с объемом зерна).

Толщины приграничных зон зерен с каждой последующей плавкой уменьшаются. Обнаруженные значительные расхождения концентраций элементов на границе зерен вместе с утолщением приграничных зон свидетельствует о наличии каких-то других, отличных от аустенита, фаз. Данное утверждение было подтверждено результатом магнитометрических исследований.

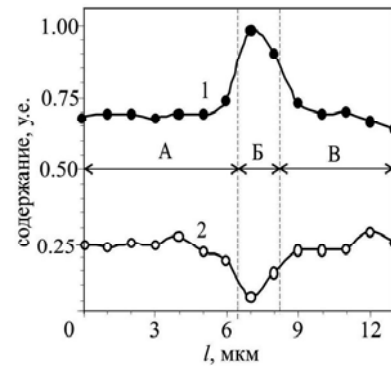


Рис. 2. Локализованное распределение элементов Cr (кривая 1) и Ni (кривая 2) на границе зерен (интервал Б) и по объему зерна (интервал А и В) в хромоникелевой стали, пл. 1

Магнитометрический метод выявил, что после термообработки образцы плавок 1...3 хромоникелевой стали содержали ферромагнитную фазу P_α в количестве 2,99, 0,34 и 0,03 % соответственно (рис. 3). При этом металл плавок 4...7 был полностью аустенитный и его удельная магнитная восприимчивость аустенита χ_0 составила $3,05, 3,25, 3,61$ и $4,00 \cdot 10^{-8}$ (м³/кг). Таким образом, с увеличением содержания никеля от 11,99 % до 15,76 % удельная магнитная восприимчивость аустенита χ_0 данных плавок увеличивается от $3,05 \cdot 10^{-8}$ до $4,00 \cdot 10^{-8}$ м³/кг (рис. 4).

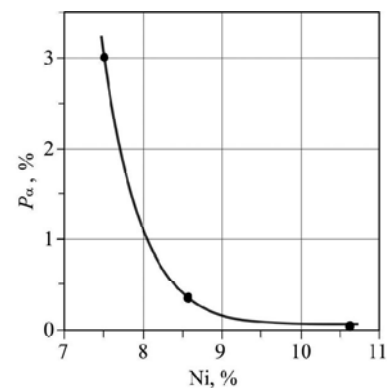


Рис. 3. Зависимость P_α от содержания Ni в хромоникелевой стали (пл. 1...3)

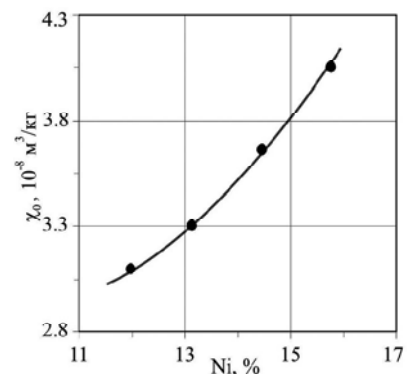


Рис. 4. Зависимость χ_0 от содержания Ni в хромоникелевой стали (пл. 4...7)

После термообработки (аустенизации) марганцевые стали Г8Л и Г10Л еще содержали некоторое количество ферромагнитных фаз (ферриты, карбиды): 0,071 % и 0,028 % соответственно. Для этих сталей значения удельной парамагнитной восприимчивости аустенита χ_0 составило $3,90 \cdot 10^{-8}$ и $2,81 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ [3]. Поскольку стали Г13Л и Г18Л были предварительно полностью аустенизированны, то $P_\alpha = 0$ и значения удельной парамагнитной восприимчивости аустенита χ_0 составило $2,36 \cdot 10^{-8}$ и $1,90 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Таким образом, в марганцовистых сталях с увеличением содержания марганца от 8,6 % до 17,5 % удельная магнитная восприимчивость аустенита χ_0 уменьшается от $3,90 \cdot 10^{-8}$ до $1,90 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ (рис. 5).

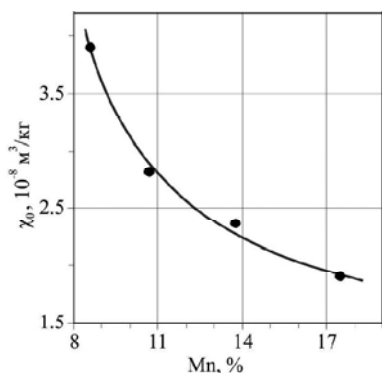


Рис. 5. Зависимость χ_0 от содержания Mn в марганцевой стали

Экспериментальные результаты, приведенные на рис. 4 и 5, свидетельствуют о принципиально различном (противоположном) влиянии никеля и марганца на парамагнетизм аустенита: первый из них эту характеристику увеличивает, а второй уменьшает. В то же время, как следует из литературных данных, оба элемента должны расширять γ -область и повышать стабильность аустенита относительно образования мартенсита деформации. Проверка этого положения была проведена нами с целью установления новых дополнительных нюансов в характере изменения этой качественной характеристики (т. е. стабильности аустенита, касательно ряда сплавов конкретного состава). Для этого все полученные образцы после аустенизации были деформированы на сжатие и установлен характер выбранных физических изменения показателя стабильности. Далее были проведены эксперименты, которые касались плавок с содержанием никеля на нижнем и верхнем уровнях.

Образцы плавки № 2 хромоникелевой стали до пластической одноосной деформации на сжатие не были полностью аустенитными, что подтверждается наличием некоторого наклона линии 1 зависимости $\chi(1/H)$ (рис. 6, прямая 1). С увеличением степени деформации наклон кривых 2...7 увеличивается, что свидетельствует о росте содержания ферромагнитной фазы (α' -мартенсита деформации). Зависимость количества α -фазы и α' -мартенсита от степени деформации представлена на рис. 7.

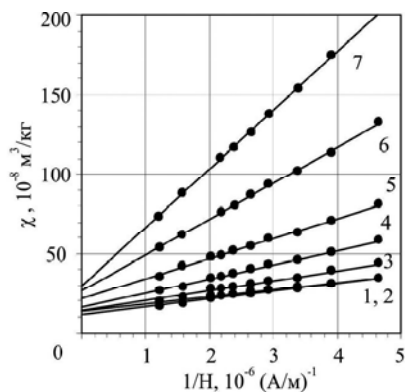


Рис. 6. Зависимость $\chi(1/H)$ при различных значениях деформации хромоникелевой стали (пл. 2). Деформация: 1 – 0; 2 – 1,11; 3 – 3,70; 4 – 4,96; 5 – 6,52; 6 – 7,78; 7 – 9,48 %

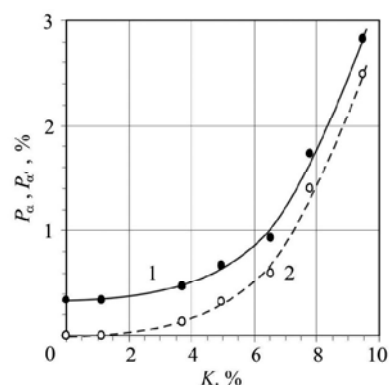


Рис. 7. Зависимость α -фазы P_α и количества возникающего мартенсита деформации $P_{\alpha'}$ от относительной деформации сжатия K хромоникелевой стали (пл. 2): 1 – P_α , 2 – $P_{\alpha'}$

Плавка № 7 хромоникелевой стали до пластической одноосной деформации на сжатие была полностью аустенизирована, что подтверждается горизонтальной линией $\chi(1/H)$ (рис. 8, прямая 1).

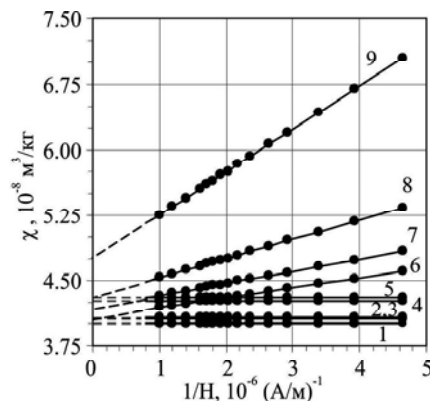


Рис. 8. Зависимость $\chi(1/H)$ при различных значениях деформации K хромоникелевой стали, пл. 7. K : 1 – 0; 2 – 6,46; 3 – 16,56; 4 – 21,81; 5 – 26,89; 6 – 31,16; 7 – 40,57; 8 – 47,78; 9 – 62,49

При этом исходное значение парамагнитной восприимчивости χ_0 аустенита составило $4,00 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Деформация до 26,89 % (см. рис. 8, прямая 5) для этой стали привела к росту парамагнитной восприимчивости χ_0 до значения $4,31 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Наблюдаемый эффект роста парамагнитной восприимчивости аустенита с увеличением степени деформации до появления первых порций мартенсита аналогичен измерениям χ_0 в стали 12Х18Н10Т [4]. При дальнейшем увеличении степени деформации появляется наклон прямых $\chi(l/H)$, что свидетельствует о возникновении ферромагнитного α' -мартенсита деформации, так как величина χ уже зависит от соотношения фаз, т.е. аустенита и мартенсита. Так, при деформациях 31,16 % и 40,57 % были зафиксированы порции возникающего α' -мартенсита деформации в количестве 0,009 % и 0,011 % (см. рис. 8, прямые 6 и 7). Следует обратить внимание и на то, что прямые 6 и 7 (см. рис. 7) пересекли начальные горизонтальные прямые 4 и 5. При экстраполяции вышеуказанных прямых на ось с ($H \rightarrow \infty$) получили для них значения результирующей удельной магнитной восприимчивости χ_∞ $4,08 \cdot 10^{-8}$ и $4,19 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$, которые лежат ниже максимального значения парамагнитной восприимчивости аустенита $\chi_0^{\text{max}} = 4,30 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Таким образом, в интервале деформаций от 31,16 % до 40,57 %, помимо ферромагнитной фазы α' -мартенсита, присутствует новая парамагнитная фаза с меньшим, по сравнению с аустенитом, значением парамагнитной восприимчивости. Эта новая парамагнитная фаза, по аналогии с [4] может быть идентифицирована, как ϵ -мартенсит деформации. Зависимость количества возникающего α' -мартенсита от степени деформации представлена на рис. 9.

Зависимость микротвердости приграничной области аустенитного зерна и самого зерна (рис. 10) от концентрации никеля приведена на рис. 11.

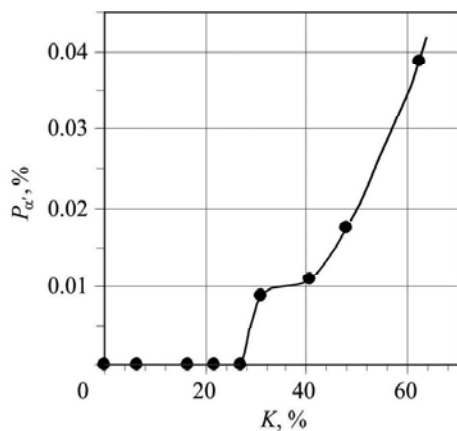


Рис. 9. Зависимость количества возникающего мартенсита деформации $P_{\alpha'}$ от относительной деформации сжатия K хромоникелевой стали, пл. 7

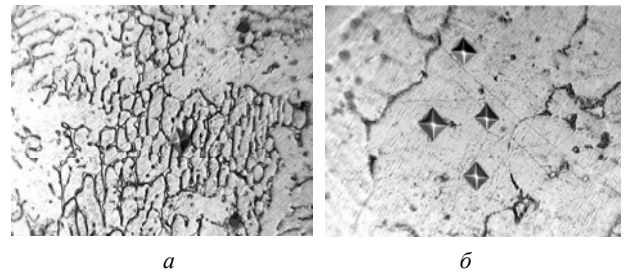


Рис. 10. Металлография при определении микротвердости с помощью твердомера ПМТ-3 (при нагрузке 50 г) структурных составляющих хромоникелевой стали: а – пл. 1, б – пл. 7

Микротвердость аустенитного зерна и приграничной области определяется влиянием двух элементов, а именно никеля и хрома. Поскольку в приграничной области меняется соотношение этих элементов, т.е. имеет место локализованное увеличение содержания хрома и уменьшение никеля (по-сравнению с их содержаниями в объеме зерна). В связи с тем, что оба элемента влияют на твердость аустенита (хром как правило в сторону увеличения, а никель – уменьшения), а в случае феррита – наоборот, то в приграничных ферромагнитных прослойках твердость превышает твердость самих зерен, что позволяет утверждать, что в них присутствует ферритная фаза.

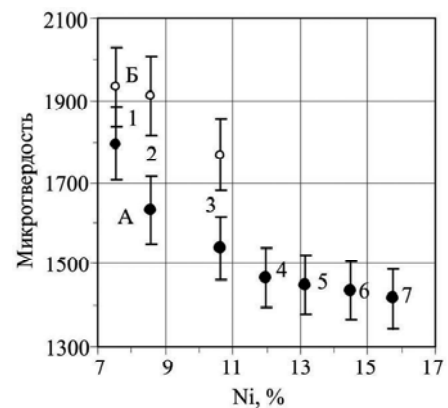


Рис. 11. Зависимость микротвердости аустенитного зерна (маркер А) и приграничной области (маркер Б) от содержания Ni в хромоникелевой стали (1...7 – номера соответствующих плавков)

Зависимость микротвердости марганцовистой стали от содержания Mn приведена на рис. 12.

Уменьшение микротвердости в марганцевых сталях с повышением содержания Mn можно попытаться объяснить тем, что при локальной деформации (от индентора твердомера) дислокации, с одной стороны, встречают меньшее сопротивление решетки из-за возможного снижения модуля упругости (благодаря присутствию марганца), а с другой стороны, эта же деформация приводит к расщеплению в сталях такого типа полных дислокаций на частичные, которые обладают повышенной подвижностью. Зависимость микротвердости марганцовистой стали от χ_0 приведена на рис. 13.

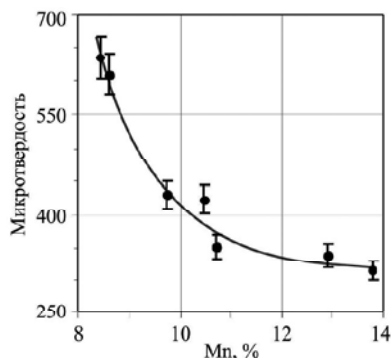


Рис. 12. Зависимость микротвердости марганцевой стали от содержания Mn

Имеет место увеличение микротвердости с повышением χ_0 . Таким образом, при пониженных содержаниях марганца стабильность марганцевого аустенита уменьшается и появляется склонность к возникновению различных промежуточных иных фаз.

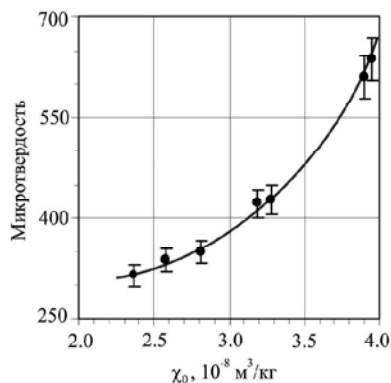


Рис. 13. Зависимость микротвердости марганцевой стали от χ_0

Выводы

1. На основании анализа полученных результатов, касающихся влияния никеля в хромоникелевых сталях при постоянном содержании хрома, было установлено,

но, что с увеличением содержания никеля, кроме стабилизации аустенита, наблюдается ослабление его парамагнетизма, поскольку никель относится к элементам ферромагнитной группы.

2. На основании исследований установлено, что марганец как аустенитообразующий элемент в отношении парамагнетизма аустенита ведет себя противоположным образом: с увеличением содержания марганца в системе Fe-C-Mn наблюдается усиление парамагнетизма аустенита, благодаря резкому снижению χ_0 парамагнитной восприимчивости.

3. На основании магнитных измерений и измерений микротвердости приграничных зон и непосредственно в объемах зерен аустенита подтверждено, что в хромоникелевых сталях наблюдается сильное ослабление парамагнитных свойств аустенита из-за присутствия на границах зерен участков ферромагнитной фазы (феррита или мартенсита деформации).

Список литературы

1. Сніжної Г. В. Автоматизована установка для визначення магнетної сприйнятливості криць та ступів / Г. В. Сніжної, Є. Л. Жавжаров // збірник наукових праць «Вісник Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут». Серія – Радіотехніка. Радіоапаратобудування». – 2012. – № 49. – С. 136–141.
2. Снежной Г. В. Магнитное состояние аустенита вблизи истинной деформационной мартенситной точки хромоникелевых сталей аустенитного класса / Г. В. Снежной // ФММ. – 2011. – Т. 111. – № 6. – С. 599–604.
3. Снежной Г. В. О связи механических свойств высокомарганцевых сталей с парамагнитной удельной восприимчивостью аустенита / Г. В. Снежной, В. Е. Ольшанецкий // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2012. – № 2 – С. 25–29.
4. Ольшанецкий В. Е. О формировании двух типов мартенситных фаз при пластической деформации аустенитной хромоникелевой стали / В. Е. Ольшанецкий, Г. В. Снежной // Физика и техника высоких давлений. – 2013. – Т. 23. – № 2. – С. 78–87.

Одержано 29.09.2014

Сніжної Г.В., Ольшанецкий В.Ю., Сажнев В.М. Про структурну і магнітну стабільність аустеніту в сплавах, що містять нікель і марганець

Експериментально встановлено кількісну залежність питомої магнітної сприйнятливості χ_0 парамагнітного аустеніту від вмісту нікелю в хромонікелевих і марганцю в марганцевих сталях. Показано, що зі збільшенням вмісту нікелю, крім стабілізації аустеніту, спостерігається збільшення χ_0 . Вплив марганцю на χ_0 в марганцевих сталях протилежне. Виявлено локалізований розподіл елементів Cr і Ni на межах аустенітних зерен у хромонікелевій сталі і наявність на цих межах ділянок ферромагнітної фази.

Ключові слова: сталь, деформація, аустеніт, мартенсит, магнітна сприйнятливість, микротвердість.

Snezhnoi G., Olshanetskiy V., Sazhnev V. Structural and magnetic stability of the austenite in the nickel and manganese alloys

The quantitative dependence of the specific magnetic susceptibility χ_0 of paramagnetic austenite on content of nickel in nickel-chromium and manganese in the manganese steels was established experimentally. Increasing the nickel content causes an increase in the stabilization of austenite and χ_0 revealed. With the increase in the content of manganese in the manganese steels decrease χ_0 observed. Localized distribution of the elements Cr and Ni in the austenite grain boundaries in the stainless steel and the presence of these borders areas ferromagnetic phases identified.

Key words: steel, deformation, austenite, martensite, magnetic susceptibility, microhardness.

УДК 669.295:620.179

Канд. техн. наук Т. О. Коваленко¹, д-р техн. наук В. Ю. Ольшанецький², О. А. Джуган²¹ АТ «Мотор-Січ», ² Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ВАРІАЦІЙ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЛЕГОВАНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ ПІСЛЯ ГВИНТОВОЇ ЕКСТРУЗІЇ

Розроблено технологічну схему та визначені основні режими процесу деформації, що забезпечують формування субмікрокристалічної структури в дослідних сплавах. Досліджено вплив вмісту легувальних елементів на структуру та механічні властивості титанових сплавів, що піддаються інтенсивній пластичній деформації, а також отримано відповідні аналітичні залежності для корегування хімічного складу.

Ключові слова: структура, механічні властивості, легувальні елементи, інтенсивна пластична деформація, титан, дослідні сплави, аналітичні рівняння.

На сьогодні спостерігається стійка тенденція щодо збільшення обсягу споживання титану на світовому ринку. При цьому частка використання титанових сплавів у авіадвигунобудуванні досягає 60 % і надалі прогнозується збільшення цього показника [1]. В умовах збільшення навантажень на відповідальні деталі сучасних авіаційних газотурбінних двигунів (ГТД) до механічних властивостей титанових сплавів пред'являються все більш високі вимоги [2]. Аналіз сучасних наукових публікацій показав, що перспективним у цьому напрямку є формування субмікрокристалічної (СМК) структури методами інтенсивної пластичної деформації (ІПД) [3, 4]. Вважається, що найбільш ефективним методом такої деформаційної обробки є гвинтова екструзія (ГЕ) [5]. У той же час, на сьогодні недостатньо інформації щодо впливу хімічного складу сплавів на процес такого роду деформації.

Отже, основним завданням, поставленим у роботі, було отримання титанових сплавів з різним хімічним складом з їх подальшим деформуванням для забезпечення СМК структури та встановлення відповідних залежностей між рівнем механічних властивостей та вмістом легувальних елементів у матеріалі.

Субмікрокристалічну структуру в дослідних титанових сплавах, виплавлених відповідно до матриці планування (табл. 3), отримували за технологією інтенсивної пластичної деформації методом гвинтової екструзії (ГЕ).

Суть ГЕ полягала в продавлюванні призматичної заготовки крізь матрицю з гвинтовим каналом. Кут β нахилу гвинтової лінії до осі екструзії змінювався по висоті матриці, причому на її початковій і кінцевій ділянках він дорівнював нулю (рис. 1).

Особливості геометрії каналу матриці забезпечували збереження при продавлюванні ідентичності початкової та кінцевої форм і розмірів оброблюваної заготовки, що дозволило здійснювати її багаторазову екструзію з метою накопичення великих величин деформації [6].

Інтенсивну пластичну деформацію ($\alpha + \beta$) – сплавів проводили при температурах на 100...150 °С нижче від температури ($\alpha \leftrightarrow \beta$)- перетворення, що дозволяло виключити перегрів і протікання рекристалізаційних процесів, пов'язаних з укрупненням структурних складових. При більш низьких температурах (350...450 °С) в процесі гвинтової екструзії заготовки зруйнувалися, що обумовлено, мабуть, недостатньою технологічною пластичністю сплаву.

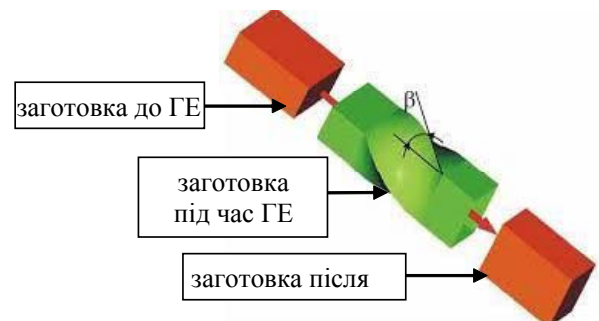


Рис. 1. Схема деформування заготовки в процесі ІПД методом ГЕ

Технологічні параметри ІПД методом ГЕ титанових заготовок представлені в табл. 1.

Зовнішній вигляд заготовок до та після процесу гвинтової екструзії наведено на рисунку 2, мікроструктуру сплавів після ГЕ наведено на рисунках 3 і 4.

З метою встановлення можливості зниження вмісту коштовних легувальних елементів і забезпечення механічних властивостей на рівні вимог до сплаву стандартного складу в жароміцних титанових сплавах типу ВТ8, що мають субмікрокристалічну структуру, проводили дослідження впливу варіацій хімічного складу на властивості сплавів, додатково зміцнених при ІПД.

Таблиця 1 – Технологічні параметри процесу гвинтової екструзії титанових заготовок

Сплави	Розміри заготовки, мм	Температура нагрівання заготовки, °С	Тиск пресування, МПа	Протидіючий тиск, МПа	Кут нахилу каналу матриці β , град.
Типу BT8	25×40×65	770	2390	130	45

Як базовий обраний сплав марки BT8, що широко застосовується для виготовлення робочих лопаток компресора, стяжних болтів, важелів і кронштейнів. Зазначені деталі, як правило, мають розміри, приблизно схожі або менші за розміри заготовок, отриманих методом ГЕ, що дозволяє розглядати їх як перспективні деталі для апробації розробок за результатами проведених досліджень.

Для реалізації поставлених завдань з дослідження впливу вмісту легувальних елементів на структуру і властивості субмікросталічних титанових сплавів проводили серію активних експериментів за допомогою методу математичного лінійного планування. Для проведення активних експериментів необхідно було провести серію дослідних плавів з різним хімічним складом, а також реалізувати гвинтову екструзію виплавлених сплавів.

Для скорочення кількості дослідних плавів використовували метод планування експерименту, що дозволяє описати кількісну зміну впливу основних легувальних елементів сплаву (Al, Mo, Zr) на рівень механічних властивостей.

Планування ортогонального експерименту проводили для трьох незалежних змінних на двох рівнях варіювання досліджуваної системи легування. Межі рівнів варіювання і крок варіювання вибрані на підставі аналізу структури, механічних властивостей, а також аналізу умов експлуатації високонавантажених деталей титанових сплавів.

На підставі вищенаведених даних у роботі був реалізований ортогональний план експериментів 2^3 (табл. 2).

Як незалежні змінні виступали: вміст алюмінію, молібдену і цирконію. Спільний вплив цих елементів враховували в регресійних рівняннях.

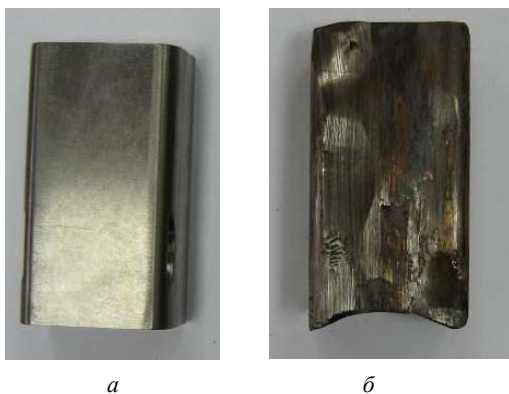


Рис. 2. Зовнішній вигляд заготовки:

a – до процесу гвинтової екструзії; *б* – після процесу гвинтової екструзії

Матриця планування експерименту дозволила отримати квадратичну математичну модель при переході до натурального масштабу (див про це далі). Матриця планування експерименту в кодованому масштабі показана в табл. 3.

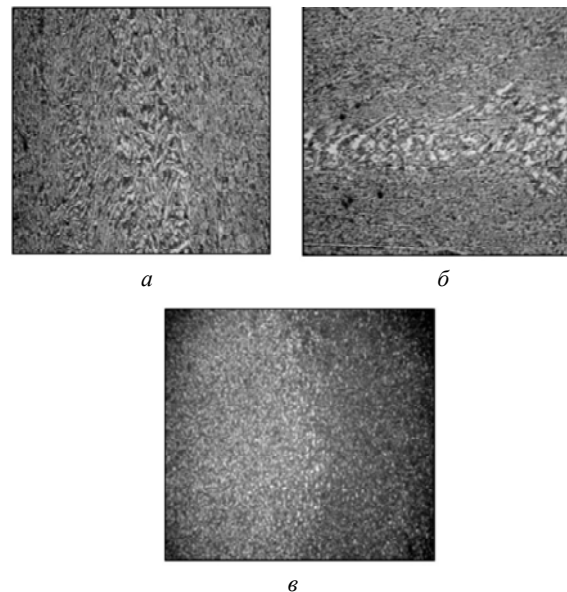


Рис. 3. Зміна мікроструктури сплаву після гвинтової екструзії (поперечний переріз), $\times 500$:

a – 1 проход; *б* – 4 проходи; *в* – 7 проходів

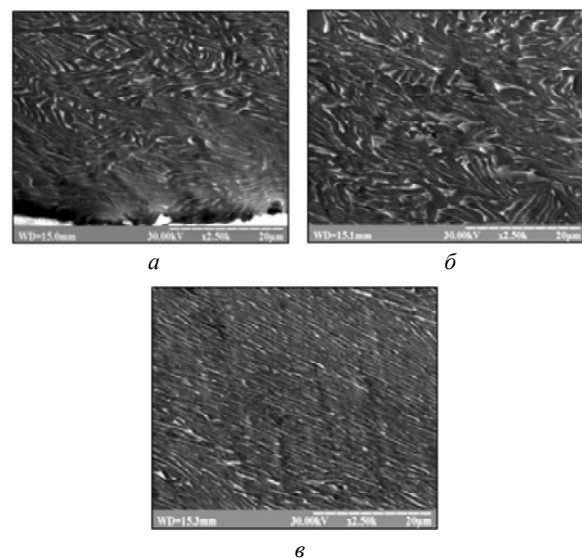


Рис. 4. Зміна мікроструктури сплаву після гвинтової екструзії (поздовжній переріз): *a* – 2 проходи; *б* – 5 проходи; *в* – 7 проходів

Таблиця 2 – Кодування факторів ортогонального центрального плану експериментів 2³

Інтервал варіювання рівень факторів	X ₁ (Al, %)	X ₂ (Mo, %)	X ₃ (Zr, %)
	X _{Sn} = 1,5 % = const, X _{Si} = 0,22 % = const		
Верхній рівень (+)	5,8	4,3	1,50
Нульовий рівень (0)	4,9	2,9	0,75
Нижній рівень (-)	4,0	1,5	0
Інтервал варіювання, Δ	0,9	1,4	0,75

Таблиця 3 – Ортогональний центральний план експериментів 2³

№	X ₁ (Al, %)	X ₂ (Mo, %)	X ₃ (Zr, %)	X ₁ *X ₂ (Al*Mo, %)	X ₁ *X ₃ (Al*Zr, %)	X ₂ *X ₃ (Mo*Zr, %)
1	-	-	-	+	+	+
2	+	-	-	-	-	+
3	-	+	-	-	+	-
4	+	+	-	+	-	-
5	-	-	+	+	-	-
6	+	-	+	-	+	-
7	-	+	+	-	-	+
8	+	+	+	+	+	+

Як функції відгуку прийняті границя міцності (σ_e) та відносне видовження (δ). Результати механічних випробувань (середні значення) представлені в табл. 4.

За даними випробувань механічних властивостей розраховували коефіцієнти лінійних регресії, які у кодовому масштабі дозволили отримати наведені нижче залежності механічних властивостей від процентного вмісту елементів, варійованих у заданих границях (див. табл. 2).

Таблиця 4 – Механічні властивості титанових сплавів

Кількість дослідів (N _i)	Функція відгуку – механічні властивості сплавів	
	Після ПД (СМК структура)	
	σ_e , МПа	δ , %
1	1027	18
2	1100	15
3	1148	16
4	1318	7
5	1052	19
6	1190	14
7	1190	14
8	1220	7

Далі, за загальною формулою (1) визначили коефіцієнти множинної кореляції R [7] без урахування і з урахуванням трьох можливих парних взаємодій для пластичності (δ) та границі міцності (σ_e):

$$R = \sqrt{\frac{n \cdot (b_1^2 + b_2^2 + b_3^2 + \dots + b_j^2)}{\sum_i y_i^2 - n \cdot \bar{y}^2}}; \quad i = \overline{1,8}, \quad j = \overline{1,6}. \quad (1)$$

При цьому самі коефіцієнти b_j визначали за формулами:

$$\bar{y} = b_0 = \frac{\sum_i y_i}{n}, \quad b_1 = \frac{\sum_i y_i \cdot x_{1i}}{n},$$

$$b_2 = \frac{\sum_i y_i \cdot x_{2i}}{n}, \quad b_3 = \frac{\sum_i y_i \cdot x_{3i}}{n} \dots$$

Перевірка коефіцієнта множинної кореляції R за допомогою коефіцієнта лінійної кореляції r_{y_e/y_p} (y_e – експериментальні значення пластичності та границі міцності, y_p – розрахункові значення) без урахування парних ефектів та з урахуванням найкращих парних ефектів за формулою:

$$r_{y_e/y_p} = \frac{\sum_i y_{ei} \cdot y_{pi} - n \cdot \bar{y}_e \cdot \bar{y}_p}{\sqrt{\left(\sum_i y_{ei}^2 - n \cdot \bar{y}_e^2\right) \cdot \left(\sum_i y_{pi}^2 - n \cdot \bar{y}_p^2\right)}} \quad (2)$$

згідно з поліномом

$$y_{pi} = b_0 + b_1 \cdot x_{1i} + b_2 \cdot x_{2i} + b_3 \cdot x_{3i} + b_{ju} \cdot (x_j x_u)_i, \quad j \neq u \quad (3)$$

дала такі ж результати.

Далі визначили похибки середньоквадратичних значень (Δb) за формулою:

$$(\Delta b_j) = \pm \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (\Delta y)_i^2}{n * (1+k)}}$$

де k – кількість факторів впливу.

Нижче наведені рівняння залежності пластичності та границі міцності від вмісту легувальних елементів з урахуванням впливу найбільш значущих парних ефектів у натуральному масштабі:

$$\delta, \% = 24,5712 - 1,0316\%Al + 1,9248\%Mo - 0,3333\%Zr - 0,7937\%Al\%Mo$$

при

$$R = 0,9913 ;$$

$$(\Delta b) = \pm 0,2795 ;$$

$$\sigma_s, \text{МПа} = 692,9882 + 57,0833\%Al + 60,5357\%Mo + 68,8689\%Zr - 20,3571\%Mo \%Zr$$

при

$$R = 0,9517 ;$$

$$(\Delta b) = \pm 17,3444 .$$

Таким чином, на підставі дії трьох факторів впливу отримані рівняння в натуральному масштабі з урахуванням належних парних взаємодій. Крім цього, було знайдено середньоквадратичну похибку коефіцієнтів цих рівнянь, яка підтверджує рототабельність дисперсії дослідів. Отже, отримана нами гіперплощина цільової функції достатньо точно характеризує вплив концентраційних факторів, що дозволяє ефективно скористати-

ся цими рівняннями для корегування процентних кількостей зазначених вище хімічних елементів, а саме: алюмінію, молібдену та цирконію. Ця обставина дала можливість знайти найкращий хімічний склад дослідного сплаву з урахуванням усіх вимог, які ставлять технологи та конструктори до сплавів типу ВТ8 при їх застосуванні в умовах виробництва деталей для авіаційних газотурбінних двигунів.

Корисно акцентувати, що дослідження впливу вмісту легувальних елементів на структуру і механічні властивості субмікрокристалічних сплавів системи Ti-Al-Mo-Zr-Si-Sn (типу ВТ8) зроблено вперше.

Список літератури

1. Ильин А. А. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник / Ильин А. А., Колачев Б. А., Польшин И. С. – М. : ВИЛС – МАТИ. 2009. – 520 с.
2. Валиев Р. З. Объемные наноструктурные металлургические материалы: получение, структура и свойства / Р. З. Валиев, И. В. Александров. – М. : ИКЦ «Академкнига». 2007. – 398 с.
3. Гусев А.И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии / Гусев А.И. – М. : ФИЗМАТЛИТ, 2005. – 416 с.
4. Новые схемы накопления больших пластических деформаций с использованием гидроэкструзии / [Я. Е. Бейгельзимер, В. Н. Варюхин, С. Г. Сынков и др.] // Физика и техника высоких давлений. – 1999. – № 3 (Т. 9). – С. 109–111.
5. Влияние интенсивной пластической деформации на критическую температуру A_{c3} титанового сплава ВТ8 / [Т. А. Коваленко, И. А. Овчинникова, О. С. Омельченко и др.] // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. научн. тр. – Дн-вск, 2011. – Вып. 58. – С.407–412.
6. Коваленко Т. А. Формирование стабильной субмикрористаллической структуры в титане / Т. А. Коваленко, А. В. Овчинников // МиТОМ. – 2010. – № 2. – С. 35–43.
7. Ольшанецкий В. Е. О физических подходах к математическому моделированию функциональных связей / В. Е. Ольшанецкий // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2003. – № 1. – С. 80–86.

Одержано 29.09.2014

Коваленко Т.А., Ольшанецкий В.Е., Джуган А.А. Исследование влияния вариаций химического состава на структуру и свойства легированных титановых сплавов после винтовой экструзии

Разработана технологическая схема и определены основные режимы процесса деформации, обеспечивающие формирование субмикрористаллической структуры в опытных сплавах. Исследовано влияние содержания легирующих элементов на структуру и механические свойства титановых сплавов, подвергающихся интенсивной пластической деформации, а также получены соответствующие аналитические зависимости для корректировки химического состава.

Ключевые слова: структура, механические свойства, легирующие элементы, интенсивная пластическая деформация, титан, опытные сплавы, аналитические уравнения.

Kovalenko T., Olshanskiy V., Dzhugan O. Study of the influence of the variations in chemical composition on the structure and properties of doped titanium alloys after twist extrusion

The technological scheme and the main modes of the deformation process, providing formation of SMC structure of experimental alloys were developed. The influence of the content of alloying elements on the structure and mechanical properties of doped titanium alloys subjected to intensive plastic deformation was studied, as well as the relevant analytical dependence for the correction of the chemical composition was obtained.

Key words: structure, mechanical properties, alloying elements, severe plastic deformation, titanium, experimental alloy, analytical equations.

II КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

УДК 669.245.018.044:620.193.53

Канд. техн. наук С. В. Гайдук, канд. техн. наук В. В. Кононов

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГАФНИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ЛИТЕЙНОГО ЖАРОПРОЧНОГО КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕТОДА ПАССИВНОГО ЭКСПЕРИМЕНТА

С помощью компьютерного моделирования, основанного на расчетном методе CALPHAD, оценено влияние гафния в исследованном диапазоне легирования от 0,5 до 5,0 % (по массе) на фазовый состав многокомпонентной никелевой системы Ni-16Cr-5Co-2,7Al-2,7Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C. Представлены результаты расчетов фазового состава опытных сплавов с добавками гафния в сравнении с исходным составом без гафния.

Ключевые слова: литейные жаропрочные коррозионностойкие никелевые сплавы, система легирования, фазовый состав, γ -твердый раствор, γ' -фаза, карбиды, температуры растворения и выделения фаз.

Введение

В настоящее время по теории легирования многокомпонентных никелевых сплавов опубликовано достаточно много информации [1–8]. Вместе с тем, недостаточно полно освещены вопросы, связанные с оценкой влияния отдельных легирующих элементов, например гафния, на качественный и количественный фазовый состав таких сплавов. Поэтому, данная область исследований является актуальной для развития и совершенствования теории легирования как при разработке новых жаропрочных материалов, так и модернизации составов на основе известных промышленных никелевых сплавов с целью улучшения комплекса их служебных характеристик для конкретных технических условий эксплуатации.

В последнее время для изучения данных вопросов широко применяются методы компьютерного моделирования процессов кристаллизации (охлаждения) или нагрева многокомпонентных систем, основанные на расчетном методе CALPHAD.

Компьютерное моделирование данных процессов позволяет проводить достоверные прогнозирующие расчеты по оценке влияния конкретного легирующего элемента, например гафния, на качественный и количественный фазовый состав многокомпонентной никелевой системы с постоянным химическим составом, в сравнении с исходным составом без добавок гафния.

Эффективность расчетного метода CALPHAD заключается в достаточно быстром получении необходимого объема достоверной информации для проведения прогнозирующих термофизических расчетов, ос-

нованных на надежных физических принципах, которые имеют ряд значительных преимуществ по сравнению с результатами, получаемыми статистическими методами.

Постановка задачи

Целью настоящей работы является сравнительная оценка влияния гафния на качественный и количественный фазовый состав многокомпонентной системы Ni-16Cr-5Co-2,7Al-2,7Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C (сплав ЖСЗЛС, средний уровень легирования) с помощью расчетного метода CALPHAD [9].

Расчеты, полученные методом компьютерного моделирования, позволяют без многочисленных промежуточных экспериментальных плавок рассчитать температуры выделения и растворения фаз, тип, количество и состав фаз, оценить влияние гафния в исследуемом диапазоне легирования (0,5–5,0 %) на распределение легирующих элементов в составе фаз, а также с высокой степенью вероятности прогнозировать фазовый состав, который окончательно сформирует структуру после кристаллизации в опытных составах.

Анализ результатов

В таблицах 1 и 2 приведены данные, рассчитанные методом CALPHAD, по оценке влияния гафния в исследованном диапазоне легирования (0,5–5,0 %) на температуры выделения, тип и количество фаз, которые с наибольшей вероятностью могут сформироваться в структуре после кристаллизации сплава системы Ni-16Cr-5Co-2,7Al-2,7Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C.

Таблица 1 – Влияние гафния на тип и количество выделившихся фаз в сплаве системы Ni-16Cr-5Co-2,7Al-2,7Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C, рассчитанные методом CALPHAD для температуры 20 °С

Тип и объемная доля выделившихся фаз, % (масс.)					
Hf, %	γ	γ'	MC	$M_{23}C_6$	M_3B_2
0,0	59,33	38,20	0,53	1,76	0,18
0,5	58,45	39,07	0,82	1,48	0,18
1,0	58,31	39,21	1,11	1,19	0,18
1,5	58,29	39,23	1,41	0,89	0,18
2,0	58,30	39,22	1,51	0,79	0,18
2,5	58,31	39,21	1,54	0,76	0,18
3,0	58,33	39,19	1,56	0,74	0,18
3,5	58,31	39,21	1,57	0,73	0,18
4,0	58,24	39,28	1,57	0,73	0,18
4,5	58,11	39,41	1,57	0,73	0,18
5,0	57,98	39,54	1,58	0,72	0,18

Таблица 2 – Влияние гафния на температуры выделения фаз в системе Ni-16Cr-5Co-2,7Al-2,7Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C, рассчитанные методом CALPHAD

Температуры растворения и выделения фаз, °С					
Hf, %	γ	γ'	MC	$M_{23}C_6$	M_3B_2
0,0	1293,76	1055,35	1330,68	1042,87	1198,41
0,5	1283,50	1065,55	1323,52	1057,43	1192,00
1,0	1276,16	1070,25	1318,74	1050,00	1186,90
1,5	1270,79	1077,75	1319,01	956,09	1183,20
2,0	1244,55	1088,74	1318,64	813,89	1177,94
2,5	1208,09	1101,02	1317,92	726,71	1171,81
3,0	1173,76	1113,53	1317,03	727,58	1165,61
3,5	1129,29	1122,12	1316,05	728,92	1129,81
4,0	1126,95	1127,82	1315,01	730,35	1127,82
4,5	1125,89	1126,89	1313,95	731,77	1125,89
5,0	1124,19	1126,13	1312,87	733,14	1124,19

Результаты, приведенные в таблицах 1 и 2, показывают, что с повышением содержания гафния в исследованном диапазоне (0,5–5,0 %) в сплаве системы Ni-16Cr-5Co-3Al-3Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C количество основной упрочняющей γ' - фазы остается постоянным. Вместе с тем, при содержании гафния 5,0 % по массе наблюдается повышение ее температуры полного растворения в γ - твердом растворе более, чем на 70 °С по сравнению с исходным состоянием без гафния.

Установлено, что суммарное количество карбидной фазы практически не изменяется, однако увеличивается объемная доля карбидов типа MC почти в 3 раза, с 0,53 % в составе без гафния до 1,58 % в составе, содер-

жащем гафний 5,0 % (по массе). При этом в 2,5 раза уменьшается объемная доля карбидов типа $M_{23}C_6$.

Расчеты показывают, что с увеличением содержания гафния в исследованной многокомпонентной никелевой системе происходит изменение механизма карбидного упрочнения в сторону образования большего количества карбидов типа MC. При этом происходит торможение процесса образования менее термодинамически стойких карбидов типа $M_{23}C_6$ и выделение большего количества более благоприятных и термически стабильных карбидов типа MC (табл. 1).

Из табл. 2 и рис. 1 видно, что с повышением содержания гафния в исследованной многокомпонентной никелевой системе температуры выделения карбидов

типа MC и боридов типа M_3B_2 несколько снижаются, но остаются достаточно стабильными. При этом наблюдается заметное снижение температуры выделения карбидов типа $M_{23}C_6$ при содержании гафния более 1,0 % по массе. При этом расчеты также показывают, что в фазовом составе исследованных сплавов вероятно выделение незначительного количества (0,18 %) боридов типа M_3B_2 , температура выделения которых с увеличением содержания гафния до 5,0 % по массе снижается более, чем на 74 °C по сравнению с исходным составом без гафния. За счет влияния гафния на переохлаждение расплава в процессе кристаллизации температурные условия протекания теплофизических процессов выделения и растворения фаз могут изменяться, и вероятно, процессы образования карбидов типа $M_{23}C_6$ и боридов типа M_3B_2 происходят при более низких температурах.

В табл. 3–6 и на рис. 2–4 представлены результаты расчетов наиболее вероятного химического состава фаз после кристаллизации многокомпонентной системы Ni-16Cr-5Co-3Al-3Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C без гафния и с гафнием в исследованном диапазоне легирования (0,5–5,0 %).

Таблица 3 – Расчетный химический состав γ - твердого раствора сплава системы Ni-16Cr-5Co-3Al-3Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C без гафния и с гафнием

Hf, % (по массе)	Химический состав γ - твердого раствора при 20 °C, % (масс.)									
	Ni	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W	Hf	C	B/Zr
0,0	62,08	23,13	7,43	0,51	–	3,89	2,96	–	–	–/–
0,5	61,73	23,54	7,57	0,50	–	3,79	2,87	–	–	–/–
1,0	61,34	23,98	7,73	0,50	–	3,69	2,76	–	–	–/–
1,5	60,94	24,44	7,90	0,50	–	3,58	2,64	–	–	–/–
2,0	60,49	24,93	8,08	0,50	–	3,47	2,53	–	–	–/–
2,5	60,03	25,43	8,26	0,50	–	3,37	2,41	–	–	–/–
3,0	59,53	25,96	8,45	0,50	–	3,26	2,30	–	–	–/–
3,5	59,16	26,25	8,66	0,50	–	3,20	2,23	–	–	–/–
4,0	58,89	26,28	8,86	0,50	–	3,20	2,24	–	–	–/–
4,5	58,84	26,27	8,95	0,50	–	3,15	2,29	–	–	–/–
5,0	58,70	26,26	9,05	0,50	–	3,11	2,34	–	–	–/–

Сравнительные результаты табл. 3 и рис. 2 показали, что с повышением содержания гафния в исследованном диапазоне (0,5–5,0 %) в сплаве системы Ni-16Cr-5Co-3Al-3Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C химический состав γ - твердого раствора практически не изменяется и остается стабильным. Так как гафний не является твердорастворным упрочнителем, то он не входит в состав γ - твердого раствора.

Результаты расчетов по распределению легирующих элементов в γ - твердом растворе на основе никеля (Ni) показали, что в его составе присутствуют: хром (23–26 %), кобальт (7–9 %), которые по своему содер-

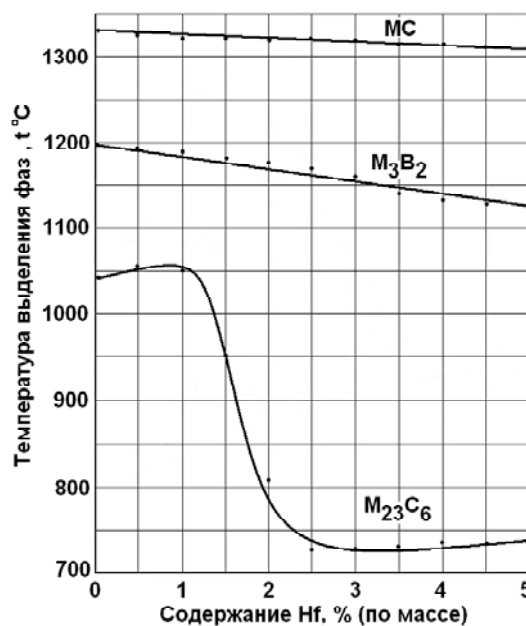


Рис. 1. Влияние гафния на температуры выделения карбидов и боридов в сплаве системы Ni-16Cr-5Co-3Al-3Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C

жанию в почти в 1,5–2 раза выше их содержания в сплаве (Cr – 14,5 %) и (Co – 4,5 %) соответственно. Содержание молибдена (Mo) и вольфрама (W) в твердом растворе приблизительно такое же или незначительно ниже, чем их содержание в составе сплава среднего уровня легирования (табл. 3).

Анализ результатов таблицы 4 и рисунка 3 показал, что с повышением содержания гафния в исследованном диапазоне (0,5–5,0 %) в сплаве системы Ni-16Cr-5Co-3Al-3Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C химический состав γ' - фазы изменяется.

Таблица 4 – Расчетный химический состав γ' - фазы

Hf,% (по массе)	Химический состав γ' - фазы при 20 °С, % (масс.)									
	Ni	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W	Hf	C	B/Zr
0,0	78,29	2,67	1,90	6,32	6,97	0,60	3,25	–	–	–/–
0,5	77,68	2,62	1,90	6,21	6,82	0,55	3,05	1,17	–	–/–
1,0	77,53	2,63	1,93	6,21	6,81	0,52	2,97	1,40	–	–/–
1,5	77,49	2,65	1,97	6,23	6,81	0,50	2,90	1,45	–	–/–
2,0	77,47	2,67	2,01	6,24	6,82	0,48	2,83	1,48	–	–/–
2,5	77,45	2,69	2,05	6,26	6,83	0,45	2,76	1,51	–	–/–
3,0	77,43	2,70	2,09	6,28	6,83	0,43	2,70	1,54	–	–/–
3,5	77,38	2,71	2,14	6,30	6,84	0,42	2,65	1,56	–	–/–
4,0	77,31	2,70	2,20	6,31	6,83	0,42	2,66	1,57	–	–/–
4,5	77,26	2,70	2,22	6,31	6,81	0,42	2,71	1,57	–	–/–
5,0	77,22	2,69	2,24	6,31	6,79	0,41	2,77	1,57	–	–/–

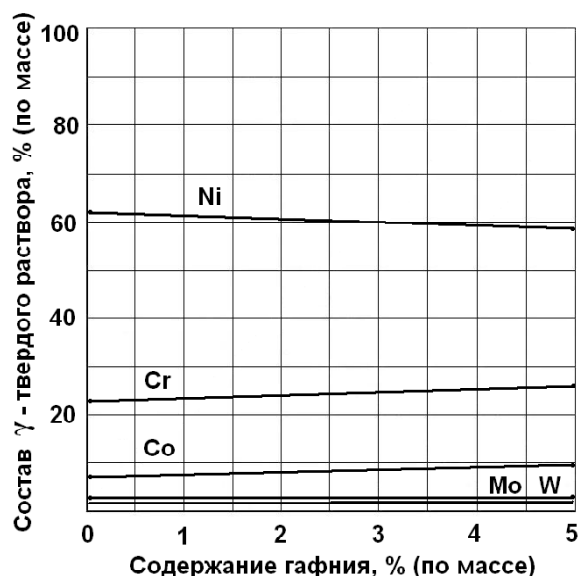


Рис. 2. Влияние гафния на распределение элементов в составе γ - твердого раствора сплава системы Ni-16Cr-5Co-3Al-3Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C

Расчеты показывают, что гафний, являясь γ' - образующим элементом, входит в состав γ' - фазы. При этом следует отметить, что не влияя на общее количество выделяющейся γ' - фазы в опытных составах (см. табл. 1), гафний заметно изменяет ее химический состав (табл. 4), тем самым улучшая термическую стабильность за счет повышения температуры полного растворения в γ - твердом растворе (табл. 2).

Так, с повышением содержания гафния (Hf) до 1,0 % по массе повышается его количество в составе γ' - фазы по сравнению с исходным составом без гафния. Дальнейшее увеличение содержания гафния в исследованном диапазоне легирования не приводит к заметному

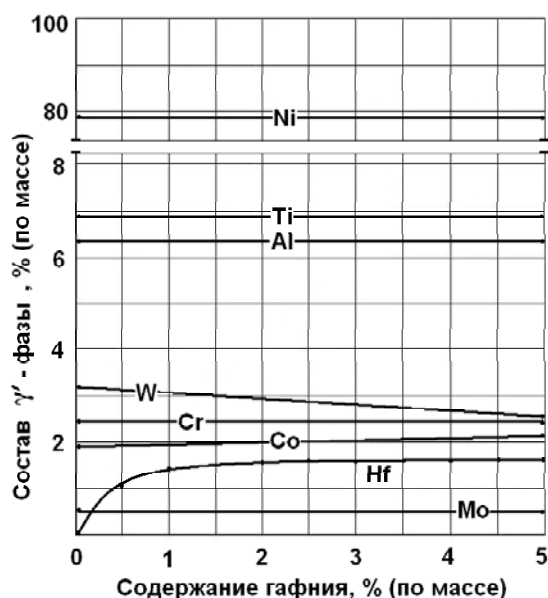


Рис. 3. Влияние содержания гафния на распределение элементов в составе γ' - фазы сплава системы Ni-16Cr-5Co-3Al-3Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C

повышению концентрации гафния в составе γ' - фазы. При этом количество никеля, хрома, алюминия, титана и молибдена (Ni, Cr, Al, Ti, Mo) остается стабильным, в то время как несколько повышается количество кобальта (Co) при постепенном снижении концентрации вольфрама (W).

Расчеты по распределению легирующих элементов в химическом составе γ' - фазе на основе интерметаллида Ni₃Al показали, что содержание алюминия (Al ~ 6,3%) и титана (Ti ~ 6,9%), основных γ' - образующих элементов, приблизительно в 2 раза выше, чем их содержание в составе сплава среднего уровня легирования (Al ~ 3,0 %) и (Ti ~ 3,0 %) соответственно. Наряду

Таблиця 5 – Расчетный химический состав карбидов типа МС

Hf,% (по массе)	Химический состав карбидов типа МС при 20 °С, % (масс.)									
	Ni	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W	Hf	Zr	C
0,0	–	0,87	–	–	59,24	0,88	22,46	–	0,79	15,76
0,5	–	0,87	–	–	26,72	0,78	8,85	52,14	0,45	10,19
1,0	–	0,33	–	–	7,72	0,81	2,01	81,36	0,53	7,24
1,5	–	–	–	–	1,94	0,24	0,41	90,43	0,70	6,21
2,0	–	–	–	–	0,78	–	0,16	92,55	0,47	5,92
2,5	–	–	–	–	0,56	–	0,10	93,16	0,36	5,82
3,0	–	–	–	–	0,50	–	–	93,45	0,29	5,76
3,5	–	–	–	–	0,42	–	–	93,61	0,25	5,72
4,0	–	–	–	–	0,38	–	–	93,70	0,21	5,71
4,5	–	–	–	–	0,38	–	–	93,74	0,18	5,70
5,0	–	–	–	–	0,38	–	–	93,77	0,16	5,69

с кобальтом, в состав γ' - фазы входит вольфрам, содержание которого несколько ниже, чем в исходном составе без гафния. Установлено, что при содержании гафния 0,5 % по массе концентрация его в составе γ' - фазы заметно повышается и составляет 1,17 %. При дальнейшем увеличении содержания гафния в исследованном диапазоне (0,5–5,0 %) его концентрация в составе γ' - фазы незначительно повышается до 1,57 % (см. табл. 4, рис. 3).

Анализ результатов расчетов, приведенных в табл. 5 и на рис. 4 показал, что с повышением содержания гафния в исследованном диапазоне (0,5–5,0 %) в сплаве системы Ni-16Cr-5Co-3Al-3Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C химический состав карбидов типа МС существенно изменяется.

Расчеты показали, что гафний является мощным карбидообразующим элементом, так как составляет основу карбидов типа МС. При этом следует отметить, что влияя на объемную долю карбидов данного типа (см. табл. 1), гафний существенно изменяет их химический состав (табл. 5) и улучшает морфологию, что положительно влияет на показатели прочности и пластичности [10, 11].

Так, расчеты состава карбидов типа МС показали, что в их состав входят титан и вольфрам, концентрация которых заметно снижается при содержании гафния 0,5 % по массе. Дальнейшее увеличение содержания гафния в исследованном диапазоне легирования (1,0–5,0 %) приводит к постепенному снижению концентраций титана, вольфрама, а также углерода в составе карбидов типа МС, при этом гафний является основой карбидов данного типа.

Следует отметить, что с повышением содержания гафния в исследованном диапазоне легирования (0,5–5,0 %) его концентрация в составе карбидов типа МС на порядок выше, чем его содержание в опытных составах,

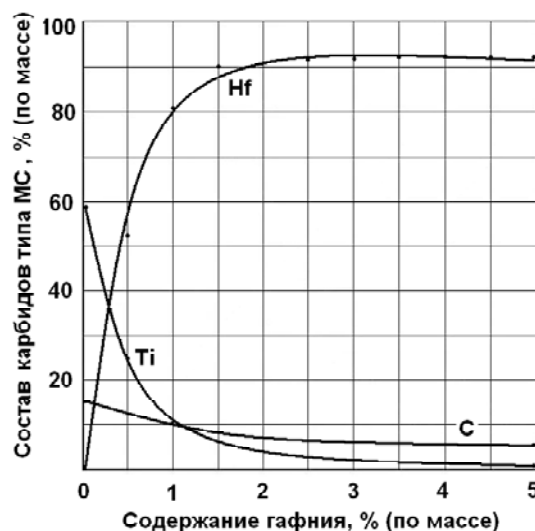


Рис 4. Влияние гафния на распределение элементов в составе карбидов типа МС в сплаве системы Ni-16Cr-5Co-3Al-3Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C

что подтверждает его мощную карбидообразующую способность к формированию карбидов типа МС.

Анализ результатов расчетов, представленных в таблице 6, показал, что с повышением содержания гафния в исследованном диапазоне (0,5–5,0 %) в сплаве системы Ni-16Cr-5Co-3Al-3Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C химический состав карбидов типа $M_{23}C_6$ не изменяется и остается стабильным. Гафний не входит в состав карбидов данного типа, хотя является мощным карбидообразующим элементом.

При этом следует отметить, что снижая объемную долю карбидов типа $M_{23}C_6$ и температуру их выделения (см. табл. 1, рис. 1), гафний не влияет на их химический состав (табл. 6). Так, при легировании гафнием в исследованном диапазоне (0,5–5,0%) химический состав кар-

Таблица 6 – Расчетный химический состав карбидов типа $M_{23}C_6$

Hf, % (по массе)	Химический состав карбидов типа $M_{23}C_6$ при 20 ⁰ C, % (масс.)									
	Ni	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W	Hf	C	B/Zr
0,0	4,44	69,31	1,02	–	–	19,93	0,18	–	5,12	–/–
0,5	4,26	69,53	1,00	–	–	19,90	0,19	–	5,12	–/–
1,0	4,07	69,75	0,98	–	–	19,87	0,20	–	5,13	–/–
1,5	3,88	69,99	0,96	–	–	19,83	0,21	–	5,13	–/–
2,0	3,71	70,22	0,93	–	–	19,79	0,22	–	5,13	–/–
2,5	3,54	70,45	0,91	–	–	19,74	0,23	–	5,13	–/–
3,0	3,36	70,69	0,89	–	–	19,69	0,24	–	5,13	–/–
3,5	3,27	70,81	0,89	–	–	19,66	0,24	–	5,13	–/–
4,0	3,26	70,80	0,91	–	–	19,66	0,24	–	5,13	–/–
4,5	3,25	70,80	0,92	–	–	19,65	0,25	–	5,13	–/–
5,0	3,24	70,81	0,93	–	–	19,63	0,26	–	5,13	–/–

бидов типа $M_{23}C_6$ остается стабильным, при этом его основу составляют хром (~ 70 %) и молибден (~ 20 %), что говорит о сильной карбидообразующей способности хрома к формированию карбидов данного типа. При этом количество никеля, кобальта, вольфрама и углерода (Ni, Co, W, C) практически не изменяется.

Как отмечалось выше, в фазовом составе исследованных опытных сплавов возможно выделение небольшого количества (0,18 %) боридов типа M_3B_2 расчетного состава, которые содержат хром в пределах (19,95–20,15 %), молибден (71,60–71,34%) и бор (8,16–8,17 %).

Результаты приведенных расчетов согласуются с экспериментальными данными, полученными на других промышленных жаропрочных никелевых сплавах [2–4, 8, 10, 11].

Выводы

1. С повышением содержания гафния в исследованном диапазоне (0,5–5,0 %) в сплаве системы Ni-16Cr-5Co-3Al-3Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C количество γ' - фазы остается постоянным, при этом гафний изменяет ее химический состав, улучшая термическую стабильность за счет повышения температуры полного растворения в γ - твердом растворе более, чем на 70 °С.

2. Суммарное количество карбидной фазы в исследованной многокомпонентной никелевой системе практически не изменяется при легировании гафнием в исследованном диапазоне, однако за счет увеличения объемной доли более термически стойких карбидов типа MC уменьшается количество менее стойких карбидов типа $M_{23}C_6$.

3. С повышением содержания гафния в исследованном диапазоне легирования (0,5–5,0 %) его концентрация в составе карбидов типа MC на порядок выше, чем в составе сплава, что подтверждает мощную карбидообразующую способность гафния к образованию на своей основе карбидов типа MC.

4. При легировании гафнием в исследованном диапазоне (0,5–5,0 %) химический состав карбидов типа $M_{23}C_6$ не изменяется. Гафний не входит в их состав, а основу карбидов данного типа составляет хром, что говорит о его сильной карбидообразующей способности к формированию карбидов данного типа.

Список литературы

1. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) / Е. Н. Каблов. – Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, Государственный научный центр Российской Федерации. – М. : МИСИС, 2001. – 632 с.
2. Кишкин С. Т. Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе / Кишкин С. Т., Строганов Г. Б., Логунов А. В. – М. : Машиностроение, 1987. – 116 с.
3. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления / [Б. Е. Патон, Г. Б. Строганов, С. Т. Кишкин и др.]. – К. : Наук. думка, 1987. – 256 с.
4. Симс Ч. Т. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Ч. Т. Симс, Н. С. Столофф, У. К. Хагель ; пер. с англ. под ред. Р.Е. Шалина. – М. : Металлургия, 1995. – Кн. 1, 2. – 384 с.
5. Каблов Е. Н. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина : науч.-техн. сб. : к 100-летию со дня рождения С. Т. Кишкина / под общ. ред. Е. Н. Каблова. – М. : Наука, 2006. – 272 с.
6. Каблов Е. Н. Жаропрочность никелевых сплавов / Е. Н. Каблов, Е. Р. Голубовский. – М. : Машиностроение, 1998. – 464 с.
7. Каблов Е. Н. Перспективы применения литейных жаропрочных сплавов для производства турбинных лопаток ГТД / Е. Н. Каблов, С. Т. Кишкин // Газотурбинные технологии. – 2002. – №1–2. – С. 34–37.
8. Жаропрочные сплавы для газовых турбин. Материалы международной конференции / [Д. Котсорадис, П. Феликс, Х. Фишмайстер и др.] ; пер. с англ. под ред. Р. Е. Шалина. – М. : Металлургия, 1981. – 480 с.

9. Saunders N. The Application of CALPHAD Calculations to Ni-Based Superalloys / N. Saunders, M. Fahrmann, C. J. Small // In «Superalloys 2000» eds. K. A. Green, T. M. Pollock and R. D. Kissinger. – TMS. – Warrendale. – 2000. – 803 p.
10. Масленков С. Б. Влияние гафния на структуру и свойства никелевых сплавов / С. Б. Масленков, Н. Н. Бурова, В. В. Хангулов // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1980. – № 4. – С. 45–46.
11. Исследование влияния гафния на структуру и свойства литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава / А. Д. Коваль, А. Г. Андриенко, С. В. Гайдук, В. В. Кононов // *Вестник двигателестроения.* – 2012. – № 1. – С. 196–200.

Одержано 11.04.2014

Гайдук С.В., Кононов В.В. Дослідження впливу гафнію на фазовий склад ливарного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву із застосуванням методу пасивного експерименту

За допомогою комп'ютерного моделювання, що базується на розрахунковому методі CALPHAD, оцінений вплив гафнію в дослідженому діапазоні легування від 0,5 до 5,0 % (за масою) на фазовий склад багатокomпонентної нікелевої системи Ni-16Cr-5Co-2,7Al-2,7Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C. Представлені результати розрахунків фазового складу дослідних сплавів з добавками гафнію порівняно з вихідним складом без гафнію.

Ключові слова: ливарні жароміцні корозійностійкі нікелеві сплави, система легування, фазовий склад, γ -твердий розчин, γ' -фаза, карбід, температури розчинення і виділення фаз.

Gayduk S., Kononov V. Investigation of hafnium influence on phase composition high-temperature corrosion-resistant cast nickel alloy using passive experimental method

By means of computer modeling based on CALPHAD calculating method hafnium influence within alloying range from 0,5 to 5,0 % (by mass) on phase composition of multi-component nickel system Ni-16Cr-5Co-2,7Al-2,7Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C has been estimated. The calculated results of experimental alloy phase compositions with hafnium additions have been represented in comparison with initial composition, free of hafnium.

Key words: high-temperature corrosion-resistant cast nickel alloys, alloying system, phase composition, γ -solid solution, γ' -phase, carbides, temperatures of phase solution and precipitation.

ИЗЫСКАНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ НАПЛАВОЧНЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ РАБОТЫ В УСЛОВИЯХ АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Исследована износостойкость, горячая твердость и твердость после нагрева стандартных наплавочных сплавов в условиях абразивного изнашивания при повышенных до 550 °С температурах. На базе проведенных исследований разработана самозащитная порошковая проволока для износостойкой наплавки скребков смесителей огнеупорного производства.

Ключевые слова: износостойкость, твердость, горячая твердость, порошковая проволока, наплавка, скребки смесителей.

Введение

Для повышения износостойкости деталей, эксплуатирующихся в контакте с абразивными частицами, возможны два основных пути синтеза износостойких сплавов:

- 1) создание материалов с метастабильной структурой, способной поглощать энергию, вносимую извне, и рассеивать ее путем фазовых и структурных превращений;
- 2) создание материалов с относительно термостабильной структурой.

Использование сплавов первой группы для многих быстроизнашиваемых деталей огнеупорного производства (пластины пресс-форм, гильзы и др.) эффективно и обеспечивает значительное повышение износостойкости за счет упрочнения поверхности при протекании $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Однако, как показали наши исследования [1, 2], для условий интенсивного абразивного изнашивания при наличии повышенных (до 550 °С) температур, например, скребки смесителей огнеупорного производства, такие сплавы слабо сопротивляются воздействию абразивных частиц. Это связано с термическим разупрочнением матрицы сплава, что при наличии незначительного количества карбидной фазы приводит к резкому снижению ее твердости и, как следствие, к падению износостойкости.

Поэтому для сплавов, подверженных абразивному изнашиванию при повышенных температурах, перспективными являются материалы второй группы с термостабильной структурой. Относительная стабильность таких сплавов при нагреве до рабочих температур обеспечивается наличием в структуре значительного количества карбидной фазы, не претерпевающей существенных изменений в процессе нагрева до 550 °С.

Материалы и методика исследований

Для повышения срока службы скребков наиболее перспективным является метод наплавки изнашиваемых мест скребка. Поэтому в дальнейшем для этой цели рассматривались только наплавочные материалы.

Изыскание сплавов для повышения срока службы скребков смесителей, эксплуатирующихся в условиях интенсивного абразивного изнашивания при повышенных температурах, проводилось в два этапа [3].

На первом этапе на основании анализа условий эксплуатации скребков смесителей определялись наиболее приемлемый для данных условий тип металлической матрицы износостойкого материала и максимально возможное, с точки зрения обеспечения технологической надежности, количество карбидной фазы. Затем из существующих наплавочных материалов выбирали несколько сплавов, наиболее полно удовлетворяющих этим требованиям. По результатам этих испытаний производили окончательный выбор материала, обеспечивающего повышение срока службы деталей.

Определенный таким образом сплав для заданных условий изнашивания является наиболее приемлемым из известных наплавочных материалов.

На втором этапе разрабатывался новый сплав, состав и структура которого обеспечивают требуемое сочетание износостойкости и эксплуатационной надежности.

В соответствии с данной методикой, на первом этапе были испытаны материалы, применяемые на различных огнеупорных заводах для повышения долговечности скребков смесительных аппаратов. Это – наплавочные порошкообразные смеси типа КБХ, сталинит и штучные наплавочные электроды типа Т-590, Т-620, сормайт (табл. 1).

Результаты исследований и их обсуждение

Микроструктура сплавов, наплавленных этими материалами, представляет собой заэвтектическую матрицу с различным количеством и морфологией избыточной карбидной фазы. Твердость наплавок составляет 50-58 HRC.

Срок службы скребков, упрочненных такими наплавочными материалами, находится приблизительно на одном уровне, составляет 4-5 суток и не удовлетворяет производство.

В условиях эксплуатации скребков смесителей, когда в процессе изнашивания кромки нагреваются до 550 °С, важной характеристикой состояния металла является его горячая твердость. А также способность восстанавливать исходную твердость после нагрева до температур изнашивания и охлаждения до комнатной температуры, так как в процессе эксплуатации скребков происходит их периодическое охлаждение до комнатных температур при загрузке новых порций перемешиваемой шихты, а также при плановых периодических остановках смесительного аппарата.

В связи с этим были проведены дюрOMETрические исследования сплавов, используемых огнеупорными заводами для наплавки скребков смесителей, результаты которых представлены на рис. 1.

Горячая твердость и твердость после охлаждения исследованных наплавок при нагреве до максимальных температур эксплуатации скребков (500-550 °С) существенно снижается.

Исходя из соображений технологичности, наиболее приемлемым наплавочным материалом для упрочнения скребков смесителей является порошковая проволока с внутренней защитой, позволяющая вести процесс наплавки полуавтоматическим способом открытой дугой.

Поэтому в дальнейшем из стандартных наплавочных материалов были отобраны две порошковые проволоки ПП АН-125 и ПП АН-170. Срок службы скребков, наплавленных этими материалами, существенно (в 2,5-2,6 раза) отличается (см. табл. 1). Это связано со структурным состоянием наплавок: в микроструктуре

металла, наплавленного порошковой проволокой ПП АН-170, содержится до 40 % количества избыточной карбидной фазы, в то время как структура наплавки ПП АН-125 имеет эвтектическое строение. Тем самым еще раз подтвердилась необходимость изыскания наплавочных сплавов с большим содержанием твердой фазы.

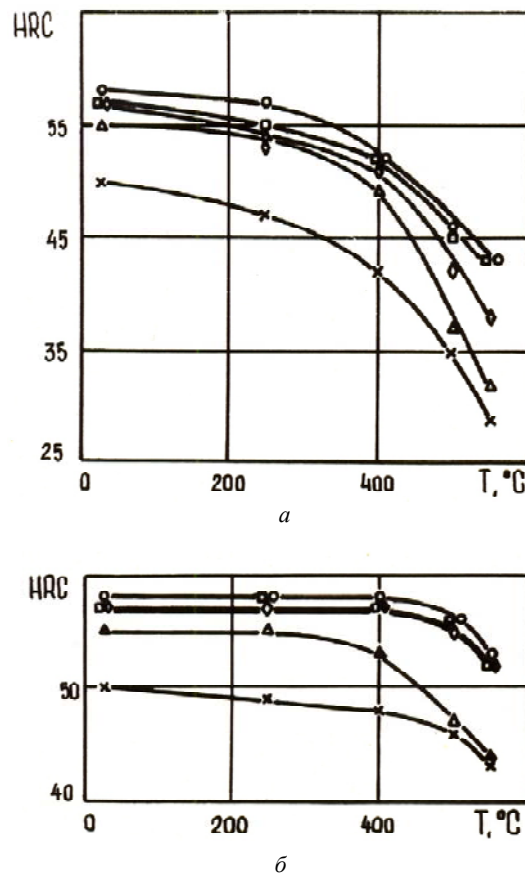


Рис. 1. Изменение горячей твердости (а) и твердости после нагрева и охлаждения (б), используемых огнеупорными заводами наплавочных сплавов в зависимости от температуры испытаний: ○ – Т-590, ◇ – Т-620, □ – сталинит, △ – КБХ, × – сормайт

Таблица 1 – Химический состав, твердость и износостойкость сплавов, испытанных в условиях эксплуатации скребков смесителей

Материал	Твердость HRC	Химический состав, % масс.						Относит. износостойкость, ε
		C	Cr	Mn	Si	B	Проч., Fe – остальное	
Сормайт (эталон)	50	2,9	28	1,5	3,5	–	3,5 %Ni	1,0
Сталинит	57	5,2	10,4	9,2	0,9	–	–	1,2
КБХ	55	2,5	21,0	0,4	1,5	0,9	–	1,1
Т-590	58	3,3	25,0	2,0	2,0	1,3	–	1,4
Т-620	57	3,2	20,5	1,8	2,2	1,1	0,6 %Ti	1,3
ПП АН-125	52	2,0	15,0	1,0	1,5	0,7	0,3 %Ti	1,1
ПП АН-170	60	0,8	20,0	–	–	3,0	0,6 %Ti	2,9
ПП-ЗМИ-2	64	3,1	17,5	–	4,8	3,2	0,6 %Ti	3,9

ДюрOMETрические исследования металла, наплавленного порошковыми проволоками ПП АН-125 и ПП АН-170 в нагретом состоянии и после охлаждения, позволили установить, что горячая твердость сплава, наплавленного ПП АН-125, во всем интервале температур падает и достигает 39 HRC при 550 °С (рис. 2, а).

Твердость наплавки ПП АН-170 в нагретом состоянии выше на 5–6 HRC, чем сплава ПП АН-125, что хорошо согласуется с результатами определения износостойкости этих материалов в производственных условиях (см. табл. 1).

Способность восстанавливать исходную твердость после различных температур нагрева у сплава, наплавленного ПП АН-125, ниже, чем наплавки ПП АН-170. Так, для сплава ПП АН-125 исходная твердость восстанавливается после охлаждения до комнатной температуры от температуры нагрева 400 °С, а для ПП АН-170 – после нагрева до 500 °С. С повышением температуры нагрева наступает интенсивное разупрочнение обоих сплавов, что приводит к снижению твердости после охлаждения от 550 °С и горячей твердости (см. рис. 2).

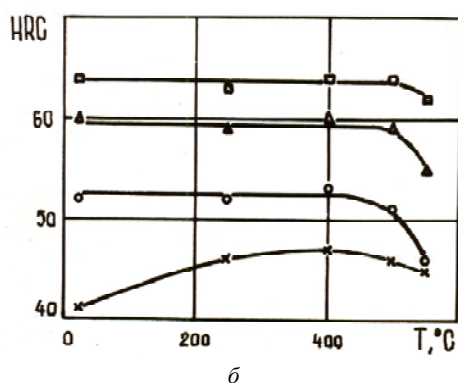
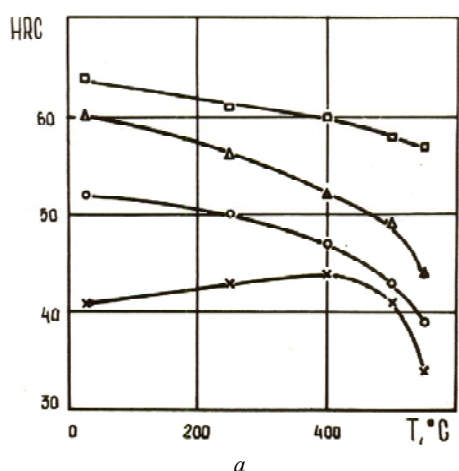


Рис. 2. Изменение горячей твердости (а) и твердости после нагрева и охлаждения (б), исследованных наплавочных материалов в зависимости от температуры испытаний:

○ – ПП АН-125, Δ – ПП АН-170, □ – ПП-ЗМИ-2,
× – ПП-3Х2В8

Для сравнения был исследован теплостойкий сплав, наплавленный порошковой проволокой ПП-3Х2В8. Несмотря на то, что твердость после отпуска данного сплава даже несколько повысилась по сравнению с исходной, горячая твердость при 550 °С существенно (до 34 HRC) снизилась (см. рис. 2, а). Недостаточная твердость металла, наплавленного ПП-3Х2В8, а также отсутствие избыточной карбидной фазы в структуре сплава не позволяет его использовать в качестве износостойкого материала в условиях интенсивного абразивного изнашивания при повышенных температурах.

Таким образом, на первом этапе изыскания наиболее приемлемого сплава для повышения срока службы скребков был выбран наиболее износостойкий из стандартных наплавочных материалов – порошковая проволока с внутренней защитой ПП АН-170.

Однако данный сплав содержит недостаточное количество карбидной фазы и, очевидно, не является оптимальным для условий эксплуатации скребков. Поэтому на втором этапе разрабатывалась порошковая проволока, обеспечивающая еще более значительное повышение износостойкости скребков смесителей в сравнении с наплавкой ПП АН-170.

При создании сплава для наплавки скребков смесителей исходили из результатов исследований, полученных ранее: наиболее перспективными для данных условий эксплуатации являются высококарбидные сплавы. Тип матрицы (за исключением не износостойкой ферритной) не оказывает существенного влияния на сопротивляемость сплава абразивному изнашиванию при повышенных температурах. Наиболее приемлемой в данных условиях, очевидно, оказывается аустенитная основа сплава, удовлетворительно сопротивляющаяся воздействию абразивных частиц и достаточно прочно удерживающая карбидную фазу от выкрашивания в процессе изнашивания. Такому структурному состоянию наиболее полно соответствуют заэвтектические сплавы, получаемые наплавкой. В этом случае избыточная упрочняющая фаза располагается в ледебуритной основе, представляющей собой эвтектическую смесь аустенита и мелкодисперсных вторичных выделений [4].

Тип карбидной фазы, ее форма, размеры и характер распределения в матрице должны обеспечивать оптимальное соотношение износостойкости и надежности в эксплуатации. Анализ литературных данных [4–6] и многочисленные исследования наплавочных материалов, выполненные на кафедре сварки ЗНТУ, позволяют считать, что мелкодисперсные избыточные карбиды компактной формы, равномерно распределенные в основе сплава, наиболее эффективны, т. к. способствуют существенному повышению износостойкости при сохранении удовлетворительных пластических свойств металла.

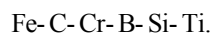
При разработке сплава для наплавки скребков смесителей за основу была принята система легирования

Fe-C-Cr, включающая относительно дешевые и недефицитные элементы. В сплавах данной системы в зависимости от отношения хрома к углероду возможно образование различных карбидов [4]. Так как в хромистых сплавах присутствуют комплексные карбиды $(Cr, M)_7C_3$ и $(Cr, M)_{23}C_6$ [5, 7], а легирование одновременно несколькими элементами позволяет качественно улучшить карбидную фазу [4], то было использовано комплексное легирование хромом, бором, кремнием и титаном.

Введение бора в сплав измельчает карбидную фазу [4, 8], способствует переходу сплава из доэвтектического состояния в заэвтектическое. Бор, легируя основу и твердую фазу, образуя соединения типа $(Cr, Fe)_7(CB)_3$ и $(Cr, Fe)_{23}(CB)_6$, значительно повышает твердость и износостойкость сплава [8, 9].

С целью повышения теплостойкости [10], более равномерного распределения упрочняющей фазы и увеличения ее содержания за счет снижения растворения углерода в железе [4] в сплав вводился кремний. В работе [11] показано, что кремний, не образуя собственной карбидной фазы, способствует ее измельчению и увеличению количества в структуре сплава. Повышение износостойкости было получено при введении в сплав титана [12], который измельчает структуру сплава, уменьшает размеры включений эвтектической сетки карбидов.

Таким образом, при создании сплава для наплавки скребков была определена следующая система легирования:



Содержание и соотношение легирующих элементов в принятой системе оказывает существенное влияние на износостойкость и технологическую надежность сплавов в эксплуатации: увеличение уровня легирования наплавленного металла с целью повышения количества карбидной фазы приводит к повышению его износостойкости, но снижает эксплуатационную надежность.

Условия эксплуатации скребков смесительных аппаратов огнеупорного производства (интенсивный абразивный износ без существенных ударных нагрузок при повышенных температурах) позволяет использовать сплавы со значительным количеством горячих и холодных трещин, т. к. «мягкая» феррито-перлитная основа конструкционных сталей типа Ст. 3–Ст. 5, используемых для изготовления скребков, достаточно прочно удерживает металл наплавки. Кроме того, после нанесения износостойкого слоя скребки не подвергаются механической обработке, что позволяет значительно легировать наплавленный металл с целью получения в структуре большого (до 70–75 %) количества твердой карбидной фазы.

Для получения заэвтектических структур в наплавленном металле уровень легирования по углероду был принят 3,0–3,5 %. Количество хрома в сплаве определяется содержанием углерода. При отношении $Cr/C \geq 5$

(в атомных процентах) образуется в основном кубический карбид $M_{23}C_6$, обладающий большей износостойкостью, чем гексагональный M_7C_3 [4, 10]. Исходя из этого, принято содержание хрома в пределах 15–20 %. Содержание титана в сплаве составляло 0,4–0,6 %.

С целью определения оптимального количества бора и кремния были исследованы образцы, наплавленные порошковыми проволоками при варьировании содержания бора в пределах от 0,5 до 4,2 %, а кремния – от 1,9 до 4,9 % (табл. 2).

Таблица 2 – Химический состав опытных наплавов

Маркировка наплавки	Химический состав, % мас.				
	C	Cr	Si	B	Ti
8–3	3,1	17,5	4,8	3,2	0,6
8–6	3,1	13,7	4,8	0,5	0,5
8–7	3,1	16,8	3,7	1,1	0,4
8–9	3,1	15,3	1,9	2,9	0,5
8–10	3,1	18,7	4,9	4,2	0,6

Металлографические исследования опытных сплавов показали, что с повышением содержания бора в наплавленном металле количество упрочняющей фазы увеличивается. Влияния количества кремния на структуру исследованных сплавов отмечено не было.

Твердость всех сплавов составляет 63–66 HRC. С повышением температуры поверхности образцов наблюдается пропорциональное снижение твердости (рис. 3). Однако интенсивность падения горячей твердости сплавов различна. Так, минимальная твердость поверхности в нагретом состоянии во всем интервале температур была отмечена для сплавов 8–9 и 8–6, содержащих наименьшее количество кремния и бора соответственно.

С увеличением содержания бора и кремния в наплавленном металле горячая твердость повышается [13]. Максимальной твердостью в интервале температур 20–600 °C обладает сплав 8–10 с 4,2 % В и 4,9 % Si. Однако технологическая надежность его не позволяет использовать для упрочнения скребков смесителей: наплавленный слой имеет большое количество трещин, а в процессе изготовления образцов наблюдалось выкрашивание и отслаивание металла наплавки.

Сплав 8–3 при том же уровне легирования кремнием, что и 8–10, содержит меньшее количество бора (до 3,2 %), что приводит к снижению горячей твердости на 3–5 HRC. Но при этом технологическая надежность его существенно выше.

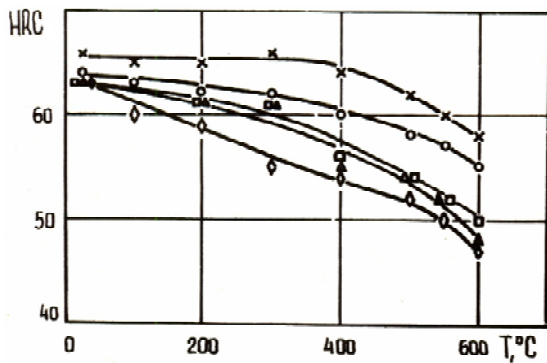


Рис. 3. Изменение горячей твердости опытных наплавочных

○ – 8-3, Δ – 8-6, □ – 8-7, ◇ – 8-9, × – 8-10

Маркировка согласно табл. 2

Следовательно, в оптимальном сплаве для упрочнения скребков смесителей содержание бора необходимо ограничить 3,0–3,2 %, а кремния – 4,5–5,0 %.

Для обеспечения данного уровня легирования наплавленного металла была рассчитана шихта порошковой проволоки. Для защиты зоны горения дуги и ванны расплавленного металла в состав шихты введен углекислый кальций, что позволило вести процесс наплавки открытой дугой.

Металл, наплавленный разработанной порошковой проволокой ПП-У30Х20Р3С5Т-О (ПП-ЗМИ-2), содержит во втором слое 70–75 % избыточной карбидной фазы (рис. 4), равномерно распределенной в ледебуритной матрице.

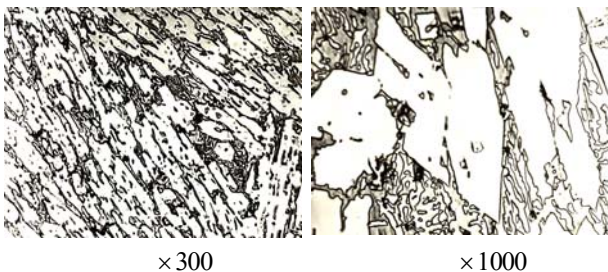


Рис. 4. Микроструктура сплава У30Х20Р3С5Т

Рентгеноструктурным и микрорентгеноспектральным анализами структурного состояния металла, наплавленного разработанной порошковой проволокой, установлено, что избыточная фаза представляет собой смесь боридов железа Fe_2B и специальных сложнелегированных карбоборидов типа M_7C_3 и $M_{23}(CB)_6$ высокой твердости, расположенных в аустенитной матрице. Это соответствует наиболее приемлемому структурному состоянию сплава для условий интенсивного абразивного изнашивания при температурах до 550 °С.

Исследования горячей твердости и твердости после нагрева и охлаждения показали, что эти параметры у разработанного сплава выше, чем у металла, наплавленного стандартной порошковой проволокой ПП АН-170 (см. рис. 2). Это связано с наличием в сплаве

У30Х20Р3С5Т большего количества избыточной твердой фазы.

Испытаниями наплавочных материалов в производственных условиях установлено, что наибольшей износостойкостью обладают скребки, наплавленные разработанной порошковой проволокой ПП-ЗМИ-2 (см. табл. 1). При этом срок службы скребков увеличивается в 2,8–3,9 раза в сравнении с используемыми огнеупорными заводами наплавочными материалами – сормайт, Т-590, КБХ и др. Износостойкость скребков, наплавленных разработанной порошковой проволокой, в 1,3–1,6 раза выше, чем при наплавке стандартной проволокой ПП АН-170.

Выводы

1. Исследования износостойкости сплавов, используемых огнеупорными заводами для повышения срока службы скребков смесителей, показали, что ни один из наплавочных материалов не обеспечивает достаточной износостойкости и не удовлетворяет производство.

2. Из стандартных наплавочных материалов наибольшей износостойкостью в условиях эксплуатации скребков смесителей обладает сплав, наплавленный порошковой проволокой ПП АН-170.

3. Исследовано влияние легирования на горячую твердость сплавов. Установлено, что увеличение бора и кремния в наплавке приводит к повышению его горячей твердости. Оптимальное содержание бора и кремния в наплавленном металле для условий абразивного изнашивания при повышенных (до 550 °С) температурах составляет 3,0–3,2 % В и 4,5–5,0 % Si.

4. Результаты всего комплекса исследований, представленных в данной работе, позволили создать для наплавки скребков смесителей порошковую проволоку ПП-У30Х20Р3С5Т, более приемлемую, чем стандартные наплавочные материалы.

Список литературы

1. Исследование условий эксплуатации и характера изнашивания скребков смесителей / В. С. Попов [и др.] // Огнеупоры : научн.-технич. и производств. журнал. – М. : Металлургия, 1988. – № 8. – С. 38–40.
2. Брыков Н. Н. Роль структуры в сопротивляемости сплавов абразивному изнашиванию при повышенных температурах / Н. Н. Брыков, М. Ю. Осипов // В кн. : Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности изделий. – Запорожье, 1986. – С. 299–300.
3. Брыков Н. Н. Методика изыскания износостойких сплавов для наплавки быстроизнашиваемых деталей огнеупорного оборудования, подверженных интенсивному абразивному износу / Н. Н. Брыков, Г. А. Пугачев, М. Ю. Осипов // Внедрение прогрессивных методов наплавки деталей и изготовление металлоконструкций в условиях металлургического завода : тезисы докладов. – Днепропетровск : 1984. – С. 13–14.
4. Лившиц Л. С. Основы легирования наплавленного металла / Л. С. Лившиц, Н. А. Гринберг, Э. Г. Куркумелли. – М. : Машиностроение, 1969. – 186 с.

5. Шумикин А. Б. Влияние упрочняющей фазы на свойства износостойких сплавов / А. Б. Шумикин, В. С. Попов // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – М., 1973. – № 1. – С. 138–141.
6. Восстановление и повышение износостойкости и срока службы деталей машин / под ред. В. С. Попова. – Запорожье : изд-во ОАО «Мотор Сич», 2000. – 394 с.
7. Особенности износа поверхностных слоев деталей песковых насосов / [Ю. Г. Бобро, М. Ф. Баранов, О. И. Коваленко, П. Е. Порядченко] // Трение и износ. – 1981. – Т. II. – № 6. – С. 1108–1111.
8. Гринберг Н. А. Влияние бора на фазовое строение и свойства наплавленного металла при абразивном изнашивании / Н. А. Гринберг, И. А. Монгайт // Металловедение и терм. обраб. металлов. – 1978. – № 12. – С. 48–50.
9. Куркумелли Э. Г. Влияние бора на свойства износостойких хромистых и хромоникелевых наплавов / Э. Г. Куркумелли, Н. А. Гринберг, Л. С. Лившиц // Металловедение и терм. обраб. металлов. – 1974. – № 5. – С. 60–62.
10. Геллер Ю. А. Инструментальные стали / Ю. А. Геллер. – М. : Металлургия, 1983. – 527 с.
11. Влияние кремния на износостойкость и усталостную прочность наплавочного сплава 200Х15ВРНСЗГЗ / [В. С. Попов, Н. Н. Брыков, Г. А. Пугачев, М. Ю. Осипов] // В кн. : Прогрессивные методы сварки в тяжелом машиностроении и наплавки в черной металлургии. – Жданов, 1977. – С. 49–51.
12. Кириевский Б. А. Влияние легирующих элементов на структуру и стойкость высокохромистого чугуна при абразивном изнашивании / Б. А. Кириевский, Л. Г. Смолякова, Н. Я. Костинская // В кн. : Литые износостойкие материалы. – Киев, 1976. – С. 53–57.
13. Осипов М. Ю. Влияние бора на горячую твердость сплава 300Х20СЗТ / М. Ю. Осипов // В кн. : Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности изделий. – Запорожье, 1984. – С. 163–164.

Одержано 29.04.2014

Осіпов М.Ю. Вищукування і дослідження зносостійких наплавочних сплавів для роботи в умовах абразивного зношування при підвищених температурах

Досліджено зносостійкість, гарячу твердість і твердість після нагріву стандартних наплавочних сплавів в умовах абразивного зношування при підвищених до 550 °С температурах. На базі проведених досліджень розроблений самозахисний порошковий дріт для зносостійкого наплавлення скребоків змішувачів вогнетривкого виробництва.

Ключові слова: зносостійкість, твердість, гаряча твердість, порошковий дріт, наплавлення, скребки змішувачів.

Osipov M. Surveys and studies of wear resistant alloys surfacing for working in abrasive wear at elevated temperatures

The wear resistance, hot hardness and toughness after heating of standard surfacing alloys at abrasive wear at elevated up to 550 °C temperatures was investigated. On the basis of studies self-shielded flux-cored wire for wear resistant surfacing of scrapers mixers refractory production was designed.

Key words: wear, hardness, hot hardness, cored wire, surfacing, scrapers faucet.

III ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 669.147

Є. В. Синегін, д-р техн. наук Б. М. Бойченко, канд. техн. наук В. Г. Герасименко,
Л. С. Молчанов, В. І. Хотюн

Національна металургійна академія України, м. Дніпропетровськ

ФІЗИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОДУВКИ СТАЛІ ГАЗОВОЮ СУСПЕНЗІЄЮ У ПРОМІЖНОМУ КОВШІ МБЛЗ

Об'єктом дослідження є процес безперервного розливання сталі, що включає вдування газо-порошкової суміші порожнистим стопором-інжектором проміжного ковша. Методами фізичного моделювання досліджено вплив продувки на процес безперервного розливання, включаючи гальмування струменя металу, режим витікання газо-порошкової суміші і розподіл порошку в кристалізаторі МБЛЗ.

Ключові слова: безперервне розливання, моделювання, продувка, інокулятор.

Вступ

Безперервне розливання сталі є фінішною операцією, у результаті якої отримують товарний продукт – заготовку, розміри та властивості якої відповідають готівій продукції. Тому на сучасному етапі розвитку вітчизняної металургії велику увагу приділяють методам захисту сталі від вторинного окислення та технологіям обробки сталі у передкристалізаційний період (електромагнітне перемішування, «м'яке» обтиснення, обробка інокуляторами та ін.).

З цього погляду перспективною технологією є вдування у рідку сталь інокулятора (залізного порошку або модифікувальних добавок) у струмені інертного газу через порожнистий стопор проміжного ковша, що чинить комплексний ефект на технологію розливання, сприяючи захисту струменя від вторинного окислення та видаленню газів і неметалевих включень у шлакову фазу проміжного ковша та подрібнення макроструктури заготовки при об'ємній кристалізації, що ініційована інокуляторами. Також автори роботи [1] стверджують, що у випадку потрапляння бульбашок аргону у кристалізатор зменшується поглиблення перегрітого струменя металу в рідку фазу заготовки та зменшення заростання заглибного стакану, при розливанні неіржавіючої сталі.

Зручним інструментом для вивчення гідродинамічних аспектів взаємодії газо-порошкового струменя з рідиною є фізичне моделювання на водяних моделях.

Методика досліджень

Вітчизняні металурги при моделюванні процесу безперервного розливання сталі зазвичай використовують три числа подоби: 1) число Фруда Fr , що характеризує відношення інерційної сили потоку та гравітацій-

ної сили; 2) число Рейнольдса Re , що характеризує відношення інерційної сили та сил молекулярного тертя (в'язкості) в рідині або газі; 3) число Вебера We , що характеризує відношення інерційної та капілярних сил. За даними робіт [2–4], при моделюванні безперервного розливання сталі можна знехтувати числом Вебера. Визначення решти чисел подоби автори цієї роботи здійснювали відповідно до π -теореми за методикою, що вже докладно описана [4]. Визначальними при імітації гальмування струменя рідини є число Фруда, безрозмірний імпульс та лінійний симплекс.

$$Fr = \frac{w^2}{g \cdot h_p} \text{ – число Фруда;}$$

$$I = \frac{i_2}{\rho_m \cdot g \cdot h_p} \text{ – безрозмірний імпульс газового}$$

струменя, який характеризує відношення імпульсу газового струменя до гравітаційних сил, що діють на рідину;

$$H = \frac{h_p}{h_c} \text{ – лінійний симплекс, що характеризує відно-}$$

шення рівня рідини у напірній ємності до висоти сопла над гирлом заглибного стакану;

де w – середньовитратна швидкість витікання рідини, м/с;

g – прискорення вільного падіння, м/с²;

ρ_p – густина рідини, кг/м³;

h_p – рівень рідини в напірній ємності, м;

i_2 – секундний імпульс газо-порошкового струменя, Н;

h_c – рівень сопла над гирлом заглибного стакану, м;

Тоді приймаючи лінійний масштаб та масштаб густини 1:2 та 1:7,2 відповідно, можна розрахувати масштаби імпульсу та швидкості:

$$k_w = \sqrt{k_l} = \sqrt{0,5} = 0,25, \quad (1)$$

$$k_i = k_\rho \cdot k_l = \frac{1}{7,2} \cdot \frac{1}{2} = \frac{1}{14,4} \approx 0,07, \quad (2)$$

де k_w, k_i, k_c, k_l – відповідно масштаби швидкості, секундного імпульсу газового струменя, густини рідини та лінійний масштаб.

Для імітації взаємодії газо-порошкового струменя з потоком рідини, що витікає з проміжного ковша, було зібрано фізичну модель у масштабі 1:2 (рис. 1), яка складається з напірної ємності 1 з мірною шкалою, з якої вода скляною трубкою 2 витікає в модель кристалізатора 3, поверхня рідини в якому вкрита сумішшю 4 вакуумного масла та керосину в пропорції 1:1 для імітації шлакоутворювальної суміші на дзеркалі металу в кристалізаторі. Рівень води в кристалізаторі підтримується сталим за допомогою гнучкого шланга 5.

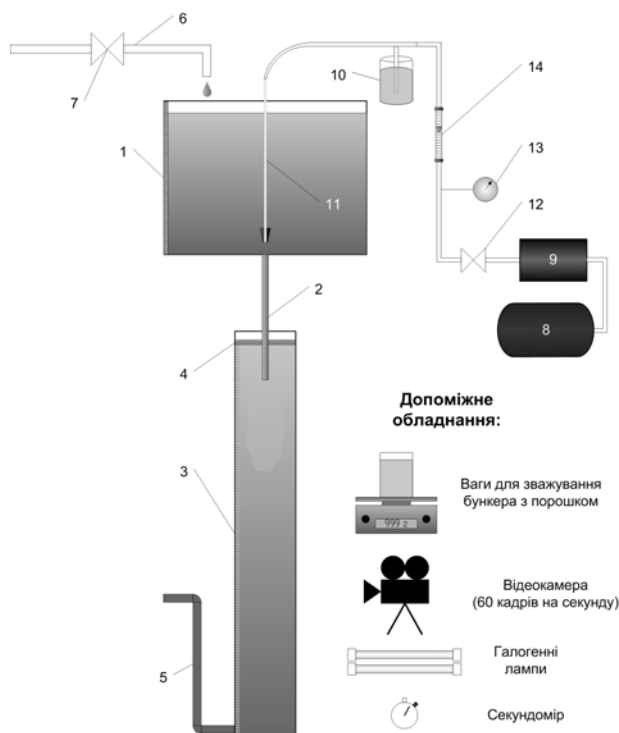


Рис. 1. Принципова схема експериментальної установки:

- 1 – напірна ємність; 2 – скляна трубка; 3 – модель кристалізатора; 4 – суміш вакуумного масла та керосину;
5 – зливний шланг; 6 – труба для постачання води у напірну ємність; 7 – вентиль; 8 – компресор; 9 – ресивер;
10 – бункер з піском; 11 – мідна трубка з гумовим наконечником; 12 – вентиль; 13 – манометр; 14 – ротаметр

Воду в напірну ємність постачають через трубу 6 із вентилем 7. Стиснене повітря з компресора 8 потужністю 1,5 кВт гнучкими шлангами подають до ресивера 9 об'ємом 35 л, після чого змішують у бункері 10 з порошком, що імітує інокулятор. Отриману повітряно-порошкова суміш через мідну трубку 11 із гумовим наконечником вдувають у потік рідини, що витікає з напірної ємності. Висоту сопла над рівнем стоку регулюють за допомогою шарнірної передачі з точністю 0,5 мм. Витрату повітря з ресивера регулюють вентилем 12, тиск і витрату повітря перед соплом вимірюють відповідно манометром 13 і ротаметром 14 із поправками на втрату тиску при транспортуванні газо-порошкової суміші. Режими взаємодії газового струменя з рідиною фіксують камерою з частотою 60 кадрів на секунду з підсвічуванням двома галогенними лампами. Отримане HD-відео розкадровують у програмі VirtualDub для подальшої візуальної оцінки режимів витікання газового струменя з сопла. Зображення зони взаємодії газового струменя з рідиною оброблені у програмі Adobe Photoshop для кращої візуалізації (рис. 2).

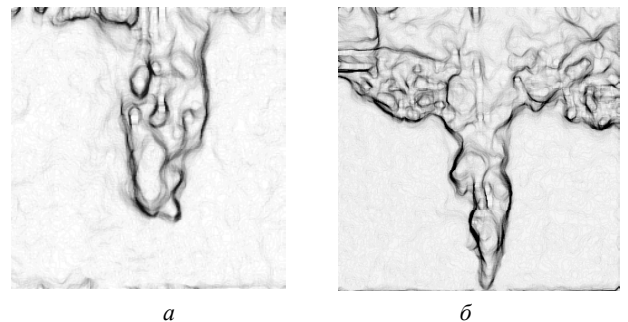


Рис. 2. Зона взаємодії газо-порошкового струменя з рідиною: а – бульбашковий режим: $H = 1,8$, $I = 1,87 \cdot 10^{-4}$, $Fr = 1,46$; б – бульбашково-струминний режим: $H = 5,6$, $I = 5,63 \cdot 10^{-5}$, $Fr = 0,34$

Феноменологічний аналіз отриманих результатів

У ході статистичного аналізу експериментальних даних було виявлено, що безрозмірний імпульс має дві автомодельні по відношенню до числа Фруда області.

Перша автомодельна область $I < 10^{-4}$ відповідає випадку високого рівня води в напірній ємності за низької інтенсивності продувки. У цьому випадку інерційні сили потоку рідини, що витікає з напірної ємності, переважають над імпульсом газового струменя. Число Фруда в цьому випадку залежить лише від висоти стопа h_c , при збільшенні якої (зменшенні H) цей вплив посилюється. Друга автомодельна область $I > 5 \cdot 10^{-2}$, навпаки, спостерігається при високій інтенсивності продувки за низького напору рідини, тобто коли імпульс газового струменя переважає над інерційними силами потоку рідини, яка витікає з напірної ємності. У цьому разі положення стопа настільки низьке, що струмінь газу практично повністю блокує витікання рідини.

Гальмування струменя рідини, що може бути описане симплексом швидкості W , визначається за виразами (3) і (4), що графічно зображено на рис. 3.

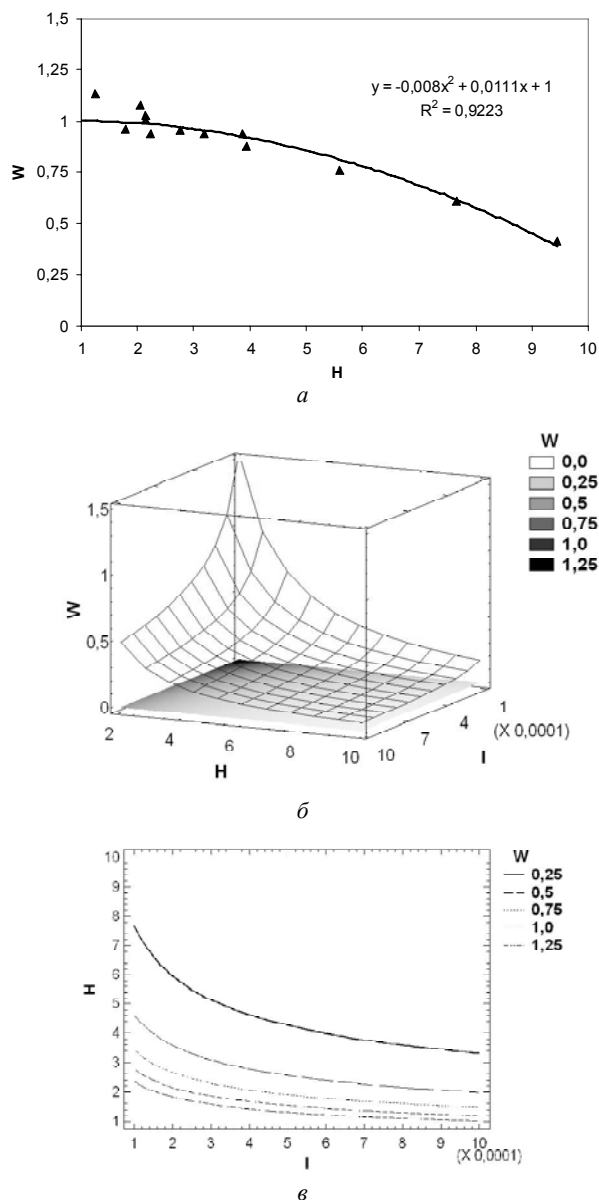


Рис. 3. Графічне зображення моделей: а – модель (3), б – тривимірне зображення моделі (4), в – зображення моделі (4) у вигляді ізоліній

$$W = \frac{w_{\text{факт}}}{w_{\text{ном}}} = 1 - \frac{H^2}{125} + \frac{H}{89,73}, \text{ при } I < 10^{-4}, (R^2 = 0,92), (3)$$

$$W = \frac{w_{\text{факт}}}{w_{\text{ном}}} = \frac{0,04}{\sqrt{I} \cdot H^{1,36}}, \text{ при } I \geq 10^{-4}, (R^2 = 0,7271), (4)$$

де $w_{\text{факт}}$, $w_{\text{ном}}$ – відповідно фактична середньовитратна швидкість за продувки та номінальна середньовитратна швидкість витікання без продувки.

З рис. 3 видно, що швидкість витікання рідини при продувці може зменшуватися до повної зупинки або збільшуватися щонайменше у 1,5 рази за різних режимів

продувки. У промислових умовах продувка відбувається в режимі $I \geq 10^{-5}$, $H \geq 8$, за умов якого симплекс швидкості змінюється в межах $0,3 \div 0,45$.

Ефективність обробки сталі мікрохолодильниками значною мірою залежить від характеру взаємодії частинок порошку з рідким металевим розплавом. Погіршення умов контакту призводить до уповільнення нагріву та плавлення порошку, а також підвищення вірогідності його виносу газовими бульбашками у шлакову фазу.

У численних роботах вітчизняних і закордонних дослідників шляхом моделювання на водяних моделях та розплавах легкоплавких металів та їх сплавів було встановлено, що дрібнодисперсні часточки за низької концентрації порошку в газі формують газо-порошковий струмінь, що здатен пройти крізь поверхню бульбашки. При збільшенні концентрації порошку в газі утворюється однорідний газо-порошковий струмінь. Формування бульбашкового та струминного режимів залежить від розмірів частинок порошку, його об'ємної концентрації в суміші, відносної швидкості порошку у струмені газу, густини та в'язкості останнього. У роботі [5] перехід бульбашкового режиму у струминний описано залежністю (5), що була експериментально підтверджена дослідженнями авторів:

$$\theta_n = \frac{\pi}{6 \left(\frac{6}{\sqrt{2 \text{Re} + 1}} \right)^3}, (5)$$

де θ_n – об'ємна частка порошку; а число Рейнольдса розраховується за формулою:

$$\text{Re} = \frac{d_n (w_z - w_n)}{v_z}, (6)$$

де d_n – розмір фракції порошку, м; w_z , w_n – відповідно швидкість газу і порошку, м/с; v_z – кінематична в'язкість газу, м²/с.

На рис. 4 наведена умова переходу бульбашкового режиму продувки у струминний, отримана за виразом (5).

Характер розподілу порошку в рідкій фазі заготовки не змінюється за різних режимів продувки і має однаковий циркуляційний контур, який у верхніх шарах рідини збігається з циркуляційним контуром рідини. У нижніх шарах рідини, де швидкості потоків уповільнюються, порошок із густиною, вищою за густину води, починає осаджуватися. Водночас щільність седиментації в поперечному перетині заготовки дещо нерівномірна. Максимум її спостерігається в осьовій частині заготовки, периферійні ділянки перетину заготовки меншою мірою насичуються порошком.

Визначення орієнтовного градієнту концентрації порошку у поперечному перетині заготовки на різній глибині від меніску аналізували шляхом порівняння світлопроникності води. Для цього розкадровані зображення обробляли на ПЕОМ у програмі Adobe Photoshop фільтром Posterize до отримання зображення областей із різною яскравістю, що відповідає різній концентрації порошку в воді. Характер розподілу по-

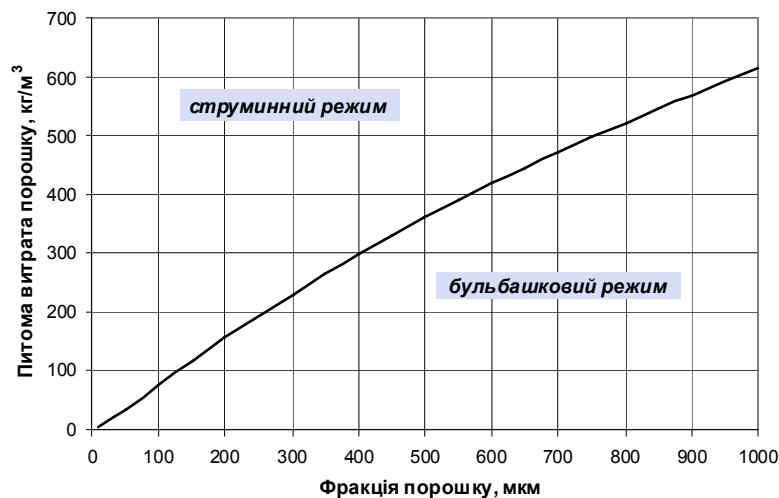


Рис. 4. Умова існування струминного і бульбашкового режиму для порошку різної фракції та його масової витрати

рошку різної густини в об'ємі заготовки зображено на рис. 5.

У разі використання порошку з густиною, нижчою за густину рідини, близько 50÷80 % порошку затягується висхідними струменями газу, що спливають у рідкій фазі заготовки, і асимілюються шлаковою фазою. Решта порошку у нижніх шарах заготовки значною мірою

рівномірно розподіляється по перетину заготовки і поступово спливає.

Криві розподілу концентрації в обох випадках подібні до кривої нормального розподілу Гауса і при віддаленні від меніску наближаються до прямої. Концентраційний градієнт при вдуванні легкого порошку в центрі заготовки майже відсутній і спостерігається лише в периферійній частині заготовки. Важкий порошок утворює значний концентраційний градієнт на всьому перетині заготовки. Концентраційний градієнт майже відсутній на глибині 800 мм для важкого порошку і 600 мм для легкого.

Слід відзначити, що в разі використання плавких мікрохолодильників градієнт концентрації порошку в поперечному перетині заготовки буде меншим. Це зумовлюється швидшим розплавленням порошку в «теплішій» осевій частині заготовки.

Висновки

За результатами фізичного моделювання досліджено 3 важливі гідродинамічні аспекти взаємодії газо-порошкової суміші з рідиною: гальмування струменя рідини, режим взаємодії газо-порошкового струменя з рідиною та розподіл порошку в рідкій фазі кристалізатора. Інжекція газо-порошкового струменя в рідкий метал проміжного ковша МБЛЗ може відбуватися у бульбашковому або бульбашково-струминному режимах. Останній є більш бажаним, оскільки зменшує вірогідність затікання рідкої сталі в досить велике (4–6 мм) сопло стопора-інжектора.

Додатковим ефектом від вдування газо-порошкової суміші, який позитивно впливає на умови формування коринки заготовки у кристалізаторі, є гальмування майже у 2 рази потоку сталі, що витікає з промковша. Розподіл плавкого мікрохолодильника, який є щільнішим за рідку сталь, у рідкій фазі кристалізатора нагадує криву Гауса, яка згладжується з поглиблення далі від меніска. З урахуванням розплавлення частини інокулятора в рідкій фазі заготовки можна стверджувати про його

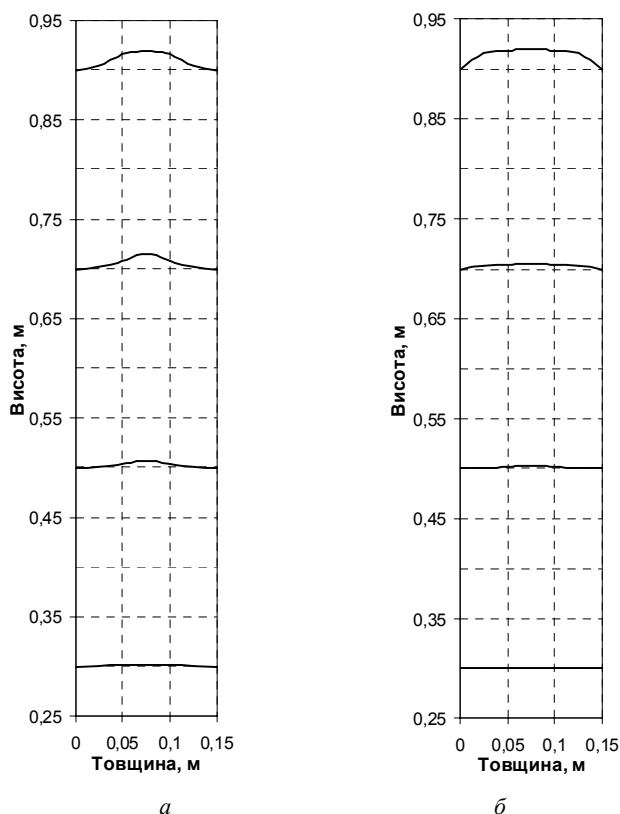


Рис. 5. Елюри концентрації порошку важкого (а) і легшого (б) за рідину по перетину заготовки на різній глибині рідкої фази (меніску відповідає позначка 1 м, крайка трубки занурена на 5 см під меніск рідини)

рівномірний розподіл по всьому об'єму рідкої фази у кристалізаторі.

Список літератури

1. Лейтес А. В. Защита стали в процессе непрерывной разливки / А. В. Лейтес. – М. : Metallurgiya, 1984. – 200 с. :
2. Исследование вынужденных и свободных циркуляционных потоков жидкого металла в непрерывном слитке на водяных моделях / [А. Д. Акименко, А. А. Скворцов, А. И. Гуськов] // Непрерывное литье стали. Тематический отраслевой сборник № 3. – М. : Metallurgiya, 1976. – С. 48–53.
3. Протопопов Е. В. Исследование гидродинамики металла в промежуточном ковше слябовой МНЛЗ / Е. В. Протопопов, Л. А. Ганзер // Новини науки Придніпров'я. – 2008. – № 3–4. – С. 54–56.
4. Синегин Е. В. Расчет масштаба модели для изучения процесса распределения инокуляторов в жидкой фазе кристаллизующейся заготовки / Е. В. Синегин // Спеціальна металургія : вчора, сьогодні, завтра : матеріали Х Міжнародної науково-практичної конференції. – К. : НТУУ «КПІ», 2012. – С. 308–321.
5. Айронз Г. А. Научный и практический аспекты конструирования фурм для вдувания порошков / Г. А. Айронз // Труды конференции «Инжекционная металлургия». – М. : Metallurgiya, 1990. – С. 44–62.

Одержано 26.02.2014

Синегин Е.В., Бойченко Б.М., Герасименко В.Г., Молчанов Л.С., Хотюн В.И. Физическое моделирование продувки стали газовой суспензией в промежуточном ковше МНЛЗ

Объектом исследования является процесс непрерывной разливки стали, включающий вдувание газопорошковой смеси через полый стопор-инжектор промежуточного ковша. Методами физического моделирования изучено влияние продувки на процесс непрерывной разливки, включая торможение струи металла, режим истечения газопорошковой смеси и распределение порошка в кристаллизаторе МНЛЗ.

Ключевые слова: непрерывная разливка, моделирование, продувка, инокулятор.

Synegyn E., Boychenko B., Gerasimenko V., Molchanov L., Hotyun V. Physical modeling of purging steel by gas suspension in caster tundish of CCM

Object of research is the process of continuous casting of steel which includes injection of gas-powder mixture through a hollow stopper-injector in a tundish. By methods of physical modeling influence of injection on continuous casting process, including metal flow braking, a mode of expiration the gas-powder mix and a powder distribution in crystallizer of CCM, were investigated.

Key words: continuous casting, modeling, injection, inoculator.

УДК 669.295:621.431.75

Д. В. Распорня¹, д-р техн. наук А. В. Овчинников², В. Г. Шевченко²,
канд. техн. наук Т. А. Коваленко²¹ Донецкий физико-технический институт им. А. А. Галкина, г. Донецк;² Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ВЫПЛАВКИ СЛИТКОВ ТИТАНА НА ФОРМИРОВАНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

В работе исследованы слитки титана BT1-0 различных способов выплавки в литом состоянии и после интенсивной пластической деформации (ИПД). Установлено, что различия в параметрах структуры литого титана, выплавленного по различным технологиям, обусловлены условиями кристаллизации, что влияло на деформируемость металла при последующей ИПД. Рекомендовано назначать режимы ИПД с учетом способа выплавки титана.

Ключевые слова: слиток, титан, выплавка, субмикроструктурная структура.

Актуальность и цель работы

В настоящее время необходимость повышения физико-механических свойств конструкционных металлов и сплавов, применяемых для изготовления деталей ответственного назначения, обусловила развитие нового направления в материаловедении – наноструктурирование [1]. Как показал анализ публикаций последних лет, для титановых сплавов практической ценностью обладают технологии интенсивной пластической деформации (ИПД), позволяющие формировать как нано-, так и субмикроструктурную (СМК) структуру и существенно повысить их механические свойства [2]. На данном этапе технологии ИПД находят все более широкое внедрение в машиностроении и прогрессируют в исследовательских работах. В производственном аспекте это обусловлено необходимостью обеспечения минимальных трудо-, материально- и энергозатрат при изготовлении полуфабрикатов с СМК структурой. Сократить указанные расходные статьи возможно, отказавшись от применения готового прутка в качестве исходной заготовки для ИПД [3, 4]. Замена исходных для ИПД заготовок, вырезанных из стандартных прутков, на заготовки из слитков может стать основой альтернативной технологии изготовления полуфабрикатов с повышенными механическими свойствами, что было показано в ранее проведенных работах [5, 6]. Важной проблемой является структурное состояние исходных заготовок. Известно, что титановые сплавы могут быть выплавлены с применением различных технологий: вакуумно-дуговой (ВДП), электронно-лучевой (ЭЛП) и электрошлакового способа выплавки (ЭШП). Метод выплавки влияет на характер кристаллизации металла, на структуру слитков, распределение примесей, размер зерна и механические свойства [7–9]. На данном этапе не исследованным является влия-

ние способа выплавки исходного слитка титана на эффективность реализации процесса ИПД и его режимы, на количество деформационных переделов, необходимых для формирования СМК структуры в титановых сплавах.

Целью настоящей работы являлось определение влияния способа выплавки титановых слитков на эффективность формирования субмикроструктурной структуры методом интенсивной пластической деформации.

Методика и оборудование для проведения исследований

Исследовали слитки титана технической чистоты марки BT1-0, выплавленные с применением технологий ВДП, ЭШП [10] и ЭЛП [11]. Электрод получали прессованием титана губчатого марки ТГ110. Слитки подвергались механической обработке для удаления дефектов поверхности и усадочной раковины. В качестве исходной деформируемой заготовки применяли прутки $\varnothing 60$ мм (ОСТ 190266). Химический состав слитков, определенный спектральным анализом и методом аналитической химии по ГОСТ 1 9863.1-19863.13, соответствовал требованиям ОСТ 190013 для титана BT1-0. Интенсивную пластическую деформацию осуществляли методом винтовой экструзии (ВЭ) по технологии, разработанной ДонФТИ им. А. А. Галкина. Особенности геометрии канала матрицы обеспечивали идентичность начальной и конечной форм и размеров обрабатываемой заготовки, что позволило осуществлять ее многократную экструзию с целью накопления больших величин деформации. Максимальная величина деформации за один проход при ВЭ составляла $\epsilon = 2$ [12]. Количество проходов при ВЭ изменялось от 1 до 7. Механические характеристики определяли в соответствии

с ГОСТ 1497-84 на машине INSTRON-8801. Исследование микроструктуры проведено на шлифах, отобранных из различных частей слитков, с применением микроскопа отраженного света «Observer.D1m» («Carl Zeiss») и электронного микроскопа JSM-6360LA, оснащенного приставкой для проведения энергодисперсионного рентгеноспектрального микроанализа (РСМА).

Результаты исследования, их обсуждение

Как известно, равномерность течения металла при пластической деформации зависит главным образом от химического состава и морфологии структуры материала, что особенно актуально для преобразования грубой литой структуры титановых слитков в мелкозернистую. Это обусловлено тем, что содержание химических элементов в титановом слитке может колебаться не только в различных его частях, но и по осям дендритов, что затрудняет однородное упрочнение металла методами деформационной обработки [13, 14]. Кроме того, затрудненная деформация литых титановых заготовок в процессе ИПД, осуществляемого по единому режиму независимо от способа их выплавки, может быть связана с анизотропией свойств слитков, характерной для α -титана: наименьшей прочностью и пластичностью крупнопластинчатая структура обладает в направлении, перпендикулярном пакету пластин [15]. Поэтому метод и технология выплавки, определяющие равномерность распределения компонентов и содержание примесей в металле, различия в морфологии и толщине границ структурных составляющих литого титана, оказывают существенное влияние на эффективность реализации ИПД при получении деформируемой заготовки.

Изучение литой структуры титана и закономерностей ее формирования позволило определить основ-

ные параметры, отрицательно влияющие на деформируемость литого металла и проанализировать возможные пути ее оптимизации. Так, величина макрозерен слитка, выплавленного методом ВДП, в среднем составляла 3...4 мм (рис. 1, а). Макрозерна слитка ЭШП отличались меньшими размерами и составляли 1...3 мм (рис. 1, б). Величина макрозерен ЭЛП слитка превышала размеры ВДП и ЭШП слитков и составляла порядка 7...12 мм. При этом внутри макрозерен просматривались субзерна, по-видимому, представляющие собой разориентированные пачки пластин α -фазы (рис. 1, в).

Микроструктура ВДП слитка после охлаждения от температур β -области представлена β -превращенными зернами размерами до 250 мкм с пластинчатым внутризерненным строением α -фазы. Ширина α -пластин составляла 10...20 мкм, границы пластин тонкие (0,5...1 мкм), имели неправильную «зубчатую» форму [16], что характерно для достаточно медленного охлаждения (рис. 2, а). Микроструктура ЭШП слитка (рис. 2, б) отличалась от слитка ВДП отсутствием четко видимых границ β -превращенных зерен и большей разориентированностью α -пластин. Причем ширина α -пластин в ЭШП слитке составляла 5...7 мкм, что в ~ 2 раза меньше по сравнению с α -пластинами в слитке ВДП. По своему строению микроструктура ЭЛП слитка аналогична выше рассмотренным структурам и представляла собой α -пластины с различной кристаллографической ориентировкой, образующиеся при охлаждении от температур β -области. Однако размеры структурных элементов титана, выплавленного методом ЭЛП, существенно отличались от слитков ВДП и ЭШП. Величина первичных β -зерен находилась в пределах 450 мкм, ширина α -пластин – 30...50 мкм, толщина границ α -пластин – до 2,5 мкм (рис. 2, в).

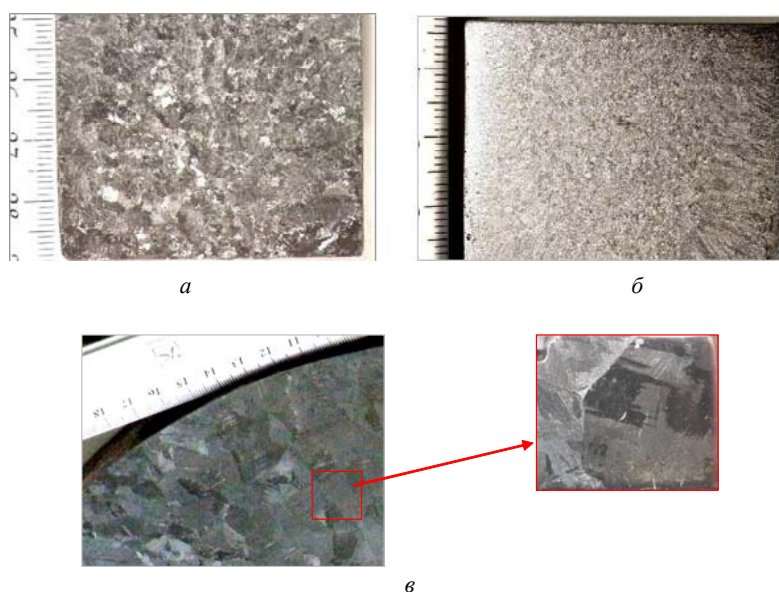


Рис. 1. Макроструктура слитков, выплавленных с применением различных технологий: а – ВДП; б – ЭШП; в – ЭЛП

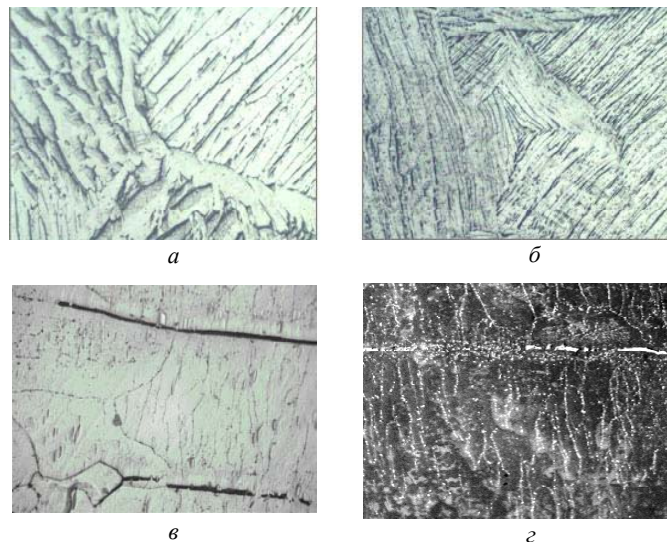


Рис. 2. Микроструктура слитков, виплавлених з використанням різних технологій : а – ВДП; б – ЭШП; в – ЭЛП; г – ЭЛП (растровое изображение); (а-в $\times 500$; г – $\times 140$)

Как указывалось в работе [7], в титановых сплавах выявить дендритное строение сложно, так как эти сплавы имеют небольшой температурный интервал кристаллизации и длительно пребывают при высоких температурах в процессе охлаждения. При исследовании микроструктуры только в ЭЛП слитке выявлены границы дендритов, ориентированные перпендикулярно утолщенным границам α -пластин (см. рис. 2, в, г), что свидетельствовало о весьма медленном процессе кристаллизации металла при ЭЛП.

Микрорентгеноспектральным анализом установлено, что по границам α -пластин в слитках титана исследуемых способов выплавки располагались преимущественно примеси железа (рис. 3).

Таким образом, к особенностям структуры в слитках титана вне зависимости от способа выплавки можно отнести крупнозернистость, неоднородности химического состава и структуры, грубопластинчатое внутризеренное строение, вызванное значительным перегревом жидкого металла и малой скоростью кристаллизации. Металлографический анализ позволил выделить среди рассмотренных в исследовании технологий слитки электронно-лучевого переплава, которым кроме перечисленных характеристик присущи наибольшие значения ширины α -пластин и толщины прослоек по их границам, в связи с чем необходимо отработать и уточнить режимы последующей деформационной обработки литого титана.

Влияние параметров исходной структуры титана ВТ1-0 на формирование СМК структуры в процессе ИПД прослеживалось при сравнении исходной литой титановой заготовки и вырезанной из стандартного горячекатаного прутка. Технология выплавки титана, применяемого для изготовления прутка (ОСТ 190266), в данном случае идентична с исходной для ИПД литой заготовкой – ВДП.

Микроструктура исходного прутка характеризовалась наличием равноосных рекристаллизованных зерен α -фазы размерами до 60 мкм и соответствовала отожженному состоянию титана ВТ1-0 (рис. 4, а). В структуре заготовки, вырезанной из титанового слитка, пластины α -фазы толщиной 12...20 мкм располагались внутри β -превращенных зерен (рис. 4, б).

Заготовку из прутка подвергали винтовой экструзии ($T = 250$ °С, давление прессования $P_1 = 2390$ МПа, противодействие $P_2 = 200$ МПа, угол наклона канала матрицы $\beta = 45^\circ$) пятикратно, что позволило осуществить накопление логарифмической степени деформации величиной до 10 единиц без изменения исходных размеров и формы заготовки (рис. 5, а). В тоже время, ИПД исходной заготовки литого титана по идентичным пруткам режимам привела к разрушению уже после 2-го прохода (рис. 5, б).

Для установления причины разрушения литой заготовки и определения механизмов деформации зерен титана в процессе ВЭ исследовали микроструктуру литой и прутковой заготовок после каждого прохода.

Анализ микроструктуры образцов после ВЭ показал, что после 2-х проходов α -пластины в литой и зерна в прутковой заготовках деформировались и вытягивались вдоль направления течения металла. Наибольшее формоизменение испытывали пластины, расположенные перпендикулярно этому направлению. После 4-х проходов в образцах с исходным деформированным состоянием наблюдалось дробление внутризеренной структуры. Дробление α -пластин и зерен на отдельные вытянутые фрагменты, вероятно, связано с перерезанием и разделением их в местах сильной локализации сдвиговой деформации. После 5-го прохода, зерна α -фазы в структуре образцов, изготовленных из прутка были примерно одной величины (2...3 мкм). Последующие два прохода при ВЭ вызывали дальнейшее дробление структурных составляющих до СМК размеров (0,4...1 мкм) (рис. 5, а).

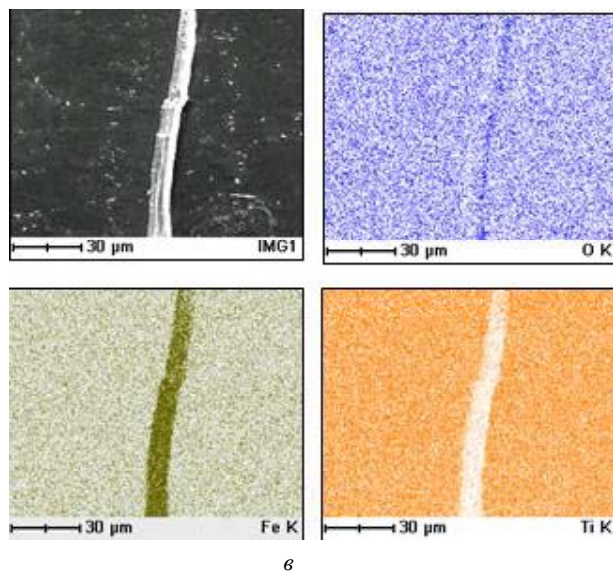
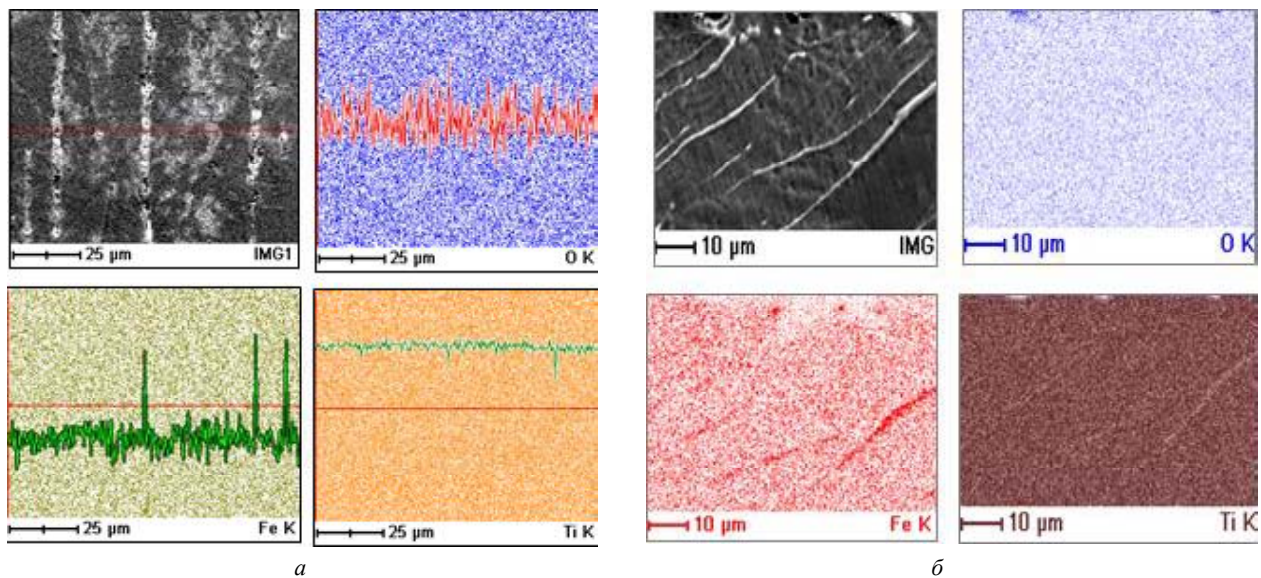


Рис. 3. Энергодисперсионный рентгеноспектральный качественный микроанализ распределения элементов в слитках титана VT1-0: *а* – ВДП; *б* – ЭШП; *в* – ЭЛП

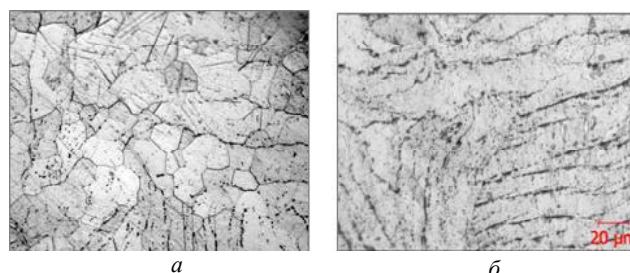


Рис. 4. Микроструктура исходных заготовок из титана VT1-0: *а* – пруток; *б* – слиток ВДП; $\times 500$

При фрактографическом исследовании на поверхности разрушения заготовки, вырезанной из слитка, обнаружено преобладание хрупких площадок, что свидетельствовало о низкой пластичности. В связи с особенностями структуры и характером разрушения слитков опытным путем уточнен режим винтовой экструзии непосредственно для заготовок из ВДП слитков. Увели-

чено общее количество проходов и повышена температура первых четырех проходов с 350 °С до 550 °С, далее – при 450 °С (дважды) и последние два прохода, формирующие субмикрозеренную структуру, осуществляли при 350 °С. В результате деформации по выбранному режиму реализована ВЭ литой заготовки с формированием однородной СМК структуры (рис. 5, *б*).

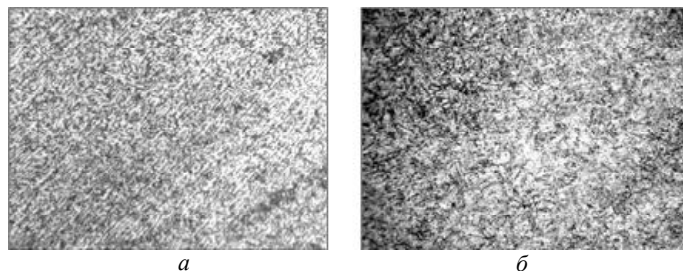


Рис. 5. Микроструктура заготовок после ИПД с применением различных исходных заготовок из титана BT1-0: а – пруток; б – слиток ВДП; $\times 500$

При исследовании механических свойств установлено, что после 7 проходов прочность образцов из сплава BT1-0 с исходной деформируемой структурой повысилась с 426 до 658 МПа (до 1,5 раз), а с исходной литой структурой – с 350 до 610 МПа (до 2-х раз). Таким образом, разница в упрочнении между образцами с исходным литым и деформируемым состоянием составляла не менее 5 %. Поэтому дальнейшее увеличение количества проходов сочли нецелесообразным. Таким образом, интенсивная пластическая деформация методом винтовой экструзии позволяет получать СМК структуру во всем объеме заготовок как с исходным литым, так и деформированным состоянием.

Технологический процесс изготовления прутков включает десятки операций, таких как: обточка и порезка слитков на заготовки, нагрев заготовок до температур β -, $\alpha + \beta$ - температурных областей, прокатка и волочение при заданных температурах, последующая механическая обработка, окончательная термообработка. Такая технология получения титановых прутков обуславливает их высокую стоимость. Использование при ВЭ в качестве исходных заготовок литого титана BT1-0 вместо прутков позволит сократить технологическую цепочку получения СМК структуры.

Результаты исследования показали, что слитки титана, выплавленные с применением различных технологий, имеют существенные отличия по параметрам структуры, что обусловлено условиями кристаллизации металла. Размеры структурных составляющих и толщина границ зерен определяли свойства литого титана: их увеличение способствовало снижению пластичности и развитию хрупкого разрушения в процессе последующей деформации металла. Поэтому необходимо учитывать структурные параметры слитков титана различных способов выплавки при реализации ИПД, в соответствии с которыми необходимо корректировать режимы последующей деформации.

Выводы

1. Параметры микроструктуры слитков титана BT1-0, выплавленных по технологии ВДП, ЭШП и ЭЛП, различны: наиболее дисперсное строение имел ЭШП слиток, более крупнопластинчатое – металл ЭЛП слитка.
2. Для эффективной реализации ИПД необходимо учитывать влияние способа выплавки слитков, полу-

ченных с применением различных технологий, и уточнять режимы деформации для литых заготовок различных способов выплавки.

3. Применение в качестве исходных заготовок для ИПД слитков (ВДП, ЭШП либо ЭЛП) способов выплавки может стать основой более экономичной альтернативной технологии изготовления деформируемых титановых полуфабрикатов для высоконагруженных деталей.

Список литературы

1. Получение объемных металлических нано- и субмикрористаллических материалов методом интенсивной пластической деформации / [С. В. Добаткин, А. М. Арсенкин, М. А. Попов и др.] // МиТОМ. – 2005. – № 5. – С. 29–34.
2. Оценка эффективности применения интенсивной пластической деформации для получения нанокристаллической структуры в титановом сплаве BT3-1 / [А. В. Овчинников, Д. В. Павленко, А. Я. Качан и др.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2007. – № 1. – С. 27–31.
3. Александров А. В. Особенности развития современного рынка титана / А. В. Александров // Ti – 2007 в СНГ: сб. научн. тр. / Межгосударственная ассоциация Титан, Нац. Академия наук Укр., Запорожский титано – магниевый комбинат. – Киев, 2007. – С. 7–10.
4. Анализ тенденций развития технологий производства и потребления титана / [В. В. Тэлин, В. И. Иващенко, И. Ф. Червоный и др.] // Титан. – 2005. – № 2. – С. 62–68.
5. Коваленко Т.А. Изготовление заготовок деталей ГТД из $(\alpha + \beta)$ - титановых сплавов с применением технологии ИПД / Т. А. Коваленко, А. В. Овчинников / Титан 2012 : виробництво і застосування : тези доповідей III міжнар. наук.-техн. конф., 4–5 жовтня 2012 р., Запоріжжя. – Запоріжжя, 2012. – С. 96–98.
6. Овчинников А. В. Получение заготовок субмикрористаллических $(\alpha + \beta)$ -титановых сплавов из слитков / А. В. Овчинников, Т. А. Коваленко // Теория и практика металлургии. – 2010. – № 5–6. – С. 11–15.
7. Бочвар Г. А. Формирование структуры титановых сплавов в литом состоянии и пути ее оптимизации / Г. А. Бочвар // Технология легких сплавов. – 2005. – № 1–4. – С. 46–51.
8. Патон Б. Е. Производство крупнотоннажных слитков титановых сплавов методом электронно-лучевой плавки / Б. Е. Патон, С. П. Тригуб, А. В. Ахонин // Титан. – 2010. – № 2. – С. 31–35.
9. Ахонин Д. С. Исследование распределения примесей в

- слитках титана электронно-лучевой плавки методами математического моделирования / Д.С. Ахонин, С. Н. Ратиев // *Металлургия : Наукові праці ДонНТУ*. – 2010. – № 12(177). – С. 301–308.
10. Рябцев А. Д. Электрошлаковый переплав металлов и сплавов под флюсами с активными добавками в печах камерного типа / А. Д. Рябцев, А. А. Троянский // *Электротехнология*. – 2005. – № 4. – С. 3–25.
 11. Тригуб Н. П. Промышленная электронно-лучевая установка УЭ-5812 / Н. П. Тригуб, Г. В. Жук, В. Д. Корнейчук // *Современная электротехнология*. – 2007. – № 1. – С. 11–14.
 12. Винтовая экструзия – процесс накопления деформаций / [Бейгельзимер Я. Е., Варюхин В. Н., Орлов Д. В., Сынков С. Г.]. – Донецк : ТЕАН, 2003. – 85 с.
 13. Исследование влияния геометрических условий промышленнойковки на характер фрактограмм изломов высокопрочного титанового сплава ВТ43 / [Н. А. Ночовная, Д. И. Динмухаметова, А. И. Хореев и др.] // *Технология легких сплавов*. – 2013. – № 1. – С. 58–61.
 14. Бережной В. Л. Анализ и формализация представлений о неравномерности деформации для технологического развития прессования / В. Л. Бережной // *Технология легких сплавов*. – 2013. – № 1. – С. 40–56.
 15. Дроздовский Б.А. Трещиностойкость титановых сплавов / Б.А. Дроздовский, Л.В. Проходцева, Н.И. Новосильцева. – М.: *Металлургия*, 1983. – 192 с.
 16. Титановые сплавы. Металловедение титана и его сплавов / [С. П. Белов, М. Я. Брун, С. Г. Глазунов и др.]. – М. : *Металлургия*, 1992. – 352 с.

Одержано 04.06.2014

Распорня Д.В., Овчинников О.В., Шевченко В.Г., Коваленко Т.О. Вплив способу виплавки злитків титану на формування субмікроструктурної структури інтенсивної пластичної деформації

В роботі досліджено зливки титану ВТ1-0 різних способів виплавки в литому стані та після інтенсивної пластичної деформації (ІПД). Установлено, що відмінності в параметрах структури литого титану, виплавленого за різними технологіями, обумовлені умовами кристалізації, що впливало на деформуємість металу при наступній ІПД. Рекомендовано призначати режими ІПД з урахуванням способу виплавки титану.

Ключові слова: зливки, титан, виплавка, субмікроструктурна структура.

Raspornia D., Ovchinnikov A., Shevchenko V., Kovalenko T. Influence a melting titanium ingots on formation submicrocrystalline structure severe plastic deformation

Titanium BT1-0 ingots of various melting methods in as cast condition and after intensive plastic deformation (IPD) were investigated. It was ascertained that differences in structure parameters of as cast metal, produced by various melting methods, were caused by crystallization conditions that in turn influenced metal deformability during the following IPD. It was recommended to take into account melting methods of titanium while assigning IPD modes.

Key words: ingot, titanium, melting, submicrocrystalline structure.

УДК 621.793.6:669.35

Канд. техн. наук С. Н. Ткаченко

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА

Рассмотрено влияние поверхностного СВС-упрочнения материалов на эксплуатационные характеристики в условиях производства.

Ключевые слова: СВС-упрочнение, поверхность, сталь, чугун, графит, микроструктура.

Введение

За последнее время все большую **актуальность** приобретают детали из жаростойких, коррозионностойких и износостойких конструкционных материалов [1]. В металлургическом производстве и машиностроении значительную часть себестоимости продукции формируют затраты на ремонт оборудования, узлов и агрегатов ответственного назначения [2]. Решение этих задач тесно связано с упрочнением поверхности изделий [3]. Однако все известные методы характеризуются ресурсо- и энергоемкостью, а также длительностью [4]. В связи с этим является актуальной разработка новых способов химико-термической обработки, позволяющих регулировать состав и структуру покрытий, а также обеспечивающих необходимые эксплуатационные характеристики при минимальном времени их формирования [5]. Такими технологиями могут служить способы, основанные на явлении самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [6–8].

Анализ литературных данных и постановка проблемы

Сущность метода СВС заключается в проведении экзотермических реакций в режиме распространения волны горения с образованием продуктов горения в виде соединений и материалов, представляющих практическую ценность [6]. Такой синтез материалов значительно отличается от стандартных методов порошковой металлургии, основанных на спекании химически инертных соединений и обладает рядом очевидных преимуществ:

- 1) формирование активных химических и термических зон, что позволяет интенсифицировать превращения реагентов и приводит к образованию нужных продуктов;
- 2) использование менее дорогой химической энергии (тепловыделение при экзотермических реакциях) вместо электрической для достижения высоких температур, требуемых при получении продуктов;
- 3) использование относительно простого оборудования (вместо печей и других нагревательных устройств);

4) использование в процессе быстрого послыонного нагрева больших объемов реагентов вместо медленно-го прогрева через стенки от внешних источников теплоты.

Цель и задачи исследования

Целью и задачей исследования являлась разработка оптимальной технологии СВС- процесса получения защитных слоев, позволяющей использовать конечный продукт шихты для нанесения покрытий на высокоуглеродистые материалы в условиях производства.

Материалы и методика исследования

В качестве исследуемых материалов подложки были выбраны материалы марки сталь Ст45, АСЧ-1 (ГОСТ 1585-85), СЧ 20, СЧ 25 (ГОСТ 805 95), ВЧ 45-5, ВЧ 38-17, ВЧ 42-12 (ДСТУ 3925-99), композиционные материалы марки УУКМ на основе углеродной ткани «Урал НШ-215» и электродный графит ЭГ, существенно различающиеся по степени дефектности структуры (пористость и содержание элементов).

В качестве реакционной насыщающей среды использовались смеси порошков дисперсностью 250–400 мкм следующих материалов:

1. Cr_2O_3 – оксид хрома (III) (ТУ 6-09-4272-84) – источник хрома в покрытии.
2. B_2O_3 – оксид бора (ТУ 6-12-94-78 НПО «Бор») – источник бора в покрытии.
3. SiO_2 – оксид кремния (ТУ 48-4-174-77) – источник кремния в покрытии.
4. Al_2O_3 – оксид алюминия (III) (ТУ 6-09-426-75) – инертная добавка.
5. Al – алюминий марки АСД1 (ТУ 48-5-226-82) – восстановитель оксидов, источник алюминия в покрытии.
6. В – бор технический (ТУ 6-08-374-77) – источник бора в покрытии.
7. Si – кремний марки Кр1 (ТУ 48-4-174-77) – источник кремния в покрытии.
8. NiO – оксид никеля (ГОСТ 4331-78) – источник никеля в покрытии.

9. Hf – порошок гафния (ГОСТ 22517-77) – источник гафния в покрытии.

10. Ta₂O₅ – оксид тантала (ГОСТ 18904.0-89) – источник тантала в покрытии для стабилизации модификации гафния.

11. Ti – титан марки ПТХ5-1 (ТУ 113-12-132-83) – источник титана в покрытии.

12. Mo – порошок молибдена (ТУ 48-19-316-80) – источник молибдена в покрытии.

13. ZrO₂ – порошок диоксида циркония (ТУ 95 2782-2001) – источник циркония в покрытии.

14. NaCl – натрий хлористый (ГОСТ 4233-77) – активатор процесса насыщения.

15. J₂ – йод металлический (ГОСТ 4159-79) – активатор процесса насыщения.

16. NaF – натрий фтористый (ГОСТ 4463-76) – активатор процесса насыщения.

17. AlF₃ – алюминий фтористый (ТУ 6-09-1122-78) – активатор процесса насыщения.

18. NH₄Cl – хлористый аммоний (ТУ 6-09-1147-79) – активатор процесса насыщения.

Для исследования фазового состава покрытий использовали дифрактометр рентгеновский стационарный «ДРОН-3М» с рентгеновской трубкой БСВ 23-Cu в CuK_α-излучении с использованием никелевого фильтра. Дифрактометр оснащен сцинтилляционным блоком детектирования БДС-6-05. Углы дифракции отсчитывались по шкале гониометра ГУР-8 и отметкам на диаграммной ленте самопишущего прибора, со скоростью перемещения счетчика 1 град/мин в диапазоне углов 2θ = 18–110°. Энергодисперсионный рентгено-спектральный качественный микроанализ распределения элементов на поверхности материалов проведен на многоцелевом растровом микроскопе SUPRA 40 VDS фирмы Carl Zeiss с интегрированной системой микроанализа.

Результаты исследований и их обсуждение

Наряду с основными компонентами шихты – кремнием и бором, в процессе формирования слоев использовались легирующие компоненты – хром, алюминий, никель, гафний, тантал, молибден, а также некоторые другие в незначительном количестве. Легирование слоев придает поверхности специальные свойства, значительно отличающиеся от результатов обычной химико-термической обработки (рис. 1–2) [9]. В случае силицирования, с целью увеличения стойкости материала в агрессивных средах при повышенных температурах, легирующие элементы в покрытиях можно разделить на две основные группы:

- элементы, формирующие защитную оксидную пленку (Al, Cr, Si);

- микролегирующие элементы, улучшающие адгезию оксидной пленки при газовой коррозии (Hf, Si).

Основным элементом для жаростойких покрытий, полученных в условиях СВС, является алюминий, который используется для образования защитной оксидной

пленки α-Al₂O₃ [10]. В диффузионных покрытиях содержание алюминия находится на уровне 15–25 %. Такое содержание алюминия обеспечивает формирование пленки оксида α-Al₂O₃ при окислении и достаточную пластичность алюминидов никеля [11]. Вторым важнейшим компонентом покрытий является хром, который обеспечивает формирование пленки α-Al₂O₃ при пониженном содержании алюминия и входит в состав защитной пленки на основе шпинели Ni(Cr,Al)₂O₄. Содержание хрома в высокотемпературных покрытиях обычно находится на уровне 7–20 %. Существенное значение имеет кремний, который вводят для повышения жаростойкости при высокотемпературном окислении и солевой коррозии [12].

Важно подчеркнуть, что в условиях СВС выбор элементов шихты не обусловлен материалом подложки, поскольку в процессе нанесения диффузионных слоев формируются карбидные, боридные и силицидные фазы, значительно превышающие твердость фаз, полученных в изотермических условиях. Это происходит благодаря кратковременным высоким температурам, образующимся в конце стадии теплового самовоспламенения (рис. 3) [13]. Таким образом, этим способом можно наносить слои на любые материалы, способные выдерживать температуру СВС-процесса. Этим объясняется выбор железоуглеродистых сплавов (чугунов и сталей), широко используемых в промышленности и народном хозяйстве, а также материалов с графитовой основой (электрод графитный и углерод-углеродистый композиционный материал) для полного комплексного исследования формирования защитных слоев на различных подложках [14].

Данный метод можно сравнить с технологией ХТО хромистых сталей [15]. При насыщении поверхности стали 20Х углеродом в процессе ХТО формируется слой с содержанием 0,8–1,6 % С (т. е. соответствие сталям У8-У16), который, как правило, подвергают закалке на мартенсит. При использовании в качестве материала основы стали 20Х13 ситуация кардинально меняется. Благодаря содержанию 13 % Cr, тип карбидной фазы меняется с Fe₃C на (Fe, Cr)₇C₃ с твердостью 18000 МПа. В результате на поверхности формируется сплошная корка карбида (Fe, Cr)₇C₃ [16]. По аналогии с описанной технологией, СВС-процесс также имеет Cr, но, во-первых, содержащийся в шихте, а не в материале (нет привязки к материалу подложки), а во вторых, данный элемент участвует в реакции теплового самовоспламенения, что является главным условием для осуществления СВС-процесса.

Помимо универсальности данной технологии в отношении выбора материала, стоит сказать о еще одном важном и существенном достоинстве СВС-процесса – это формирование и поверхностных слоев и дополнительно покрытий, что является результатом многослойного, многокомпонентного диффузионного процесса. Схематически разницу между покрытием и слоем можно увидеть на рис. 4.

По своей сути данный процесс является симбиозом двух групп покрытий – диффузионных (слои) и конденсационных (покрытия). Диффузионные слои получают контактным или бесконтактным способами в порошковых смесях с помощью шликеров или в газовой среде, содержащей насыщающие элементы (алитирование, хромирование, кобальтирование, хромоалитирование и др.) [17]. Положительный эффект дает использование двухстадийных технологий, когда на первой стадии осаждают никель, кобальт, хром, а затем проводят алитирование или хромоалитирование. Такие технологии обеспечивают реализацию комплексного легирования поверхностного слоя лопаток ротора турбины газотурбинных двигателей насыщающими элементами [18]. Важнейшим преимуществом диффузионных покрытий является возможность защиты от газовой коррозии труднодоступных поверхностей охлаждаемых лопаток газовых турбин (полости, щели, каналы отверстия перфорации). Конденсационные покрытия получают способами плазменного, вакуумно-плазменного, магнетронного или электронно-лучевого напыления из слитков или брикетов, представляющих собой металлические сплавы для покрытий, например сплавы систем Ni-Cr-Al-Y (СДП-2), Al-Si-Y (ВСДП-11), Ni-Cr-Al-Ta-W-Hf-Y (СДП-ТВГ) и др [19].

Также стоит заметить, что при СВС-технологии диффузия играет роль как в образовании сцепления (адгезионная прочность) в процессе формирования слоев,

так и в формировании фазового состава в процессе создания покрытий [20].

Испытание стали 45 после борирования при сухом трении и трении со смазкой показало, что закалка в масло с температуры 850 °С и отпуск в течение 30 с при температуре 550 °С с охлаждением в воде уменьшают потери от износа упрочненного слоя, при толщине борированного слоя ~150 мкм.

Металлографический, микродрометрический, спектральный и фазовый рентгеновский анализы (табл. 1 и рис. 5–7) показали, что в процессе борирования покрытие содержит в своем составе помимо боридных фаз FeB, Fe₂B, Fe₃B, Fe₄B, также карбидные фазы Fe₃C₂, Fe₃C, Fe₇C₃. Интенсивность пика фазы FeB самая высокая. Бориды железа являются основными фазами, а карбиды присутствуют в незначительном количестве. Образование карбидов свидетельствует о взаимодействии бора с углеродом подложки [21]. В результате углерод существенного влияния на фазовый состав не оказывает, однако регламентирует толщину диффузионного слоя: с его увеличением толщина уменьшается, а дисперсность структурных составляющих увеличивается. Общая структура упрочненной поверхности в условиях СВС имеет следующий вид (рис. 1, а): бориды (зона 1) – FeB, Fe₂B, Fe₃B, Fe₄B; карбиды (зона 2) – Fe₃C₂, Fe₃C, Fe₇C₃; силициды (зона 3) – Fe₃Si, SiCr; подложка (зона 4) – основной материал.

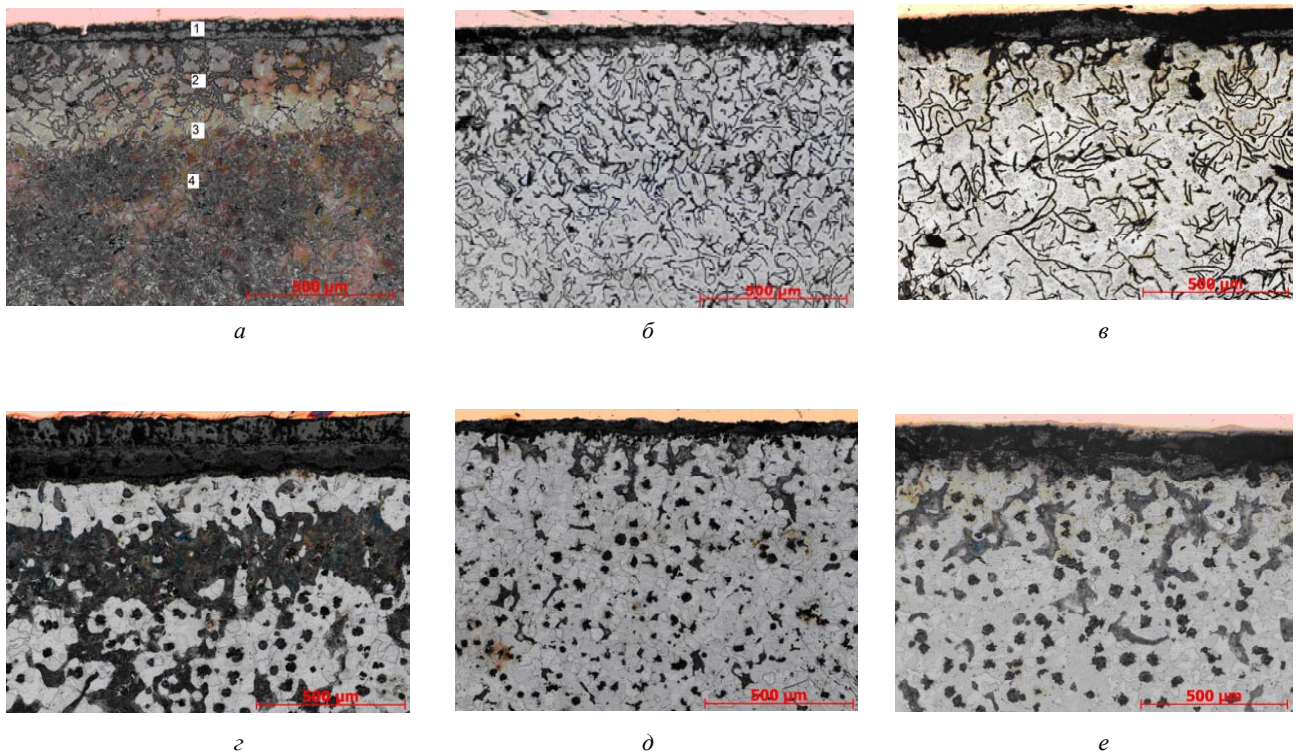


Рис. 1. Микроструктура силицированных покрытий на чугунах, × 200:

а – АСЧ-1; б – СЧ-20; в – СЧ-25; г – ВЧ 45-5; д – ВЧ 38-17; е – ВЧ 42-12

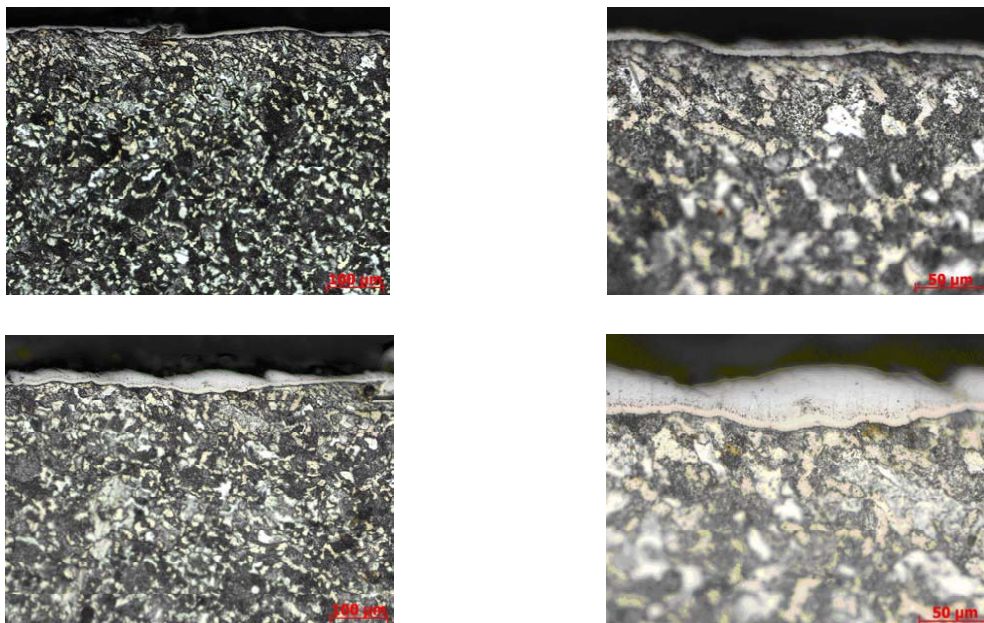


Рис. 2. Фотографии борированной стали марки Ст45, полученные на растровом электронном микроскопе Axiovert 200 ММАТ, $\times 200$, $\times 400$

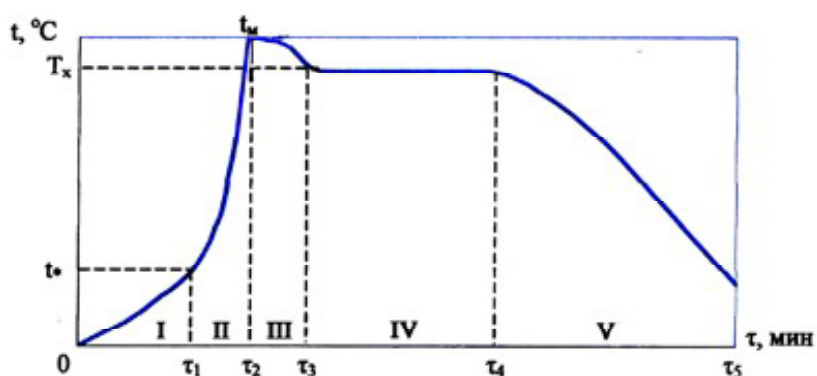


Рис. 3. Характерный ход температурной кривой при образовании защитных покрытий в режиме теплового самовоспламенения: I – стадия инертного прогрева ($0-\tau_1$); II – стадия теплового самовоспламенения ($\tau_1-\tau_2$); III – стадия прогрева ($\tau_2-\tau_3$); IV – стадия изотермической выдержки ($\tau_3-\tau_4$); V – стадия охлаждения ($\tau_4-\tau_5$)

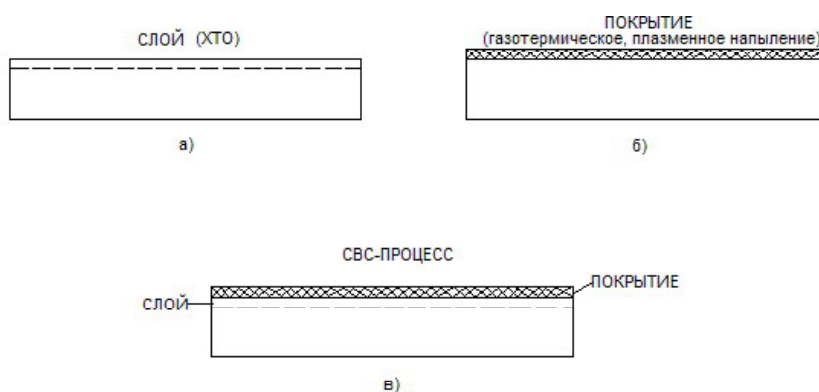


Рис. 4. Схема слоя и покрытия на подложке

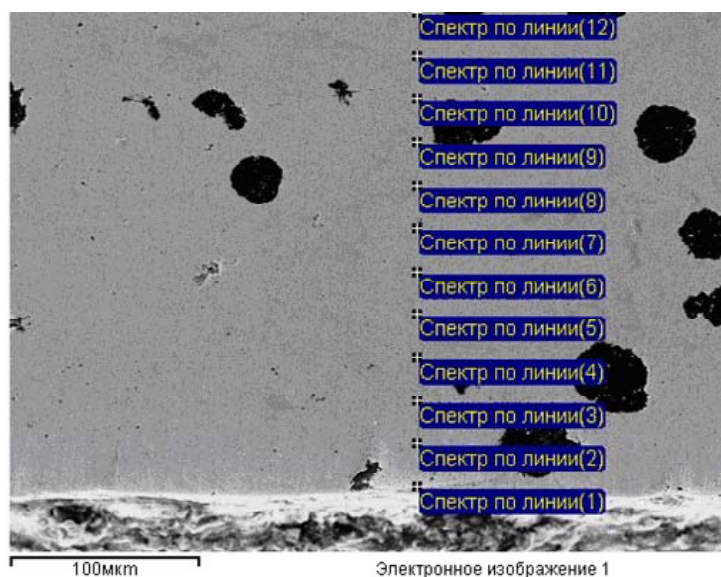


Рис. 5. Электронное изображение чугуна марки ВЧ 45-5

Таблица 1 – Распределение элементов на поверхности силицированной детали из чугуна марки ВЧ 45-5

Спектр	Si, %	Cr, %	Mn, %	Fe, %	Итого, %
Спектр по линии(1)	9,52	1,80		88,68	100,00
Спектр по линии(2)	5,18			94,82	100,00
Спектр по линии(3)	3,69			96,31	100,00
Спектр по линии(4)	3,13		0,94	95,93	100,00
Спектр по линии(5)	3,38			96,62	100,00
Спектр по линии(6)	3,28		0,78	95,95	100,00
Спектр по линии(7)	3,28		0,72	96,00	100,00
Спектр по линии(8)	3,35			96,65	100,00
Спектр по линии(9)	3,43		0,65	95,92	100,00
Спектр по линии(10)	3,55			96,45	100,00
Спектр по линии(11)	3,60			96,40	100,00
Спектр по линии(12)	3,24			96,76	100,00
Макс,	9,52	1,80	0,94	96,76	
Мин,	3,13	1,80	0,65	88,68	

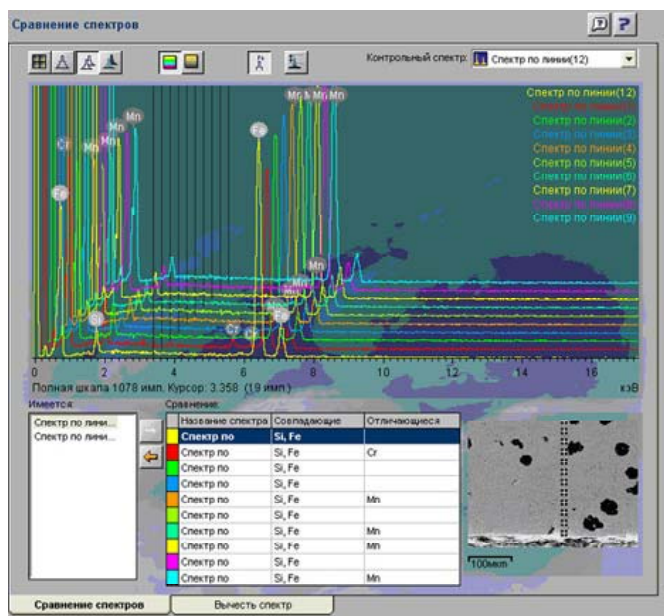


Рис. 6. Распределение элементов в весовых процентах на поверхности силицированной детали из чугуна марки ВЧ 45-5

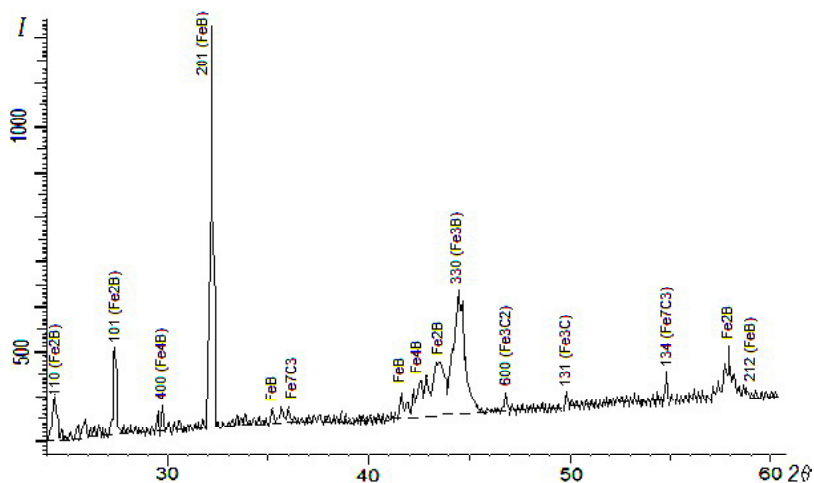


Рис.7. Дифрактограмма с поверхности борированного чугуна ВЧ 45-5

Перечень деталей на ОАО «Запорожский сталепрокатный завод», борированных в условиях СВС СПЦ (сталепроволочный цех):

1. Юбки волочильных барабанов из стали Ст40Л
2. Ролики для профилейных машин из стали X12Ф1 для ВР-1

Сеточный цех:

1. Ролики и втулки сталенавивочного станка шестигранной сетки из стали У8А
2. Ролики рихтовальные из Ст45
3. Ролики из стали X12М
4. Ролики из стали У8А
5. Гильзы из Ст45
6. Вилки левые и правые из стали У8А
7. Штыри (сетка № 20) из стали У8А
8. Ножи отрезные на сетку 15 из стали У10А
9. Ножи просечные на сетку 15 из стали У10А
10. Ножи из стали У10

Гвоздильный цех:

1. Ножи обрубные из стали X12Ф1
2. Матрицы плоские
3. Матрицы круглые

Инструменты:

1. Губки к затяжным клещам ГСВ (для участка грубо-среднего волочения)
2. Губки к затяжным клещам НТВ (для участка наитончайшего волочения)
3. Кольца стальные для станков «мокрого волочения»

Также на территории ОАО «УкрНИИ Спецсталь» в лаборатории физического металловедения №13 была упрочнена экспериментальная серия следующих деталей:

1. Втулки грязевых нефтяных насосов;
2. Диски пяты турбобура;
3. Вытяжные, гибочные и формовочные штампы;
4. Детали пресс-форм и машин для литья под давлением.

Стойкость указанных деталей после борирования возрастала до 10 раз.

Исходя из целевого назначения, было решено классифицировать детали для борирования по назначению:

1) борирование сложных поверхностей деталей винтовых передач (винтов, червяков) для использования в авиационной, судостроительной, автомобильной и других областях промышленности;

2) получение борированных слоев на сложной поверхности деталей с требуемой толщиной, твердостью и износостойкостью в зависимости от назначения этой поверхности при эксплуатации изделий;

3) штамповый инструмент холодной и горячей деформации (вытяжной, гибочный, формовочный, чеканочный);

4) пресс-формы для прессования сыпучих материалов;

5) волочильный и накатной инструмент;

6) детали нефтяного оборудования (крыльчатки и маховики насосов, линейные задвижки);

7) детали распыливающих форсунок в условиях производства минеральных удобрений (диффузоры, конфузоры, насадки);

8) детали технологической оснастки (зажимные и подающие цанги, кондукторные устройства, различного рода кулачки);

9) нитепроводники ткацкого производства;

10) детали машин и механизмов, работающих в абразивных условиях (детали сельхозмашин, транспортеров, цепей);

11) детали литейных машин и пресс-форм для литья цветных металлов и сплавов и др.

Металлографический, микродюрметрический, спектральный и фазовый рентгеновский анализы (табл. 1 и рис. 5–7) показали, что в процессе борирования покрытие содержит в своем составе помимо боридных фаз FeB, Fe₂B, Fe₃B, Fe₄B, также карбидные фазы Fe₃C₂, Fe₃C, Fe₇C₃. Интенсивность пика фазы FeB самая высокая. Бориды железа являются основными фазами, а карбиды присутствуют в незначительном количестве. Образование карбидов свидетельствует о взаимодействии бора с углеродом подложки. В результате углерод существенного влияния на фазовый состав не оказывает, однако регламентирует толщину диффузионного слоя: с его увеличением толщина уменьшается, а дисперс-

ность структурных составляющих увеличивается. Общая структура упрочненной поверхности в условиях СВС имеет следующий вид (рис. 1, а): бориды (зона 1) – FeB, Fe₂B, Fe₃B, Fe₄B; карбиды (зона 2) – Fe₃C₂, Fe₃C, Fe₇C₃; силициды (зона 3) – Fe₃Si, SiCr; подложка (зона 4) – основной материал.

Выводы

Таким образом, СВС-процесс имеет следующие преимущества по сравнению с альтернативными способами упрочнения:

а) СВС-процесс является универсальным для всех типов подложек, выдерживающих температуру поверхностного упрочнения;

б) экономия времени на проведение поверхностного упрочнения (а следовательно, снижение простоя оборудования)

в) использование энергии экзотермических реакций СВС-процесса вместо дорогих альтернативных источников энергии;

г) образование твердых, прочных карбидных, боридных, силицидных и прочих фаз в результате кратковременных высоких температур при СВС-процессе;

д) образование и слоев, и покрытий, что создает дополнительную защиту деталей.

Список литературы

1. Абраимов Н. В. Химико-термическая обработка жаропрочных сталей и сплавов / Н. В. Абраимов, Ю. С. Елисеев. – М. : Интермет Инжиниринг, 2001. – 622 с.
2. Пугачева Н. Б. Технология поверхностного упрочнения и нанесения покрытий / Н. Б. Пугачева. – Екатеринбург : ГОУ ВПО УГТУ. – УПИ, 2008 – 3 с.
3. Космос и технологии / Ф. П. Санин [и др.]. – Д. : АРТ-ПРЕСС, 2007. – 456 с.
4. Удовицкий В. И. Антифрикционное пористое силицирование углеродистых сталей / В. И. Удовицкий. – М. : Машиностроение, 1977. – 191 с.
5. Ворошнин Л. Г. Антифрикционные диффузионные покрытия / Л. Г. Ворошнин. – Минск : Наука и техника, 1981. – 295 с.
6. Мержанов А. Г. Процессы горения и синтеза материалов / А. Г. Мержанов. – Черноголовка : ИСМАН, 1998. – 512 с.
7. Ткаченко С. Н. Силицирование чугуна марки ВЧ 45-5 в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / С. Н. Ткаченко // Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. научн. трудов. – Вып. 45, ч. 1. – Днепропетровск, ПГАСА, 2008. – С. 202–206.
8. Ткаченко С. Н. Поверхностное упрочнение деталей из высокоуглеродистых материалов в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / С. Н. Ткаченко // Восточно-европейский журнал пере-

довых технологий, 2/5. – (62). – Днепропетровськ, 2013. – С. 30–34.

9. Абраимов Н. В. Высокотемпературные материалы и покрытия для газовых турбин / Н. В. Абраимов. – М. : Машиностроение, 1993, 336 с.
10. Ткаченко С. Н. Силицирование чугуна марки ВЧ 45-5 в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / С. Н. Ткаченко // Всеукраинский информационный журнал «Главный механик». – 2008. – № 4. – С. 20–23.
11. Строганов Г. Б. Жаропрочные покрытия для газовых турбин / Г. Б. Строганов, В. М. Чепкин, В. С. Терентьева. – М. : Навигатор-Экстра, 2000. – 165 с.
12. Ткаченко С. Н. Силицирование стали X в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / С. Н. Ткаченко // Всеукраинский информационный журнал «Главный механик». – 2008. – № 5. – С. 20–23.
13. Абраимов Н. В. Материаловедение. Технология конструкционных материалов / Н. В. Абраимов, Ю. С. Елисеев, В. В. Крымов. – М. : Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005. – 560 с.
14. Арзамасов Б. Н. Химико-термическая обработка материалов в активизированных средах / Б. Н. Арзамасов. – М. : Машиностроение, 1979. – 580 с.
15. Шкретов Ю. П. Установки для получения жаростойких диффузионных покрытий газовым циркуляционным способом на наружных и внутренних поверхностях рабочих лопаток ГТД и ГТУ / Ю. П. Шкретов, Л. М. Викулина, А. М. Терехин // Коррозия: материалы, защита. – 2009. – № 10. – 200 с.
16. Симонов В. Н. Хромоалитирование циркуляционным способом охлаждаемых лопаток газовых турбин / В. Н. Симонов. – М. : Металловедение и термическая обработка металлов. – 2007. – № 7 (625). – С. 36–39.
17. Абраимов Н. В. Структурные изменения в алюминидном покрытии на сплаве ЖС32 при баротермической обработке / Н. В. Абраимов, А. М. Терехин, Ю. П. Шкретов // Коррозия: материалы, защита. – 2008. – № 9. – С. 23–28.
18. Абраимов Н. В. К вопросу об эффективности многокомпонентных покрытий для жаропрочных сплавов / Н. В. Абраимов // Коррозия: материалы, защита. – 2005. – № 10. – С. 10–13.
19. Никитин В. И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин / В. И. Никитин. – Л. : Машиностроение, 1987. – 272 с.
20. Косицин С. В. Влияние кобальта на структурно-фазовую стабильность и свойства сплавов Ni-Co-Cr-Al вблизи эвтектических составов / В. С. Косицин // ФММ. – 1999. – Т. 88, № 3. – С. 85–98.
21. Абраимов Н. В. Методика испытаний сопротивляемости сплавов и покрытий солевой коррозии / Н. В. Абраимов, Ю. П. Шкретов, А. В. Бобыр // Коррозия: материалы, защита. – 2007. – № 6. – С. 5–6.

Одержано 30.10.2013

Ткаченко С.М. Зміцнення поверхні матеріалів методом саморозповсюджувального високотемпературного синтезу
Розглянуто вплив поверхневого СВС-зміцнення матеріалів на експлуатаційні характеристики в умовах виробництва.

Ключові слова: зміцнення, поверхня, сталь, чавун, графіт, мікроструктура.

Tkachenko S. Work-hardening of surface of materials by method of self-propagating high temperature synthesis
Influence of the surface self-propagating high temperature synthesis (SHS) work-hardening of materials on operating properties in the production conditions was considered.

Key words: SHS- work-hardening, surface, steel, cast-iron, carbon, microstructure.

МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ КИСЛОРОДОМ

Исследовано влияние способа введения кислорода в процессе производства титана на структуру слитков, механизмы разрушения и механические характеристики сплавов типа ВТ1-0.

Ключевые слова: титан, слиток, кислород, порошок TiO_2 , излом.

Введение и цель работы

Титан и его сплавы заняли одно из ведущих мест среди конструкционных металлических материалов для ответственных деталей, особенно летательных аппаратов, благодаря высокой удельной прочности, пластичности и вязкости разрушения. Применение высоколегированных титановых сплавов не всегда оправдано, поскольку выплавка и термомеханическая обработка таких материалов требуют специального оборудования и являются дорогостоящими. К тому же, введение таких легирующих элементов, как молибден, вольфрам, ванадий утяжеляет сплав. Снижение веса при сохранении высокой конструкционной прочности важно для деталей авиационного назначения. Поэтому для титановых сплавов необходим поиск новых решений. Анализ отечественных и зарубежных публикаций показал, что в последние годы получило развитие новое направление в легировании титана – это применение элементов внедрения, в частности кислорода, в регламентированных пределах с целью повышения прочностных характеристик сплава. Эффективность легирования титана кислородом показана в работах [1, 2]. Упрочняющее действие кислорода объясняли искажением гексагональной решетки титана при образовании твердого раствора. С ростом содержания элемента внедрения соотношения параметров кристаллической решетки c/a увеличивается, приближаясь к значению (c/a) для гексагональной плотноупакованной решетки [3].

При этом данные относительно влияния содержания кислорода, способов его введения на механизмы разрушения и механические свойства титановых сплавов противоречивы и неоднозначны. Так, в более ранних работах указывали на отрицательное влияние элементов внедрения, обусловленном образованием хрупкого α - твердого раствора и рекомендовали их содержание в сплавах ограничивать до 0,15 % [4, 5]. Авторы работы [1] охрупчивание сплавов системы «титан-кислород» объясняли, главным образом, формированием грубой литой структуры, а при возрастании содержания до 0,22 % O_2 – переходом от пластинчатого к игольчатому строению α - фазы и не рассматривали

влияние соединений TiO_2 на механизмы разрушения и механические свойства титановых сплавов. Кроме того, об изменении морфологии микроструктуры литого титана, легированного кислородом, с равноосной на тонкопластинчатую (при концентрации кислорода более 0,18 %) также отмечалось в работе [3]. При этом авторами установлено, что такое изменение микроструктуры приводило к снижению работы разрушения и трещиностойкости в 2 раза, что объясняли охрупчиванием α -пластин и снижением локальной пластичности в вершине трещины. В то же время, известны работы [6, 7], в которых показано, что определяющим фактором в хрупком разрушении явились именно соединения титана с кислородом, нерастворенные на стадии выплавки с применением дисперсного порошка TiO_2 , а не микроструктурные параметры α - титана.

При легировании титана кислородом важным фактором является его распределение в слитке, а также в каком виде он вводится в шихту, что в конечном итоге определяет качество титановых слитков. Таким образом, на данном этапе необходимо уточнить влияние кислорода и способа его введения на микроструктуру, механизмы разрушения и механические свойства титана, что позволит рассматривать возможность расширения пределов его содержания в титановых сплавах.

Цель работы – исследование влияния способа введения кислорода на механизмы разрушения и механические свойства литого титана типа ВТ1-0.

Методики, оборудование для проведения исследований

В качестве оборудования использованы промышленные установки восстановления титана и вакуумной сепарации блоков реакционной массы в аппаратах диаметром 1,0 м, производительностью 0,87 тонн/цикл. Эти аппараты действуют в промышленном корпусе № 1 ГП «ЗТМК». Химический состав определяли рентгеноспектральным методом (СТП 140 2005, ГОСТ 9853.5-96, ГОСТ 19863.1-91, ГОСТ 1986.12-91). Распределение кислорода и регламентированных примесей (ГОСТ 17746-96) по блоку титана губчатого исследовали на локальных пробах фракции -30+12 мм. Исследование макро- и

микроструктуры проводили на травленых шлифах. Шлифы травили в растворе плавиковой (5 %) и азотной (5 %) кислот с использованием оптического микроскопа «NEOPHOT-32» и растрового электронного микроскопа JSM-T300 фирмы «JEOL» при ускоряющем напряжении (20–30) кВ во вторичных электронах. Определяли основные механические характеристики: предел прочности, предел текучести, относительное удлинение, относительное сужение (ГОСТ 1497-84, ДСТУ 2824-94), ударную вязкость (ГОСТ 9454-78).

Результаты исследования, их обсуждение

Для определения влияния способа введения кислорода на свойства титановых слитков исследовали свойства слитка, полученного из блоков титана губчатого с заданным содержанием кислорода, и слитка, полученного путем дошихтовки TiO₂. Результаты исследований по распределению кислорода в объеме слитков и механические свойства представлены в таблице 1.

В слитках, полученных из титана губчатого с заданным содержанием O₂, кислород распределен равномерно. Слитки, полученные с дошихтовкой TiO₂, имели больший разброс кислорода по объему. Разброс свойств не превышал 6 % по относительному удлинению и около 19 % по относительному сужению, что в 2 раза меньше, чем для сплавов с TiO₂. Наличие образцов с низким уровнем прочности, по-видимому, является следствием неполного растворения частиц TiO₂.

Анализ характера разрушения показал, что в образцах из слитков, выплавленных с применением TiO₂, имело место преждевременное хрупкое разрушение (рис. 1, а). По-видимому, эти частицы послужили причиной хрупкого разрушения, что в конечном итоге существенно снизило уровень механических свойств. Для образцов из сплава, полученного путем легирования губчатого титана, характерным было вязкое разрушение с образованием утоненной шейки в центральной зоне рабочей части разрывных образцов (рис. 1, б).

Таблица 1 – Распределение кислорода и механических свойств в слитке

Сплав/способ получения		Содержание O ₂ , %	Механические свойства			
			σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %	ψ, %
типа ВТ1-0		до 0,30	≥240	≥170	≥24	≥30
дошихтовка TiO ₂	низ	0,22	410	370	18	29
	центр	0,27	457	415	13	36
	верх	0,31	420	370	15	38
из титана губчатого с заданным содержанием кислорода	низ	0,23	430	295	20	50
	центр	0,28	480	320	18	40
	верх	0,26	470	410	19	45



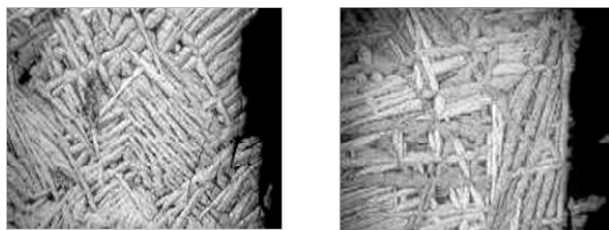
а



б

Рис. 1. Влияние способа введения кислорода на характер разрушения образцов титана типа ВТ1-0:

а – кислород введен в виде TiO₂; б – кислород введен в титан губчатый

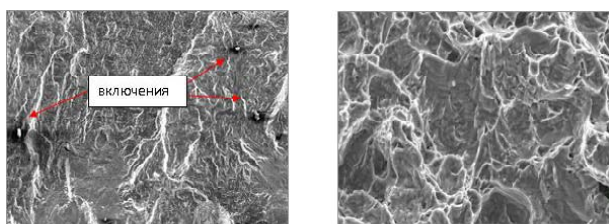


a

б

Рис. 2. Микроструктура образцов из слитков титана, полученных с различной технологией введения кислорода, $\times 200$: *a* – в виде TiO_2 ; *б* – в газовой смеси с аргоном

Литой титан, полученный с применением TiO_2 , имел характерные включения в объеме металла, обусловившие, по-видимому, образование хрупких фасеток на поверхности разрушения (рис. 3, *a*). В образцах из титана, легированного кислородом в газовой смеси, разрушение имело преимущественно вязкий характер. На поверхностях разрушения таких образцов преобладал ямочный рельеф, на фоне которого просматривались отдельные плоские площадки – результат разрушения по границам α - пластин либо их пачек (рис. 3, *б*).



a

б

Рис. 3. Фрактограммы разрушения слитков титана типа BT1-0, полученных с различной технологией введения кислорода, $\times 2000$: *a* – в виде TiO_2 ; *б* – в газовой смеси с аргоном

Таким образом, имеющиеся в структуре слитков включения оказывают существенное влияние на механизм разрушения титана.

Выводы

1. В структуре слитков, легированных кислородом посредством введения порошка TiO_2 , присутствовали характерные включения, которые, очевидно, являлись источниками зарождения трещин и, как следствие, способствовали снижению механических характеристик.

2. Структура слитков, полученных из титана губчатого с содержанием кислорода до 0,28 %, имела параметры, аналогичные промышленным сплавам типа BT1-0, механические характеристики находились на уровне требований нормативных документов.

Список литературы

1. Легирование металла азотом из газовой фазы в процессе ЭШП / [А. Д. Рябцев, А. А. Торьянский, Е. Л. Корзун и др.] // Проблемы специальной электрометаллургии. – 2002. – № 4. – С. 3–8.
2. Получение титана повышенной прочности путем легирования кислородом в процессе камерного электрошлакового переплава / [А. Д. Рябцев, С. И. Давыдов, А. А. Торьянский и др.] // Современная электрометаллургия. – 2007. – № 3. – С. 3–6.
3. Дроздовский Б. А. Трещиностойкость титановых сплавов / Б. А. Дроздовский, Л. В. Проходцева, Н. И. Новосильцева. – М. : Metallurgy, 1983 – 192 с.
4. Пульцин Н. М. Взаимодействие титана с газами / Н. М. Пульцин. – М. : – Metallurgy, 1969. – 216 с.
5. Александровский С. В. О загрязнении титана губчатого кислородом / С. В. Александровский, А. А. Захаревич // Цветная металлургия. – 1980. – № 6. – С. 87–88.
6. Влияние легирования кислородом титана губчатого на структуру и механические свойства литого титана / [А. В. Овчинников, С.И. Давыдов, В.Г. Шевченко и др.] // Ti – 2007 в СНГ : сб. научн. тр. / Межгосударственная ассоциация Титан, Нац. Академия наук Укр., Запорожский титано-магниевого комбинат. – Киев, 2007. – С. 170–173.
7. Давыдов С. И. Исследование влияния способа введения кислорода на структуру и свойства литого титана / С. И. Давыдов, В. Г. Шевченко, А. В. Овчинников // Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. научн. тр., вып. 48, ч. 3. – Днепропетровск, ПГАСА, 2009. – С. 125–132.

Одержано 04.06.2014

Шевченко В.Г. Механізми руйнування конструкційних титанових сплавів, легованих киснем

Досліджено вплив способу введення кисню в процесі виробництва титану на структуру виливків, механізми руйнування та механічні характеристики сплавів типу BT1-0.

Ключові слова: титан, виливок, кисень, порошок TiO_2 , злам.

Shevchenko V. Mechanisms of fracture of titanium alloys, alloyed with oxygen

Influence of oxygen introduction technology in process of titanium production over ingot structure, destruction mechanisms and mechanical properties of BT1-0 type alloys are investigated.

Key words: titanium, ingot, oxygen, powder TiO_2 , fracture.

УДК 621:659.4

Канд. економ. наук В. В. Круглікова, канд. техн. наук Ю. М. Ткаченко,
канд. техн. наук І. І. Азаров

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

ПІДВИЩЕННЯ КОНКУРЕНТОСПРОМОЖНОСТІ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ЗВАРНИХ КОНСТРУКЦІЙ НАПІВАВТОМАТИЧНИМ ЗВАРЮВАННЯМ У ЗАХИСНИХ ГАЗАХ

Підвищити конкурентоспроможність при виготовленні металоконструкцій можна при застосуванні зварювання у середовищі захисних газів. Однією з таких технологій є використання захисних сумішей замість чистого вуглекислого газу. Це дає змогу завдяки скороченню витрат на оплату праці допоміжних робітників знизити собівартість зварної конструкції та покращити її якісні характеристики й умови праці.

Ключові слова: конкурентоспроможність, ефективність, зварювальні конструкції, споживчі характеристики.

На сьогоднішній день широко використовується напівавтоматичне зварювання в середовищі захисних газів, яке добре зарекомендувало при виробництві металоконструкцій. Дугове зварювання в захисних газах має високу продуктивність, легко піддається автоматизації і дозволяє виконувати з'єднання металів без застосування електродних покриттів і флюсів. Цей спосіб зварювання знайшов широке застосування під час виготовлення конструкцій зі сталей, кольорових металів і їх сплавів.

Подані в зону зварювальної дуги захисні гази впливають на стійкість дугового розряду, розплавлення електродного металу і характер його перенесення.

Завдяки таким перевагам, як висока продуктивність, легкість транспортування захисного середовища до плавильного простору, відсутності шлакової корки, знижується ширина зони термічного впливу і зварювальних деформацій, є можливість зварювання у всіх просторових положеннях, спостереження за дугою і керування нею, напівавтоматичне зварювання в середовищі захисних газів дозволяє підвищити продуктивність у 4 або більше разів. Можна зазначити, що це стало домінуючим процесом для механізованих процесів зварювання у виробництві металоконструкцій відповідального і особливо відповідального призначення.

Масове виробництво металоконструкцій із низьковуглецевих і низьколегованих сталей зосереджене на напівавтоматичному зварюванні з використанням вуглекислого газу.

У світлі напівавтоматичного зварювання цей газ є досить дешевим і досить універсальним. Але до недоліків можна віднести той факт, що має місце розбрикування металу. Це вимагає застосування додаткової операції зачищення біля шовної зони від бризок. Як правило, ця трудомістка операція виконується вручну, за

допомогою абразивного кола. До цього треба додати шкідливі для здоров'я працівників умови та рутинність праці.

Цих негараздів можна запобігти, якщо процес вести при струминному переносі електродного металу, але в CO_2 цього досягти неможливо. Позитивного результату можна досягти при застосуванні суміші аргону та вуглекислого газу (18–25%). Аргон вважається найбільш доступним і порівняно дешевим серед інертних газів. Будучи важче повітря, він добре захищає дугу і зону зварювання. Дуга в аргоні відрізняється високою стабільністю. Слід додати, що це ефективно при зварюванні низьковуглецевих і низьколегованих сталей.

Газова суміш аргону та вуглецевого газу сприяє утворенню струминного перенесення металу в дузі під час зварювання, зменшуючи при цьому розбрикування та покращуючи якість шва.

Оскільки поруч з якісними характеристиками економічні також мають важливе значення при визначенні рівня конкурентоспроможності зварних металоконструкцій, має сенс порівняти показники собівартості 1 погонного метра зварного шва, зробленого в нижньому положенні в сфері CO_2 та із застосуванням газової суміші $\text{mix} (\text{Ar} + \text{CO}_2)$.

Технологічна собівартість зварювальних робіт включає витрати на зварювальні матеріали, електроенергію, оплату праці, витрати на експлуатацію та утримання обладнання та виробничого приміщення.

Тоді технологічну собівартість 1 погонного метра зварювального шва (C_T) можна розрахувати за формулою:

$$(C_T) = V_M + V_{e,e} + V_{оп} + V_a + V_p + V_{пр}, \quad (1)$$

де V_M – витрати на зварювальні матеріали, грн.;

$V_{e,e}$ – витрати на електроенергію, грн.;

$V_{оп}$ – витрати на оплату праці, грн.;

V_a – амортизаційні відрахування по обладнанню, грн.;
 V_p – витрати на поточний ремонт обладнання, грн.;
 V_{np} – витрати на амортизацію, ремонт, опалення приміщення, грн.

Вище перелічені показники, що входять до складу технологічної собівартості (1), крім витрат на оплату праці та витрат на газ, при інших рівних умовах для двох технологій, що досліджуються. Можна вважати однако-вими, тобто:

$$V_{M,CO_2} = V_{M,mix}; V_{e,e,CO_2} = V_{e,e,mix}; V_{a,CO_2} = V_{a,mix}; V_{p,CO_2} = V_{p,mix}; V_{np,CO_2} = V_{np,mix}.$$

Витрати на захисний газ визначимо за формулою:

$$V_{\Gamma} = t_o * \Pi_{\Gamma} * P_{\Gamma} * K_{\Gamma,з.}, \quad (2)$$

де t_o – основний час на зварювання 1 м. шва, ч;
 Π_{Γ} – ціна 1 літра газу, грн.;
 P_{Γ} – витрати газу при зварюванні 1 м. шва, грн.;
 $K_{\Gamma,з.}$ – коефіцієнт транспортно-заготівельних витрат, грн.

Спираючись на довідкові джерела [3], приймаємо $t_o = 0,08$ ч.; $\Pi_{\Gamma} = 0,013$ грн.; $P_{\Gamma} = 0,25$ л/час; $K_{\Gamma,з.} = 1,02$. Тоді витрати на CO_2 і міх становлять відповідно:

$$V_{\Gamma, CO_2} = 0,08 * 0,013 * 0,25 * 1,02 = 0,00026 \text{ грн.};$$

$$V_{\Gamma, mix} = 0,08 * 0,02 * 0,25 * 1,02 = 0,0004 \text{ грн.}$$

Другою значущою складовою собівартості 1 м зварного шва є витрати на оплату праці, які можна розрахувати за формулою:

$$V_{оп} = L * t_{шт}, \quad (3)$$

де L – годинна тарифна ставка, грн.
 $t_{шт}$ – штучний час, ч.

Вразі виконання робіт в середовищі CO_2 будемо мати:

$$V_{оп} = V_{оп,звар} + V_{оп,зачист}, \quad (4)$$

де $V_{оп,звар}$ – витрати на оплату праці зварювальника;
 $V_{оп,зачист}$ – витрати на оплату праці робітників за операцією зачистки.

Якщо прийняти до уваги рівень складності робіт, можна зробити припущення, що зварювальні роботи виконує робітник третього розряду, і тоді $L_3 = 15$ грн, а зачисні роботи виконує робітник другого розряду і

$L_2 = 10$ грн. [2].

Штучний час на виконання зварювальних робіт у середовищі CO_2 та міх складатиме відповідно:

$$t_{шт} = t_o + t_{дод} + t_{обс} + t_{від} + t_{нор.в} + t_{п.з} + t_{зач}, \quad (5)$$

де t_o – основний час;
 $t_{дод}$ – додатковий час;
 $t_{обс}$ – час на обслуговування робочого місця;
 $t_{від}$ – час на відпочинок;
 $t_{нор.в}$ – час нормованої перерви;
 $t_{п.з}$ – підготовчозаклучний час;
 $t_{зач}$ – час на зачистку.

Спираючись на довідкові дані, коефіцієнт основного часу зварювальних робіт 1 погонного метра шва в нижньому положенні $A_o = 0,55$, можна розрахувати як:

$$A_o = t_o / t_{шт}, \quad (6)$$

Тоді можемо розрахувати штучний час зварювальних робіт в атмосфері CO_2 :

$$t_{шт,CO_2} = t_o / A_o = 0,08 / 0,55 = 0,14 \text{ год.}$$

Якщо тривалість зачисних робіт складає $t_{зн} = 0,11$ год; тоді:

$$t_{шт,CO_2} = t_{шт,зв} + t_{шт,зач} = 0,14 + 0,11 = 0,25 \text{ год.}$$

Тоді витрати на оплату праці при зварюванні в атмосфері CO_2 і міх складають відповідально:

$$V_{оп,CO_2} = L_3 * t_{зв} + L_2 * t_{зач} = 0,14 * 15 + 0,11 * 10 = 2,1 + 1,1 = 3,3 \text{ грн.};$$

$$V_{оп/mix} = L_3 * t_{зв} = 2,1 \text{ грн.}$$

Тоді економічний ефект від впровадження технології зварювання в суміші газів ($A_{\Gamma} + CO_2$) можна розрахувати як:

$$E = (V_{оп,CO_2} - V_{оп/mix}) - (V_{\Gamma, CO_2} - V_{\Gamma, mix}) = 3,2 - 2,1 - 0,004 - 0,002 = 1,09 \text{ грн.}$$

На підставі проведених розрахунків можна подати порівняння структур витрат на дугове зварювання в атмосфері CO_2 та в атмосфері захисної суміші ($A_{\Gamma} + CO_2$), (рис. 1).

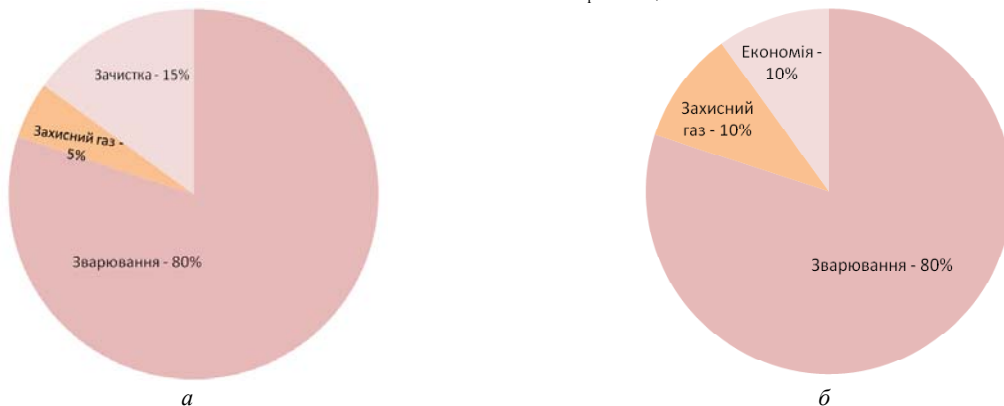


Рис. 1. Структура витрат на напівавтоматичне дугове зварювання в середовищі CO_2 (а) і суміші $Ar + CO_2$ (б)

Таким чином, можна стверджувати, що використання захисних сумішей, яка забезпечує струминний переніс металу ($A_r + CO_2$) при зварюванні є економічно доцільним, бо має переваги в порівнянні з традиційним застосуванням двоокису вуглецю CO_2 й тим самим забезпечує підвищення рівня конкурентоспроможності при виготовленні варних конструкцій. Основними перевагами запропонованої технології зварювання можна вважати:

1. Зниження витрат електродного металу на розбуржування на 70–80 %.
2. Відсутність бризок.
3. Зниження кількості прилипання бризок у місці зварного шва і внаслідок цього відсутні необхідності їх усунення.

4. Поліпшення гігієнічних умов праці на робочому місці зварника за рахунок значного зменшення виділення твердої фракції зварювального аерозолу, а в ній зниження токсичних виділень марганцю і хрому.

Список літератури

1. Кайдалов А.А. Эффективность применения защитных газовых смесей при дуговой сварке сталей / А. А. Кайдалов, А. Н. Гаврик // Сварка. – 2011. – № 4. – 28 с.
2. Биковський О. Г. Довічник зварника / Биковський О. Г. – Основа. – К., 2014. – 418 с.
3. Цепенев Р.А. Оптимизация выбора способа сварки при проектировании технологии изготовления сварной конструкции : уч. пособие / Цепенев Р.А., Бойков И.С. – 2009. – 107 с.

Одержано 27.06.2014

Кругликова В.В., Ткаченко Ю.М., Азаров И.И. Повышение конкурентоспособности при изготовлении сварных конструкций полуавтоматической сваркой в защитных газах

Повысит конкурентоспособность при изготовлении металлоконструкций возможно при применении сварки в среде защитных газов. Одной из таких технологий является использование защитных смесей вместо чистого углекислого газа. Это позволяет благодаря сокращению расходов на оплату труда вспомогательных рабочих снизить себестоимость сварной конструкции и улучшить ее качественные характеристики и условия труда.

Ключевые слова: конкурентоспособность, эффективность, сварочные конструкции, потребительские характеристики.

Kruglikova V., Tkachenko Yu., Azarov I. Improving competitiveness in the manufacture of welded structures semi-automatic welding in protective gases

To increase competitiveness in the manufacture of metal structures is possible with the use of welding in protective gases. One such technology is the use of protective mixtures instead of pure carbon dioxide. This allows reduced costs of labour support workers to reduce the cost of welded structure and improve its quality characteristics and working conditions.

Key words: competitiveness, effectiveness, welding design, consumer characteristics.

ОТРИМАННЯ ПРИСАДКОВИХ ДОСЛІДНИХ СПЛАВІВ З СУБМІКРОКРИСТАЛІЧНОЮ (СМК) СТРУКТУРОЮ МЕТОДОМ ГВИНТОВОЇ ЕКСТРУЗІЇ

Досліджено вплив вихідної структури на процес інтенсивної пластичної деформації методом гвинтової екструзії. Розроблено технологічну схему та визначені основні режими процесу деформації, що забезпечують формування СМК структури в дослідних сплавах. Отримані аналітичні рівняння для розрахунку залежності об'єму структурних складових з СМК розміром від кількості проходів крізь матрицю з гвинтовим каналом.

Ключові слова: субмікроструктурна структура, титан, матриця, зварювання, шов, деформація, неоднорідність, кількість проходів.

Застосування зварювання при виробництві та ремонті виробів зі складнолегованих титанових сплавів пов'язано з цілою низкою проблемних питань. Найбільш складним при цьому є процес зварювання двофазних титанових сплавів, тому що вони застосовуються в різному структурному стані для забезпечення необхідного рівня механічних і службових властивостей відповідних деталей. З результатів досліджень, проведених раніше, випливає, що властивості зварних з'єднань можна підвищити шляхом застосування дослідних присадкових матеріалів, які дозволяють формувати у зварному шві необхідні типи структури [1]. Це дає можливість збільшити працездатність виробів з жароміцних титанових сплавів.

У той же час, із результатів аналізу характеру руйнування зварних з'єднань титанових сплавів, отриманих із застосуванням як стандартних, так і дослідних присадкових матеріалів, встановлено наявність пор і областей крихкого руйнування в металі зварного шва. Причиною цього може бути хімічна неоднорідність, а також газова пористість присадкових матеріалів. Тому, поряд з підвищенням рівня механічних властивостей матеріалів, необхідна розробка спеціальних присадкових матеріалів, що забезпечують високу стабільність властивостей і якість металу зварного шва.

Особливого значення питання, пов'язані з якістю присадкових матеріалів, набули в останні роки, тому що складнолеговані жароміцні титанові сплави застосовують для тонкостінних деталей (лопатки, моноколекса авіаційних двигунів тощо), які працюють на межі запасу міцності матеріалу. За цих умов навіть мікродефекти в присадкових матеріалах можуть призвести до повної втрати працездатності відновлюваних деталей.

Як було показано раніше, для забезпечення необхідного рівня механічних властивостей шляхом формування заданого типу структури, необхідно застосовувати модифікувальні елементи. Це обумовлено тим, що

в металі зварного шва, отриманого з використанням високоякісних бездефектних присадок з дисперсною структурою, процес модифікування є найбільш ефективним, оскільки при цьому виявляється позитивний ефект модифікування [2].

Сутність запропонованої ідеї полягає в застосуванні присадкових матеріалів з нано- або субмікроструктурною (СМК) структурою [3]. Це, згідно з результатами проведених раніше досліджень [4, 5], дозволяє отримувати рівномірний розподіл легувальних елементів в об'ємі присадкового матеріалу. Для перевірки ефективності ідеї були розроблені присадкові титанові матеріали з СМК структурою, а також проведені дослідження впливу цих матеріалів на властивості зварних з'єднань.

Ефективне структурування об'ємних заготовок з титанових сплавів реалізовували на основі методу інтенсивної пластичної деформації (ІПД), шляхом застосування згаданої вище гвинтової екструзії, яка на наш погляд, являла найбільш ефективним способом досягнення бажаних результатів.

У той же час, неоднозначним залишався вплив хімічного складу сплавів на сам процес деформації. У роботі [6] було встановлено, що залежно від складу сплаву, параметри процесу деформації необхідно підбирати індивідуально. Важливим фактором, що визначає ступінь «пропрацювання» структури, є її вихідний тип. Тому для деформування присадкових матеріалів необхідним було попереднє відпрацювання режимів деформації і визначення їх впливу на розподіл елементів і структуру присадкових матеріалів із стандартних і дослідних титанових сплавів.

Спеціально підкреслимо, що технологія ІПД методом гвинтової екструзії (ГЕ), дозволяє отримувати титанові сплави з різним типом кінцевої структури.

Отже, основним завданням, поставленим у даній роботі, було отримати СМК титанові сплави дослідних складів на основі сплаву ВТ2св (хімічний склад сплавів

наведено в табл. 1). Для реалізації цього було розроблено технологічну схему деформації та визначені її основні. Сам метод ГЕ в нашому випадку полягав у продавлюванні призматичної заготовки крізь матрицю з гвинтовим каналом, при цьому кут нахилу (β) гвинтової лінії матриці до напрямку осі екструзії, який на початковій і кінцевій ділянках каналу дорівнював нулю, змінювався по висоті. Перед процесом продавлювання матрицю нагрівали до температури 750 °С (рис. 1).

Особливості геометрії каналу матриці забезпечували збереження при продавлюванні ідентичності початкової і кінцевої форми, а також розмірів оброблюваних заготовок, що дозволяло здійснювати процес екструзії багаторазово з метою послідовного накопичення пластичної деформації. Отримані методом ГЕ заготовки мали розміри 25×40×65 мм.

Результати роботи дозволили отримати СМК титанові сплави наведених вище складів (табл. 1). Важливою особливістю деформації сплавів дослідних складів був їх вихідний структурний стан [7]. Існуючі роботи, що стосуються утворення структури титанових сплавів, базувалися на використанні (вихідних) вже деформованих напівфабрикатів. Показано принципову можливість проведення процесу гвинтової екструзії з використанням вихідних литих заготовок [8]. Зміну об'ємної частки СМК структури в залежності від кількості проходів для дослідних сплавів складів № 1 і № 2 наведено на рис. 2.

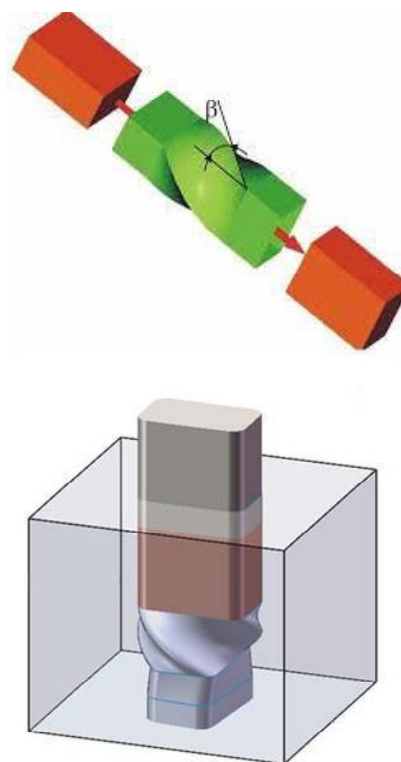


Рис. 1. Схема інтенсивної пластичної деформації призматичних зразків методом гвинтової екструзії

Таблиця 1 – Хімічний склад дослідних сплавів

№ сплаву	Al, %	La, %	Y, %	B, %	Ti
Сплав №1 з рівноважною структурою	3...4	0,125...0,200	0,01...0,02	0,02...0,04	основа
Сплав №2 з пластинчастою структурою	3...4	0,01...0,10	0,05...0,08	0,01...0,03	основа



Рис. 2. Вплив кількості проходів крізь матрицю з гвинтовим каналом на кількість СМК зерен розміром менше за 500 мкм в структурі титанових сплавів дослідних складів № 1 і № 2: 1 – сплави складу №1 з рівноважною вихідною структурою; 2 – сплави складу №2 з пластинчастою вихідною структурою

Застосовуючи метод найменших квадратів, були отримані аналітичні залежності між кількістю проходів та об'ємною часткою структурних складових з потрібним розміром.

Для цього розраховували залежність об'єму структурних складових з СМК розміром від кількості проходів крізь обрану матрицю. Коефіцієнт лінійної кореляції для рівняння $V = V_0 - b \cdot N$ визначили за формулою (1):

$$r_{V/N} = \frac{\sum_i V_i \cdot N_i - n \cdot \bar{V} \cdot \bar{N}}{\sqrt{\left(\sum_i V_i^2 - n \cdot \bar{V}^2 \right) \cdot \left(\sum_i N_i^2 - n \cdot \bar{N}^2 \right)}}, \quad (1)$$

Далі виконавши відповідні розрахунки, отримали рівняння залежності об'єму структури з СМК розміром від кількості проходів.

Для сплаву зі складом № 1 це рівняння мало такий вигляд:

$$r_{V/N} = 0,9746; \quad V = -5,4284 + 15,3571 \cdot N \quad \text{при} \\ b = 15,3571 \text{ та } V_0 = -5,4284.$$

Для сплаву зі складом № 2 розрахунки дали такі результати:

$$r_{V/N} = 0,9908; \quad V = -18,8571 + 15,9643 \cdot N \quad \text{при} \\ b = 15,9643; \quad V_0 = -18,8571.$$

Для визначення кількості СМК зерен у титанових складнолегованих сплавах у залежності від температури та кількості проходів було створено лінійний план експерименту (табл. 2, табл. 3).

Кількість дослідів, необхідних для побудови плану експерименту, наведені у таблиці 3.

Далі, за формулою (2), визначили коефіцієнти множинної кореляції (R) для обох сплавів, виходячи із загального рівняння:

Таблиця 2 – Кодування факторів

Інтервал варіювання рівень факторів	X_1 (t , °C)	X_2 (кількість проходів)
Верхній рівень (+)	850	5
Нульовий рівень (0)	800	4
Нижній рівень (-)	750	3
Інтервал варіювання, $\Delta_{1(2)}$	± 50	1

Таблиця 3 – Ортогональний центральний план експериментів

№ дослідів	x_1	x_2	Y (відносна кількість СМК зерен, N_0)	
			№ 1	№ 2
1	+1	+1	5	3
2	-1	+1	80	70
3	+1	-1	3	1
4	-1	-1	35	15

$$y = b_0 + b_1 x_1 + b_2 x_2$$

$$R = \sqrt{\frac{n \cdot (b_1^2 + b_2^2 + b_3^2 + \dots + b_i^2)}{\sum_i y_i^2 - n \cdot \bar{y}^2}} \quad [9]. \quad (2)$$

Коефіцієнти b_i визначали в стандартний спосіб для кодованих факторів за формулами:

$$\bar{y} = b_0 = \frac{\sum_i y_i}{n}, \quad b_1 = \frac{\sum_i y_i \cdot x_{1i}}{n}, \quad b_2 = \frac{\sum_i y_i \cdot x_{2i}}{n}, \quad (3)$$

Для першого сплаву коефіцієнт множинної кореляції (R), визначений за формулою (2), склав $R = 0,9385$ при ($b_0 = 30,75$; $b_1 = -26,75$; $b_2 = 11,75$).

Перевірка коефіцієнта множинної кореляції R за допомогою коефіцієнта лінійної кореляції $r_{ye/yp}$ звичайним способом дала такий же результат, як і для R ($r_{ye/yp} = 0,9385$).

Нижче наведені рівняння залежності кількості СМК зерен від температури та кількості проходів у натуральному масштабі:

$$Y = 30,75 - 0,535 \cdot (t - 800) + 11,75 \cdot (N - 4).$$

Аналогічно, проведені розрахунки і для іншого сплаву. В результаті отримали коефіцієнт множинної кореляції (R), який склав 0,8817 (при $b_0 = 22,25$; $b_1 = -20,25$; $b_2 = 14,25$), а саме рівняння, записане в натуральному масштабі, має вигляд:

$$Y = 22,25 - 0,405 \cdot (t - 800) + 14,25 \cdot (N - 4).$$

Як впливає з наведених даних, при накопиченні деформації в процесі ГЕ ступінь «пропрацювання» структури в об'ємі заготовок у напрямку її подрібнення підвищувався. У сплавах складу № 1 при менших кількостях проходів утворюється більша кількість структурних складових з СМК розмірністю, ніж у сплавах складу № 2. Це, мабуть, є наслідком рівномірної деформації сплавів складу № 1 (через більш рівноважну вихідну структуру). Сплави складу № 2 мали вихідну пластинчасту структуру, для якої характерна текстурованість пачок α -пластин, розташованих у первинному β -зерні [10]. Це призводило до необхідності первинної обробки пластинчастої структури на відміну від сплавів з рівноважною структурою. Після п'яти проходів різниця в кількості СМК структурних складових між сплавами № 1 та № 2 зменшується і після семи проходів структура практично не відрізнялася у всьому об'ємі обох типів заготовок (рис. 3). Таким чином, у результаті проведених досліджень вдалося реалізувати технологію отримання якісних титанових сплавів із субмікрокристаліч-

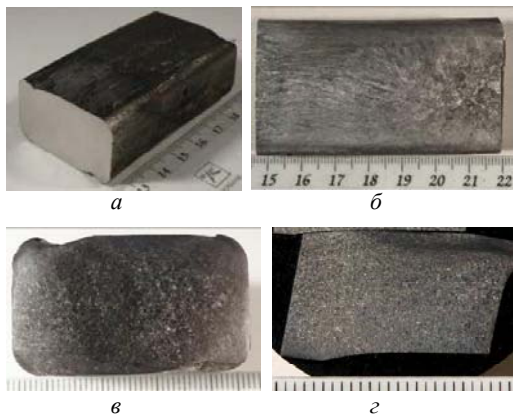


Рис. 3. Характерний вигляд та структура заготовок після проведення ПІД методом ГЕ (сплав складу № 1): а – вид заготовки після деформації; б – макроструктура в повздовжньому напрямку заготовки після 3 проходів; в – макроструктура в поперечному напрямку заготовки після 3 проходів; з – макроструктура в поперечному напрямку заготовки після 7 проходів

ною структурою з литих заготовок. Розроблено конкретні режими інтенсивної пластичної деформації методом гвинтової екструзії для отримання оптимальної структури присадкових матеріалів.

Отримані, методом лінійного планування аналітичні залежності, що дозволяють шляхом варіювання температурно-силових факторів оптимізувати кінцеву структуру дослідних присадкових матеріалів на основі титану.

Список літератури

1. Марукович Е. И. Модифицирование сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко. – Минск : Беларуская навука, 2009. – 192 с.
2. Комановский А. З. Обработка титановых сплавов давлением / Комановский А. З., Чечулин Б. Б., Важецин С. Ф. – М. : Металлургия, 1977 – 96 с.
4. Гусев А. И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии / Гусев А. И. – М. : ФИЗМАТЛИТ, 2005. – 416 с.
5. Валиева Р. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства / Р. Валиева, И. Александров – М. : Академкнига. 2007. – 397 с.
6. Коваленко Т. А. Формирование стабильной субмикроструктурной структуры в титане / Т. А. Коваленко, А. В. Овчинников // МиТОМ. – 2010. – № 2. – С. 35–43.
7. Оценка эффективности применения интенсивной пластической деформации для получения нанокристаллической структуры в титановом сплаве ВТ3-1 / А. В. Овчинников, Д. В. Павленко, А. Я. Качан, В. Г. Шевченко // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2007. – № 1. – С. 27–31.
8. Применение винтовой экструзии для получения субмикроструктурной структуры и гомогенизации титанового сплава ВТ3-1/ [А. В. Овчинников, Д. В. Павленко, А. Я. Качан и др.] // Вестник двигателестроения. – 2007. – № 2. – С. 185–188.
9. Ольшанецкий В. Е. О физических подходах к математическому моделированию функциональных связей / В. Е. Ольшанецкий // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2003. – № 1. – С. 80–86.
10. Овчинников А. В. Применение титановых сплавов с СМК структурой для восстановления деталей роторной части ГТД / А. В. Овчинников // Автоматическая сварка. – 2012. – № 2 (706). – С. 21–25.

Одержано 03.07.2014

Овчинников А.В., Ольшанецкий В.Е., Джуган А.А. Получение присадочных опытных сплавов с субмикроструктурной (СМК) структурой методом винтовой экструзии

Исследовано влияние исходной структуры на процесс интенсивной пластической деформации методом винтовой экструзии. Разработана технологическая схема и определены основные режимы процесса деформации, обеспечивающие формирование СМК структуры в исследовательских сплавах. Получены аналитические уравнения для расчета зависимости объема структурных составляющих с СМК размером от количества проходивших через матрицу с винтовым каналом.

Ключевые слова: субмикроструктурная структура, титан, матрица, сварка, деформация, неоднородность, шов, количество проходивших.

Ovchinnikov O., Olshanetskiy V., Dzhugan O. Obtaining of experimental filler materials with submicrocrystalline structure by the method of twist extrusion

The effect of the initial structure on the process of intensive plastic deformation by twist extrusion was investigated. The technological scheme and the main modes of the deformation process, providing formation of SMC structure of research alloys were developed. The analytical equations for calculating the volume depending on the structural components with the SMC size on the number of passes through the die with the twist channel were obtained.

Key words: submicrocrystalline structure, titanium, matrix, welding, deformation, inhomogeneity, weld, number of operations.

ОЦЕНКА ТОКА ШУНТИРОВАНИЯ ПРИ НАПЛАВКЕ ОДИНАРНЫМ И СОСТАВНЫМ ЛЕНТОЧНЫМ ЭЛЕКТРОДОМ ПОД ФЛЮСОМ

Приведены результаты замера тока шунтирования дуги шлаком при наплавке одинарным и составным ленточным электродом под флюсом, полученные с использованием методики зондирования межэлектродного промежутка. Оценено влияние регулирования взаимного расположения основной и боковых лент составного электрода на долю тока шунтирования, стабильность режима наплавки, неравномерность расплавления ленточных электродов.

Ключевые слова: наплавка, флюс, составной ленточный электрод, основная и боковые ленты, ток дуги, ток шунтирования, режим, неравномерность расплавления ленты.

Введение

Наплавка ленточным электродом под флюсом – эффективный и широко применяемый способ нанесения покрытий со специальными свойствами на ответственные изделия, надежность эксплуатации которых зависит от качества наплавленного слоя. Для обеспечения качества наплавленного слоя необходимо, в свою очередь, повысить надежность сплавления с основным металлом, не допуская образования дефектов формирования валика. Это может быть достигнуто перераспределением тепловой мощности дуги, горящей на торце, усиливая ее тепловложение на участках наиболее вероятного появления дефектов.

С целью улучшения качества и повышения производительности процесса широкослойной наплавки лен-

тами разной толщины и жесткости, разработан способ наплавки составным ленточным электродом. Такой электрод состоит из основной (средней) и двух дополнительных (боковых) лент (рис. 1), взаимное расположение которых, а также соотношение скоростей подачи, может регулироваться [1].

При наплавке составным ленточным электродом возможность изменения положения боковых лент относительно основной, соотношения скоростей их подачи, зазора между ними, позволяет регулировать распределение тепла и расплавленного металла по ширине сварочной ванны, влияя на характер ее формообразования, формирование валика и зоны проплавления. Изменяя расположение лент составного

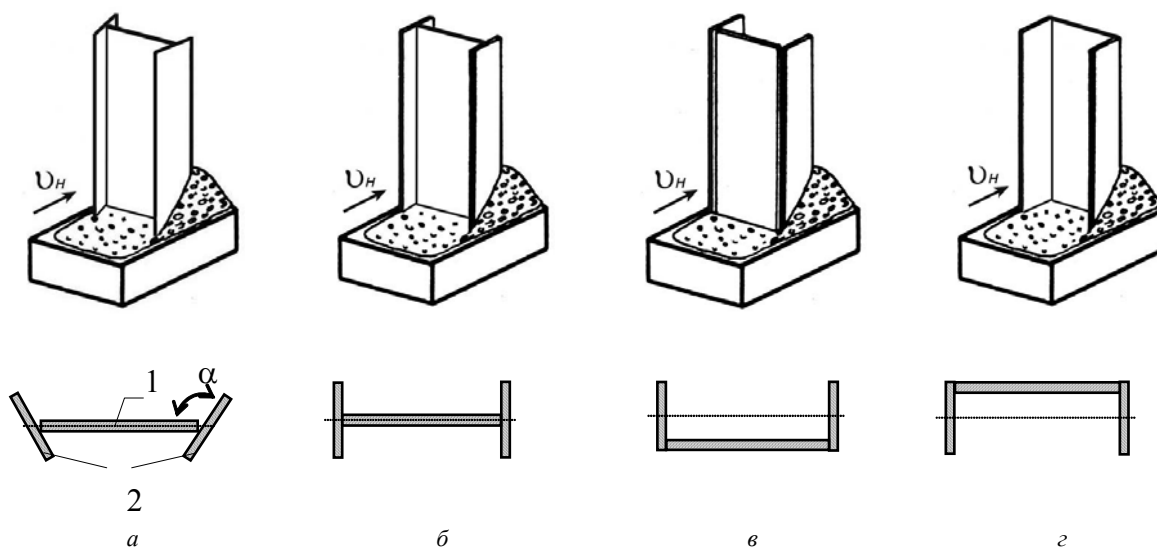


Рис. 1. Способ наплавки составным ленточным электродом и схемы расположения лент:

1 – основная (средняя) лента; 2 – боковые ленты; α – угол поворота боковых лент относительно основной ленты

электрода (рис. 1), можно влиять на размеры (длину и ширину) сварочной ванны. Кроме того, широкие возможности управления химическим составом наплавленного металла открываются *при* использовании лент из различных сплавов, обеспечивающие получение разнородных зон в поперечном сечении одинарного валика и в многослойной композиции.

С использованием ленточного электрода, имеющего значительно большую (чем электродная проволока) поверхность контакта с расплавленным флюсом, доля тока, проходящего через расплавленный шлак $I_{ш}$, значительно возрастает. При этом, в зависимости от соотношения тока дуги I_d и тока шунтирования $I_{ш}$, процесс наплавки может быть близким к чисто дуговому, смешанным или перемежающимся, либо близким к электрошлаковому. Соответственно изменяется эффективность плавления электродного и основного металла, флюса, причем для электрошлакового процесса характерна более высокая эффективность расплавления электрода, но меньшая эффективность расплавления основного металла.

При наплавке ленточными электродами соотношение тока дуги I_d и тока шунтирования $I_{ш}$ зависит не только от состава и теплофизических свойств флюсов, параметров режима, но также от формы и размеров ленточного электрода. Широкие возможности управления соотношением I_d и $I_{ш}$ открывает использование для наплавки составного ленточного электрода [1–3]. Изменяя положение боковых лент относительно средней, а также массовые (линейные) скорости подачи каждой из них, можно управлять долей тока шунтирования $I_{ш}/(I_H = I_d + I_{ш})$, влияющей на характер процесса наплавки, формообразование сварочной ванны, условия плавления флюса, электродного и основного металла.

Поскольку величина $I_{ш}$ растет при замене наиболее компактного сечения (проволока) наименее компактным (лента), логично предположить следующее. Ток шунтирования должен возрастать при увеличении ширины ленты и уменьшении ее толщины, а при наплавке составным ленточным электродом – зависеть от положения боковых лент относительно средней. Если боковые

ленты «отстают» от средней (Γ), при смешанном характере процесса, основная роль в зоне расположения средней ленты должна принадлежать дуговому процессу, а в зоне расположения боковых лент – электрошлаковому. При изменении положения лент за счет перемещения боковых лент в направлении вектора скорости наплавки (\rightarrow) дуговой процесс должен преобладать лишь в зоне вынесенных вперед кромок боковых лент, в то время как для остальной их части, как и в зоне средней ленты, определяющая роль должна принадлежать электрошлаковому процессу. В зоне боковых лент, расположенных впереди средней (Γ), должен преобладать дуговой процесс. Вместе с тем, «отставание» средней ленты, торец которой контактирует с жидким шлаком, может способствовать росту $I_{ш}$ и возрастанию доли электрошлакового процесса [3].

Хотя косвенным подтверждением этих предположений может служить характер оплавления торцов лент составного ленточного электрода, достоверная оценка процесса потребовала применения методики замера тока шунтирования.

Проведение исследований

При определении величины тока, проходящего через расплавленный флюс, надежные данные позволяет получить методика электрического зондирования межэлектродного промежутка [4–7]. Методика реализуется с помощью электрической схемы, предусматривающей отключение сварочного источника и подключение дополнительного зондирующего источника с пониженным напряжением, исключающим существование дугового процесса. В усовершенствованной совместно с Б. И. Носовским схеме замера [4, 7] по осциллограммам процесса фиксируется значение тока дуги I_d и тока зондирующего источника $I_{зп}$ после мгновенного отключения сварочного источника ИП, питающего дугу постоянным током обратной полярности. Параметры дуги и зондирующего источника GB регистрируются светолучевым осциллографом Н-105 (гальванометры М014-1200) (рис. 2).

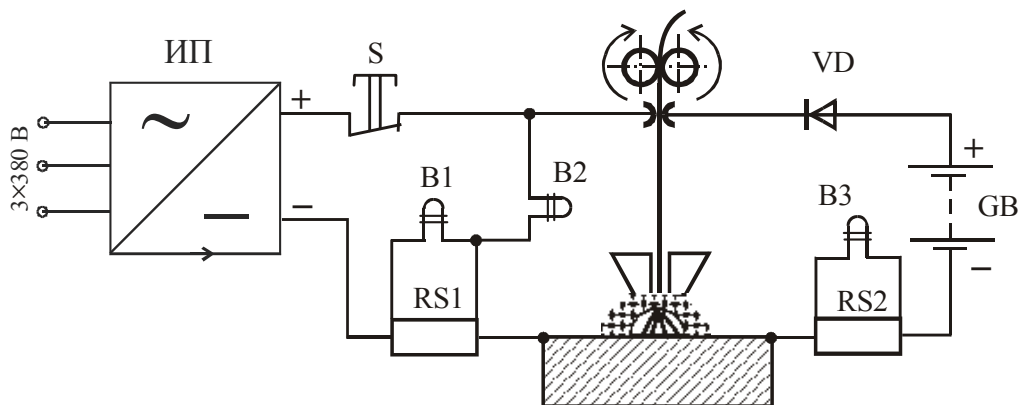


Рис. 2. Схема установки для электрического зондирования межэлектродного промежутка дополнительным источником в процессе наплавки под флюсом

Для повышения точности измерения тока зондирующего источника $I_{зИ}$ (что зависит от скорости отключения сварочного источника и подключения зондирующего), в усовершенствованной схеме применен быстродействующий механический размыкатель S , позволяющий резко снизить время отключения сварочного источника, электродвигателей подачи ленточного электрода и перемещения сварочного аппарата [4, 7]. Включение зондирующего источника осуществляется бесконтактным элементом – диодом VD (рис. 2).

При встречном включении сварочного и зондирующего источников диод закрыт приложенным в непроходящем направлении напряжением сварочного источника, превышающем в 3...4 раза напряжение зондирующего источника. После возбуждения дуги и перехода к стационарному процессу наплавки (образованию характерного для данного режима количества расплавленного флюса), срабатывает быстродействующий раз-

мыкатель S и от измеряемой цепи отключается сварочный источник. Включается схема динамического торможения двигателей подачи электрода и тележки перемещения сварочного аппарата. Мгновенно (что зависит только от времени открытия диода VD) зондирующий источник GB (аккумулятор напряжением 12 В) подключается к межэлектродному промежутку, и ток протекает в цепи «зондирующий источник GB – диод VD – межэлектродный промежуток – шунт RS2 гальванометра В3». При выборе напряжения зондирующего источника $U_{зИ}$ исходили из условия предотвращения повторного возбуждения дуги. Для этого соблюдается условие $U_{зИ} < (U_K + U_A)$, где U_K и U_A – прикатодное и прианодное падение напряжения.

На рис. 3 представлены типичные осциллограммы замера тока зондирующего источника для процесса наплавки под флюсом в режиме, близком к дуговому (рис. 3, а, в) и электрошлаковому (рис. 3, б, г). Ток зон-

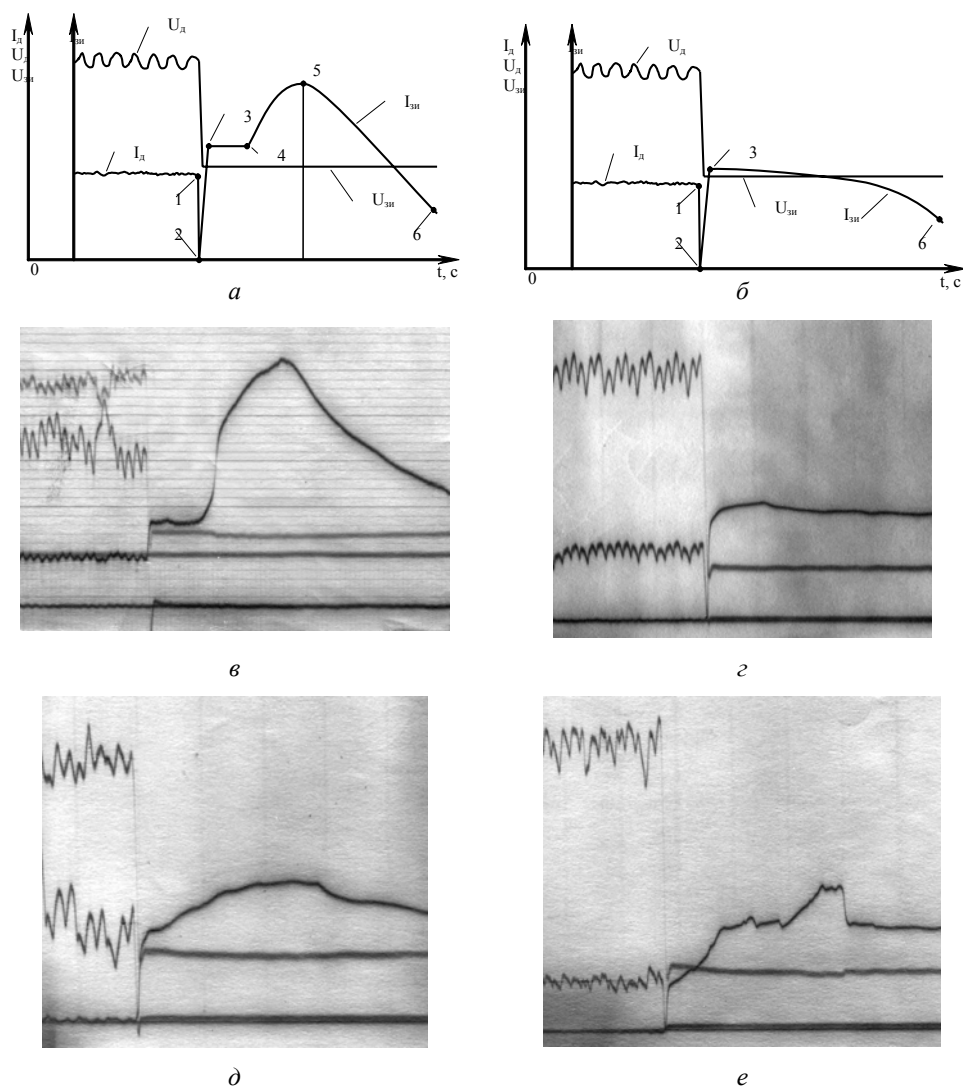


Рис. 3. Осциллограммы процесса электрического зондирования межэлектродного промежутка при наплавке под флюсом: а, в – осциллограммы замера тока зондирования в процессе, близком к дуговому; б, г – в электрошлаковом процессе; д, е – в перемежающемся процессе наплавки составным ленточным электродом

дируючого джерела $I_{зп}$ змінюється по складному закону, включаючи гілки наростання і зниження (соответственно, ділянки 4–5 і 5–6, рис. 3, а). Як видно з осцилограм, час відключення зварювального джерела близько до нуля (ділянка 1–2). При включенні зондируючого джерела GB ток зондування $I_{зп}$ різко зростає (ділянка 2–3), залишаючись постійним на ділянці 3–4. За проміжок часу від точки 1 до точки 3 (~0,004 с) зникає залишкова провідність плазми (за даними [8] повна деіонізація газу в дуговому проміжку під флюсом відбувається за час менше 0,003 с). Оскільки за цей час теплофізичні характеристики токопровідного шару шлаку практично не встигають змінитися, значення струму зондування $I_{зп}$ на ділянці 3–4 дозволяє (при відповідному перерахунку) найбільш надійно оцінити величину струму шунтування $I_{ш}$ [4, 7].

З зменшенням тиску в газовій бульбашці всередині шлакової оболонки змінюється переріз токопровідного шару шлаку, а також геометрія прошлойки рідкого металу під ленточним електродом (зупиненим шляхом динамічного гальмування двигача подачі). Це призводить до зростання струму зондування (ділянка 4–5). Разом з тим, за міри зниження температури і, відповідно, електропровідності шлаку зменшується ток зондування $I_{зп}$ (ділянка 5–6). Величина $I_{зп}$ на цій ділянці може лише випадково збігатися з значеннями $I_{зп}$ на ділянці 3–4. Це впливає на похибку оцінки $I_{ш}$ по переддуговому струму, особливо, при використанні електромагнітного розмикача в ланці відключення зварювального джерела. За порівнянням з процесом близьким до дугового, осцилограма процесу зондування міжелектродного проміжку при наплавці ленточним електродом в електрошлаковому режимі відрізняється відсутністю ділянки наростання струму (рис. 3, б).

Величина струму шунтування $I_{ш}$ визначається з залежності:

$$I_{ш} = \frac{U_{д} \cdot I_{зп}}{U_{зп}}, \quad (1)$$

де $U_{д}$ і $U_{зп}$ – напруга на дугі і міжелектродному проміжку при електричному зондуванні, відповідно, В;

$I_{зп}$ – величина струму зондируючого джерела, А.

Визначена розрахунком величина струму, шунтуючого дугу $I_{ш}$, розглядається як максимально можливе значення струму шунтування. Останнє обставина визначається тим, що шунтування дуги відбувається не тільки через шлак, але і короткими замиканнями міжелектродного проміжку краплями, стекаючими з торця ленточного електрода в ванну.

З використанням удосконаленої методики зондування міжелектродного проміжку [4, 5] заміри $I_{зп}$ здійснювали при наплавці як одинарним, так і складним ленточним електродом. В якості одинарних використовувалися ленточні електроди Св-08кп перерізом 30×1 мм і 60×0,5 мм, а також Св-07Х25Н13 перерізом 60×0,5 мм в поєднанні з флюсами АН-348А, ЖСН-5 і ОФ-10, в'язкість, електропровідність і ентальпія расплавов яких суттєво відрізняються. Аналіз осцилограм дозволило оцінити вплив геометрії електродів і їх складу на частку струму шунтування (рис. 4). Частка струму шунтування $I_{ш}/I_{н}$ і характер процесу в значній мірі залежать від теплофізичних властивостей застосовуваних флюсів. Так, при наплавці ленточним електродом зі сталі марки Св-08кп перерізом 60×0,5 мм під флюсом АН-348А частка струму шлакової провідності при напрузі 32...34 В досягає 35...40%. Разом з тим, при наплавці на тому ж режимі з використанням флюсу ЖСН-5, електропровідність якого значно нижче, частка $I_{ш}/I_{н}$ становить 15...20% (рис. 4).

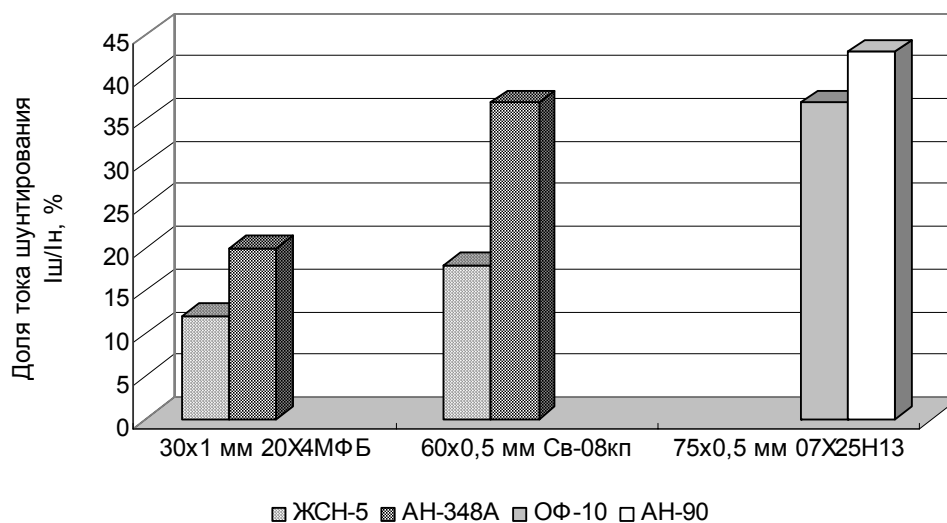


Рис. 4. Вплив флюсу, перерізу і складу ленточного електрода на частку струму шунтування

При наплавке в равноценных условиях лентой из стали марки 20Х4МФБ сечением 30×1,0 мм с использованием флюса АН-348А доля $I_{ш}/I_H$ в 2 раза меньше, чем для ленты сечением 60×0,5 мм. При наплавке лентой из стали марки 07Х25Н13 сечением 75×0,5 мм под флюсом ОФ-10 доля тока шлаковой проводимости составляет 35...40%, а при наплавке под флюсом АН-90 – 40...45%.

Для замеров тока, шунтирующего дугу через расплавленный шлак, при наплавке под слоем флюса АН-348А составным ленточным электродом материалом лент служила сталь марки Св-08кп (средняя лента – 50×0,5 мм, боковые ленты – 25×1,0 мм). Боковые ленты располагались вдоль направления наплавки, средняя – перпендикулярно этому направлению (рис. 1). Подающим механизмом обеспечивалось перемещение средней ленты относительно боковых, сохраняя перпендикулярность между ними. Режим наплавки: $I_H = 1200$ А, $U_d = 30...32$ В, $x_H = 3,0...4,5$ мм/с.

В процессе исследований изменения тока наплавки регистрировались осциллографом, фиксировался также характер оплавления торцов средней и боковых лент составного электрода. Обработка осциллограмм позволила оценить влияние расположения лент составного электрода на долю тока шунтирования (рис. 5). В результате замеров тока зондирования, определения доли тока шунтирования $I_{ш}/I_H$ и анализа характера оплавления торцов лент подтвердились высказанные выше представления о характере процесса наплавки составным ленточным электродом под флюсом.

При наплавке \sqcup -образным электродом (рис. 1, в) доля тока шунтирования составляет $I_{ш}/I_H \approx 28...33\%$; в случае наплавки $\text{—} \perp$ образным электродом (рис. 1, б) $I_{ш}/I_H \approx 33...38\%$; при использовании \sqcap -образного электрода (рис. 1, а) возникают более благоприятные условия для преобладания электрошлакового процесса – доля тока шунтирования возрастает до 44...49% (рис. 5). С увеличением скорости наплавки (3,0...4,5 мм/с) $\text{—} \perp$ образным составным ленточным электродом отмечается снижение доли тока шунтирования до 20...25%.

При наплавке составным ленточным электродом в зависимости от положения боковых лент относительно средней изменяется характер оплавления торцов каждой из них (рис. 6). В случае расположения боковых лент впереди средней, их торцы оплавлены меньше, чем торец средней ленты, оплавленный шлаком (рис. 6, а). С расположением средней ленты впереди боковых (рис. 6, в), ее торец оказывается ниже уровня оплавления боковых лент, расположенных в зоне преимущественного влияния электрошлакового процесса.

В случае наплавки составным ленточным электродом симметричного сечения (рис. 6, б) более интенсивное оплавление участков торцов боковых лент, расположенных позади средней ленты, подтверждает существенное влияние нагрева шлаком на «мокрое вылете» на эффективность расплавления ленточного электрода. При этом усредненная разность уровней оплавления торцов лент – минимальна.

Преимущества, создаваемые возможностью управления соотношением дугового и электрошлакового процессов при наплавке составным ленточным электродом, позволяют не только расширить область рекомендуемых режимов, но и обеспечить технологическую стабильность процесса, что обеспечивает повышение качества наплавленного слоя.

Выводы

1. Усовершенствованная методика оценки тока шунтирования дуги расплавленным шлаком путем электрического зондирования межэлектродного промежутка позволяет повысить точность замеров и оценить долю $I_{ш}$ в зависимости от геометрии одинарных и составных ленточных электродов, состава и свойств флюса.

2. Получено экспериментальное подтверждение влияния тока шунтирования дуги через шлак на роль дугового и электрошлакового процессов при наплавке составным ленточным электродом. Путем независимого регулирования взаимного расположения основной и двух боковых лент, образующих составной электрод,

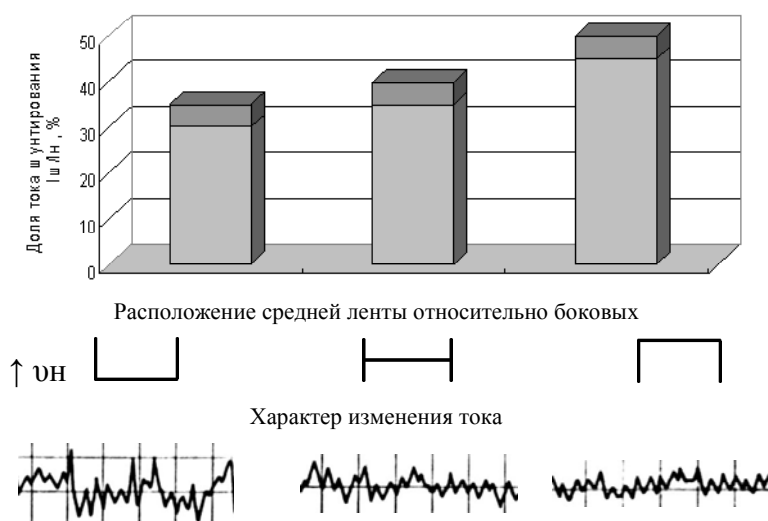


Рис. 5. Доля тока шунтирования и осциллограммы изменения тока при наплавке составным ленточным электродом

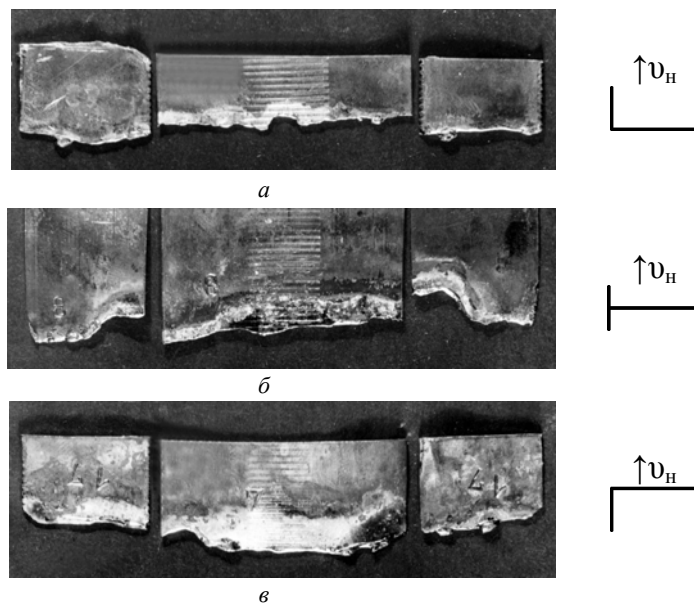


Рис. 6. Характер оплавлення торцов лент составного ленточного электрода (средняя лента 50×0,5 мм, боковые – 25×1,0 мм; $I_H = 1200$ А; $U_D = 30 \dots 32$ В; $x_H = 3,9$ мм/с; флюс АН-348А)

установлена можливість ефективного впливу на стабільність параметрів режиму, характер нагріву і плавлення торців лент составного електрода, формообразование сварочной ванны.

Список литературы

1. А. с. 1277499 СССР, МКИ В23К 9/04. Способ наплавки расщепленным ленточным электродом / [В. Н. Матвиенко, Л. К. Лещинский, Ю. В. Белоусов и др.] (СССР). – № 3862572/25-27 ; заявл. 04.03.85 ; опубли. 15.08.86, Бюл. № 46.
2. Лещинский Л. К. Влияние формы электродной ленты на качество наплавленного слоя стали / Л. К. Лещинский, В. Н. Матвиенко, В. П. Лаврик // Автоматическая сварка. – 1985. – № 9. – С. 60–62.
3. Лещинский Л. К. Форма сварочной ванны при наплавке составными ленточными электродами / Л. К. Лещинский, В. Н. Матвиенко, С. В. Гулаков // Автоматическая сварка. – 1991. – № 11. – С. 58–60.
4. Гулаков С. В. Наплавка под флюсом ленточным электродом / С. В. Гулаков, В. Н. Матвиенко, Б. И. Носовский. – Мариуполь : ПГТУ, 2006. – 136 с.
5. Особенности процесса наплавки двумя электродными лентами под флюсом / В. П. Лаврик, Л. К. Лещинский, Б. И. Носовский, В. Н. Матвиенко // Автоматическая сварка. – 1990. – № 6. – С. 50–54.
6. Размышляев А. Д. Исследование тока, шунтирующего дугу через шлак, при наплавке под флюсом / А. Д. Размышляев // Сварочное производство. – 1982. – № 5. – С. 38–39.
7. Особенности процесса дуговой сварки под флюсом / [Б. И. Носовский, Л. К. Лещинский, О. Б. Брайловский, В. Н. Матвиенко] // Автоматическая сварка под флюсом : сб. науч. трудов. – Л. : ЛДНТП, 1981. – С. 47–50.
8. Ленивкин В. А. Технологические свойства сварочной дуги в защитных газах / В. А. Ленивкин, Н. Г. Дюргеров, Н. Х. Сагиров. – М. : Машиностроение, 1989. – 264 с.

Одержано 20.06.2014

Матвієнко В.М. Оцінка струму шунтування при наплавленні одинарним і складеним стрічковим електродом під флюсом

Наведено результати виміру струму шунтування дуги шлаком при наплавленні одинарним і складеним стрічковим електродом під флюсом, отримані з використанням методики зондування міжелектродного проміжку. Оцінений вплив регулювання взаємного розташування основної і бічних стрічок складеного електрода на долю струму шунтування, стабільність режиму наплавлення, нерівномірність розплавлення стрічкових електродів.

Ключові слова: наплавлення, флюс, складений стрічковий електрод, основна і бічні стрічки, струм дуги, струм шунтування, режим, нерівномірність розплавлення стрічки.

Matviyenko V. Estimation of the value of bypass current in the submerged arc surfacing with a singular and composite strip electrode

The results of the estimation of bypass current value in submerged arc surfacing with a singular and composite strip electrode using the improved method of sensing the arc are presented. It is shown that the central and lateral strip arrangement influences the value of bypass current, stability of welding parameters, and non-uniformity of the composite strip electrode melting.

Key words: submerged arc surfacing, flux, composite strip electrode, central and lateral strips, arc current, bypass current, welding parameters, non-uniformity of strip melting.

Канд. техн. наук М. И. Андрущенко, канд. техн. наук Р. А. Куликовский,
канд. техн. наук М. Ю. Осипов, А. В. Холод, А. Е. Капустян

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

СПОСОБНОСТЬ К САМОУПРОЧНЕНИЮ ПОВЕРХНОСТИ ТРЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА И ХРОМА

Представлены закономерности изменения способности к упрочнению поверхности трения и сопротивляемости абразивному изнашиванию сталей системы Fe-C-Cr в зависимости от соотношения углерода и хрома и фазового состава. Показано, что износостойкость сталей, содержащих в остаточном аустените углерода на уровне 1,3–1,7 % и незначительное количество хрома, в 5 раз выше, чем сталей с таким же фазовым составом, но легированных большим количеством хрома при относительно низком (0,5–0,6 %) содержании углерода.

Ключевые слова: метастабильный аустенит, абразивное изнашивание, мартенсит деформации, бескарбидные сплавы.

Введение

Среди известных направлений повышения долговечности деталей машин и оборудования, работающих в условиях абразивного изнашивания, можно выделить два основных.

1. Создание новых, или рациональное использование известных гетерогенных сплавов на основе железа, структура которых содержит упрочняющие фазы в количествах от нескольких процентов до 80 %. Преобладающая роль в обеспечении сопротивляемости изнашиванию в данном варианте отводится упрочняющим фазам. Микротвердость большинства из них (карбиды, карбобориды, бориды и др.) значительно превосходит твердость наиболее распространенного абразива – кварцевого песка и многих других частиц природных минералов или синтетической керамики. Благодаря этому, в результате изменения механизма изнашивания от прямого одноактного резания до малоциклового усталости, а в некоторых случаях и до механохимических процессов износостойкость может возрастать в десятки раз.

2. Разработка новых или использование известных относительно гомогенных материалов, не содержащих в структуре упрочняющих фаз. Чаше всего вынужденное исключение в структуре твердых фаз вызвано необходимостью повышения технологичности материалов при изготовлении и упрочнении деталей и обеспечения их надежности в эксплуатации. В данном случае повышение износостойкости достигается путем оптимизации химического и фазового состояния применительно к условиям изнашивания деталей. Основная роль при этом отводится повышению способности к упроч-

нению поверхности трения непосредственно в процессе изнашивания за счет превращения метастабильного аустенита [1–3].

Первый подход может быть реализован при разработке и использовании наплавочных материалов, высоколегированных белых чугунов или инструментальных сталей в широком диапазоне химического состава и структурных состояний – от доэвтектоидных до заэвтектоидных. Кроме того, значительные резервы этого направления могут быть задействованы при создании искусственных композитов типа карбидосталей методами порошковой металлургии, при повышении износостойкости путем науглероживания сталей содержащих большое количество карбидообразующих элементов, при использовании комбинированных методов упрочнения деталей наплавкой с последующим науглероживанием и др.

В процессе исследований в этом направлении решается ряд частных задач. Это оптимизация типа, количества, морфологии, дисперсности упрочняющих фаз, характера распределения их в металлической матрице, выбор обеспечения типа, основы сплава и др.

При задействовании второго подхода диапазон химического состава материалов и структурных состояний значительно сужается. Очевидно, что для исключения в структуре упрочняющих фаз химический состав должен быть ограничен пределом растворимости углерода в аустените, то есть диапазон структурных состояний должен исключать появление эвтектики. При этом скорость охлаждения металла должна быть не ниже критической. Как и в первом варианте, создание бескарбидных составов возможно путем химико-термической

обработки или методами порошковой металлургии.

Известно, что износостойкость материалов с большим количеством упрочняющих фаз в условиях безударного абразивного изнашивания может быть многократно выше, чем износостойкость материалов, в структуре которых основана только на твердых растворах. Известен широкий диапазон износостойких белых чугунов, и особенно наплавочных материалов, с большим количеством упрочняющих фаз, которые широко и успешно применяются для повышения износостойкости и восстановления деталей.

Однако, вместе с тем, известно очень много деталей, условия работы которых, практически исключают возможность присутствия в структуре упрочняющих фаз (карбидов, боридов и др.) по условиям эксплуатационной надежности. Особенно это характерно для тех случаев, когда сплав используется в литом состоянии, или в виде наплавленного металла. Даже при сравнительно небольшом количестве карбидов в доэвтектических сплавах из-за неоднородности их распределения (в основном по границам зерен) работоспособность наплавленного металла, например, на кромках штампов пресс-форм для прессования строительных или огнеупорных изделий недостаточна из-за скалывания фрагментов слоя. Поэтому в таких случаях реальным и доступным для практического применения остается только второй способ повышения износостойкости – максимально возможное использование потенциала металлической матрицы (сталей в бескарбидном состоянии).

Известно, что одним из наиболее эффективных современных способов повышения износостойкости сплавов является увеличение их способности упрочняться непосредственно в процессе изнашивания благодаря превращению метастабильного аустенита в мартенсит деформации и других сопутствующих этому процессу явлений – наклеп, выделение мелкодисперсных карбидов, релаксации напряжений, диспергирование структуры вплоть до нануровня.

При этом возможности этих механизмов упрочнения могут быть задействованы как в карбидсодержащих материалах, так и в бескарбидных, но, очевидно, с разной степенью влияния на общий уровень износостойкости.

В соответствии с последней классификацией Международного института сварки (МИС) современных типов наплавленного металла, основанной на учете химического состава и структуры, предусмотрено деление материалов на шестнадцать структурных групп [4]. Из них в девяти вариантах упрочняющая фаза в структуре присутствует, а в семи группах структура основана только на твердых растворах – феррите, мартенсите, аустените.

Однако исследования промышленно выпускаемых наплавочных материалов в широком диапазоне химического состава представителей различных структурных групп, в которых по классификации МИС упроч-

няющая фаза отсутствует, показали [5], что среди них нет таких, в которых бы достаточно эффективно работал механизм самоупрочнения в условиях безударного абразивного изнашивания. Таким образом, до настоящего времени резервы повышения износостойкости путем инициирования в материалах высокой способности к самоупрочнению при изнашивании в полной мере не используются.

Поэтому дальнейший поиск оптимального химического и фазового состава бескарбидных материалов для работы как в качестве самостоятельных сплавов, так и в качестве металлической матрицы гетерогенных наплавочных сплавов, чугунов, карбидосталей или цементованных слоев, является актуальным.

Целью данной работы являлось обобщение ранее полученных результатов и дальнейшие исследования износостойкости и способности к самоупрочнению бескарбидных сплавов системы Fe-C-Cr в условиях безударного абразивного изнашивания.

Материалы и методика исследований

Ранее были проведены исследования двух групп бескарбидных сплавов системы легирования Fe-C-Cr [6], в которых управление структурой осуществляли путем варьирования количества хрома при постоянном содержании углерода или углерода при неизменном содержании хрома. При этом в обоих вариантах одним из зависимых параметров являлись исходное соотношение мартенсита и аустенита в структуре (до изнашивания): от 100 % мартенсита до практически максимального при отсутствии карбидов содержания аустенита (на уровне 90 %). Однако сравнительно широкий диапазон соотношений хрома и углерода, при которых обеспечивается наибольшее содержание аустенита, был представлен только двумя сплавами. Это не позволяло получить полную картину закономерностей изменения исследуемых параметров во всем диапазоне существования сплавов в бескарбидном состоянии системы Fe-C-Cr и построить математические модели.

В связи с этим дополнительно был рассмотрен ряд опытных модельных сплавов этой же системы. Обобщенный диапазон исследуемых материалов представлен в таблице. В целом по совокупности признаков опытные сплавы разбиты на четыре группы.

В первой группе при постоянном содержании хрома 3,0–3,3 % изменяли концентрацию углерода в диапазоне 0,50–1,68 %. При этом уровень содержания хрома обеспечивал достаточную стабильность аустенита при охлаждении, что позволяло избежать при закалке образцов в масле промежуточных превращений и обеспечить в них гамму мартенсито-аустенитных структур без карбидов.

Во второй группе при постоянной концентрации углерода 0,55–0,60 % изменялось содержание хрома в пределах 1–23 %. Уровень содержания углерода в сталях этой группы выбран с таким расчетом, чтобы в

широком диапазоне содержания хрома обеспечить практически такой же набор структур, как и при изменении содержания углерода в первой группе.

В третьей группе модельных сплавов соотношение элементов выбиралось с таким расчетом, чтобы после закалки обеспечивалась преимущественно аустенитная структура. Содержание хрома изменялось от 3 до 19%, а углерода от 0,5 до 1,68%. При этом уменьшение содержания одного из элементов сопровождалось увеличением концентрации другого в количестве эквивалентном их влиянию на температуру начала мартенситного превращения M_n .

Сплавы четвертой группы находились внутри факторного пространства, ограниченного предыдущими тремя группами. Включение в перечень исследуемых материалов сталей четвертой группы было обусловлено необходимостью обеспечить корректность построения математических зависимостей в соответствии с рекомендациями [7]. Положение опытных материалов представлено на структурной диаграмме системы Fe-C-Cr на рисунке 1.

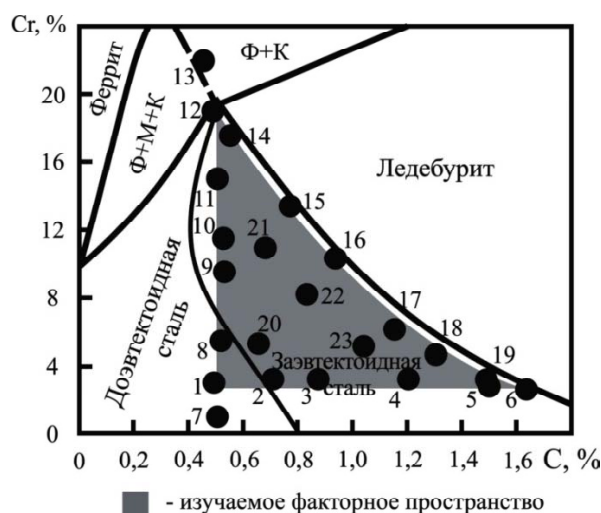


Рис. 1. Положение опытных сплавов на структурной диаграмме системы Fe-C-Cr

Таблица – Химический состав, количество остаточного аустенита и мартенсита деформации, относительная износостойкость и микротвердость поверхности трения сталей системы Fe-Cr-C

Номер группы	Номер сплава	Химический состав*, %		Количество остаточного аустенита (А), %	Количество мартенсита деформации (М _Д), %	Микротвердость поверхности трения (Н _{0,5}), ГПа	Относительная износостойкость ε
		C	Cr				
I	1	0,49	3,00	0	0	9,2	1,10
	2	0,72	3,20	17	15	10,2	1,70
	3	0,89	3,35	29	22	10,8	4,14
	4	1,20	3,20	53	39	11,9	7,20
	5	1,47	3,35	75	50	12,0	9,54
	6	1,68	3,20	92	36	12,0	10,00
II	7	0,51	0,94	0	0	8,6	1,0 (эталон)
	8	0,53	5,65	19	19	9,6	1,20
	9	0,55	9,45	38	29	9,7	1,90
	10	0,56	11,53	48	38	10,0	1,95
	11	0,52	15,02	67	45	10,0	2,00
	12	0,47	19,20	88	61	10,0	2,14
	13	0,48	22,97	не опред	не опред	не опред	1,90
III	14	0,57	17,65	89	60	10,1	2,30
	15	0,84	12,28	88	58	10,4	3,40
	16	0,96	10,45	82	56	11,1	5,52
	17	1,17	7,21	81	53	11,8	6,85
	18	1,39	4,43	82	44	11,9	8,41
	19	1,52	3,58	84	48	12,0	9,80
IV	20	0,63	4,92	38	18	9,9	1,90
	21	0,65	11,37	62	35	10,2	2,80
	22	0,83	8,10	73	44	11,0	4,46
	23	1,03	4,87	65	42	11,2	6,00

Примечание: * – содержание S и P $d \leq 0,03$ каждого

Общее условие для сталей всех четырех групп – концентрация углерода в них должна быть не выше предела растворимости в аустените при выбранном содержании хрома. Таким образом, охватывался весь диапазон возможных вариантов хромистых или высокохромистых сталей, в которых может быть создана бескарбидная структура. При этом обеспечивалась максимально возможная ширина интервала соотношений количеств мартенсита и аустенита в основе, которые прогнозировались по температуре начала мартенситного превращения $M_{\text{н}}$. На стадии планирования экспериментов $M_{\text{н}}$ определяли расчетным путем с использованием известных зависимостей температуры начала мартенситного превращения от химического состава [8]. При этом дополнительно ставилась задача оценки точности прогнозов количества остаточного аустенита закаленных сталей, основанных на расчетной температуре $M_{\text{н}}$.

Модельные сплавы выплавляли в открытой индукционной печи. В качестве основы шихтующих материалов использовали: стали 50X, У8, У12 и Х12 промышленной выплавки, феррохром, хром металлический. Слитки весом 10 кг, \varnothing 120 мм ковали на полосу 12×30 мм. Послековки проводили гомогенизирующий отжиг при температуре 1000 °С. Температуру нагрева образцов под закалку выбирали с таким расчетом, чтобы гарантированно обеспечить полное растворение карбидов (рис. 2).

Испытания опытных материалов на способность к упрочнению в процессе изнашивания и износостойкость проводили на лабораторном стенде, имитирующем условия изнашивания деталей пресс-форм для прессования строительных и огнеупорных материалов.

Основными критериями воспроизводимости процессов, протекающих в поверхностном слое опытных образцов и натуральных деталей, являлись:

- характер микрорельефа изношенной поверхности;
- полнота $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращений в поверхностном слое;

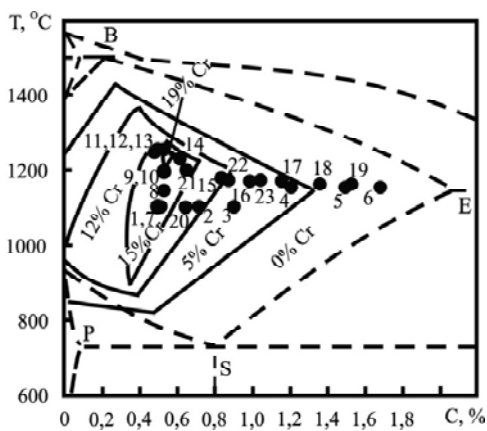


Рис. 2. Схема положения опытных сплавов на γ -области диаграммы Fe-C-Cr при их нагреве до температуры аустенизации

- степень упрочнения поверхности трения;
- сопоставимость рядов износостойкости испытываемых материалов.

В качестве эталонного материала при сопоставлении процессов протекающих при испытаниях на лабораторном стенде и натуральных деталях, использовали сталь типа 20X, достаточно хорошо изученную в производственных условиях.

Изнашивание образца размерами 90×30×10 мм (поверхность трения 82×20 мм), совершающего возвратно-поступательное движение, производится столбом сжатой пуансоном абразивной массы, находящейся в неподвижной обойме, армированной твердым сплавом. С каждым ходом образца слой абразива, непосредственно контактирующего с поверхностью трения, автоматически удалялся из обоймы через зазор между её торцом и образцом. Размеры зерен абразива находятся в пределах 0,6–1,0 мм. Микротвердость зерен изменяется в пределах 7–16 ГПа по закону нормального распределения (рис. 3). Средняя микротвердость составляет 12,3 ГПа.

Плотность распределения микротвердости зерен шамота $W(H_a)$ описывается согласно известному закону Гаусса следующим выражением [9]:

$$W(H_a) = \frac{1}{\sqrt{2\pi} \cdot \sigma_{H_a}} e^{-\frac{[H_a - M(H_a)]^2}{2\sigma_{H_a}^2}}, \quad (1)$$

где H_a – значение случайной величины;
 $M(H_a)$ – математическое ожидание величины H_a ;
 σ_{H_a} – дисперсия величины H_a .

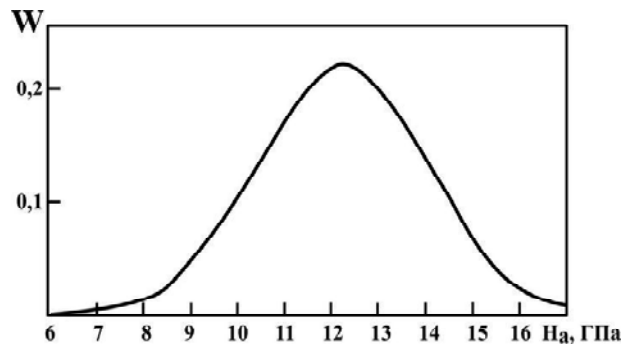


Рис. 3. Закон распределения микротвердости зерен шамота

Средняя скорость перемещения образца – 24,8 мм/с. Давление абразива – 5 МПа. Температура поверхности трения при изнашивании не превышала 60 °С.

Интенсивность изнашивания образцов определяли по потере их массы за один ход, г/ход. Взвешивание образцов производили на весах АДВ-200 с точностью 0,0001 г. При оценке относительной износостойкости в качестве эталона использовали сталь № 7 второй группы (см. табл.).

Фазовый состав в образцах до и после изнашивания определяли на дифрактометре ДРОН-3 в кобальтовом излучении по известным методикам [10].

Степень упрочнения поверхности трения до и после изнашивания определялась с помощью микротвердомера ПМТ-3.

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты оценки фазового состояния поверхности трения до и после изнашивания, микротвердости поверхности трения и относительной износостойкости представлены выше в таблице.

Сопоставление количества остаточного аустенита в закаленных модельных сталях с расчетной температурой начала мартенситного превращения (рис. 4) показало, что точность прогнозирования структурного состояния бескарбидных сталей по методике [11] вполне удовлетворительная. Исключение составляют некоторые разбежности фактического количества аустенита с прогнозируемым в высокоуглеродистых сталях. По-видимому, в высокоуглеродистых материалах интенсивность влияния хрома и углерода на снижение температуры M_n ниже, чем вытекает из работы [10]. Кроме того, можно предположить, что небольшая часть карбидов не растворилась при нагреве под закалку, и аустенит был несколько беднее на углерод и хром чем уровень, использованный при прогнозировании.

Обработку данных, характеризующих изменение исходного содержания аустенита после закалки из однофазной γ -области, количества мартенсита деформации в поверхности трения образцов, микротвердость, приобретенную в процессе изнашивания и относительную износостойкость в зависимости от содержания углерода и хрома, проводили с использованием метода наименьших квадратов [12].

На основе предварительной обработки экспериментальных данных, с учетом рекомендаций [7] в качестве эмпирической формулы, определяющей функциональ-

ную и корреляционную связь между исследуемыми величинами, было принято уравнение вида:

$$f(C; Cr) = b_0 + b_1 \cdot C + b_2 \cdot Cr + b_3 \cdot C \cdot Cr + b_4 \cdot C^2 + b_5 \cdot Cr^2 + b_6 \cdot C^2 \cdot Cr + b_7 \cdot C \cdot Cr^2 + b_8 \cdot C^2 + b_9 \cdot Cr^2, \quad (2)$$

где C – массовое содержание углерода, %;

Cr – массовое содержание хрома, %.

Решение задачи основывалось на применении матриц:

$$Y = X \times B, \quad (3)$$

где $Y = \begin{pmatrix} y_1 \\ y_2 \\ \dots \\ y_{23} \end{pmatrix}$ – матрица, элементами которой являются

значения исследуемой функции (значения содержания аустенита (A), мартенсита деформации (M_d), микротвердости поверхности трения ($H_{0,5}$), относительной износостойкости (ϵ) исследуемых Fe-C-Cr сталей);

$$X = \begin{pmatrix} 1 & C_1 & Cr_1 & C_1Cr_1 & C_1^2Cr_1^2 & C_1^2Cr_1 & C_1Cr_1^2 & C_1^3 & Cr_1^3 \\ 1 & C_2 & Cr_2 & C_2Cr_2 & C_2^2Cr_2^2 & C_2^2Cr_2 & C_2Cr_2^2 & C_2^3 & Cr_2^3 \\ \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots \\ 1 & C_{23} & Cr_{23} & C_{23}Cr_{23} & C_{23}^2Cr_{23}^2 & C_{23}^2Cr_{23} & C_{23}Cr_{23}^2 & C_{23}^3 & Cr_{23}^3 \end{pmatrix}$$

матрица значений содержания углерода (C) и хрома (Cr), %. Коэффициент указывает номер материала из таблицы (кроме сплавов № 7 и № 13, находящихся вне факторного пространства);

$$B = \begin{pmatrix} b_1 \\ b_2 \\ \dots \\ b_{23} \end{pmatrix}$$

– матрица неизвестных коэффициентов в

уравнении (3).

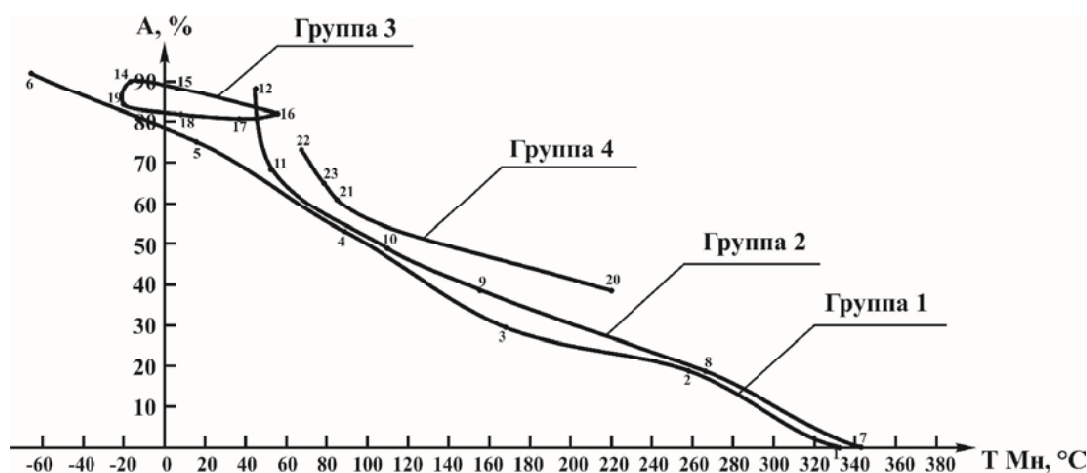


Рис. 4. Изменение количества остаточного аустенита в опытных сталях в зависимости от расчетной температуры начала мартенситного превращения M_n

Искомые коэффициенты определялись из выражения:

$$B = (X^T X)^{-1} \cdot (X^T Y) \quad (4)$$

где X^T – матрица, найденная транспонированием матрицы X .

В результате вычислений получены следующие зависимости:

$$A = -27,239 + 9,546 \cdot C - 3,497 \cdot Cr + 26,295 \cdot C \cdot Cr + 9,501 \cdot C^2 + 0,136 \cdot Cr^2 - 9,286 \cdot C^2 \cdot Cr - 0,695 \cdot C \cdot Cr^2 + 8,647 \cdot C^3, \quad (5)$$

$$M_D = -1,416 - 144,233 \cdot C + 8,606 \cdot Cr + 8,534 \cdot C \cdot Cr + 232,058 \cdot C^2 - 0,787 \cdot Cr^2 - 8,228 \cdot C^2 \cdot Cr + 0,195 \cdot C \cdot Cr^2 - 77,834 \cdot C^3 + 0,019 \cdot Cr^3, \quad (6)$$

$$H_{0,5} = 6,181 + 5,981 \cdot C + 0,263 \cdot Cr - 0,339 \cdot C \cdot Cr - 0,511 \cdot C^2 - 0,006 \cdot Cr^2 + 0,082 \cdot C^2 \cdot Cr + 0,004 \cdot C \cdot Cr^2 - 0,527 \cdot C^3, \quad (7)$$

$$\varepsilon = 8,16 - 32,162 \cdot C - 0,926 \cdot Cr + 3,15 \cdot C \cdot Cr + 37,923 \cdot C^2 + 0,023 \cdot Cr^2 - 1,504 \cdot C^2 \cdot Cr - 0,074 \cdot C \cdot Cr^2 - 10,67 \cdot C^3. \quad (8)$$

Поскольку в работе изучалось факторное пространство, включающее только стали, содержащие углерод не выше предела его растворимости в аустените, то полученные выражения можно применять при ограничивающем условии. Содержание хрома, при заданных значениях углерода (0,5–1,68 %), должно быть не выше значений, определяемых из уравнения кривой (см. рис. 1), проходящей через координаты, характеризующие химический состав сплавов третьей группы:

$$Cr \leq 33,791 - 35,132 \cdot C + 9,975 \cdot C^2. \quad (9)$$

На основании полученных математических зависимостей, с учетом ограничивающего условия, построены поверхности, характеризующие:

- изменение содержания аустенита (A) в сталях системы Fe-Cr-C после закалки из однофазной γ -области (рис. 5);
- количество мартенсита деформации (M_D) в поверхности трения образцов из сталей системы Fe-Cr-C (рис. 6);
- микротвердость поверхности трения ($H_{0,5}$) бескарбидных сталей системы Fe-Cr-C (рис. 7);
- относительную износостойкость (ε) бескарбидных сталей системы Fe-Cr-C (рис. 8).

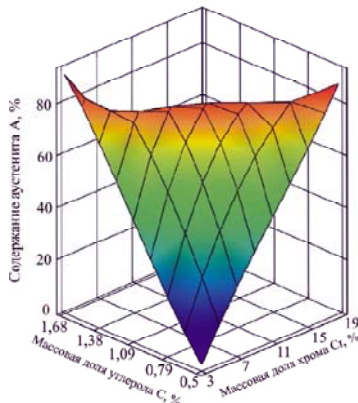


Рис. 5. Изменение содержания аустенита (A) в сталях системы Fe-Cr-C после закалки из однофазной γ -области

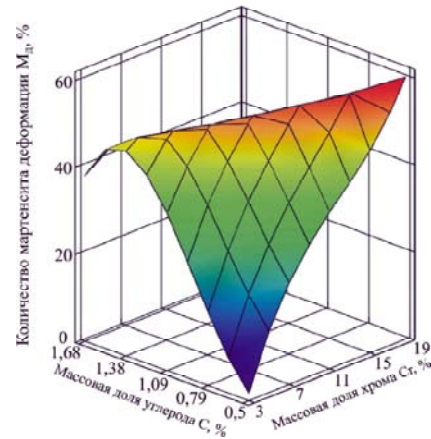


Рис. 6. Количество мартенсита деформации (M_D) на поверхности трения сплавов системы Fe-C-Cr

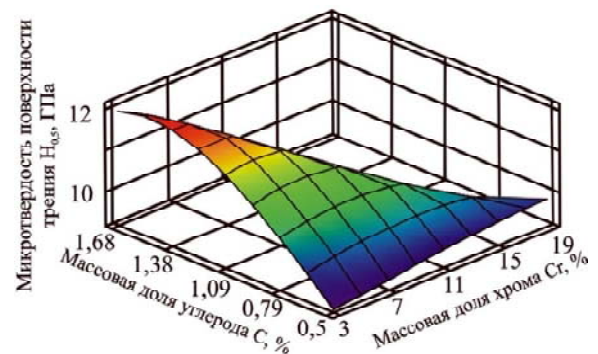


Рис. 7. Микротвердость поверхности трения ($H_{0,5}$) бескарбидных сталей системы Fe-Cr-C

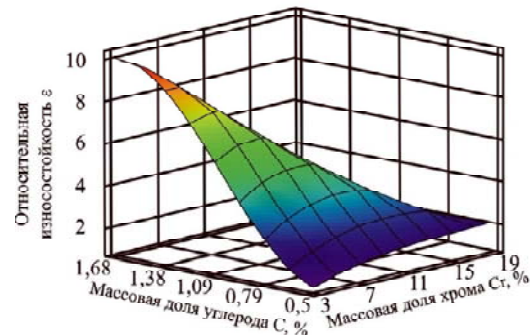


Рис. 8. Относительная износостойкость (ε) бескарбидных сталей системы Fe-Cr-C

О тесноте связи между экспериментальными и расчетными данными судили по значениям коэффициента корреляции (r_{xy}) [13]:

$$r_{xy} = \frac{\sum_{i=1}^n x_i y_i - n \bar{x} \bar{y}}{\sqrt{\left(\sum_{i=1}^n x_i^2 - n \bar{x}^2 \right) \left(\sum_{i=1}^n y_i^2 - n \bar{y}^2 \right)}}, \quad (10)$$

где x_i и y_i – экспериментальные (см. таблицу) и расчетные данные для каждого i -го сплава соответственно;

\bar{x} и \bar{y} – средние значения экспериментальных и расчетных данных соответственно;

n – количество сплавов.

Расчеты показали, что коэффициенты корреляции между расчетными и экспериментальными значениями для всех полученных зависимостей, характеризующих изменения параметров сплавов в зависимости от содержания углерода и хрома, составили не менее 0,9.

Согласно литературным данным, значительное повышение износостойкости в результате превращения метастабильного аустенита в мартенсит деформации обусловлено рядом причин. В частности, мартенсит, образующийся в результате трения, характеризуется повышенной прочностью, по сравнению с мартенситом, полученным в результате обычной упрочняющей термообработки [14]. Кристаллы мартенсита деформации значительно тоньше, чем кристаллы мартенсита охлаждения и ориентированы перпендикулярно направлению трения [15], что положительно сказывается на сопротивляемости внешнему воздействию абразива.

Кроме непосредственного влияния на степень упрочнения, явление образования мартенсита деформации обеспечивает релаксацию напряжений [8], создаваемых внешней нагрузкой поверхности трения, а также приводит к снижению доли энергии [1], затрачиваемой непосредственно на разрушение поверхности и др.

Однако, результаты, приведенные в данной статье, хотя и не отрицают положительного влияния этих процессов на сопротивляемость изнашиванию, но, в то же время, указывают на то, что их совокупная роль не является определяющей. Так, несмотря на то, что интенсивность образования мартенсита деформации в сплаве № 12 (см. табл.) почти в 2 раза выше, чем сплава № 6, износостойкость при этом почти в 5 раз ниже. Поэтому для дальнейшего повышения эффективности использования метастабильных состояний необходимы дополнительные исследования и анализ причин эффективного повышения износостойкости.

На данном этапе, очевидно, что присутствие в структуре большого количества метастабильного аустенита (см. рис. 5) с высокой способностью к превращениям в мартенсит деформации в процессе изнашивания (см. рис. 6) является обязательным, но недостаточным условием повышения износостойкости бескарбидных сталей. Обеспечение высокой способности к упрочнению в процессе изнашивания (см. рис. 7) и износостойкости (см. рис. 8) возможно при соблюдении как минимум двух условий. Создание структуры с большим количеством метастабильного аустенита должно сопровождаться переходом в твердый раствор высоко содержания углерода на уровне 1,2–1,7 %.

Выводы

1. Максимальная способность к самоупрочнению в условиях безударного абразивного изнашивания и относительная износостойкость сталей системы Fe-C-Cr в бескарбидном состоянии достигается при наличии в структуре большого количества высокоуглеродистого остаточного аустенита. Износостойкость сталей, содержащих в остаточном аустените углерода на уровне 1,3–1,7 % и незначительное количество хрома, в 5 раз выше, чем наибольший уровень, достигаемый в сталях с таким же фазовым составом, но легированных большим количеством хрома при относительно низком содержании углерода (0,5–0,6 %).

2. При всем многообразии структурных состояний и природы легирования опытных сталей при отсутствии или небольшом количестве упрочняющей фазы наблюдается высокая корреляция износостойкости с микротвердостью материала, приобретаемой в процессе изнашивания.

3. Среднее отношение твердости абразива к твердости, приобретенной в процессе изнашивания (H_a/H_{nm}) при увеличении в исходном метастабильном аустените углерода с 0,5 до 1,7 % изменяется от 1,23 до 1,03. Поэтому в одних и тех же условиях воздействия абразива механизм изнашивания сплавов с одинаковым фазовым составом и исходными свойствами, но различного химического состава изменяется от процесса прямого резания до полидеформационного разрушения поверхности трения, что в основном и обуславливает различия в износостойкости.

Список литературы

1. Долговечность оборудования огнеупорного производства / [В. С. Попов, Н. Н. Брыков, Н. С. Дмитриченко, П. Г. Приступа]. – М. : Металлургия, 1978. – 232 с.
2. Малинов Л. С. Разработка научных основ и создание марганцовистых и хромомарганцовистых специальных сплавов, а также упрочняющих технологий с использованием принципа получения метастабильного аустенита и реализации эффекта самозакалки при нагружении / Л. С. Малинов // Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. науч. тр. – Днепропетровск. – 2001. – вып. 12. – С. 121–124.
3. Чейлях А. П. Возможности создания метастабильных состояний аустенита в сплавах на основе железа / А. П. Чейлях // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2002. – № 2. – С. 31–34.
4. Мазель Ю. А. Классификация сплавов на основе железа для восстановительной и упрочняющей наплавки / Ю. А. Мазель, Ю. В. Кусков, Г. Н. Полищук // Сварочное производство. – 1999. – № 4. – С. 35–38.
5. Андрущенко М. И. Способность к самоупрочнению поверхности трения и износостойкость наплавленного металла в условиях абразивного изнашивания / М. И. Андрущенко, Р. А. Куликовский, С. П. Бережный, О. Б. Сопильняк // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – Запорожье, 2009. – № 1. – С. 30–37.
6. Влияние углерода и хрома на способность к упрочнению и износостойкость бескарбидных сталей в условиях

- абразивного изнашивания / [М. И. Андрущенко, О. Э. Рузов, Р. А. Куликовский, Н. Н. Брыков] // Проблемы трибологии (Problems of Tribology). – 2003. – № 2. – С. 112–116.
7. Абиев А. Г. Планирование и статистическая обработка эксперимента / А. Г. Абиев. – Воронеж : Воронежский политехнический институт. – 1980. – 80 с.
 8. Филиппов М. А. Стали с метастабильным аустенитом / М. А. Филиппов, В. С. Литвинов, Ю. Р. Немировский. – М. : Металлургия. – 1988. – 256 с.
 9. Прогнозирование механизма и интенсивности изнашивания на основе оценки соотношения твердостей абразива и изнашиваемого материала / [М. И. Андрущенко, Р. А. Куликовский, М. Н. Брыков, Д. М. Андрущенко] // Проблемы трибологии (Problems of Tribology). – 2009. – № 1. – С. 6–12.
 10. Горелик С. С. Рентгенографический и электроннографический анализ / С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. – М. : Металлургия. – 1970. – 352 с.
 11. Куликовский Р. А. Прогнозирование структурного состояния износостойких метастабильных хромомарганцевых наплавочных материалов на основе железа / Р. А. Куликовский // Проблемы трибологии (Problems of Tribology). – 2012. – № 4. – С. 49–52.
 12. Хартман К. Планирование эксперимента в исследовании технологических процессов / К. Хартман, Э. Лецкий, В. Шефер. – М. : Мир. – 1977. – 552 с.
 13. Ольшанецкий В. Е. О физических подходах к математическому моделированию функциональных связей / В. Е. Ольшанецкий // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2003. – № 1. – С. 80–86.
 14. Термомеханическая обработка стали / [М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский, Л. М. Капуткина]. – М. : Металлургия, 1983. – 480 с.
 15. Коршунов Л. Г. Структурные превращения при трении и износостойкость аустенитных сталей / Л. Г. Коршунов // ФММ. – 1992. – № 8. – С. 3–21.

Одержано 04.07.2014

Андрущенко М.І., Куликовський Р.А., Осіпов М.Ю., Холод А.В., Капустян А.С. Здатність до самозміцнення поверхні тертя у процесі абразивного зношування і зносостійкість сталей залежно від змісту вуглецю і хрому

Представлені закономірності зміни здатності до зміцнення поверхні тертя і опірності абразивного зношування сталей системи Fe-C-Cr залежно від співвідношення вуглецю і хрому і фазового складу. Показано, що зносостійкість сталей, що містять в залишковому аустеніті вуглецю на рівні 1,3–1,7% і незначну кількість хрому, в 5 разів вище, ніж сталей з таким же фазовим складом, але легованих великою кількістю хрому при відносно низькому (0,5–0,6%) вмісті вуглецю.

Ключові слова: метастабільний аустеніт, абразивне зношування, мартеніт деформації, бескарбідні сплави.

Andrushchenko M., Kulikovsky R., Osipov M., Holod A., Kapustyan A. Ability to self in the surface friction and wear abrasive wear of steel depending on carbon and chromium content

Patterns of change in the hardenability at surface friction and abrasion resistance of Fe-C-Cr steels depending on the ratio of carbon and chromium and phase composition are presented. It has been shown that the wear resistance of steels containing carbon in the residual austenite at a level 1.3–1.7%, and a minor amount of chromium is 5 times higher than the steel with the same phase composition, but doped with a large quantity of chromium at relatively low (0.5–0.6%) carbon content.

Key words: metastable austenite, abrasive wear, martensite of deformation, carbide-free steel.

ОЦІНКА ЗДАТНОСТІ ДО ФОРМОЗМІНЮВАННЯ ЛИСТОВИХ ФЕРИТНИХ КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ ЗА РЕЗУЛЬТАТАМИ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВИПРОБУВАНЬ

В роботі проведено дослідження технологічної пластичності холоднокатаних зразків зі сталі 08X18T1 після завершальної рекристалізаційної обробки методом гідростатичного випучування. Встановлено, що покращення пластичних характеристик і підвищення стійкості пластичної деформації забезпечується додатковою термічною обробкою гарячекатаного підкату, яка забезпечує реалізацію процесів розпаду пересиченого атомами впровадження (вуглець, азот) високохромистого фериту.

Ключові слова: *напружено-деформований стан, формозмінювання, гідростатичне випучування, феритна корозійностійка сталь, технологічна пластичність, підкат, холоднокатаний лист.*

Вступ

Вибір оціночних критеріїв для прогнозування поведінки листової заготовки при операціях формозмінювання визначається характером напружено-деформованого стану, що реалізується в різних її частинах при конкретних операціях штампування.

Обмеження якоюсь конкретною групою характеристик, що визначаються при одновісному, двовісному чи складному напруженому стані, не може гарантувати позитивних результатів при виготовленні виробів шляхом штампування. Більшість методів технологічних випробувань дозволяють лише якісно порівняти певні характеристики матеріалу при конкретному впливі зовнішніх факторів.

При цьому результати випробувань, які характеризують поведінку матеріалу в умовах двоосьового напружено-деформованого стану, максимально наближені до натурних випробувань і тому можуть в більшій мірі відображати реальну картину здатності матеріалу до формозмінювання.

Матеріали та методика досліджень

В роботі досліджували холоднокатані (х/к) зразки зі сталі марки 08X18T1 після завершальної рекристалізаційної обробки із швидкістю руху штаби в агрегаті 9–12 м/хв ($\tau_{випр} = 1,5\text{--}2,3$ хв/мм). При такій швидкості руху температура металу на виході становила 960–980 °С.

Для оцінки динаміки карбідних перетворень перед холодною прокаткою за виробничих умов проводили додаткову термічну обробку гарячекатаного (г/к) підкату. Рулони феритних корозійностійких сталей відпалювали в ковпачкових печах при температурі 800 °С впродовж 4 годин. Подальше охолодження проводили під муфелем впродовж 33 годин. Високотемпературну обробку, а саме гартування з температур

900 °С, 1000 °С, 1100 °С виконували в прохідних роликових печах. Швидкість руху штаби в робочому просторі печі підтримувалась такою, щоб час витримки складав 1 хв/мм.

Дослідження технологічних властивостей проводили методом гідростатичного випучування на машині «Укрінмет МШ-70» із максимальним зусиллям на лист до 0,7 МН. Максимальний тиск для прижиму зразка верхньою опорою 50 МПа, а найбільше значення тиску рідини для випучування зразка 40 МПа.

Теорія та аналіз отриманих результатів

Схильність листового матеріалу із феритних корозійностійких сталей до витягування в роботі оцінювали за результатами випробувань на гідравлічне розтягування зразків записаних по периферії, при якому реалізується схема рівномірного двовісного напруженого стану.

Слід враховувати, що окрім технологічних аспектів, таких як характер навантаження і тип змащування, технологічні властивості металу залежать від структурного і текстурного факторів. Формування певного рівня технологічної пластичності в залежності від характеру структури необхідно розглядати в більш широкому аспекті ніж тільки при урахуванні зміни форми і розмірів зерен. При аналізі результатів одноосьового розтягування, оціночні критерії схильності матеріалу до витягування також визначаються і структурним станом твердого розчину по домішкам впровадження.

За умови відсутності проміжної термічної обробки г/к підкату, яка б сприяла очищенню високохромистого фериту (ВХФ) від надлишкових атомів вуглецю і азоту, в процесі штампування тонколистового металу із феритних корозійностійких сталей спостерігається значний брак по розривам.

З метою оптимізації технології виготовлення х/к листа, який би характеризувався високою технологічністю при операціях формозмінювання, проводили термічну обробку г/к підкату по режимах: відпал – 800 °С впродовж 4 годин; гартування – 900 °С, 1000 °С, 1100 °С – 1 хв/мм.

Результати випробувань х/к листового металу на гідростатичне випучування при відповідних режимах попередньої термічної обробки г/к підкату приведені в табл. 1.

Рівень технологічної пластичності оцінювали по величині відношення t_0/t_K , а також по інтенсивності деформації в полюсі лунки ϵ_K і висоті сферичного сегмента a :

$$\epsilon_K = \ln \frac{t_0}{t_K}, \quad (1)$$

де t_0 та t_K – початкова та кінцева товщина зразка в полюсі купола.

Здатність листової заготовки до формозмінювання визначається також характером деформаційного

зміцнення матеріалу, критерієм оцінки якого є інтенсивність напружень в полюсі лунки σ_K :

$$\sigma_K = \frac{P_K \cdot R_K}{2t_K}, \quad (2)$$

де P_K – максимальний тиск рідини;

R_K, t_K – значення радіуса кривини і товщини в полюсі купола лунки при тиску P_K .

Характер залежності показників технологічної проби від режимів термічної обробки певним чином відрізняється від поведінки оціночних критеріїв штампуємості, які отримані при одноосьовому розтягуванні [1].

В умовах одновісного напруженого стану максимальні значення досліджуваних характеристик, в залежності від товщини листа, спостерігали, як правило, при попередньому відпалюванні підкату при 800 °С – 4 год або при гартуванні з 1100 °С.

При технологічних випробуваннях, завдяки еквівалентних умов холодної деформації (товщина заготовки 1,0 мм), є можливість оцінити конкретний вплив режимів термічної обробки на формування кінцевого рівня властивостей.

Таблиця 1 – Результати випробувань на гідростатичне випучування

Марка сталі	Режим т/о г/к підкату	P , МПа	t_0 , мм	t_K , мм	t_0/t_K	ϵ_K	σ_K , МПа	a , мм
08Ю	Без т/о	5,0	0,95	0,88	1,08	0,080	167,2	0,34
		10,0		0,75	1,24	0,20	210,2	0,635
		12,0		0,63	1,51	0,410	225,2	0,833
		12,2		розрив				
08X18T1	Без т/о	10,0	1,10	1,03	1,07	0,066	265,4	0,377
		14,0		1,00	1,10	0,095	239,7	0,477
		20,0		0,85	1,27	0,240	324,9	0,725
		21,0		0,77	1,40	0,340	337,2	0,810
		21,5		розрив				
08X18T1	Гартування 900 °С – 1 хв/мм	10,0	1,08	1,02	1,05	0,060	265,0	0,370
		18,0		0,90	1,20	0,189	317,8	0,630
		20,0		0,84	1,29	0,250	322,6	0,739
		21,0		0,78	1,38	0,330	334,1	0,807
		22,0		розрив				
08X18T1	Гартування 1000 °С – 1 хв/мм	10,0	1,05	0,97	1,08	0,080	271,4	0,380
		18,0		0,92	1,14	0,13	313,8	0,520
		20,0		0,90	1,17	0,150	352,1	0,600
		21,0		0,73	1,44	0,360	334,0	0,800
		22,0		розрив				
08X18T1	Гартування 1100 °С – 1 хв/мм	5,0	1,03	0,99	1,04	0,040	214,9	0,235
		10,0		0,94	1,10	0,090	266,1	0,400
		15,0		0,86	1,20	0,180	295,9	0,590
		19,5		розрив				
08X18T1	Відпал 800 °С – 4 год	5,0	1,03	0,99	1,04	0,04	219,6	0,230
		10,0		0,95	1,08	0,08	270,0	0,390
		15,0		0,88	1,17	0,160	304,6	0,560
		19,0		0,73	1,41	0,340	332,1	0,785
		20,0		розрив				

Аналіз показників технологічної пластичності свідчить про те, що найнижча здатність до загального звуження спостерігається в листових заготовках, підкат яких був загартований з 1100 °С ($t_0/t_K = 1,20$; $\epsilon_K = 0,180$).

Виходячи із теоретичних міркувань така ситуація є цілком прогнозованою, адже в процесі високотемпературного нагрівання до 1100 °С відбувається інтенсивне збагачення твердого розчину атомами домішок впровадження [2], в результаті матеріал листової заготовки характеризується значним рівнем вихідної міцності. У зв'язку з цим для забезпечення пластичної плинності заготовки в зазор між матрицею і пуансоном необхідно прикладати великі напруження.

За умов формування гомогенної структури фериту в підкаті, яка не порушується і після завершальної рекристалізаційної обробки х/к листа, матеріал характеризується низьким деформаційним зміцненням на стадії рівномірної деформації. Величина напружень, при яких спостерігається поява локалізованої деформації, мало відрізняється від границі плинності.

У зразках г/к, підкат яких відпалювався при 800 °С – 4 год, а також після гартування 900 °С і 1000 °С показники технологічної пластичності були близькими за значеннями (див. табл. 1) мали певну перевагу у випадку проведення гартування з 1000 °С.

Наявність певної різниці в показниках ϵ_K для випадку відпалювання при 800 °С ($\epsilon_K = 0,340$) і гартування з 1000 °С ($\epsilon_K = 0,360$), вочевидь слід пояснювати не тільки с позицій різної концентрації елементів впровадження у ВХФ, а також слід враховувати і вплив розміру зерна. При умові попереднього відпалювання підкату при 800 °С – 4 год, в холоднокатаному листі після рекристалізації формується зерно більшого розміру, ніж після гартування з 1000 °С ($F_{800^\circ\text{C}} = 2500 \text{ мкм}^2$; $F_{1000^\circ\text{C}} = 2200 \text{ мкм}^2$) при аналогічних режимах холодної деформації (рис. 1).

В цілому слід зазначити, що цей метод технологічних випробувань є більш чутливим до зміни розмірів зерен, ніж до структурного стану твердого розчину. Такий висновок можна зробити, виходячи із аналізу показників інтенсивності деформації ϵ_K для зразків, г/к підкат яких взагалі не підлягав термічній обробці, а після рекристалізації х/к листа стабілізується структура із підвищеною концентрацією елементів впровадження розчинених в об'ємі сталі.

При цьому негативний вплив домішок впровадження на технологічну пластичність в даному випадку перекривається фактором, який діє в позитивному напрямку і пов'язаний із формуванням (при даних термочасових умовах отримання х/к листа) структури із більш дрібним зерном.

Таким чином, на основі проведених випробувань на гідростатичне випучування можна зробити висновок, що цей вид технологічної проби є менш чутливим щодо структурних змін, які можуть відбуватись в фе-

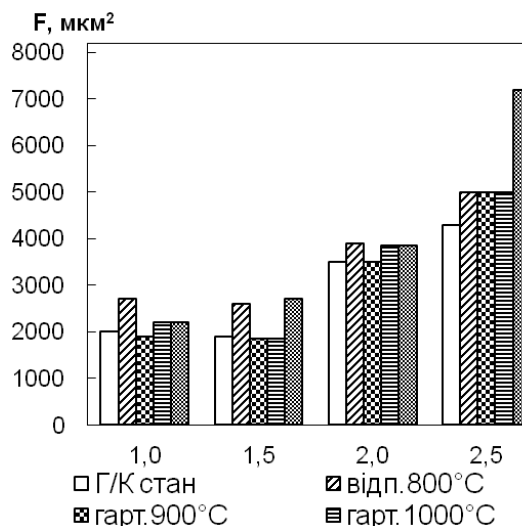


Рис. 1. Залежність площі зерна від термодформаційних умов обробки підкату

ритних корозійностійких сталях при певних режимах обробки, ніж характеристики, які визначаються при одновісному розтягуванні.

Тому саме результати механічних випробувань повинні мати пріоритетне значення при виборі оптимальних режимів виготовлення х/к листа, який би характеризувався високою схильністю до формозмінювання.

Висновки

Показано, що холоднокатаний листовий прокат із пересиченим атомами вуглецю і азоту твердим розчином характеризується низькими значеннями технологічної пластичності (ϵ_K) і деформаційного зміцнення (σ_K). Покращення пластичних характеристик і підвищення стійкості пластичної деформації забезпечується додатковою термічною обробкою гарячекатаного підкату (відпал 800 °С – 4 год, гартування 1000 °С – 1 хв/мм) при яких відбуваються процеси розпаду пересиченого високохромистого фериту.

Список літератури

1. Ольшанецький В. Ю. Математичне моделювання зв'язків між показниками штампованості корозійностійких феритних сталей і технологічними параметрами їх виробництва / Ольшанецький В. Ю., Грешта В. Л., Бондаренко А. Л. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2002. – № 2. – С. 78–83.
2. Растворимость углерода в высокохромистой стали X25 и ее свойства / [Саррак В. И., Томили И. А., Суворова С. О. и др.] // Взаимодействие дефектов кристаллической решетки и свойства металлов. – Тула. – 1983. – С. 149–156.

Одержано 12.09.2014

Грешта В.Л. Оценка способности к формоизменению листовых ферритных коррозионнстойких сталей по результатам технологических испытаний

В работе проведено исследование технологической пластичности холоднокатаных образцов из стали 08X18T1 после заключительной рекристаллизационной обработки методом гидростатического выпучивания. Установлено, что повышение пластических характеристик и повышение устойчивости пластической деформации обеспечивается дополнительной термической обработкой горячекатаного подката, которая способствует реализации процессов распада пересыщенного атомами внедрения (углерод, азот) высокохромистого феррита.

Ключевые слова: *напряженно-деформированное состояние, формоизменение, гидростатическое выпучивание, ферритная коррозионнстойкая сталь, технологическая пластичность, подкат, холоднокатаный лист.*

Greshta V. Sheet formability evaluation of ferritic corrosion resistant steel by the results of technological test

The research of technological plasticity of cold-rolled steel samples 08X18T1 after the final recrystallization processing by hydrostatic buckling is carried out in this paper. It was found that the increasing of plastic characteristics and improving of the resistance to plastic deformation is assured by the additional heat treatment of semi-finished hot-rolled product that promotes the implementation of the disintegration process of supersaturated high-chromium ferrite.

Key words: *stress-strain state, forming, hydrostatic buckling of ferritic stainless steel, ductility, rolled up, cold-rolled sheet.*

APPLYING THE APPARATUS OF GREEN MATRIXES AND MATRIX ALGEBRA TO THE ISSUE OF STATIC DEFORMATION OF CIRCULAR PLATES WITH DISCRETELY VARIABLE THICKNESS

The article devoted for modelling of static deformation of the circular plates with discrete-variable thickness. The matrix of Green type and algebra of matrix had been used what allow had been constructed compact computing algorithm for solution of consider problem. Method of calculation, which propose, had been generalised on the case n section in the circular plate.

Key words: circular plate with discrete-variable thickness, boundary-compound problem, compound construction, matrix of Green type, algebra of matrix.

The article is devoted to modelling static deformation of circular plates with discretely variable thickness. Such approach is not new. It was previously developed in several works [3–5, 7, 8]. But in this paper the application of the Green function apparatus and matrix algebra allowed to create a compact computational algorithm of solving the considered task in conditions of almost unrestricted quantity of sections in compound body which was used for modelling. The approach mentioned was fully realized in the work [6], but for a ring-shaped plate with variable thickness.

Materials and methods of study

Let's have a look at a circular plate with discretely variable thickness (fig. 1).

The calculation scheme for such model may be defined in the following way. The axisymmetric regular bending $W = W(r)$ should fit the equation [1]:

$$\Delta \Delta W = F, \quad (1)$$

where $F = q/D$, $q = q(r)$ denotes the intensity of external regular load, D denotes cylindrical rigidity of material, Δ denotes the axisymmetric Laplace operator:

$$\Delta = \frac{d^2}{dr^2} + \frac{1}{r} \frac{d}{dr}. \quad (2)$$

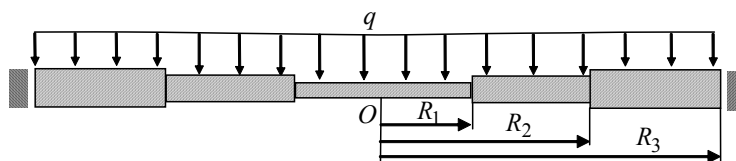


Fig. 1. Axial section of a circular plate with discretely variable thickness

Taking into account the axial symmetry, the solution should be determined only in the line of radius of the plate which can be viewed as a compound object that consists of a circular plate of the radius R_1 and a certain quantity of ring-shaped plates for which the following is true:

$$R_i \leq r \leq R_{i+1} \quad (i = 1, 2, \dots, n-1).$$

The fundamental system of solutions for corresponding homogeneous equation may be such function systems [1]:

1) for a circular plate ($0 \leq r \leq R_1$):

$$W^{(1)} = 1, \quad W^{(2)} = r^2; \quad (3)$$

2) for the rings ($R_i \leq r \leq R_{i+1}$) ($i = 1, 2, \dots, n-1$):

$$W^{(1)} = 1, \quad W^{(2)} = \ln(r), \quad W^{(3)} = r^2, \quad W^{(4)} = r^2 \ln(r). \quad (4)$$

Thus, the general solutions for equation (1) can be written down as follows:

$$W_1(r) = C_1(r) + C_2(r)r^2,$$

$$W_k = C_j(r) + C_{j+1}(r)\ln(r) + C_{j+2}(r)r^2 + C_{j+3}(r)r^2 \ln(r), \quad (5)$$

where $W_1(r)$ is a regular bending of a circular plate with the radius R_1 , $W_k(r)$ is a regular bending of the k -th ring-shaped section of the plate, ($k=2,3,\dots,n$), and the index j increases by four unities when k increases by one, whereas $k=2$ corresponds to $j=3$.

If we continue the solution by the method of variation of constants, then having defined C_j and having substituted their formulas in (5) it is not difficult to get dependences (accurate within constants of integration):

$$W_1(r) = \bar{C}_1 + \bar{C}_2 r^2 + \int_0^r F_1(\xi) \frac{\xi}{4} \left\{ (\xi^2 + r^2) \ln \frac{r}{\xi} + \xi^2 - r^2 \right\} d\xi;$$

$$W_k(r) = \bar{C}_j + \bar{C}_{j+1} \ln(r) + \bar{C}_{j+2} r^2 + \bar{C}_{j+3} r^2 \ln(r) + \int_0^r F_k(\xi) \frac{\xi}{4} \left\{ (\xi^2 + r^2) \ln \frac{r}{\xi} + \xi^2 - r^2 \right\} d\xi. \quad (6)$$

To determine the constants \bar{C}_j ($j=1,2,\dots,4n-2$) in the formulas (6) one should resort to edge conditions, for example, the conditions of rigid clamp of the edge of a compound plate:

$$W_n|_{r=R_n} = 0; \quad \frac{dW_n}{dr} \Big|_{r=R_n} = 0, \quad (7)$$

and the conditions of joining the elements of a compound construction [3]:

$$W_i|_{r=R_i} = W_{i+1}|_{r=R_i}; \quad \frac{dW_i}{dr} \Big|_{r=R_i} = \frac{dW_{i+1}}{dr} \Big|_{r=R_i};$$

$$M_i|_{r=R_i} = M_{i+1}|_{r=R_i}; \quad Q_i|_{r=R_i} = Q_{i+1}|_{r=R_i}, \quad (8)$$

where $i=1,2,\dots,n-1$, while M_i and Q_i denote the bending moment and the transverse force correspondingly (hereinafter lower indexes denote the numbers of sections in the compound construction), for which the following formulas are true [1]:

$$M_i(r) = -\frac{E_i h_i^3}{12(1-\sigma_i^2)} \left\{ \frac{d^2 W_i}{dr^2} + \frac{\sigma_i}{r} \frac{dW_i}{dr} \right\};$$

$$Q_i(r) = -\frac{E_i h_i^3}{12(1-\sigma_i^2)} \frac{d}{dr} \Delta W_i, \quad (9)$$

where h_i denotes the thicknesses of sections, σ_i denotes Poisson ratio, E_i denotes Young modulus.

After substituting (6), (9) in (7), (8) we will get a $4n-2$ system of linear algebraic equations with respect to the unknown \bar{C}_j with a coefficient matrix for the unknown

$$A = \{a_{ij}\}_{i,j=1}^{4n-2}.$$

Theoretical results and their analysis

Having solved this system and substituting the obtained formulas for \bar{C}_j ($j=1,2,\dots,4n-2$) into (6) we will have:

$$W_k(r) = \sum_{l=1}^n \int_0^{R_l} G_l(r, \xi) \bar{F}_l(\xi) d\xi, \quad (10)$$

where $\bar{F}_l(\xi) = \left(F_l(\xi) \quad F_{l+1}(\xi) \right)^T$, $\bar{F}_n(\xi) = F_n(\xi)$,

$$G_l(r, \xi) = \left(G_{1l}(r, \xi) \quad G_{2l}(r, \xi) \right), \quad l=1,2,\dots,n-1;$$

$k=1,2,\dots,n$; $G_l(r, \xi)$ – are green matrixes created for this task.

If by $\bar{A} = \{a_{ij}\}_{i,j=1}^{4n-2}$ we will label the matrix which is inverse to the matrix $A = \{a_{ij}\}_{i,j=1}^{4n-2}$, that was mentioned above and introduce the following notations:

$$t_{11}^j(\xi) = -\bar{a}_{ji} \frac{\xi}{4} \left\{ (\xi^2 + R_l^2) \ln \frac{R_l}{\xi} + \xi^2 - R_l^2 \right\} -$$

$$-\bar{a}_{ji+1} \frac{\xi}{4} \left\{ 2R_l \ln \frac{R_l}{\xi} + \frac{\xi^2}{R_l} - R_l \right\} +$$

$$+\bar{a}_{ji+2} D_l \frac{\xi}{4} \left\{ 2(1+\sigma_l) \ln \frac{R_l}{\xi} + (\sigma_l - 1) \frac{\xi^2}{R_l^2} + 1 - \sigma_l \right\} +$$

$$+\bar{a}_{ji+3} D_l \frac{\xi}{R_l};$$

$$t_{12}^j(\xi) = \bar{a}_{ji} \frac{\xi}{4} \left\{ (\xi^2 + R_l^2) \ln \frac{R_l}{\xi} + \xi^2 - R_l^2 \right\} +$$

$$+\bar{a}_{ji+1} \frac{\xi}{4} \left\{ 2R_l \ln \frac{R_l}{\xi} + \frac{\xi^2}{R_l} - R_l \right\} -$$

$$-\bar{a}_{ji+2} D_{l+1} \frac{\xi}{4} \left\{ 2(1+\sigma_{l+1}) \ln \frac{R_l}{\xi} + (\sigma_{l+1} - 1) \frac{\xi^2}{R_l^2} + 1 - \sigma_{l+1} \right\} -$$

$$-\bar{a}_{ji+3} D_{l+1} \frac{\xi}{R_l};$$

$$t_n^j(\xi) = -\bar{a}_{j4n-3} \frac{\xi}{4} \left\{ (\xi^2 + R_n^2) \ln \frac{R_n}{\xi} + \xi^2 - R_n^2 \right\} -$$

$$-\bar{a}_{j4n-2} \frac{\xi}{4} \left\{ 2R_n \ln \frac{R_n}{\xi} + \frac{\xi^2}{R_n} - R_n \right\}, \quad (11)$$

where $j = 1, 2, \dots, 4n - 2$; $l = 1, 2, \dots, n - 1$, and the index i increases by four unities when l increases by one, whereas $l = 1$ corresponds to $j = 1$, then the components of the created Green matrixes $G_l(r, \xi)$ will take the following form:

for $k = 1$:

$$G_{11}(r, \xi) = \begin{cases} t_{11}^1(\xi) + t_{11}^2(\xi)r^2, & \text{for } l \neq 1; \\ t_{11}^1(\xi) + t_{11}^2(\xi)r^2 + I_1(r, \xi), \\ \text{for } l = 1, \quad I_1(r, \xi) = 0 & \text{for } \xi > r; \end{cases}$$

$$G_{11}(r, \xi) = t_{12}^1(\xi) + t_{12}^2(\xi)r^2,$$

for $k \neq 1$:

$$G_{11}(r, \xi) = \begin{cases} t_{11}^j(\xi) + t_{11}^{j+1}(\xi)\ln(r) + t_{11}^{j+2}(\xi)r^2 + t_{11}^{j+3}(\xi)r^2 \ln(r), \\ \text{for } l \neq k; \\ t_{11}^j(\xi) + t_{11}^{j+1}(\xi)\ln(r) + t_{11}^{j+2}(\xi)r^2 + t_{11}^{j+3}(\xi)r^2 \ln(r) + I_l(r, \xi), \\ \text{for } l = k, \\ I_l(r, \xi) = 0 & \text{for } \xi > r; \end{cases}$$

$$G_{12}(r, \xi) = t_{12}^j(\xi) + t_{12}^{j+1}(\xi)\ln(r) + t_{12}^{j+2}(\xi)r^2 + t_{12}^{j+3}(\xi)r^2 \ln(r);$$

$$G_n(r, \xi) = \begin{cases} t_n^{4n-5}(\xi) + t_n^{4n-4}(\xi)\ln(r) + t_n^{4n-3}(\xi)r^2 + t_n^{4n-2}(\xi)r^2 \ln(r), \\ \text{for } l \neq k; \\ t_n^{4n-5}(\xi) + t_n^{4n-4}(\xi)\ln(r) + t_n^{4n-3}(\xi)r^2 + t_n^{4n-2}(\xi)r^2 \ln(r) + I_n(r, \xi), \\ \text{for } l = k, \\ I_n(r, \xi) = 0 & \text{for } \xi > r, \end{cases} \quad (12)$$

where $l = 1, 2, \dots, n - 1$; $k = 2, 3, \dots, n$, and the index j increases by four unities when k increases by one, whereas $k = 2$ corresponds to $j = 3$,

$$I_k(r, \xi) = \frac{\xi}{4} \left\{ \left(\xi^2 + r^2 \right) \ln \frac{r}{\xi} + \xi^2 - r^2 \right\}.$$

It is necessary to remark that in the process of solving this task there emerge certain peculiarities in the form of improper integrals of the function which is discontinuous on the left endpoint of the interval of integration:

$$\int_0^r F(\xi) \xi^3 \ln \frac{r}{\xi} d\xi; \quad \int_0^r F(\xi) \xi \ln \frac{r}{\xi} d\xi.$$

With the help of the theory of limits it is not difficult to show that these integrals will be convergent (in case the function $F(\xi)$ is a constant or is of power nature).

Thereby, the function (10) with components (11), (12) is the solution for the investigated task (1), (7), (8). The obtained results agree with the known [2], which were got by means of complex variable theory.

We should note that in the process of finding the numerical value of the inversed matrix A^{-1} , the element of which are necessary for the construction of corresponding Green matrixes, one will have to solve $4n$ of systems each of which consists of $4n$ algebraic equation with $4n$ unknowns, where n denotes the quantity of sections in the compound object.

While solving these systems by means of one of exact methods (for example, with the help of Gaussian elimination) we often come across calculating problems, because if n is sufficiently great the inaccuracy in calculating of the unknown becomes unsatisfactory. The application of iteration method of solving the systems of algebraic equations in the cases which are investigated is extremely difficult because there is a necessity of preliminary preparing the coefficient matrix with unknowns in conditions of huge size of these matrixes.

That's why we should pay attention to the fact that the obtained matrixes have a so-called strip structure, i. e. they contain a big amount of null elements (quasidiagonal matrixes). It is common knowledge that during the process of a system of equations with quasidiagonal matrix the number of arithmetic operations and the memory capacity of a computer may be considerably lessened which boosts the accuracy of calculations.

The calculating scheme for finding the inverse matrix A^{-1} , with the application of the approach mentioned above can be the following.

On the basis of the well-known matrix equality

$$A^{-1}A = E,$$

where $A^{-1} = \{\bar{a}_{ij}\}_{i,j=1}^{4n}$ is a matrix which is inverse with respect to the given matrix $A = \{\alpha_{ij}\}_{i,j=1}^{4n}$, E denotes a unity matrix, we see that to find the unknown elements of the inverse matrix A^{-1} we should solve $4n$ of systems of linear algebraic equations of the following form:

$$\begin{pmatrix} \bar{a}_{i1} & \bar{a}_{i2} & \dots & \bar{a}_{i4n} \end{pmatrix} A = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 1_i & 0 & \dots & 0 \end{pmatrix},$$

where i denotes the number of the inverse matrix row ($i = 1, 2, \dots, 4n$), 1_i means that the unity is the i -th component of the vector of absolute terms.

If there are three sections in a compound object ($n = 3$) in the form of matrix the system mentioned above will be the following (for each i):

If there are three sections in a compound object ($n = 3$) in the form of matrix the system mentioned above will be the following (for each i):

$$A^{11}C^1 + A^{12}C^2 = F^1,$$

$$A^{22}C^2 + A^{23}C^3 = F^2,$$

$$A^{33}C^3 = F^3. \quad (13)$$

Then we can treat the system (13) for determining the vectors of the unknown C^i ($i=1,2,3$) in the following way.

From the first and the second equations of the system (13) we will find, applying the rules of matrix algebra, C^2 and C^3 , thus:

$$C^2 = (A^{12})^{-1}(F^1 - A^{11}C^1),$$

$$C^3 = (A^{23})^{-1}(F^2 - A^{22}C^2),$$

$$A^{33}C^3 = F^3.$$

Substituting C^1 found in (16) into (15), we will define C^3 and C^2 so, in that way we will finish the solution of the task.

In general form, if we examine a compound ring-shaped plate which consists of n sections, we will have.

The system for defining the elements of an inverse matrix will acquire the form similar to (13):

$$A^{11}C^1 + A^{12}C^2 = F^1,$$

$$A^{22}C^2 + A^{23}C^3 = F^2,$$

.....

$$A^{n-1n-1}C^{n-1} + A^{n-1n}C^n = F^{n-1},$$

$$A^{nn}C^n = F^n. \quad (17)$$

The solution system of linear algebraic equations for defining the unknown components of vectors C^1 will gain the following form:

$$(-1)^{n+1} A^{nn} (A^{n-1n})^{-1} A^{n-1n-1} (A^{n-2n-1})^{-1} \dots A^{22} (A^{12})^{-1} A^{11} C^1$$

$$= F^n - A^{nn} (A^{n-1n})^{-1} F^{n-1} +$$

$$+ A^{nn} (A^{n-1n})^{-1} A^{n-1n-1} (A^{n-2n-1})^{-1} F^{n-2} + \dots +$$

$$+ (-1)^{n+1} A^{nn} (A^{n-1n})^{-1} A^{n-1n-1} (A^{n-2n-1})^{-1} \dots$$

$$\dots A^{33} (A^{23})^{-1} A^{22} (A^{12})^{-1} F^1. \quad (18)$$

The vectors C^2, C^3, \dots, C^n are defined through recurrent relations:

$$C^2 = (A^{12})^{-1}(F^1 - A^{11}C^1),$$

$$C^3 = (A^{23})^{-1}(F^2 - A^{22}C^2),$$

.....

$$C^{n-1} = (A^{n-2n-1})^{-1}(F^{n-2} - A^{n-2n-2}C^{n-2}),$$

$$C^n = (A^{n-1n})^{-1}(F^{n-1} - A^{n-1n-1}C^{n-1}). \quad (19)$$

As we see, in the process of calculations we have to deal not with coefficient matrixes with unknowns of the size $4n \times 4n$, but with the matrixes of the size 4×4 . This allows to avoid a great number of computational complexities.

Calculation results

According to the scheme described above certain calculation results were obtained (fig. 2 – 4). For calculations we assumed the following: $n = 3$; $E = 2 \cdot 10^5$ MPa; $\nu = 0,25$; $h_1 = 0,01$ m; $h_2 = 0,02$ m; $h_3 = 0,03$ m; $R_1 = 0,1$ m; $R_2 = 0,2$ m; $R_3 = 0,3$ m. The calculation was effectuated for two variants of load $\bar{q}^1 = (1,1,1)$ MPa (curve 1), $\bar{q}^2 = (1,0,0)$ MPa (curve 2) (in brackets we indicated the intensity of load on the first, second and third section accordingly).

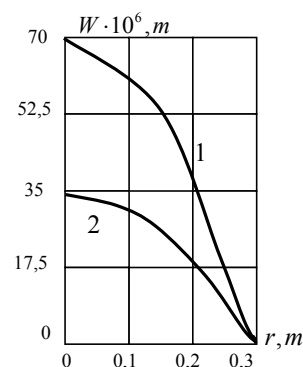


Fig. 2. Regular bendings

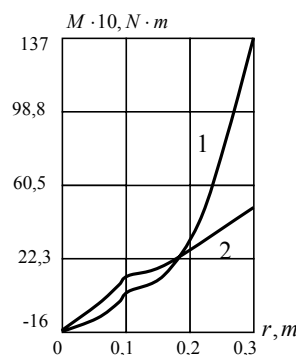


Fig. 3. Bending moments

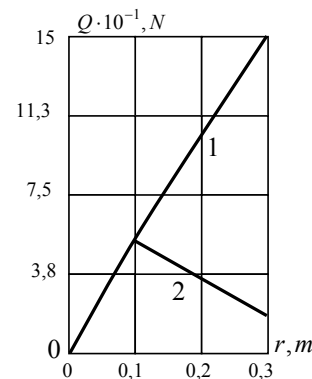


Fig.4. Transverse forces

Literature

1. Биргер М. А., Пановко Я. Г. Прочность, устойчивость, колебания : в 3-х т. – М. : Машиностроение, 1968. – Т. 1. – 832 с.
2. Вайнберг Д. В. Напряженное состояние составных дисков и пластин / Вайнберг Д. В. – К. : Изд-во АН УССР, 1952. – 420 с.
3. Гавеля С. П. Расчет упругого деформирования круглой пластины дискретно-переменной толщины / С. П. Гавеля, С. А. Левчук, О. А. Ищенко. – Запорожье, 1992. – 10 с. – Деп. в УкрИНТЭИ 08.06.92, № 845 – Ук92.
4. Левчук С. А. Матриці Гріна рівнянь та систем еліптичного типу для дослідження статичного деформування складених тіл : дис. ... канд. фіз.-мат. наук : 01.02.04 / Левчук Сергій Анатолійович. – Запоріжжя : ЗДУ, 2002. – 150 с.
5. Левчук С. А. Матриця типу Гріна круглої пластины дискретно-змінної товщини/ С. А. Левчук // Вісник Запорізького державного університету : сер. фізико-математичні науки. – Запоріжжя, 1999. – № 2. – С. 66–69.
6. Левчук С. А. Про деякі способи апроксимації круглих пластин різних профілів/ С. А. Левчук, Ю. О. Сисоєв // Вісник Запорізького державного університету. Сер. Фізико-математичні науки. – Запоріжжя : ЗНУ, 2008. – № 1. – С. 113–117.
7. Крашановська М. О. Про деякі способи розв'язання систем лінійних алгебраїчних рівнянь з квазідіагональними матрицями / М. О. Крашановська, С. А. Левчук, А. А. Хмельницький // Зб. тез доповідей шостої регіональної наукової конференції молодих дослідників присвяченої 90-річчю НАН України «Актуальні проблеми математики та інформатики». – Запоріжжя : ЗНУ, 2008. – С. 30–31.
8. Рибалко О. О. Про розвиток методів розв'язання систем лінійних алгебраїчних рівнянь з квазідіагональними матрицями/ О. О. Рибалко, А. А. Хмельницький, С. А. Левчук // зб. тез доп. Першої Всеукраїнської, восьмої регіональної наукової конференції молодих дослідників присвяченої 80-річчю Запорізького національного університету. – Запоріжжя: ЗНУ, 2010. – С. 36–38.

Одержано 29.04.2014

Левчук С.А. Застосування апарату матриць типу Гріна та матричної алгебри в задачі про статичне деформування круглих пластин дискретно-змінної товщини

Стаття присвячена моделюванню статичного деформування круглих пластин дискретно-змінної товщини. Застосування апарату функцій Гріна та матричної алгебри дозволило побудувати компактний обчислювальний алгоритм розв'язку розглянутої задачі при практично довільній кількості секцій у складеному тілі, яке застосовувалося при моделюванні.

Ключові слова: *кругла пластина дискретно-змінної товщини, крайова та складена задача, складена конструкція, матриця типу Гріна, матрична алгебра.*

Левчук С.А. Применение аппарата матриц типа Грина и матричной алгебры в задаче про статическое деформирование круглых пластин дискретно-переменной толщины

Статья посвящена моделированию статического деформирования круглых пластин дискретно-переменной толщины. Применение аппарата функций Грина и матричной алгебры позволило построить компактный вычислительный алгоритм решения рассмотренной задачи при практически произвольном количестве секций в составном теле, которое применялось при моделировании.

Ключевые слова: *круглая пластина дискретно-переменной толщины, гранично-составная задача, составная конструкция, матрица типа Грина, матричная алгебра.*

ОСОБЕННОСТИ ЛЕГИРОВАНИЯ БЕЛЫХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ ЧУГУНОВ

При помощи метода математического планирования эксперимента установлены регрессионные зависимости, описывающие содержание хрома в металлической основе от химического состава C-Fe-Cr-Mn-Ni чугуна. Рекомендовано оптимальное содержание легирующих элементов для чугунов работающих в условиях гидробразивного изнашивания в коррозионной среде.

Ключевые слова: чугун, легирование, хром, металлическая основа.

Введение

Многие детали оборудования горнодобывающей и металлургической промышленности (насосы, запорная арматура, трубопроводы и другие механизмы) работают в условиях гидробразивного изнашивания в коррозионных средах. Большая доля этих деталей изготавливается из легированных белых чугунов типа C-Fe-Cr-Mn-Ni. Содержание хрома в металлической основе определяет коррозионные свойства этих сплавов. Основное влияние на содержание хрома в металлической основе оказывает углерод. Влияние легирующих элементов определяется в зависимости от их влияния на растворимость углерода в аустените и на процессы карбидообразования. В работах К. П. Бунина, Я. Н. Малиночки и Ю. Н. Тарана отмечалось, что в легированных белых чугунах природа и закономерности роста карбидов могут значительно изменяться в присутствии легирующих примесей [1]. Поэтому изучение особенностей легирования белых чугунов, с целью оптимизации химического состава сплавов является актуальной задачей имеющей практическую ценность.

В износостойких чугунах содержание углерода находится в пределах 2,4...3,6%, что обеспечивает 20...40% карбидов в структуре. Для коррозионностойких чугунов содержание углерода понижается до 0,5...1,6% [2]. Хром, связанный в карбиды, не участвует в повышении антикоррозионных свойств. По данным А. Герек и Л. Байка [3] 1% углерода может связать 6...16% хрома. В зависимости от содержания углерода и хрома в чугунах образуются карбиды $Me_{23}C_6$, Me_7C_3 и Me_3C . При образовании карбидов в твердом растворе образуются обедненные хромом зоны, что приводит к снижению коррозионной стойкости.

Содержание в металлической основе более 12% Cr делает ее коррозионностойкой в атмосфере и некоторых промышленных средах. В системе C-Fe-Cr введение хрома снижает растворимость углерода в аустените. При введении в сплав 24% Cr растворимость углерода в аустените снижается до 0,4% [4].

Марганец, обладая большим сродством к углероду, замещает железо в цементите и карбидах хрома, при этом образуются карбиды хрома, легированные железом и марганцем [5-7]. Особенностью этого процесса является то, что марганец усиливает обеднение хромом металлической основы в зонах, прилегающих к карбидам, что приводит к снижению коррозионной стойкости. Анализ марок чугунов по ГОСТ 7769-82 [2], применяемых для изготовления деталей, работающих в коррозионных средах, показывает, что содержание марганца ограничивается до 0,8%, а в отдельных марках и ниже. Сплавы, содержащие марганец до 2,0% и более, применяются для деталей, эксплуатируемых в нейтральных и слабоагрессивных средах. Особенность легирования белых чугунов марганцем связана с тем, что марганец является аустенитообразующим элементом и повышает содержание углерода в аустените.

Никель повышает вязкость разрушения и является незаменимым компонентом материалов, работающих в условиях ударных нагрузок. Содержание никеля ограничивают в связи с его высокой стоимостью, однако он оказывает большое влияние на износостойкие и коррозионностойкие свойства белых чугунов. Никель, с одной стороны является аустенитообразующим элементом, с другой стороны снижает растворимость углерода в аустените, что приводит к увеличению количества карбидов хрома и соответственно к снижению содержания хрома в твердом растворе.

Условия, при которых в металлической основе легированных белых чугунов обеспечивается необходимое содержание хрома, обеспечивающее коррозионную стойкость, изучены недостаточно. Действие элементов, при комплексном легировании, проявляется очень сложно, а иногда противоречиво. Влияние каждого элемента зависит от наличия и концентрации остальных компонентов сплава и ряда других факторов. Оценить комплексное влияние элементов на расширение области γ -железа можно применив формулу Гиршович Н.Г. [8]

для определения содержания углерода в насыщенном аустените $C_E (в\%) = 2,03 - 0,11Si - 0,3P + 0,04(Mn - 1,7S) - 0,09Ni - 0,07Cr$.

Литературные данные [9–11] не позволяют объективно оценить влияние легирующих элементов на процессы структурообразования и свойства коррозионностойких белых чугунов в системе C-Fe-Cr-Mn-Ni.

Цель работы заключалась в определении регрессионной зависимости содержания хрома в металлической основе от химического состава чугуна в системе типа C-Fe-Cr-Mn-Ni.

Материал и методики исследований

Для построения математической модели использовали метод активного планирования эксперимента. Матрица планирования дробного многофакторного эксперимента представлена в таблице 1. Чугун выплавлялся в индукционной печи с основной футеровкой, емкостью 60 кг.

Таблица 1 – Матрица планирования дробного факторного эксперимента 2^{4+1}

Уровни варьирования факторов		Факторы			
		C,%	Cr,%	Mn,%	Ni,%
Основной	0	2,5	18,5	3,0	1,6
Интервал	Δ	1,0	5,0	1,7	1,0
звездное плечо	1,414 Δ	1,41	7,07	2,4	1,41
Верхние	+1	3,5	23,5	4,7	2,6
	+1,414	3,91	25,57	5,4	3,01
Нижние	-1	1,5	13,5	1,3	0,6
	-1,414	1,09	11,42	0,6	0,19

Температура жидкого чугуна составляла 1410...1440 °С. Опытные чугуны исследовали в литом состоянии без термической обработки. Для выявления структурных составляющих применяли травитель Марбле. После травления α -фаза имела черный цвет, а γ -фаза – светлый. Анализ структуры, выполняли на оптических микроскопах МИМ-8 и Sigeta MM-700 при увеличении 100...400. Химический состав карбидов и металлической основы определяли на микроскопе РЕМ 106И в локальных точках, на определенном расстоянии от карбидов.

Теория и анализ полученных результатов

В процессе остывания литых образцов в литейных формах в металлической основе чугуна снижалась растворимость углерода и происходило выделение карбидов из твердого раствора, в которых, при дальнейшем охлаждении, атомы железа, входящие в карбиды, замещались на атомы хрома и марганца, имеющие большее химическое сродство к углероду, чем железо.

Диффузионные процессы были затруднены из-за большого количества легирующих элементов и

постоянно снижающейся температуры, поэтому выравнивание концентрации легирующих элементов не происходило. Аналогичные изменения происходили и внутри эвтектических колоний. Процессы, вызывающие перераспределение элементов между карбидами и металлической основой приводили к значительной химической неоднородности металлической основы. Разница в содержании хрома в металлической основе (на расстоянии 15...20 мкм от карбидов) и околокарбидных зонах (на расстоянии 1,5...2,5 мкм) составляла от 1,5 до 4 % (для различных составов). Отношение минимального содержания хрома в металлической основе к общему содержанию хрома в сплаве изменялось от 0,37 до 0,6.

Зоны измененного химического состава травились быстрее и наблюдались в виде черной оторочки в областях, примыкающих к карбидам и внутри карбидных колоний (рис. 1, а). Структура исследуемых чугунов состояла из легированной металлической основы и карбидов. Металлическая основа, в зависимости от содержания C, Mn, Ni, Cr, изменялась от ферритной (в т. ч. мартенситной) до аустенитной. В зависимости от содержания углерода и хрома в чугунах наблюдались карбиды $(Cr,Fe,Mn)_3C$, $(Cr,Fe,Mn)_7C_3$, $(Cr,Fe,Mn)_{23}C_6$.

Тип карбида зависел от отношения хрома к углероду. При отношении Cr/C в пределах 3...10 образовывались преимущественно карбиды $(Cr,Fe,Mn)_3C$ (рис. 1, б), при отношении Cr/C 7...15 образовывались карбиды $(Cr,Fe,Mn)_7C_3$ (рис. 1, в), при отношении Cr/C более 15 образовывались карбиды $(Cr,Fe,Mn)_{23}C_6$ (рис. 1, г, з).

При содержании углерода 1,09...2,45 % наблюдались эвтектоидные (рис. 1, а) и эвтектические карбиды (рис. 1, д). При более высоких содержаниях углерода наблюдались в основном эвтектические колонии карбидов и заэвтектические карбиды (рис. 1, е). Содержание углерода соответствующее эвтектическому сплаву зависело от общего содержания компонентов сплава и примесей. Для определения концентрации углерода в чугуне при которой образуются только эвтектические карбиды применили формулу Н. Г. Гиришова [8] для определения содержания углерода в эвтектике $C_c (в\%) = 4,3 - 0,3(Si + P) - 0,4S + 0,03Mn - 0,07Ni - 0,05Cr$.

В результате математической обработки проведенного эксперимента получена регрессионная зависимость остаточного содержания хрома в металлической основе от содержания в сплаве C, Cr, Mn, Ni:

$$Cr_{осн}, \% = 3,711 - 0,806C + 0,313Cr + 0,009Cr^2 - 0,054Ni^2 - 0,082CMn - 0,139CNi + 0,011MnCr + 0,028CrNi$$

Данное уравнение является математически вероятностным в соответствии с критериями Стьюдента, Фишера и Кохрена.

Физический смысл приведенного выше регрессионного уравнения состоит в том, что содержание хрома в металлической основе зависит от общего содержания компонентов и их взаимного влияния.

Графическое отображение этой функции при 1,6 % Ni и 3,0 % Mn представлено на рис. 2.

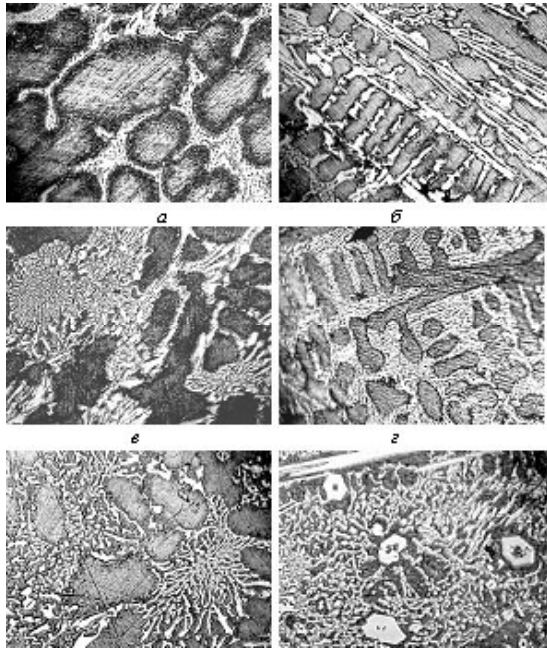


Рис. 1. Структура чугунов, $\times 400$:

a – черная оторочка возле арбидов; *б* – карбиды типа $(Cr,Fe,Mn)_3C$; *в* – карбиды типа $(Cr,Fe,Mn)_7C_3$; *г* – карбиды типа $(Cr,Fe,Mn)_{23}C_6$; *д* – эвтектические карбиды, аустенитная металлическая основа; *е* – эвтектические и заэвтектические карбиды, ферритная металлическая основа



Рис. 2. Зависимость содержания хрома в основе от содержания Cr и C в чугуне при 3,0% Mn и 1,6% Ni

Увеличение содержания хрома в сплаве увеличивает его содержание в металлической основе с учетом изменений типа карбидов, которое подтверждается изменением наклона прямой рис. 3, *a*. При содержании до 14 % хрома наблюдались, в основном карбиды $(Cr,Fe,Mn)_3C$, от 14 до 23 % хрома преобладали карбиды $(Cr,Fe,Mn)_7C_3$, свыше 23 % хрома присутствовали карбиды $(Cr,Fe,Mn)_{23}C_6$.

Увеличение содержания марганца или никеля при содержании 1 % углерода способствовало увеличению содержания хрома в металлической основе, за счет расширения области γ - железа и увеличения растворимости углерода в аустените, и уменьшения количества карбидов.

При повышении содержания углерода до 3,9 % увеличение содержание марганца сжигает содержание хрома в металлической основе за счет изменения распределения хрома между основой и карбидами. Марганец способствовал повышению содержания хрома в карбидах.

Увеличение содержания никеля, при 3,9 % углерода, снижает содержание хрома в металлической основе за счет снижения растворимости углерода в аустените и образовании эвтектики при меньшем содержании углерода в сплаве, что вызывает образование высокохромистых заэвтектических карбидов.

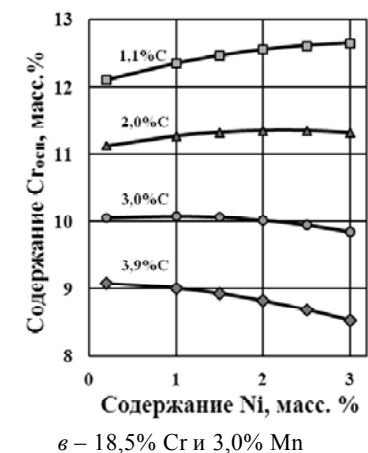
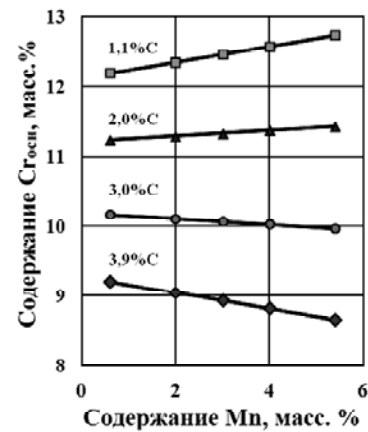
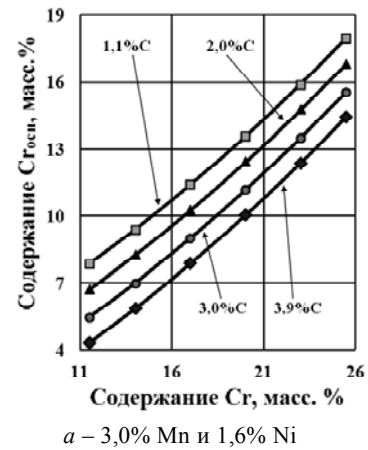


Рис. 3. Зависимость содержания $C_{р\text{осн}}$ от содержания C, Cr, Mn и Ni в чугуне

Выводы

1. Полученное уравнение регрессии позволяет оптимизировать составы чугунов применяемых в различных условиях эксплуатации.

2. Максимальное содержание хрома в металлической основе 19 % достигается при содержании в чугуне 1,1 %C, 5,4 %Mn, 3,0 %Ni, 25,5 %Cr.

3. Для деталей, эксплуатируемых в условиях гидроабразивного изнашивания в коррозионных средах, может быть рекомендован чугун, имеющий содержание хрома в металлической основе не менее 13 %, следующего состава: 2,9...3,3 %C; 3,5...5,4 %Mn; 1,5...2,5 %Ni и 23...26 %Cr.

Список литературы

1. Бунин К. П. Основы металлографии чугуна / Бунин К. П., Малиночка Я. Н., Таран Ю. Н. – М. : Металлургия. 1969. – 416 с.
2. ГОСТ 7769-82 Чугун легированный для отливок со специальными свойствами. Марки.
3. Герек А. Легированный чугун конструкционный материал / Герек А., Байка Л. – М. : Металлургия. – 1978. – 208 с.
4. Гуляев А. П. Металловедение / Гуляев А. П. – М. : Металлургия. 1978. – 648 с.
5. Чейлях А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии / Чейлях А. П. – Харьков : ННЦ ХФТИ. – 2003. – 212 с.
6. Волчок И. П. Влияние марганца на процессы структурообразования износостойких высокохромистых чугунов / Волчок И. П., Нетребко В. В. // Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. науч. тр. – Вып. 64. – Дн-вск, ПГАСА, 2012. – С. 301–304.
7. Belikov S. Manganese influence on chromium distribution in high-chromium cast iron / Belikov S., Volchok I., Netrebko V. // Archives of Metallurgy and Materials. – Vol. 58. 3/2013. – P. 895–897.
8. Гиришвич Н. Г. Кристаллизация и свойства чугуна в оливках / Гиришвич Н. Г. – М.-Л. : Машиностроение, 1966. – 564 с.
9. Гарбер М. Е. Отливки из белых износостойких чугунов / Гарбер М. Е. – М. : Машиностроение, 1972. – 112 с.
10. Цыпин И. И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства / Цыпин И. И. – М. : Металлургия. 1983. – 176 с.
11. Капустин М. А. Оптимизация химического состава износостойкого чугуна для литых мелющих шаров / Капустин М. А., Шестаков И. А. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 1999. – № 2. – С. 32–33.

Одержано 08.10.2014

Нетребко В.В. Особливості легування білих корозійностійких чавунів

За допомогою методу математичного планування експерименту встановлена регресивна залежність вмісту хрому в металевій основі від хімічного складу чавуну у системі C-Fe-Cr-Mn-Ni. Рекомендовано оптимальний вміст легуваних елементів для чавунів, які працюють в умовах гідроабразивного зношування в корозійному середовищі.

Ключові слова: чавун, легування, хром, металева основа.

Netrebko V. Peculiarities of alloying of corrosion-resistant white cast irons

By means of mathematical planning method of experiment regression dependence of chromium content in a metal matrix from a chemical composition of cast iron of C-Fe-Cr-Mn-Ni system is established. Optimum content of alloying elements for wear proof and corrosion-resistant cast iron is recommended.

Key words: cast iron, alloying, chromium, metal basis.

УДК 621.793.6:621.785.5

Д-р техн. наук Б. П. Серета¹, И. В. Палехова²¹Запорожская государственная инженерная академия, ²ООО НПФ «Днепростар»; г. Запорожье

ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ТИТАНА ПРИ НЕСТАЦИОНАРНЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ УСЛОВИЯХ

Рассмотрена газотранспортная СВС-технология получения многокомпонентных титановых покрытий. Исследованы механизмы их формирования. Установлена роль активаторов в процессе диффузионного насыщения, а также зависимость толщины покрытий от технологических параметров процесса. Показаны результаты исследований структуры и свойств комплексных титановых покрытий, полученных в условиях СВС в различных составах реакционных смесей. Приведен сравнительный анализ эксплуатационных характеристик СВС-покрытий и диффузионных покрытий.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, газотранспортная технология, газотранспортные химические реакции, тепловое самовоспламенение, комплексные титановые покрытия, диффузионное насыщение.

Введение

Для деталей машин, оборудования, инструмента, работающих в сложных условиях эксплуатации, большое значение имеют свойства поверхностного слоя. В большинстве случаев для поверхностного упрочнения применяют различные методы химико-термической обработки (ХТО).

Одним из эффективных методов ХТО, позволяющим улучшить коррозионную, износостойкость, жаростойкость стальных изделий, является совместное насыщение титаном и алюминием из порошковых сред. При этом содержание основных насыщающих элементов в порошковой смеси достигает 80 %, а продолжительность процесса варьируется от 4 до 12 часов [1–5]. Такая длительная высокотемпературная изотермическая выдержка может привести к перегреву стальных изделий, что значительно ухудшает структуру и механические свойства деталей, недостатками процессов традиционной химико-термической обработки является также их высокая энергоемкость, что приводит к повышению себестоимости изделий.

В связи с этим, актуально применение технологий, позволяющих получать покрытия при ограниченном или минимальном времени их формирования, а также снизить процентное содержание насыщающих элементов в смесях при сохранении эксплуатационных свойств покрытий

Одной из таких технологий является метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), совмещенный с химическими газотранспортными реакциями [6–10].

СВС представляет собой высокоинтенсивное экзотермическое взаимодействие химических элементов в конденсированной фазе, способное к самопроизволь-

ному распространению в виде волны горения. Процесс может осуществляться в режиме горения или теплового воспламенения и характеризуется интенсивным нанесением покрытий благодаря наличию градиента температур в системе изделие – порошковая среда.

Эффективность обработки определяется временными параметрами процесса и теплофизическими характеристиками СВС-смесей. Поэтому представляет интерес поиск механизма воздействия на протекание процессов теплового воспламенения.

Целью настоящей работы является разработка оптимальных составов порошковых СВС-смесей для нанесения титаноалитированных покрытий в режиме теплового самовоспламенения, изучение влияния добавок катализаторов на теплофизические свойства СВС-смесей и протекание процесса диффузионного насыщения в нестационарных температурных условиях. Сравнительный анализ технологических параметров СВС-процесса, структуры, фазового, химического состава и свойств покрытий, полученных в СВС-смесях без добавок металлов-активаторов и с ними, а также оценка качества формирующихся покрытий.

Материалы и методика исследования

Для нанесения покрытий использовали образцы из железа технической чистоты и сталей массового назначения (сталь 20, сталь 45, У8).

Химико-термическую обработку осуществляли в реакторе открытого типа ($P = 10^5$ Па) в рабочем интервале температур 950–1200 °С и продолжительности изотермической выдержки 30ч60 минут. Для приготовления реакционных СВС-смесей использовали порошки оксидов хрома и алюминия, титана, алюминия, меди технической чистоты, металлического йода дисперсностью 200–350 мкм.

Нанесение покрытий проводили в режиме теплового самовоспламенения СВС-процесса.

Подготовка поверхности образцов включала последовательные стадии шлифовки, полировки и обезжиривания в ацетоне.

Инициирование процесса насыщения осуществляли путем предварительного нагрева в печи сопротивления до температуры начала самовоспламенения (скорость нагрева – 0,5°C/c).

Температуры СВС-смеси контролировали хромель-алюмелевой термопарой в защитном чехле, введенной непосредственно в объем шихты, и подключенной к потенциометру серии КСП.

Толщину упрочненных слоев исследовали на световом микроскопе «Neophot-21» при увеличении $\times 150$. Микроструктуру выявляли методом травления в 3 % спиртовом растворе пикриновой кислоты (ТУ 6-09-08-317-80). Для выявления границ зерен феррита использовали 4 % спиртовый раствор азотной кислоты [11].

Анализ фазового состава покрытий осуществлялся на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М.

Исследование элементного состава проводили методом микрорентгеноспектрального анализа с применением микроанализатора JEOL «Superprob-733». Локальность анализа 1 $\mu\text{м}^2$, глубина анализа $\sim 1 \mu\text{м}$.

Микротвердость покрытий определяли на приборе ПМТ-3. Коррозионную стойкость образцов с покрытиями оценивали в 10 %-ном растворе H_2SO_4 при температуре 20 °С.

Для расчета равновесного состава продуктов системы был использованы прикладные пакеты программ «АСТРА.4» и REcalc [12].

Теория и анализ полученных результатов

Анализ реакций, происходящих при воспламенении СВС- смеси, а также результатов экспериментов и металлографических исследований позволили определить механизм образования комплексных покрытий на основе титана.

Теплофизически процесс образования покрытий в режиме теплового самовоспламенения можно разделить на пять последовательных стадий:

- 1 – инертный прогрев реакционной смеси до температуры воспламенения;
- 2 – тепловое самовоспламенение;
- 3 – прогрев изделий;
- 4 – изотермическая выдержка;
- 5 – охлаждение.

Продолжительность первой стадии в значительной степени зависит от состава смеси и ее тепловых характеристик. Поэтому введение в состав реакционных смесей веществ, обладающих высокими показателями теплопроводности позволяет интенсифицировать процесс самовоспламенения, а именно снизить температуру начала воспламенения t_* на 50–100 °С (при введении дополнительно 5–8 % Cu) и значительно увеличить скорость прогрева шихты с 0,86 °С/c до 4,16 °С/c по сравнению

с СВС-смесью без добавок медного катализатора (рис. 1). Аналогичным образом влияет на основные характеристики процесса теплового самовоспламенения (t_* и t_m) увеличение в шихте концентрации активной экзотермической составляющей $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Al}$ и газотранспортного агента I_2 .

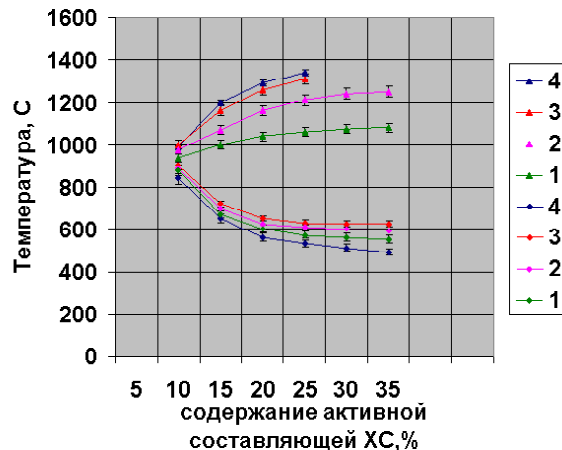


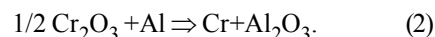
Рис. 1. Зависимость температур воспламенения T_* и максимальной температуры T_m от содержания в реакционной смеси активной составляющей, алюминия и меди в системе $b (\text{Cr}_2\text{O}_3 + 2\text{Al}) + n \text{Ti} + k \text{Al} + l \text{Cu} + m \text{Al}_2\text{O}_3 + f \text{I}_2$. 1-1' - $k=5\%$; 2-2' - $k=10\%$; 3-3' - $k=15\%$; 4-4' - $k=10\%$, $l=8\%$. Δ - T_m ; \diamond - T_*

На стадии инертного прогрева происходит испарение и распад используемых газотранспортных носителей по реакции:



На данной стадии диффузионный слой еще не формируется.

На второй стадии (теплового самовоспламенения) протекает основная экзотермическая реакция восстановления оксида хрома:



Температура в реакторе резко повышается до максимальной температуры процесса t_m . Происходит образование газообразных соединений и перенос основных насыщающих элементов к подложке:

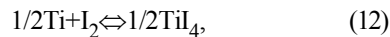
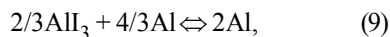


где М – наносимый элемент, Гn – галоген, МГm – летучий галогенид.

При этом необходимо, чтобы транспортируемый элемент и подложка находились в разных температурных зонах.

Присутствие в газовой фазе как I, так и I_2 свидетельствует о протекании в исследуемом диапазоне температур следующих химических транспортных реакций:





Термодинамически более вероятны реакции взаимодействия элементов системы с йодом в атомарном состоянии.

Также на стадии теплового самовоспламенения для СВС- составов, содержащих добавки порошка меди, при достижении максимальных температур, возможен жидкостный механизм транспорта насыщающих элементов в диффузионную зону (титан и алюминий растворяются в меди и переносятся к подложке).

Экспериментально установлено, что максимальная концентрация порошка меди в СВС-шихте не должна превышать 7–8 %, так как ее рост приводит к резкому увеличению максимальной температуры воспламенения t_m , что приведет к перегреву металла основы и снижению ее физико-механических свойств, а также к спеканию шихты и, следовательно, уменьшению ее газопроницаемости для составляющих газовой фазы.

На поверхности внесенных в порошковую систему стальных изделий на этой стадии возможно протекание гетерогенных реакций обмена с железом подложки.

На третьей стадии (прогрева изделий) происходит выравнивание температуры по объему реактора. Температура процесса снижается до расчетной температуры насыщения. Начинается формирование покрытия.

На стадии изотермической выдержки происходит диффузионный рост покрытия. Протекают процессы, аналогичные диффузионному насыщению в стационарных условиях.

На стадии охлаждения формирование диффузионных слоев происходит менее интенсивно, что объясняется уменьшением коэффициентов диффузии насыщающих элементов.

Размер зерен покрытия зависит от скорости охлаждения. Исследования показывают, что максимальная скорость роста покрытий наблюдается на начальных этапах СВС-процесса. Это может объясняться тем, что аустенит, образующийся при резком повышении температуры на стадии теплового самовоспламенения характеризуется высокой плотностью дислокаций. В связи с чем его диффузионная восприимчивость увеличивается.

Регулируя температурные условия процесса, можно управлять как скоростью роста слоев, так и их структурой.

На толщину формирующихся покрытий влияют состав шихты, продолжительность и температура изотермической выдержки, а также химический состав подложки.

На рисунках 2, 3 представлены зависимости толщин комплексных титановых покрытий, полученных на технически чистом железе и углеродистых сталях 20, 45, У8 в системах Ti-Al и Ti-Al-Cu от температуры насыщения (t_n) и продолжительности изотермической выдержки (τ). Увеличение этих параметров приводит к росту толщины диффузионного слоя. С увеличением концентрации углерода в подложке, толщина покрытия уменьшается.

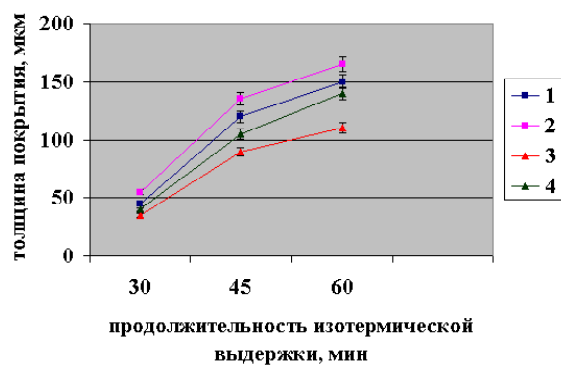


Рис. 2. Влияние продолжительности изотермической выдержки на толщину титаноалитированных слоев, полученных на технически чистом железе (графики 1, 2) и стали 20 (графики 3, 4) в режиме теплового самовоспламенения при температуре насыщения $t_n = 1000$ °С.

1, 3 – насыщение в составе $b(\text{Cr}_2\text{O}_3 + 2\text{Al}) + n\text{Ti} + k\text{Al} + m\text{Al}_2\text{O}_3 + f\text{I}_2$; 2, 4 – насыщение в составе $b(\text{Cr}_2\text{O}_3 + 2\text{Al}) + n\text{Ti} + k\text{Al} + l\text{Cu} + m\text{Al}_2\text{O}_3 + f\text{I}_2$

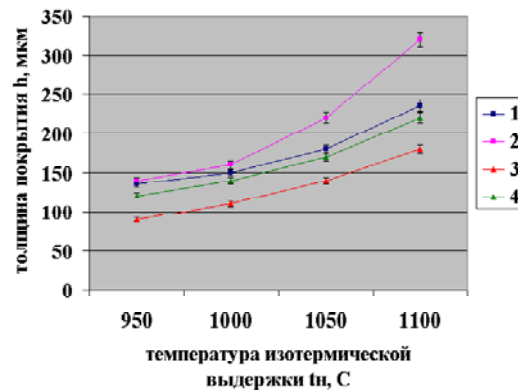


Рис. 3. Влияние температуры изотермической выдержки на толщину титаноалитированных слоев, полученных на технически чистом железе (графики 1, 2) и стали 20 (графики 3, 4) в режиме теплового самовоспламенения. Продолжительность изотермической выдержки $t_b = 60$ мин.

1, 3 – насыщение в составе $b(\text{Cr}_2\text{O}_3 + 2\text{Al}) + n\text{Ti} + k\text{Al} + m\text{Al}_2\text{O}_3 + f\text{I}_2$; 2, 4 – насыщение в составе $b(\text{Cr}_2\text{O}_3 + 2\text{Al}) + n\text{Ti} + k\text{Al} + l\text{Cu} + m\text{Al}_2\text{O}_3 + f\text{I}_2$

По результатам рентгеноструктурного и металлографического анализов установлено, что полученные покрытия имеют многофазное строение (рис. 4): на поверхности технически чистого железа и углеродистых сталей образуется слой алюминида Fe_2Al_3 , твердых растворов $FeAl$, Fe_3Al , легированных титаном и зона твердого раствора Ti и Al в α - Fe . При насыщении в СВС-смесях, содержащих дополнительно порошок меди, также возможно образование алюминида меди Cu_3Al_4 .

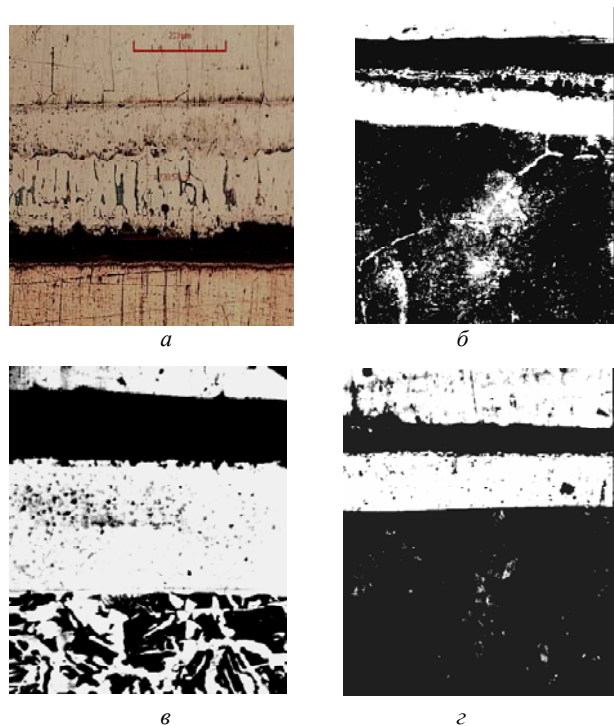


Рис. 4. Микроструктуры титаноалитированных покрытий: а – технически чистое железо ($\times 145$); б – сталь 20 ($\times 125$); в – сталь 45 ($\times 125$); г – У8 ($\times 100$)

Такой фазовый состав объясняется тем, что алюминий и медь при температуре химико-термической обработки находятся в жидком состоянии и диффундируют в подложку активнее, чем титан.

При диффузии некарбидообразующего элемента в γ -железе после достижения предела растворимости происходит превращение $\gamma \rightarrow \alpha$. В α -железе растворимость углерода незначительна, что вызывает его отгеснение вглубь подложки. Это приводит к формированию зоны с повышенным содержанием углерода под покрытием на образцах углеродистых сталей [13].

От содержания основных насыщающих элементов в шихте зависит как общая толщина покрытия, так и толщина зон отдельных фаз. С увеличением концентрации титана и алюминия общая толщина покрытия растет.

Диаграммы распределения микротвердостей по толщине покрытий, полученных при насыщении в составах Cr_2O_3 - Ti - Al - Al_2O_3 - I_2 и Cr_2O_3 - Ti - Al - Cu - Al_2O_3 - I_2 на образцах из железа технической чистоты (рис. 5) пока-

зало увеличение микротвердости поверхностного слоя до 3200 и 4000 МПа по сравнению с микротвердостью основы 1100–1200 МПа.

Для оценки эффективности газотранспортных СВС-технологий для нанесения многокомпонентных титановых покрытий на железо-углеродистых сплавах, представляет интерес сравнительный анализ защитных свойств СВС-покрытий, полученных в различных составах насыщающих смесей и аналогичных покрытий, полученных методом традиционной химико-термической обработки.

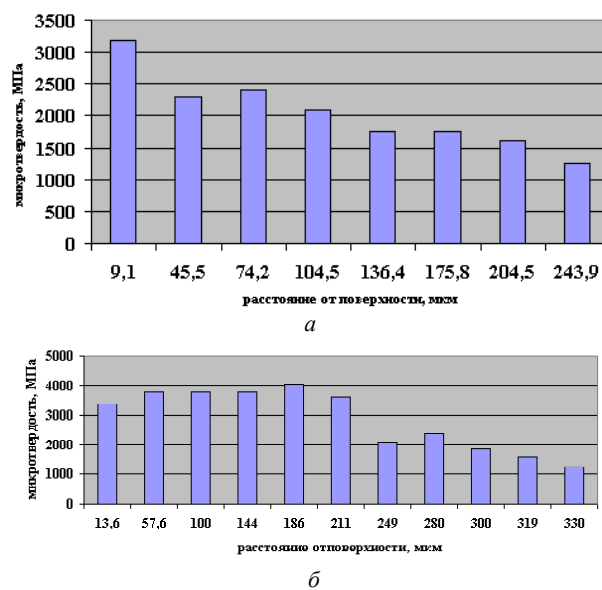


Рис. 5. Диаграммы распределения микротвердости по толщине покрытий, полученных в различных составах, на образцах из технически чистого железа: а – состав реакционной смеси б (Cr_2O_3+2Al)+n Ti+k Al+m $Al_2O_3+f I_2$; б – состав реакционной смеси б (Cr_2O_3+2Al)+n Ti+k Al+l Cu+m $Al_2O_3+f I_2$

В работе исследовалась коррозионная стойкость титано-алитированных СВС-покрытий, наносимых при изотермической выдержке 60 минут и диффузионных аналогов (такой же толщины), формирующихся при продолжительности обработки 4 часа.

Испытания показали (рис. 6), что коррозионная стойкость СВС-покрытий в 1,6–1,7 раза выше, чем покрытий, полученных в результате диффузионного насыщения. Это может быть обусловлено микролегированием зерен покрытия (как границ, так и тела зерна) алюминием и хромом при СВС-процессе.

Выводы

1. Газотранспортная СВС-технология является эффективным способом нанесения комплексных покрытий на основе титана, обеспечивает высокую стабильность результатов обработки при ограниченной продолжительности процесса.

2. Для интенсификации процессов диффузионного насыщения и снижения энергозатрат на стадии инерт-

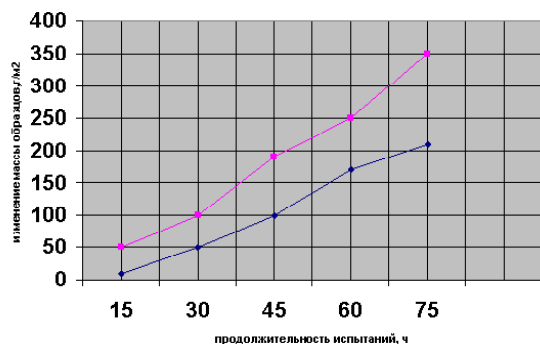


Рис. 6. Змінення маси образців сталі 20 з титаноалітрованним покриттям в залежності від часу випробувань в 10 % -ном розчині HNO_3 :

- ◇ – образці з титаноалітрованним СВС-покриттям
- – образці з титаноалітрованним покриттям, отриманим методом дифузійного насичення

ного прогрева, может быть рекомендовано введение в состав реакционных смесей металлов-катализаторов.

3. Титаноалітрованні сталі з СВС-покриттями по сравнению с дифузійними аналогами обладают улучшенными эксплуатационными свойствами при снижении продолжительности обработки в 4 раза.

Список литературы

1. Дифузійні карбідні покриття на сталі / [Земсков Г. В., Коган Р. Л., Миллюхина Л. В. и др.] // Защитные покрытия на металлах. – К. : Наукова думка. – Вып. 6. – 1972. – 58 с.
2. Ворошнин Л. Г. Антикоррозийные дифузійные покрытия / Ворошнин Л. Г. – Минск : Наука и техника, 1981 – 296 с.

3. Полевой С. Н. Упрочнение машиностроительных материалов : справочник / Полевой С. Н., Евдокимов В. Д. ; 2 изд., перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 1994 – 496 с.
4. Многокомпонентные дифузійные покрытия / [Ляхович Л. С., Ворошнин Л. Г., Панич Г. Г., Щербаков Э. Д.] – Минск : Наука и техника, 1974 – 236 с.
5. Химико-термическая обработка металлов и сплавов : справочник / под ред. Ляховича Л.С. – М. : Metallurgiya, 1981. – 424 с.
6. Мержанов А. Г. Процессы горения и синтез материалов / Мержанов А. Г. Черногловка : ИСМАН, 1998. – 512 с.
7. Grigor'ev Y.M. SHS coatings / Grigor'ev Y.M., Merzhanov A.G. / Int. J. of SHS, 1992, Vol. 1, N 4. –P. 600–639.
8. Коган Я. Д. Высокоинтенсивный способ получения покрытий в условиях СВС / Коган Я.Д., Серета Б.П., Штесель Э.А. // Металловедение и термическая обработка металлов, 1991. – № 6. – С. 39–40.
9. Серета Б. П. Получение защитных покрытий в условиях СВС / Серета Б. П. // Новые материалы и технологии. – Бельфорте : НИИФ, 1991. – 278 с.
10. Шефер Г. Химические транспортные реакции / Шефер Г. – М. : Мир, 1964. – 189 с.
11. Беккерт М. Справочник по металлографическому травлению / Беккерт М., Клемм Х. – М. : Metallurgiya, 1979. – 336 с.
12. Применение ЭВМ для термодинамических расчетов металлургических процессов / [Синярев Г. Б., Ватолин Н. А., Трусов Б. Г., Моисеев Р. К. и др.]. – М. : Наука, 1982. – 263 с.
13. Шатинский В. Ф. Защитные дифузійные покрытия / Шатинский В.Ф., Нестеренко А.И. – Киев : Наук. думка, 1988. – 272 с.

Одержано 15.09.2014

Серета Б.П., Палехова І.В. Отримання композиційних захисних покриттів на основі титану при нестационарних температурних умовах

Розглянуто газотранспортну СВС-технологію отримання багатоконпонентних титанових покриттів. Досліджені механізми їх формування. Встановлено роль активаторів у процесі дифузійного насичення, а також залежність товщини покриттів від технологічних параметрів процесу. Показані результати досліджень структури і властивостей комплексних титанових покриттів, отриманих в умовах СВС, у різних складах реакційних сумішей. Наведений порівняльний аналіз експлуатаційних характеристик СВС-покриттів і дифузійних покриттів.

Ключові слова: самопоширений високотемпературний синтез, газотранспортна технологія, газотранспортні хімічні реакції, теплове самозапалення, комплексні титанові покриття, дифузійне насичення.

Sereda B., Palekhova I. Preparation of composite coatings based on titanium under unsteady temperature conditions

Gas-transport SHS- technology of multicomponent titanic coatings is considered. The mechanisms of their formation are investigated. The role of activators in the process of diffusive saturation, and also dependence of coatings thickness on technological parameters of process are established. The results of researches of structure and properties of the complex titanic coatings got in the conditions of SHS in different compositions of reactionary mixtures are shown. A comparative analysis over of operating characteristics of the SHS-coatings and diffusive coatings is given.

Key words: self-propagating high-temperature synthesis (SHS), gas-transport technology, gas-transport chemical reactions, thermal spontaneous ignition, complex titanic coatings, diffusive satiation.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ТЕПЛОВОЙ ОБРАБОТКИ, СОСТАВА ШИХТЫ НА ПЛОТНОСТЬ МЕТАЛЛИЗОВАННОГО МОЛИБДЕНСОДЕРЖАЩЕГО МАТЕРИАЛА

Исследованы фазовые и структурные превращения в процессе углеродотермического восстановления оксида молибдена. Проведено изучение влияния некоторых технологических параметров процесса углеродотермического восстановления таблеток на основе MoO_3 на степень их разбухания, а также причин, вызывающих это явление, для целенаправленного регулирования его в промышленных условиях.

Ключевые слова: оксид молибдена, углеродотермическое восстановление, фазовые превращения, структурные превращения, степень восстановления, разбухание.

Введение

Проблемы интенсификации существующих и создание новых возможностей использования рудного сырья и металлокислотных техногенных отходов специальных сталей не могут быть решены без глубокого изучения физико-химических закономерностей процессов восстановления оксидов металлов. Восстановление оксидных соединений металлов, осуществляемое за счет присутствующего в системе углерода, принадлежит к группе важнейших металлургических процессов. Особая роль в этом отводится процессам получения тугоплавких металлов. Наиболее распространенным из них является молибден [1, 2].

Исследование некоторых физико-химических закономерностей восстановления в системе Mo-O-C проводилось в работах [3, 4], однако для достижения большего совершенства и технологической завершенности необходимы результаты более глубоких исследований восстановления оксидов молибдена в гетерогенной системе.

Целью настоящей работы являлась разработка основных технологических параметров восстановления оксидных рудных концентратов и техногенных молибденосодержащих отходов, а конкретные задачи этого этапа исследований заключались в изучении влияния некоторых технологических параметров процесса углеродотермического восстановления таблеток на основе MoO_3 на степень их разбухания, а также причин, вызывающих это явление, для целенаправленного регулирования его в промышленных условиях.

Материалы и методика проведения исследований

Образцы для исследований подвергали изотермической тепловой обработки при температурах 1073-1473 К в течении 1 часа. В качестве исходного материала для

образцов использовали технически чистый оксид молибдена MoO_3 с добавками графита в виде циклонной пыли (соотношение $O/C=1,33$) и связующего (смола СПП ТУ 38-10916-79). С целью приближения состава образцов к химическому и минералогическому составу рудного сырья разработан состав шихтовых компонентов, который позволяет регулировать сопутствующие оксидные примеси, присутствующие в рудном сырье. Одним из таковых является флюс АН-295 (ТУ 5929-004-05764417-2003). При восстановлении брикетов по заданному температурному режиму контролировали убыль веса образца и изменение его линейных размеров.

Фазовый состав молибденосодержащих таблеток исследовали на дифрактометре ДРОН-6 в излучении медного катода с никелевым фильтром по методике и рекомендациям, описанным в работе [5]. Режим сканирования 40 кВ, 20 мА. Рентгеноструктурный фазовый анализ проводили с использованием комплекса программ PDWin 2.0 и дополнительной справочной литературы [6, 7].

Микроструктуру образцов исследовали на растровом электронном микроскопе JSM 6360LA, производства японской фирмы JEOL по описанной в работе [8] методике. Работу выполнили при ускоряющем напряжении 15 кВ и диаметре электронного зонда 4 нм.

Теория и анализ полученных результатов

Угар легирующих элементов при выплавке стали, как расходящая статья, может осуществляться переходом их в шлак, окислением атмосферой печи, а также сублимацией соединений, имеющих высокую упругость паров. Настоящая работа направлена на углубление представлений о природе угара и разработке мероприятий, приводящих к его снижению, и как следствие, по-

вышению степени усвоения легирующих элементов и выхода годного.

Промышленное опробование углеродотермического и комбинированного восстановления шихтовых брикетов показало, что разбухание брикетов полезно лишь в определенных пределах, отвечая требованиям технологического процесса и полноте усвоения элементов из полученного материала [9]. При этом необходимо учитывать снижение теплопроводности навески и спекания частиц восстанавливаемого материала.

Восстановление оксидов металлов – сложный физико-химический процесс, включающий доставку восстановителя к оксиду, химическую реакцию восстановителя с кислородом оксида, кристаллохимическое превращение – образование новой фазы со свойственной ей кристаллической решеткой, диффузионное перемещение частиц через слой продуктов реакции, химические реакции на границах раздела старой и новой фаз [10]. Поэтому механизм роста таблеток необходимо рассматривать в тесной связи с процессами восстановления.

Рис. 1 указывает на то, что таблетки, подвергнутые углеродотермическому восстановлению при 1073 К, имеют меньшую плотность по сравнению с исходными «сырыми» образцами. Это объясняется газификацией связующего и части углерода. Восстановительные процессы при данной температуре еще недостаточно развиты (рис. 2), структура рыхлая и разупорядоченная, и основной фазой в образцах выступает оксид MoO_2 .

При температуре 1173 К отмечено дальнейшее понижение плотности таблеток, что, по-видимому, связано с развитием процессов карбидообразования (рис. 2), повышением выработки углеродистого восстановителя, однако разнородность фазового и структурного состава вместе с относительно низким температурным режимом тепловой обработки не сопутствует процессам спекания и уплотнения таблеток. Это подтверждается дальнейшим возрастанием темпов потери массы таблеток (рис. 1, б).

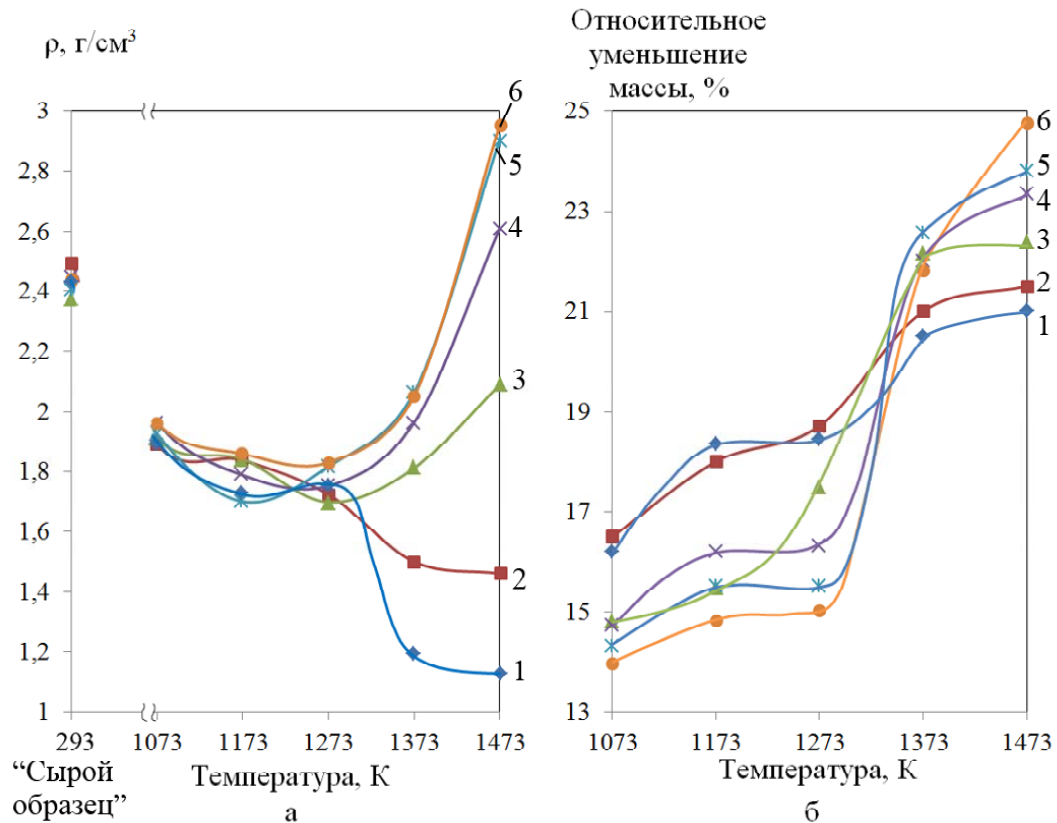


Рис. 1. Зависимость плотности (а) и изменения массы (б) восстановленных углеродотермическим способом молибденсодержащих таблеток на основе MoO_3 от температуры процесса:

- ♦— добавка в шихту АН-295 в количестве 5% масс.;
- добавка в шихту АН-295 в количестве 10% масс.;
- ▲— добавка в шихту АН-295 в количестве 20% масс.;
- ×— добавка в шихту АН-295 в количестве 25% масс.;
- *— добавка в шихту АН-295 в количестве 30% масс.;
- добавка в шихту АН-295 в количестве 35% масс.

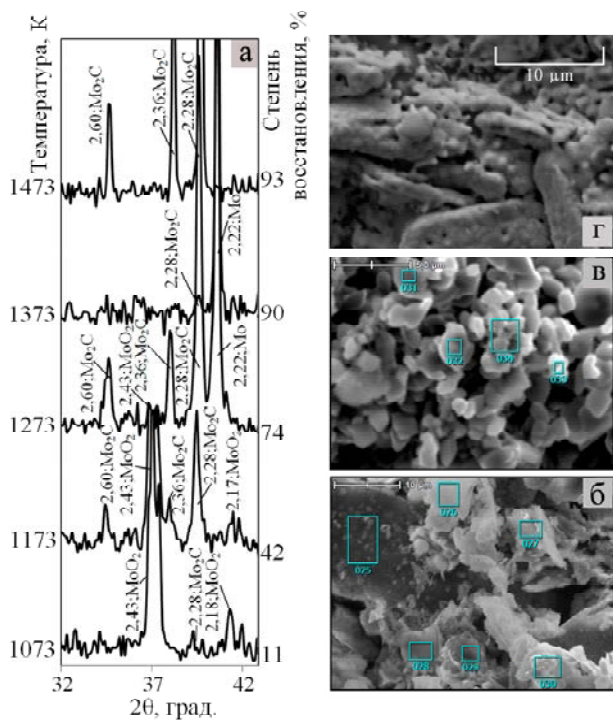


Рис. 2. Участок дифрактограмм (а) и фрактограммы молибденосодержащих таблеток на основе MoO_3 с содержанием 15 % масс. флюса АН-295 после углеродотермического восстановления с увеличением $\times 3000$ (б), $\times 7000$ (в), 3000 (г) восстановленных при температурах: б – 1073 К; в – 1273 К; г – 1473 К

С повышением температуры тепловой обработки до 1273 К отмечается снижение темпов уменьшения плотности образцов вместе со снижением темпов потери массы (рис. 1, а, б). Это, по-видимому, вызвано активизацией восстановительных процессов и процессов карбидообразования (рис. 2) с повышением доли углеродистого восстановителя, который переходит в карбидные соединения. Структура образцов при этом пористая, состоящая из округлых частиц восстановленных фаз, соединенных между собой (рис. 2, в).

Повышение температуры восстановления до 1373 К приводит к резкому повышению темпов потери массы образцами с последующим их уменьшением при 1473 К, что объясняется интенсификацией восстановительных процессов с образованием Mo и Mo_2C (рис. 2) и выделения газовых продуктов реакции. В интервале температур 1273–1473 К отмечено повышение разности в плотности образцов с разным содержанием в них флюса АН-295. В образцах с содержанием АН-295 5 % и 10 % плотность уменьшилась, а при содержании 15–30 % флюса отмечено повышение плотности образцов. При этом в интервале температур 1273–1373 К отчетливо прослеживается закономерность повышения плотности образцов с повышением в них флюса АН-295. Увеличение темпов потери массы таблетками вместе с резким уменьшением или повышением плотности сви-

детельствует о протекании явлений разбухания или уплотнения. Полученная закономерность, по-видимому, связана с тем, что относительно низкое содержание АН-295 осуществляет препятствие спеканию отдельных образовавшихся однородных восстановленных фаз, при этом, не образуя блок-слоев, затрудняющих диффузионные процессы. С повышением содержания АН-295 в таблетках также затруднено спекание и уплотнение восстановленных частиц, однако повышается количество мест контакта частиц флюса, приводя к их спеканию. Происходит образование спекшихся блок-слоев флюса с помещенными между ними частицами восстановленных фаз. При этом затрудняются диффузионные процессы массопереноса и газообмена, сопутствующих разбуханию таблеток.

На всем исследуемом температурном интервале выявлена закономерность повышения плотности таблеток с повышением содержания в них АН-295. Это объясняется участием флюса при концентрации 5–10% как активатора разбухания, затрудняющего спекание восстановленных частиц не затрудняя диффузию газовой фазы, а при концентрации выше 10 % происходит образование спекшихся блок-слоев самого АН-295, что приводит к торможениям процессов газо- и массопереноса. Из рис. 1, б видна закономерность более интенсивного уменьшения массы при температурах 1073–1273 К в образцах с более низким содержанием АН-295. С повышением температуры выше 1273 К более высокая потеря массы выявлена в образцах с высоким содержанием флюса. Это объясняется тем, что добавки флюса при низких температурах служат дополнительными препятствиями на пути продуктов газификации углерода и связующего, снижая темпы потери массы. А при повышенных температурах добавки флюса более 10% обеспечивают более плотную структуру, лучший контакт между частицами и теплопроводность, что приводит к активизации реакций восстановления, регенерации CO и CO_2 и уменьшения массы образца. Одной из причин потери массы образцов на всем исследуемом температурном интервале при нагревании «сырых» таблеток выступает сублимация триоксида молибдена, имеющего в данных условиях высокую упругость паров [11].

Исследования технологии легирования быстрорежущей стали металлизированным молибденовым концентратом (КММ) показали, что при его расходе 24 кг/т стали степень усвоения хрома, вольфрама, молибдена, ванадия повысилась с 78,4; 87,4; 86,8; 73,5 до 87,8; 92,7; 88,9; 77,6 %, а выход годного увеличился с 57,7 (с применением KMo - оксидного молибденового концентрата) до 62,6 %. С повышением расхода КММ до 31 кг/т стали степень усвоения этих элементов возросла соответственно 87,8; 92,7; 88,9; 77,6 до 91,4; 94,8; 95,0; 82,3 % вследствие снижения окислительного потенциала шихты и увеличения скорости растворения в расплаве стали по сравнению со стандартным ферромолибденом [12].

Выводы

Выявлена закономерность повышения плотности таблеток с повышением содержания в них АН-295. Это объясняется участием флюса при концентрации 5–10 % как активатора разбухания, затрудняющего спекание восстановленных частиц не замедляя диффузию газовой фазы, а при концентрации выше 10 % происходит образование спекшихся блок-слоев самого АН-295, что приводит к торможениям процессов газо- и массопереноса. Добавки флюса при низких температурах служат дополнительными препятствиями на пути продуктов газификации углерода и связующего, снижая темпы потери массы. А при повышенных температурах добавки АН-295 более 10 % обеспечивают более плотную структуру, лучший контакт между частицами и теплопроводность, что приводит к активизации реакций восстановления, регенерации СО и СО₂ и уменьшения массы образца. Одной из причин потери массы при нагревании «сырых» таблеток выступает сублимация триоксида молибдена.

Результаты проведенных исследований являются важным этапом в разработке решений по сокращению потерь молибдена и других легирующих элементов в результате угара при разработке технологических параметров получения и применения металлизированных молибденсодержащих рудных концентратов и техногенных металлооксидных отходов.

Список литературы

1. Металлургия губчатых и порошковых лигатур / [П. Н. Острик, М. М. Гасик, В. Д. Пирог]. – К. : Техника, 1992. – 128 с.
2. Ожогин В. В. Использование нетрадиционных восстановителей в производстве металлизированных брикетов /

[Ожогин В. В., Жерлицина О.В., Бочек А.П. и др.] // Сталь. – 2007. – № 1. – С. 96–99.

3. Григорьев С. М. Термодинамический анализ и математическое моделирование применительно к технологии получения губчатого ферромolibдена / Григорьев С. М., Коляда В. П. // Сталь. – 1996. – № 12. – С. 32–36.
4. Математическая модель термодинамического равновесия в системе Мо-О-С / Григорьев С. М., Коляда В. П., Георгиева Т. А. [и др.] // Сталь. – 1997. – № 2. – С. 37–40.
5. Горелик С.С. Рентгенографический и электроннооптический анализ / Горелик С. С., Расторгуев Л. Н., Скаков Ю.А. – М. : Металлургия. – 1970. – 366 с.
6. Миркин Л. И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов / Л. И. Миркин. – М. : Государственное издательство физико-математической литературы. – 1961. – 863 с.
7. Нарита. К. Кристаллическая структура неметаллических включений в стали / К. Нарита. – М. : Металлургия, 1969. – 166 с.
8. Практическая растровая электронная микроскопия / Под. Ред. Дж. Гоулдстейна, Х. Яковича. – М. : Мир, 1978. – 656 с.
9. Кинетические закономерности комбинированного восстановления оксидных молибденовых концентратов / С. М. Григорьев, П. Н. Острик, Л. Н. Игнатов [и др.] // Сталь. – 1987. – № 10. – С. 87–90.
10. Взаимодействие окислов металлов с углеродом / [В. П. Елютин, Ю. А. Павлов, В. П. Поляков, Б. М. Шейболдаев]. – М. : Металлургия, 1976. – 360 с.
11. Казенас Е. К. Термодинамика испарения оксидов / Казенас Е. К., Цветков Ю. В. – М. : Издательство ЛКИ. – 2008. – 480 с.
12. Григорьев С. М. Легирование стали Р6М5 молибденовым металлизированным концентратом / Григорьев С. М. // Сталь. – 2005. – № 7. – С. 55–56.

Одержано 18.09.2014

Петрищев А.С. Дослідження впливу температури теплової обробки, вмісту шихти на щільність металізованого молибденвмісного матеріалу

Досліджено фазові і структурні перетворення в процесі вуглецевотермічного відновлення оксиду молибдену. Проведено вивчення впливу деяких технологічних параметрів процесу вуглецевотермічного відновлення таблеток на основі оксиду МоО₃ на ступінь їх розбухання, а також причин, що викликають це явище, для цілеспрямованого регулювання його в промислових умовах.

Ключові слова: оксид хрому, вуглецевотермічне відновлення, фазові перетворення, структурні перетворення, ступінь відновлення, розбухання.

Petryshchev A. Research of agency of temperature of thermal processing, charge composition on density of metallized molybdenum - contain material

Phase and structural transformations in the process of carbothermic recoveries of molybdenum oxide are investigated. Studying of influence of some technological factors of process carbothermic recoveries of tablets based on oxide MoO₃ on extent of their swelling, and also the reasons calling this phenomenon, for its purposeful regulating in industrial conditions is given.

Key words: chromium oxide, carbothermic restoration, phase changes, structural transformations, restoration extent, swelling.

АНАЛІТИЧНИЙ ОГЛЯД ТЕХНОЛОГІЧНИХ СПОСОБІВ ГНУТТЯ ТРУБ ТА ПРОПОЗИЦІЇ ЩОДО ЇХ УДОСКОНАЛЕННЯ

Приведено аналітичний огляд технологічних способів гнуття труб з висвітленням переваг та недоліків кожного способу, а також пропозиції щодо їх удосконалення. В основу запропонованого нового способу поставлена задача, яка полягає у спрощенні процесу гнуття, підвищенні якості виготовлених деталей та зниженні їх собівартості. Рішення задачі виконується за допомогою запатентованого штампа для гнуття прямокутних труб.

Ключові слова: гнуття, прямокутні труби, штамп, кувальне штампувальне обладнання.

Виробництво автомобільної, сільськогосподарської, авіаційної, суднобудівної техніки, залізничного транспорту, зведення ангарів, навісів, козирків, малих архітектурних форм та také інше зв'язане з застосуванням великої кількості гнутих трубних деталей

У технічній літературі наводяться деякі засоби та способи гнуття труб. А. Ю. Аверкієв [1] показує гнуття труб намотуванням, гнуття на конусній оправці з криволінійною віссю та гнуття з місцевим нагріванням зони пластичної деформації.

Гнуття намотуванням здійснюється за допомогою інструмента, конструктивна схема якого показана на рис. 1. Вона складається із шаблону 1 у вигляді ролика з вмонтованою в нього затисною колодкою 2, затискача 3, дорна 4 і опірної колодки 5. Такий інструмент є складовою частиною спеціального верстату для гнуття труб.

Гнуття труб з застосуванням наведеного інструменту виконується в такій послідовності. Труба надівається на дорн 4, встановлюється в ривчак згинаючого шаблону 1 і закріплюється за допомогою затискача 3. Потім ставиться опірні колодка 5, яка притискує трубу до шаблону в процесі гнуття. Після включення верстату шаблон повертається на необхідний кут гнуття, стягуючи при цьому трубу з дорну. Оскільки односторонній зазор між ривчаком шаблону і дорном набагато більше товщини стінки труби, складки в зоні стиску не з'являються. Верстату для гнуття труб, які працюють за прин-

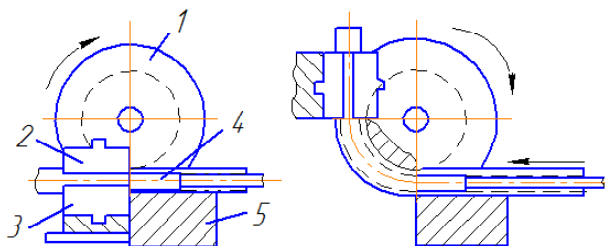


Рис. 1. Гнуття труб методом намотування

ципом намотування, призначені для гнуття труб діаметром від 8 до 426 мм.

Гнуття з місцевим нагріванням зони пластичної деформації застосовується для гнуття труб середнього та великого діаметра на малі радіуси [2]. Для цього застосовують нагрівання вузької кільцевої ділянки зони пластичної деформації. Внаслідок невеликої протяжності зони нагрівання (порядку товщини декількох стінок труби) складкоутворення в зоні стиску не настає, а проходить процес осадки нагрітої ділянки труби під дією стискуючих напружень, які виникають при гнутті.

Гнуття з місцевим нагріванням здійснюється на спеціальній машині для гнуття труб, схема якої показана на рис. 2.

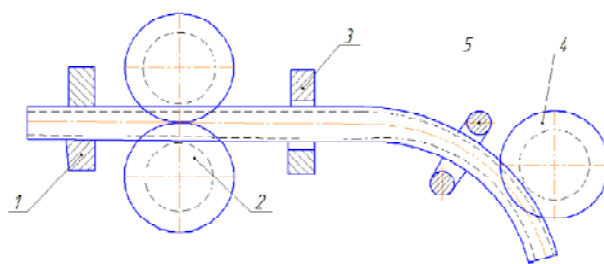


Рис. 2. Гнуття труб з місцевим нагріванням зони пластичної деформації

Машина складається з каретки 1 для подачі труби, направляючих роликів 2, індуктора 3 і згинального ролика 4. Заготовка подається кареткою 1 через направляючі ролики 2 в індуктор 3, де проходить місцеве нагрівання кільцевої ділянки труби током високої частоти до температури 800–900 °С. При виході із індуктора заготовка охолоджується повітрям або водою за допомогою охолоджувального пристрою 5. Гнуття труби здійснюється спеціальним згинальним роликом 4, місцезнаходження якого встановлюється в залежності від необхідного радіуса гнуття. Гнуття труб з місцевим нагріванням може застосовуватися в польових умовах,

наприклад, при монтажі трубопроводів, при цьому нагрівання здійснюється газовою горілкою. Наведені способи гнуття труб мають ряд недоліків. Процеси гнуття мають високу трудомісткість, потребують спеціального устаткування та високих енерговитрат. Р. М. Мусаєв [3] пропонує спосіб гнуття тонкостінних трубних заготовок, який включає операції плющення центральної ділянки трубної заготовки, гнуття плющеної ділянки та

роздачу плющеної та гнучої ділянки у форму, подібну тору. Сутність способу показана на рисунках 3–6. На рис. 3 показано початкове положення трубної заготовки перед гнуттям з підпором. На рис. 4 показано положення трубної заготовки в момент закінчення гнуття з підпором. На рис. 5 показано положення трубної спіралі після роздачі.

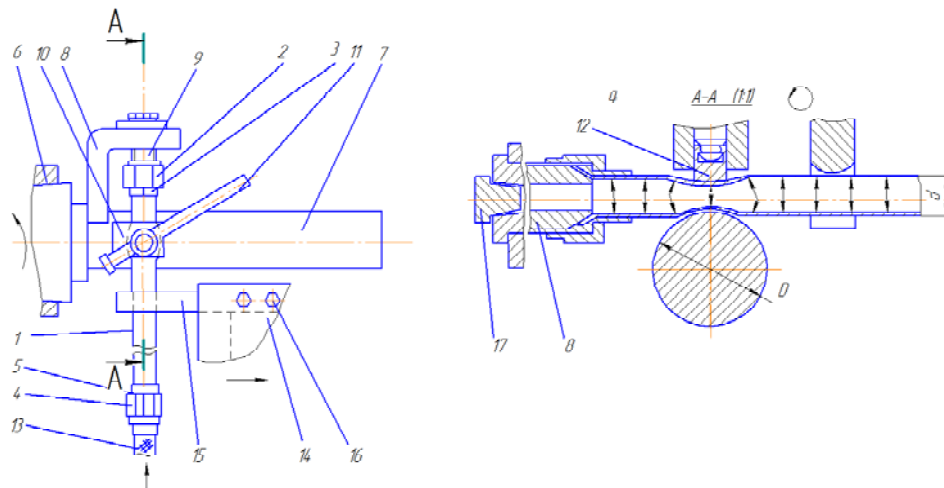


Рис. 3. Початкове положення трубної заготовки перед гнуттям з підпором

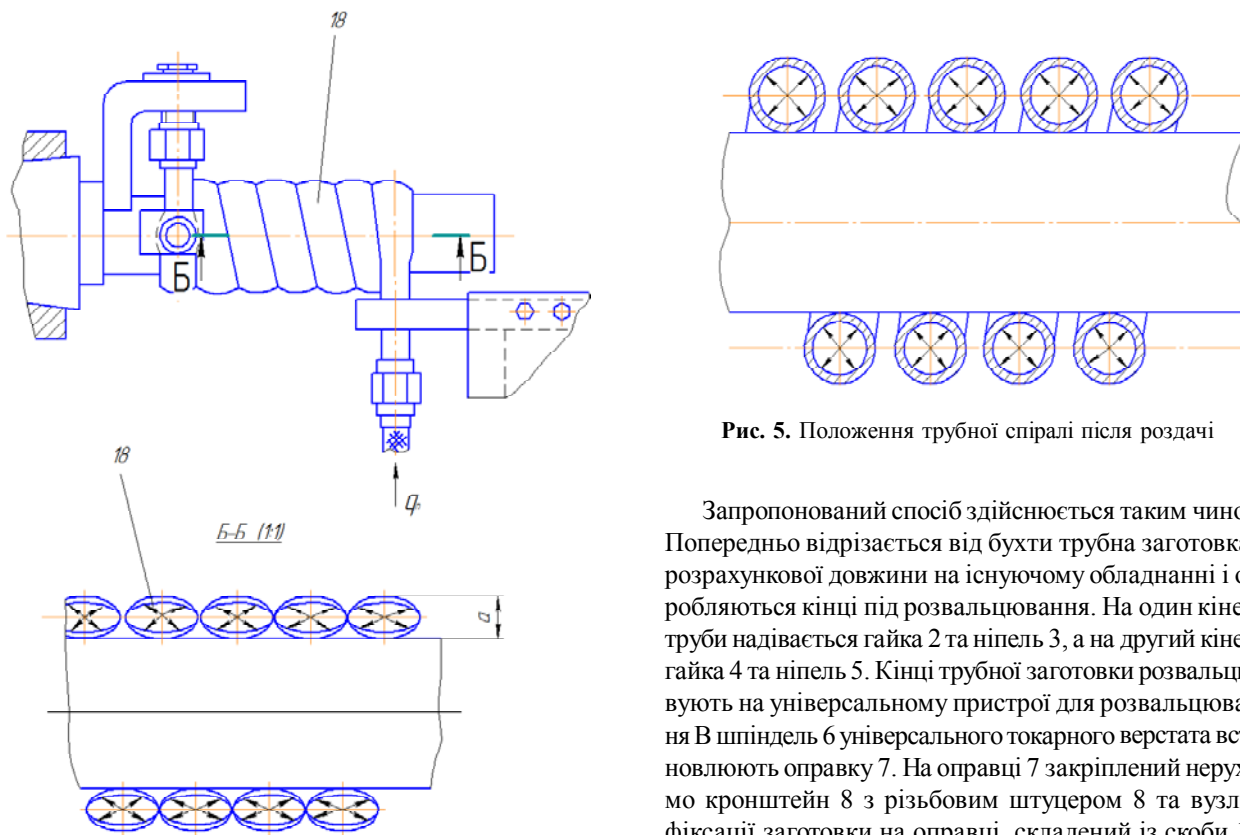


Рис. 4. Положення трубної заготовки в момент закінчення гнуття з підпором

Рис. 5. Положення трубної спіралі після роздачі

Запропонований спосіб здійснюється таким чином. Попередньо відрізається від бухти трубна заготовка 1 розрахункової довжини на існуючому обладнанні і обробляються кінці під розвальцювання. На один кінець труби надівається гайка 2 та ніпель 3, а на другий кінець гайка 4 та ніпель 5. Кінці трубної заготовки розвальцюють на універсальному пристрої для розвальцювання В шпіндель 6 універсального токарного верстата встановлюють оправку 7. На оправці 7 закріпленій нерухомо кронштейн 8 з різьбовим штуцером 8 та вузлом фіксації заготовки на оправці, складений із скоби 10, упорного гвинта з з'ємною рукояткою 11 та п'яти 12.

Один кінець розвальцюваної трубної заготовки 1 закріплюють на штуцері 9 гайкою 2. Другий кінець труб-

ної заготовки 1 з'єднують з насосною станцією гнучким рукавом високого тиску 13 гайкою 3. Висовуючи п'яту 12, фіксують кінець трубною заготовкою на оправці 7. У різцетримач 14 токарного верстата встановлюють притискавач 15, виставляють його по трубній заготовці 1 та закріплюють гвинтами 16. Від насосної станції через гнучкий рукав 13 підводять до трубної заготовки робочу рідину. Після заповнення порожнини трубної заготовки рідиною і виходу повітря проводять герметизацію трубної заготовки пробкою 17. Регулятор тиску установлюють на необхідну величину тиску підпору «qn». Установлюють необхідні оберти шпінделя верстата та необхідний шаг навивки спіралі.

Величина шагу навивки залежить в основному від пластичних властивостей матеріалу заготовки та відносного середнього радіуса гнуття труби.

Вмикають привід обертання шпінделя та подачі різцетримача. Трубна заготовка 1 починає одночасно гнутися та плющитися на оправці 7 в трубну спіраль (див. рис. 3). Деформування проходить під впливом обертального моменту від шпінделя верстата, зусилля осової подачі різцетримача, сили тертя між притискачем і поверхнею трубної заготовки і тиску підпору.

Початковий круглий переріз трубної заготовки трансформується в овал складної форми (див. рис. 4, розріз Б–Б): на ділянці, що контактує з оправкою, контур овала має форму близьку до прямолінійної, а на решті ділянки – випуклу форму перемінної кривизни. Висота профілю «а» забезпечується величиною відповідного тиску підпору «qn», підбирається експериментально з умови відсутності розриву на зовнішній випуклій стороні. Чим менший відносний радіус вигину трубної заготовки, тим менше висота профілю «а», тим менше відповідно і величина тиску підпору «qn».

Після намотування на оправку необхідної кількості витків спіралі вмикають привід верстата. Підключають до рукава 13 магістраль високого тиску насосної станції і подають у середину трубчатої спіралі 18 тиск калібрування «qk». При цьому циліндричні кільцеві ділянки трубчатої спіралі 18 залишаються нерухомо закріпленими на штуцері 9 і притиснутими п'ятою 12 та притискачем 15. Під впливом тиску калібрування «qk» проходить трансформування овальної форми поперечного перерізу трубної спіралі в круглу (рис. 5) з обмеженням переміщення за діаметром оправки.

Недоліком цього способу є його складність, висока трудомісткість виготовлення деталей, необхідність використання додаткових операцій та обладнання для отримання готової деталі.

Горбенко І. І., Горбенко О. І., Осіпчук Ю. В., Стрелковський В. В. [4, 5] запропонували спосіб та засіб одночасного сплющування та гнуття прямокутних трубних заготовок. В основу запропонованого способу поставлена задача, що полягає у спрощенні процесу гнуття, підвищення якості виготовлюваних деталей та зниження їх собівартості.

Задача вирішується тим, що операція сплющуван-

ня та гнуття виконується на штампі, при цьому труба розміщується на опірних затискних роликках між передньою рухомою і задньою нерухомою бічними стінками, причому відстань між бічними стінками встановлюється перестановкою передньої рухомої бічної стінки на максимальній розмір ширини труби, щоб центр гнуття труби знаходився на вертикальній осі згинального пуансона, а згинальний пуансон посередині радіусної поверхні виконується з виступом.

Запропонований спосіб пояснюється представленими фігурами креслення (рис. 6–8). На рис. 6 зображено положення прямокутної труби в момент початку процесу гнуття.

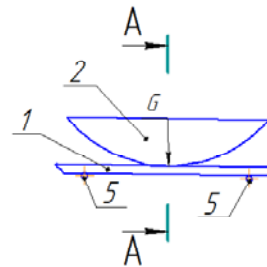


Рис. 6. Положення прямокутної труби в момент початку процесу гнуття

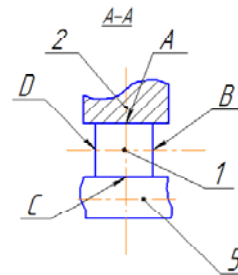


Рис. 7. Переріз А-А рис. 6

На рис. 8 зображено положення прямокутної труби в процесі гнуття.

При гнутті прямокутної труби, під впливом згинального зусилля G (рис. 6) на стінку А прямокутної труби (рис. 7, переріз А–А), волокна стінок В і D, що знаходяться за осовою лінією прямокутної труби ближче до центра радіуса гнуття, стискаються. Оскільки зусилля, що необхідні для стискання стінки А прямокутної труби, значно перевищує зусилля, що необхідне для згинання стінок В і D, вони при гнутті згинаються у напрямках, перпендикулярних напрямку прикладання згинаючого зусилля G (рис. 6), а стінка А зламується (рис. 7, переріз А–А).

Для того, щоб уникнути зламання труби, необхідно запобігти згинанню стінок В і D, яке призводить для збільшення початкового розміру ширини «В» профілю труби (рис. 8), та задати попередній прогин стінки А труби у середину профілю. Для цього матриця штампа виконується роз'ємною, і до початку гнуття її бокові стінки затискають до розміру ширини профілю «В» за допомогою нарізних з'єднань опірних затискних роликів (4) гайок (6) рис. 8. А попередній прогин стінки А труби усередину профілю досягається завдяки наявності виступу на всій радіусній поверхні згинального пуансона.

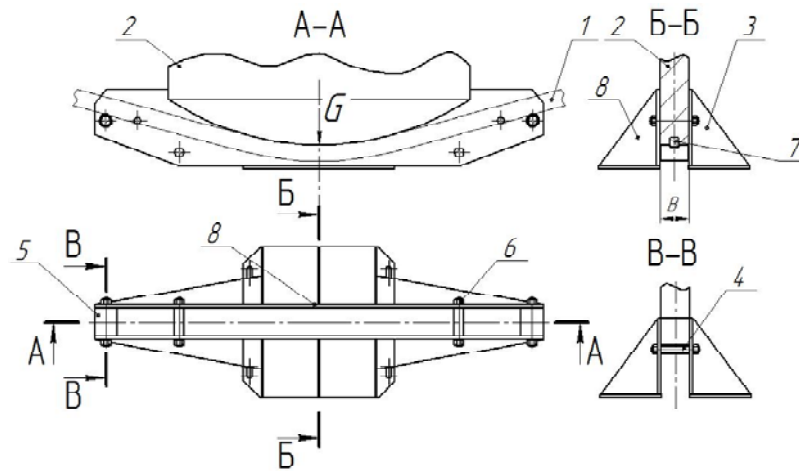


Рис. 8. Штамп для гнуття прямокутної труби

Процес гнуття здійснюється на штампі (рис. 8). Штамп для гнуття прямокутних труб (1) містить: згинальний пуансон 2, передню рухому бічну стінку матриці (3), задню нерухому бічну стінку матриці (8), чотири опірні затискні ролики (4), що закріплені гайками (6), згинальний пуансон (2) має по всій радіусній поверхні виступ (7).

Штамп прив'язується на гідравлічній прес. Запропонований спосіб здійснюється так: при розкритому штампі шток преса встановлюється у верхнє положення, прямокутна труба (1) розміщується на опорно-затискальних роликах (5) між бічними стінками (3) і (4) таким чином, щоб центр гнуття труби знаходився на вертикальній осі згинального пуансона (2). Відстань між бічними стінками (3) і (8) дорівнює максимальній ширині «В» (тобто її номінальному розміру плюс максимальний допуск). При русі штока преса вниз виступ (7) згинального пуансона (2) спочатку в місці дотику з трубою вдавлює внутрішню її стінку вниз і, таким чином, зводить бокові стінки до горизонтальної осі матриці. При подальшому русі згинального пуансона (2) вниз виступ (7) вдавлює внутрішню стінку труби вниз по всій своїй радіусній поверхні, при цьому проводиться гнуття внутрішньої, бокових і зовнішньої граней труби. Опорами при гнутті є опірні затискні ролики (5), по яких труба не ковзає, а перекочується, що значно покращує умови процесу виготовлення деталі. При вдавлюванні згинальним пуансоном (2) труби в матрицю бічні стінки (3) і (8) перешкоджають утворенню складок на бічних гранях труби та деформації її поперечного перерізу.

При цьому, кут гнуття труби при запропонованому способі залежить від глибини входження згинального пуансона в деталь і може бути легко розрахований.

При гнутті труби на кут до 60° глибина втягування без складкоутворення становить 7 мм, на кут до 45° – 8 мм (рис. 9).

При закінченні процесу гнуття труби шток преса піднімається у верхнє положення і для безперешкодного зняття готової деталі з матриці її передню рухому стінку звільняють шляхом відвинчування гайок (6).

Перевагами запропонованого способу гнуття прямокутних труб є незмінне положення осі центру гнуття, що дає можливість виконувати гнуття труби за одну операцію із заготовки, що відрізана у кінцевий розмір.

Застосування запропонованого способу дозволяє виготовити необхідну деталь товарного вигляду на нескладній оснастці при мінімальній собівартості. Цей спосіб не вимагає складного устаткування для нагрівання та значних енерговитрат.

Виводи

1. При гнутті труб під тиском виникають деформальні напруження розтягу та стиску, у результаті чого відбувається складкоутворення, виникнення тріщин та розрив труб.
2. Для уникнення деформування поперечного перерізу оброблюваних деталей застосовують складні дорогі процеси підготовки труб для гнуття, в тому числі з використанням наповнювачів.
3. У технічній літературі технологічні способи та засоби гнуття труб круглого перетину висвітлені достатньо.
4. Способи гнуття труб прямокутного перетину вивчені недостатньо і потребують подальшого теоретичного та експериментального дослідження.

Список літератури

1. Аверкиев Ю. А. Гибка листового и профильного металлопроката: учебное пособие по курсу «Холодная штамповка» для студентов, обучающихся по специальности «Машины и технология обработки металлов давлением» / Аверкиев Ю.А. ; изд. 2-е перераб. и доп. – Ростов-на-Дону : РИСХМ, 1977. – 85 с.
2. Горбунов М. Н. Штамповка деталей из трубчатых заготовок / Горбунов М. Н. – М. : Машгиз, 1960. – 260 с.
3. Пат. 2210452 Российская Федерация, МПК В21D / 00. Способ гибки труб. / Мусаев Р. М. ; заявитель и патентообладатель Мусаев Р. М. ; заявл. 18.07.01 ; опубл. 20.08.03.
4. Пат. № 71660, МПК В21D7 / 00, В21D9 / 00. Штамп для гнуття прямокутних труб / Горбенко І. І., Горбенко О. І., Осіпчук Ю. В., Стрелковський В. В. ; заявник і патентотримувач автори ; заявл. 18.03.12 ; опубл. 25.07.12, Бюл. № 14. – 4 с.

5. Пат. України на корисну модель № 78751 МПК В21D9 / 00.Спосіб гнуття прямокутних труб / Горбенко І. І., Горбенко О. І., Осіпчук Ю. В., Стрелковський В. В. ;

заявник і патентотримувач автори ; заявл. 20.12.12 ; опубл. 25.03.13, Бюл. № 6. – 4 с.

Одержано 07.04.2014

Горбенко А.И., Горбенко И.И., Чигиринский В.В., Дубина В.И. Аналитический обзор технологических способов гибки труб и предложения по их усовершенствованию

Приведен аналитический обзор технологических способов гибки труб по освещению преимуществ и недостатков каждого способа, а также предложения по их совершенствованию. В основу предложенного нового способа поставлена задача, которая заключается в упрощении процесса гибки, повышения качества изготовленных деталей и снижения их себестоимости. Решение задачи осуществляется с помощью запатентованного штампа для гибки прямоугольных труб.

Ключевые слова: *гибка, прямоугольные трубы, штамп, ковочное об штамповочное оборудование.*

Gorbenko A., Gorbenko I., Chigirinskii V., Dubina V. Analytical review of process methods of pipe bending and proposals for their improvement

The analytical overview of the technological ways of pipes bending stressing advantages and disadvantages of each method, as well as suggestions for their improvement was given. The new method to simplify the process of bending, improving the quality of manufactured parts and reduce costs was proposed. The problem is performed using a patented stamp for bending of rectangular tubes.

Key words: *bending, rectangular tube, stamp forging and punching equipment.*

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 539.3

Канд. физ.-мат. наук Н. Н. Антоненко¹, канд. физ.-мат. наук И. Г. Величко²¹ Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье,² Таврический государственный агротехнологический университет, г. Мелитополь

ЗАДАЧА О КРУЧЕНИИ МНОГОСЛОЙНОГО ОСНОВАНИЯ С УПРУГИМИ СВЯЗЯМИ МЕЖДУ СЛОЯМИ

На основе метода функций податливости построено решение первой основной граничной задачи для многослойного основания с упругими связями между слоями, которое находится в условиях осесимметричного кручения. Проанализировано влияние коэффициентов упругих связей на распределение напряжений и перемещений в слоях двухслойного пакета, упруго связанного с полупространством.

Ключевые слова: многослойное основание, упругие связи, осесимметричное кручение, метод функций податливости, интегральное преобразование Ханкеля.

Введение

Первые работы, посвященные кручению многослойных сред, были посвящены исследованию кручения полупространства (Н. А. Ростовцев, 1955; Б. Л. Минцберг, 1957) и упругого слоя (Я. С. Уфлянд, 1959). Случай кручения двухслойной среды изучен в [1], кручение многослойного основания рассмотрено в [2]. В статье [3] на основании метода функций податливости был предложен способ решения граничных задач о кручении слоистого полупространства периодической структуры. Во всех выше указанных работах предполагалось, что контакт между слоями слоистой среды полный. В этой работе метод функций податливости, предложенный Днепропетровской школой механиков [4, 5], распространен на многослойные основания с упругими связями между слоями, которые находятся в условиях осесимметричного кручения. Будем полагать, в рамках модели [6], что между двумя соседними слоями основания существуют упругие связи, если разности перемещений точек верхней границы нижнего слоя и нижней границы верхнего слоя пропорциональны соответствующим напряжениям в точках их общей границы. Как правило, задачи об определении НДС многослойных оснований с упругими связями между слоями рассматриваются для случаев плоской и пространственной деформаций [7, 8]. Задача о кручении многослойного основания с упругими связями между слоями рассматривается впервые.

Постановка задачи

Под многослойным основанием будем понимать пакет упругих слоев лежащих на полупространстве.

Контакт между слоями упругий. Материал слоев будем считать однородным и изотропным. Каждый слой характеризуем толщиной h и двумя упругими характеристиками: модулем сдвига μ и коэффициентом Пуассона ν . Необходимо определить напряжения и перемещения в слоях основания, если к его верхней границе приложены силы, которые вызывают осесимметричное кручение.

Нумерацию слоев будем проводить сверху вниз, начиная с единицы. Все величины, которые относятся к k -му слою будем обозначать нижним индексом k . В каждом слое введем локальную цилиндрическую систему координат с осями Oz_k , которые лежат на одной прямой и направлены вглубь слоя (рис. 1).

Граничные условия:

$$\sigma_{z1}(\rho, 0) = 0, \quad \tau_{\varphi z1}(\rho, 0) = g(\rho). \quad (1)$$

Условия сопряжения слоев:

$$\begin{aligned} u_{\varphi k+1}(\rho, 0) &= u_{\varphi k}(\rho, h_k) + m_k \tau_{\varphi zk}(\rho, h_k), \\ \tau_{\varphi zk+1}(\rho, 0) &= \tau_{\varphi zk}(\rho, h_k), \end{aligned} \quad (2)$$

где $m_k \geq 0$ – коэффициент упругих связей. Отметим, что если $m_k = 0$, то мы получим условия сопряжения слоев для случая полного контакта между слоями.

Введем безразмерные величины $\tilde{\rho}_k = \frac{\rho_k}{l}$, $\tilde{z}_k = \frac{z_k}{l}$

$$\tilde{h}_k = \frac{h_k}{l}, \quad \tilde{\mu}_k = \frac{\mu_k}{M}, \quad \tilde{m}_k = \frac{m_k M}{l}, \quad \tilde{u}_{\varphi k} = \frac{u_{\varphi k}}{l},$$

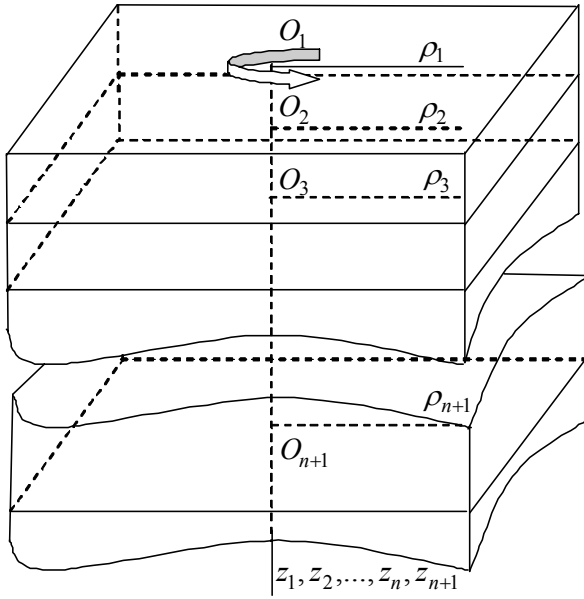


Рис. 1. Многослойное основание

$\tilde{\tau}_{\varphi zk} = \frac{\tau_{\varphi zk}}{M}$, $\tilde{\tau}_{\varphi rk} = \frac{\tau_{\varphi rk}}{M}$, $\tilde{\sigma}_{zk} = \frac{\sigma_{zk}}{M}$, где l , M – характерные величины ($[l] = \text{м}$, $[M] = \text{Па}$). В дальнейшем тильды будем опускать. Все рассуждения и вычисления будем проводить с безразмерными величинами.

Метод решения

Задача об определении напряженно-деформированного состояния изотропного слоя, который скручивается касательными напряжениями, приложенными к граничным плоскостям $z = 0$ и $z = h$ и зависят лишь от радиальной координаты ρ , сводится к решению дифференциального уравнения [9]:

$$\frac{\partial^2 u}{\partial \rho^2} + \frac{1}{\rho} \frac{\partial u}{\partial \rho} - \frac{u}{\rho^2} + \frac{\partial^2 u}{\partial z^2} = 0,$$

где $u(\rho, z) = u_\varphi(\rho, z)$.

Ненулевые компоненты напряженно-деформированного состояния связаны с функцией $u(\rho, z)$ соотношениями:

$$\tau_{\varphi \rho} = \mu \left(\frac{\partial u}{\partial \rho} - \frac{u}{\rho} \right), \quad \tau_{\varphi z} = \mu \frac{\partial u}{\partial z}.$$

Для решения задачи используем преобразование Ханкеля первого порядка:

$$\bar{f}(p) = \int_0^\infty \rho f(\rho) J_1(p\rho) d\rho, \quad f(\rho) = \int_0^\infty p \bar{f}(p) J_1(p\rho) dp.$$

Как показано в [3], в пространстве трансформант напряжения и перемещения в слое можно представить

в виде линейных комбинаций вспомогательных функций $\gamma(p)$ и $\delta(p)$, связанных с напряжениями и перемещениями на верхней границе слоя такими соотношениями:

$$\bar{u}(p, z) = \frac{1}{\mu} (\gamma chpz + \delta shpz), \quad (3)$$

$$\bar{\tau}_{\varphi z}(p, z) = p (\gamma shpz + \delta chpz), \quad (4)$$

где
$$\gamma = \mu \bar{u}(p, 0), \quad \delta = \frac{1}{p} \bar{\tau}_{\varphi z}(p, 0). \quad (5)$$

Таким образом, для решения задачи необходимо знать по две вспомогательные функции для каждого из слоев основания. Следовательно, задача об определении НДС n -слойного основания сводится к нахождению $2n$ вспомогательных функций. Построим рекуррентные соотношения, которые связывают вспомогательные функции k -го и $k+1$ -го слоев.

Запишем условия сопряжения слоев в пространстве трансформант Ханкеля:

$$\bar{u}_{k+1}(p, 0) = \bar{u}_k(p, h_k) + m_k \bar{\tau}_{\varphi zk}(p, h_k),$$

$$\bar{\tau}_{\varphi zk+1}(p, 0) = \bar{\tau}_{\varphi zk}(p, h_k).$$

С учетом (3)–(5) последние соотношения запишем в виде

$$\begin{aligned} \gamma_{k+1} = & \left(\frac{\mu_{k+1}}{\mu_k} C_k + \mu_{k+1} m_k p S_k \right) \gamma_k + \\ & + \left(\frac{\mu_{k+1}}{\mu_k} S_k + \mu_{k+1} m_k p C_k \right) \delta_k, \\ \delta_{k+1} = & S_k \gamma_k + C_k \delta_k, \end{aligned} \quad (6)$$

где $C_k = chp_k$, $S_k = shp_k$, $p_k = ph_k$.

Из граничных условий мы можем определить одну вспомогательную функцию δ_1 и задача свелась к нахождению γ_1 . Остальные вспомогательные функции можно найти по рекуррентным формулам (6). Можно доказать, что как и в случае полного контакта слоев основания, вспомогательные функции слоя линейно зависимы и связаны соотношением [3]:

$$\gamma_k = -A_k \delta_k. \quad (7)$$

Функции A_k будем называть функциями податливости многослойного основания.

Построим рекуррентные соотношения, которые связывают функции податливости соседних слоев. Вычислим γ_{k+1} двумя способами.

С одной стороны:

$$\begin{aligned} \gamma_{k+1} = & -A_{k+1} \delta_{k+1} = -A_{k+1} (S_k \gamma_k + C_k \delta_k) = \\ = & A_{k+1} (S_k A_k - C_k) \delta_k. \end{aligned} \quad (8)$$

$$\gamma_{k+1} = \left[-A_k \left(\frac{\mu_{k+1}}{\mu_k} C_k + \mu_{k+1} m_k p S_k \right) + \left(\frac{\mu_{k+1}}{\mu_k} S_k + \mu_{k+1} m_k p C_k \right) \right] \delta_k. \quad (9)$$

Из соотношений (8) и (9) находим рекуррентные соотношения, которые связывают функции податливости соседних слоев основания:

$$A_k = \frac{A_{k+1} C_k + \frac{\mu_{k+1}}{\mu_k} S_k + \mu_{k+1} m_k p C_k}{A_{k+1} S_k + \frac{\mu_{k+1}}{\mu_k} C_k + \mu_{k+1} m_k p S_k} = \frac{T_k + \mu_k m_k p + \frac{\mu_k}{\mu_{k+1}} A_{k+1}}{1 + \mu_k m_k p T_k + \frac{\mu_k}{\mu_{k+1}} A_{k+1} T_k}. \quad (10)$$

где $T_k = thp_k$.

Отметим, что при $m_k = 0$, мы получаем формулы, которые совпадают с известными для задачи о кручении многослойного основания со сцепленными слоями [3].

Как видим, для начала расчета функций податливости необходимо знать функции податливости полупространства. Если полупространство абсолютно жесткое, то перемещения на его верхней границе отсутствуют, следовательно $\gamma_{n+1} = 0$. Поэтому его функция податливости равна нулю $A_{n+1} = 0$. Для определения функции податливости упругого полупространства рассмотрим слой, лежащий на абсолютно-жестком полупространстве. Устремив толщину слоя к бесконечности, получим, что функция податливости упругого полупространства $A_{n+1} = 1$.

Таким образом, определив матрицы податливости по формулам (10) мы можем найти вспомогательные функции δ_k слоев по формулам (6), которые с учетом соотношений (7), представим в такой форме:

$$\delta_{k+1} = S_k \gamma_k + C_k \delta_k = (C_k - S_k A_k) \delta_k. \quad (11)$$

Функции γ_k найдем из соотношений (7).

На базе предложенного математического аппарата

Таблица 1 – Коэффициенты упругих связей

№	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
m_1	0	0,01	0,1	1	10	0	0	0	0,1	1	10
m_2	0	0,01	0,1	1	10	0,1	1	10	0	0	0

построено программное обеспечение, позволяющее с заданной точностью находить компоненты НДС многослойного основания с упругими связями между слоями, которое находится в условиях осесимметричного кручения. Сложность предложенного алгоритма растет линейно с увеличением количества слоев основания. Этот алгоритм может быть применен для многослойных оснований с любым конечным количеством слоев без потери точности.

Численные результаты и выводы

Расчеты приведены для двухслойного пакета, упруго сцепленного с упругим полупространством. Упругие характеристики основания: $h_1 = h_2 = 1$; $\mu_1 = \mu_2 = \mu_3 = 1$, $a = 1$, $q = 1$.

Граничные условия: $\sigma_{z1}(\rho, 0) = 0$,

$$\tau_{\varphi z1}(\rho, 0) = \lim_{\varepsilon \rightarrow 0} \begin{cases} 0, & 0 < \rho < a - \varepsilon, \\ \frac{q}{4\pi a \varepsilon}, & a - \varepsilon < \rho < a + \varepsilon. \end{cases}$$

Из граничных условий определяем, что

$$\delta_1 = \frac{q}{4\pi a} \lim_{\varepsilon \rightarrow 0} \int_{a-\varepsilon}^{a+\varepsilon} \frac{\rho J_1(\rho p)}{\varepsilon} d\rho = \frac{q J_1(ap)}{2\pi p}.$$

Номера графиков на рисунках указывают на величины коэффициентов упругих связей, при которых проводились расчеты (таблица 1).

Анализ рис. 2–5 позволяет сделать выводы, что одновременное пропорциональное увеличение величин коэффициентов упругих связей приводит к уменьшению напряжений $\tau_{\varphi z1}(\rho, h_1)$, $\tau_{\varphi z2}(\rho, h_2)$ и увеличению модулей перемещений $u_1(\rho, h_1)$, $u_2(\rho, h_2)$.

Из анализа графиков приведенных на рис. 6–9, приходим к выводу, что упругие связи между вторым слоем основания и полупространством менее существенно влияют на распределение напряжений $\tau_{\varphi z1}(\rho, h_1)$ и перемещений $u_1(\rho, h_1)$ точек нижней границы первого слоя, по сравнению с упругими связями на общей границе первого и второго слоев.

В дальнейшем планируется более подробно исследовать влияние упругих связей на распределение напряжений и перемещений в слоях многослойного основания с большим количеством слоев.

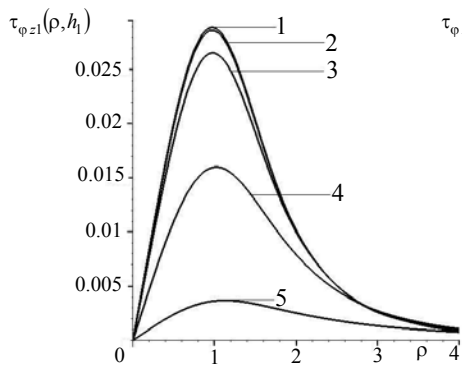


Рис. 2. Напряжения в точках общей границы слоев

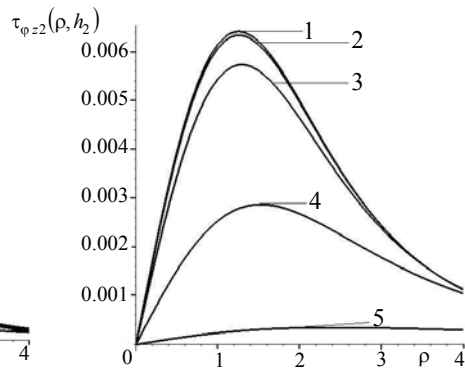


Рис. 3. Напряжения в точках нижней границы второго слоя

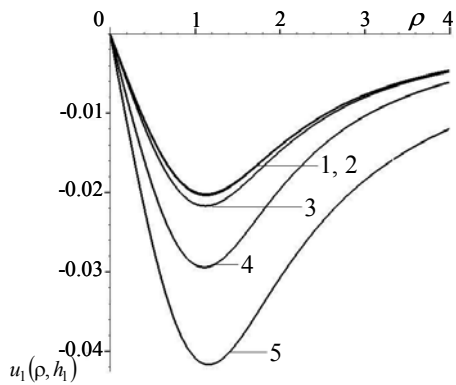


Рис. 4. Перемещения точек нижней границы первого слоя

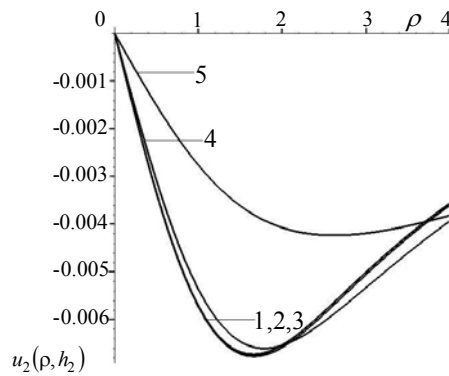


Рис. 5. Перемещения точек нижней границы второго слоя

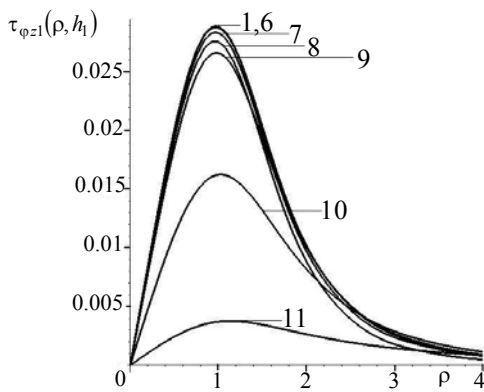


Рис. 6. Напряжения в точках общей границы слоев

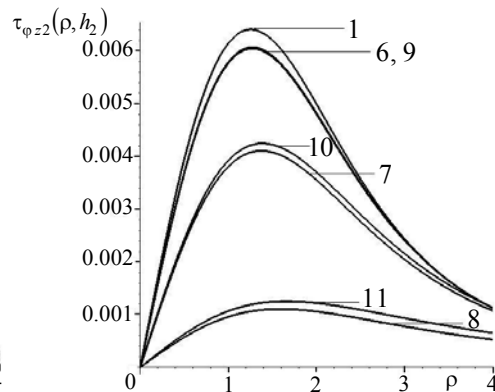


Рис. 7. Напряжения в точках нижней границы второго слоя

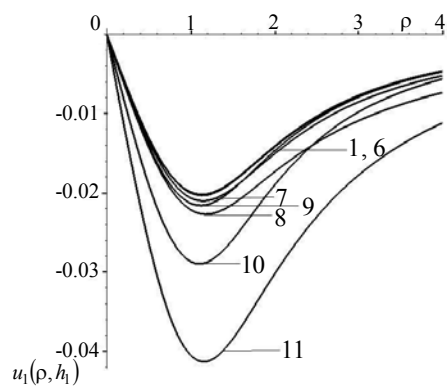


Рис. 8. Перемещения точек нижней границы первого слоя

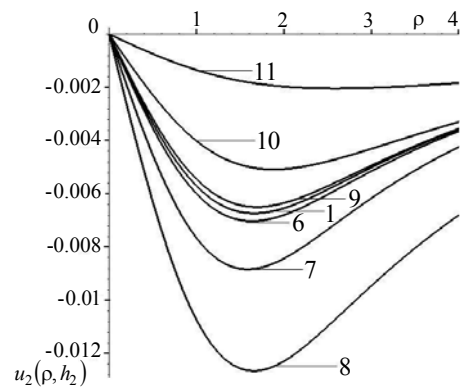


Рис. 9. Перемещения точек нижней границы второго слоя

Выводы

Полученная математическая модель дает возможность получить точные решения задачи о кручении многослойного основания с упругими связями между слоями в виде интегралов Ханкеля. В результате численных экспериментов было показано, что наличие упругих связей тем сильнее влияет на распределение напряжений и перемещений, чем ближе точка к верхней границе основания. Наличие упругих связей приводит к уменьшению напряжений $\tau_{\varphi z1}(\rho, h_1)$, $\tau_{\varphi z2}(\rho, h_2)$ в точках нижней границы первого и второго слоев в этих же точках по сравнению со случаем полного контакта слоев.

Список литературы

1. Грилицкий Д. В. Кручения двохшарового пружного середовища / Д. В. Грилицкий // Прикладна механіка. – 1961. – Т. 7, Вып.1. – С. 37–42.
2. Петришин В. И. К кручению многослойного основания / В. И. Петришин // Прикл. механика. – 1968. – Т. 39. – № 1. – С. 3–23.
3. Величко І. Г. Задача про скрут півпростору періодичної структури / І. Г. Величко, Є. В. Стеганцев // Вісник

Запорізького державного університету. Сер. Фізико-математичні науки. Біологічні науки. – 2000. – № 2. – С. 32–37.

4. Приварников А. К. Решение граничных задач теории упругости для многослойных оснований / А. К. Приварников. – Днепропетровск : ДГУ, 1976. – 60 с.
5. Шевляков Ю. А. Матричные алгоритмы в теории упругости неоднородных сред / Ю. А. Шевляков. – К. : Вища школа, 1977. – 215 с.
6. 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, № 4. – P. 178–183.
7. Годес Ю. Я. Функции податливости многослойного основания с упругими связями между слоями / Ю. Я. Годес // Нелинейные задачи гидроаэромеханики и теории упругости : межвуз. сб. научн. тр. – Днепропетровск, 1987. – С. 92–97.
8. Антоненко Н. Н. Пространственная деформация многослойного основания с упругими связями между слоями / Н. Н. Антоненко, И. Г. Величко // Вісник Донецького національного університету. Сер. А : Природничі науки. – 2011. – № 1. – С. 27–31.
9. Эйшинский А. М. Кручение анизотропных и неоднородных тел. / А. М. Эйшинский. – Днепропетровск : Полиграфист, 1999. – 389 с.

Одержано 06.03.2014

Антоненко Н.М., Величко І.Г. Задача про скрут багатшарової основи з пружними зв'язками між шарами

На основі методу функцій податливості побудовано розв'язок першої основної граничної задачі для багатшарової основи з пружними зв'язками між шарами, яка знаходиться в умовах осесиметричного скруту. Проаналізовано вплив коефіцієнтів пружних зв'язків на розподіл напружень та переміщень у шарах двохшарового пакету пружно зчепленого з півпростором.

Ключові слова: багатшарова основа, пружні зв'язки, осесиметричний скрут, метод функцій податливості, інтегральне перетворення Ханкеля.

Antonenko N., Velichko I. Problem of multilayer base with elastic connections between the layers under axisymmetric torsion

Multilayer basis with elastic connections between the layers under axisymmetric torsion is considered. The technique is based on the compliance functions method. The influence of the coefficients of elastic connections on the distribution of stresses and displacements in the layers of a two-layer basis elastically coupled to the semi-space is researched.

Key words: multilayer basis, elastic connections, axisymmetric torsion, method of compliance function, the integral Hankel transformation.

ВИЗНАЧЕННЯ РІВНЯННЯ ЕКСТРЕМАЛІ МАРШРУТНОЇ КАРТИ ДЛЯ УПРАВЛІННЯ ПАРАМЕТРАМИ РУХУ ТЯГОВОГО РУХОМОГО СКЛАДУ

Проведена математична постановка способу визначення геометричного місця точок, що визначають екстремаль маршрутною картою руху тягової одиниці рухомого складу, на основі якої можлива побудова системи автоведення рухомого складу за певними раціональними чи оптимальними алгоритмами керування.

Ключові слова: маршрутна карта руху, поїзд, алгоритм, керування, трансверсальність, екстремаль, раціональний спосіб.

Вступ

Графік руху поїздів визначає технологію експлуатаційної діяльності всієї мережі залізниць, об'єднує і організує роботу всіх лінійних підрозділів, ділянок і напрямів доріг в єдиний транспортний конвеєр. Рівень виконання графіка відображає ступінь реалізації технології перевізного процесу та якості роботи. Виконання графіку руху пасажирських, приміських та вантажних поїздів забезпечує безпеку руху, більш ефективне використання рухомого складу, провізної і пропускної спроможності доріг, поліпшення обслуговування пасажирів і має важливе економічне і соціальне значення [1–5].

Аналіз останніх досліджень і публікацій

Питанням дослідження виконання графіка руху та зміни тягових зусиль чи процесу керування тяговою електропередачею присвячено багато робіт [6–10]. Проте ряд питань ще потребує чіткого математичного визначення. В залежності від обставин – відхилення істинного значення ваги рухомого складу від розрахункового, наявності сильного зустрічного або бокового вітру, стану колії, недотримання часу ходу перегонном, порушення розкладу приміських поїздів при посадці-висадці пасажирів через перенаселеність поїзда внаслідок видачі з депо поїздів не повним складом та позапланової відміни приміських поїздів, затримки проходження поїздів за місцем ремонтних робіт на перегоні та інших факторів, можливе відхилення від запланованого графіка руху.

Виділення нерозв'язаних раніше частин загальної проблеми

На основі описаних вимог з боку графіка руху приходимо до висновку, що внаслідок цього необхідно проводити корегування величини середньої швидкості руху моторвагонного поїзда для виконання встановленого графіка руху [1–5]. Тому питання дослідження керування тяговим процесом для виконання графіка руху або

подолання відставання від нього є актуальною та важливою задачею.

Мета роботи - визначення раціонального геометричного місця точок рівняння маршрутною картою руху для управління тяговим зусиллям з метою виконання графіка руху або подолання відставання від нього.

Виклад основного матеріалу дослідження

Припустимо, що верхня межа умова маршрутною картою руху поїзда може переміщуватись вздовж певної кривої (рис. 1)

$$S = \varphi(t). \quad (1)$$

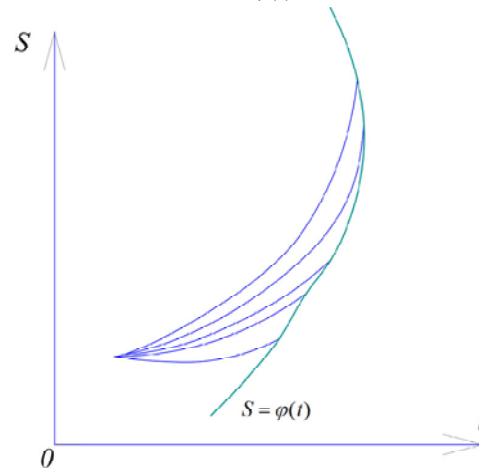


Рис. 1. Крива, вздовж якої розташовано геометричні місця верхніх межових умов маршрутною картою руху

Дана крива проходить через всі можливі місця розташування межових умов пучка екстремалей, що є можливими варіантами розв'язання поставленої задачі (рис. 1).

Відповідно до [11] відносно вказаної функції для координат верхньої межової умови маршрутною картою руху (t_2, S_2) можна записати наступне:

$$\delta S_2 \approx \frac{d}{dt} \varphi(t) \delta t_2. \quad (2)$$

Тоді використаємо умову трансверсальності [12, 13], відповідно до якої запишемо в загальному вигляді

$$\left[F + \left(\frac{d}{dt} \varphi(t) - \frac{d}{dt} S(t) \right) \cdot F_{\frac{dS}{dt}} \right] \delta t_2 = 0. \quad (3)$$

Враховуючи, що δt_2 змінюється довільно, та на основі досліджень [14] для виразу (2) матимемо

$$\left[F + \left(\frac{d}{dt} \varphi(t) - \frac{d}{dt} S(t) \right) \cdot F_{\frac{dS}{dt}} \right]_{t=t_2} = 0. \quad (4)$$

Відповідно до основного геометричного місця координат руху поїзда, та оптимального функціоналу руху поїзда, використавши позначення $G(S,t) = 2 \cdot \pi \cdot S(t)$, запишемо вираз для знаходження площі поверхні Π , яка утворюється при обертанні кривої виду (1) навколо осі часу:

$$\Pi = \int_{t_1}^{t_2} G(S,t) \cdot \sqrt{1 + \left(\frac{dS}{dt} \right)^2} dt. \quad (5)$$

Умова трансверсальності (4) в цьому випадку матиме наступний вигляд:

$$G(S,t) \cdot \sqrt{1 + \left(\frac{dS}{dt} \right)^2} + \frac{G(S,t) \cdot \frac{dS}{dt}}{\sqrt{1 + \left(\frac{dS}{dt} \right)^2}} \cdot \left(\frac{d}{dt} \varphi(t) - \frac{d}{dt} S(t) \right) = 0, \quad (6)$$

або після аналітичних перетворень отримаємо наступне:

$$\frac{G(S,t) \cdot \left(1 + \left[\frac{d}{dt} \varphi(t) \right] \left[\frac{d}{dt} S(t) \right] \right)}{\sqrt{1 + \left(\frac{dS}{dt} \right)^2}} = 0. \quad (7)$$

Для функції $G(S,t) = 2 \cdot \pi \cdot S(t)$ можна стверджувати, що $G(S,t) \neq 0$, бо в протилежному випадку початкова та кінцева точки маршрутної карти руху поїзда співпадуть. Тоді маємо, що

$$1 + \left[\frac{d}{dt} \varphi(t) \right] \left[\frac{d}{dt} S(t) \right] = 0. \quad (8)$$

Останній вираз еквівалентний до виразу

$$\frac{d}{dt} S(t) = - \left[\frac{d}{dt} \varphi(t) \right]^{-1}. \quad (9)$$

Тобто умова трансверсальності зводиться до умови ортогональності. Робимо висновок, що екстремалі $S = S(t)$ повинні перетинати криву $S = \varphi(t)$, по якій переміщується точка з координатами (t_2, S_2) , під кутом $\frac{\pi}{2}$ (рис. 2).

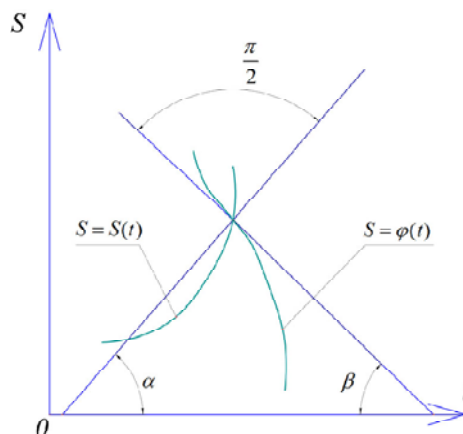


Рис. 2. Геометричний зміст умови трансверсальності для поставленої задачі керування

Доведемо останнє твердження про перетин екстремалі та геометричного місця межових значень маршрутного графіка руху поїзда під кутом $\frac{\pi}{2}$, проілюстроване рис. 2.

Співвідношення (9) можна представити так: нехай дотична до екстремалі в точці з координатами (t_2, S_2) , що лежить на кривій $S = S(t)$, перетинає вісь $0t$ під кутом α , а дотична до геометричного місця можливих значень верхньої межової точки графіка руху $S = \varphi(t)$ перетинає вісь під кутом β . Тоді, з огляду на геометричний зміст похідної, справедливі такі співвідношення:

$$\operatorname{tg} \alpha = \frac{dS}{dt};$$

$$\operatorname{tg} \beta = \frac{d\varphi}{dt}.$$

Тоді запишемо вираз (9) таким чином:

$$\operatorname{tg} \alpha \cdot \operatorname{tg} \beta = -1. \quad (10)$$

Використаємо формулу добутку тангенсів внаслідок чого отримаємо за виразом (10) наступне:

$$\frac{\cos(\alpha - \beta) - \cos(\alpha + \beta)}{\cos(\alpha - \beta) + \cos(\alpha + \beta)} = -1. \quad (11)$$

Після аналітичних перетворень маємо:

$$2 \cdot \cos(\alpha - \beta) = 0, \quad (12)$$

або можна стверджувати, що

$$\cos(\alpha - \beta) = 0, \quad (13)$$

що еквівалентно рівності

$$\cos(\alpha - \beta) = \cos \frac{\pi}{2}. \quad (14)$$

Тоді в кінцевому вигляді маємо

$$\alpha - \beta = \frac{\pi}{2}, \quad (15)$$

звідки запишемо наступне:

$$\alpha = \frac{\pi}{2} + \beta, \quad (16)$$

що і треба було довести.

Результати дослідження

1. Таким чином, проведено математичну постановку процесу керування параметрами руху поїзда. Відповідно до основного геометричного місця координат руху поїзда та оптимального функціоналу руху поїзда визначено математичну модель функціоналу, за яким визначається критерій раціональності зміни параметрів руху тягової одиниці.

2. На основі отриманих співвідношень можлива подальша побудова системи автоведення тягової одиниці на основі алгоритмів самонавчання та стороннього навчання.

Висновки

1. Виконання графіка руху конкретною одиницею рухомого складу відображає ступінь реалізації технології перевізного процесу та якості його роботи, забезпечує безпеку руху, більш ефективне використання рухомого складу, провізної і пропускної спроможності доріг, поліпшення обслуговування пасажирів і має важливе економічне і соціальне значення.

2. Математична формалізація процесу керування рухом на основі раціональних принципів керування дозволяє забезпечити чітке виконання руху, подолати відставання від нього. Це в свою чергу призводить до оптимізації витрат первинного енергоносія при русі тягової одиниці рухомого складу.

3. В подальшому дослідження математичної моделі для різних випадків побудови маршрутної карти руху поїзда дозволить конкретизувати алгоритми керування рухом для кожного типу завдання параметрів руху та в залежності від параметрів даного завдання.

Список літератури

1. Інструкція зі складання графіка руху поїздів на залізницях України, затверджена наказом Укрзалізниці від 05.04.2002 № 170-Ц.
2. Інструкція про порядок надання і використання вікон у графіку руху поїздів для ремонтних і будівельних робіт

на залізницях України, затверджена наказом Укрзалізниці від 13.03.2000 № 96-Ц.

3. Інструкція з оперативного планування поїзної і вантажної роботи на залізницях України, затверджена наказом Укрзалізниці від 15.12.2004 № 969-ЦЗ.
4. Інструкція з руху поїздів та маневрової роботи, затверджена наказом Міністерства транспорту України від 31.08.2005 № 507.
5. Інструкція з ведення графіка виконаного руху поїздів на залізницях і дирекціях залізничних перевезень, затверджена наказом Укрзалізниці від 17.12.2008 № 544-Ц.
6. Гетьман Г. К. Научные основы определения рационального мощностного ряда тяговых средств железнодорожного транспорта : монография / Г. К. Гетьман. – Днепропетровский нац. ун-т ж.-д. трансп. – Д. : Вид-во Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп., 2008. – 444 с.
7. Осипов С. И. Основы тяги поездов / Осипов С. И., Осипов С. С. – М. : УМК МПС России, 2000. – 592 с.
8. Логвінова Н. О. Зменшення експлуатаційних витрат за допомогою енергооптимального руху поїздів / Н. О. Логвінова, Д. О. Босий, О. М. Полях // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – 2012. – Вип. 42. – С. 110–113.
9. Гетьман Г. К. Теория электрической тяги : монография : в 2-х т. / Г. К. Гетьман. – Д. : Изд-во Маковецкий, 2011. – Т. 2. – 363 с.
10. Ябло И. А. Численный метод определения энергооптимального управления движением поезда / Ябло И. А. // Железнодорожный транспорт на новом этапе развития. – М. : Интекст. – 2003. – С. 129–135.
11. Ванько В. И. Вариационное исчисление и оптимальное управление / В. И. Ванько, О. В. Ермошина, Г. Н. Кувыркин. – М. : Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. – 488 с.
12. Методы классической и современной теории управления в 5-ти томах. Том 4. Теория оптимизации систем автоматического управления ; [под ред. Егупова Н. Д., Пупкова К. А.]. – М. : МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2004. – 744 с.
13. Lebedev L. P. The Calculus of Variations and Functional Analysis with Optimal Control and Applications in Mechanics / Lebedev L. P., Cloud M. J. – World Scientific, 2003. – 436 P.
14. Cassel Kevin W. Variational Methods with Applications in Science and Engineering / Cassel Kevin W. – Cambridge University Press, 2013. – 432 p.

Одержано 05.06.2014

Кулагин Д.А. Определение уравнения экстремалей маршрутной карты для управления параметрами движения тягового подвижного состава

Проведена математическая постановка способа определения геометрического места точек, определяющих экстремаль маршрутной карты движения тяговой единицы подвижного состава, на основе которой возможно построение системы автоведения подвижного состава по определенным рациональным или оптимальным алгоритмам управления.

Ключевые слова: маршрутная карта движения, поезд, алгоритм, управления, трансверсальность, экстремаль, рациональный способ.

Kulagin D. Definition of equations of extremals route maps for control of parameters of traction rolling stock

The mathematical formulation of determination method of geometrical location of points defining extremal strip map of traction unit rolling stock on the basis of which it is possible to build automatic driving system of rolling stock on certain rational and optimal control algorithms is propoused.

Key words: map route traffic, train, algorithm, control, transversality, extremal, rational way.

УДК 539.3

Канд. техн. наук А. В. Засовенко

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

КОНТАКТНЕ ДЕФОРМУВАННЯ БАЛКИ КІНЦЕВОЇ ДОВЖИНИ НА ОДНОСТОРОННІЙ ІНЕРЦІЙНІЙ ОСНОВІ

Розглядається нестационарне контактне деформування пружної шарнірно обертої балки кінцевої довжини, що лежить на односторонній інерційній основі. Прямий чисельний розв'язок засновано на використанні методу характеристик.

Ключові слова: інерційна основа, пружна балка, основа типу Вінклера, метод характеристик.

Дослідження якісних закономірностей взаємодії балочних конструкцій з різними основами представляють інтерес при оцінці міцності і стійкості їх при дії нестационарних навантажень, оскільки порушення контакту при сумісній деформації не тільки кількісно, але і якісно змінює характер динамічного процесу.

Розглянемо систему кінцевої довжини, що складається з балки, і пружної односторонньої інерційної основи. Односторонній зв'язок між балкою і основою обумовлений тим, що основа чинить опір тільки втискуванню балки і не заважає їй відходу. Цей зв'язок визначає характер контактної тиску, що виникає між балкою і основою в процесі сумісного деформування, – воно не може бути негативним.

Рівняння, що моделюють деформування балки з урахуванням інерції обертання і впливу зрушення в розмірному вигляді доповнюємо рівнянням, що відповідає за реакцію основи:

$$\begin{cases} E J \frac{\partial^2 \psi}{\partial x^2} + k^2 G S \left(\frac{\partial w_1}{\partial x} - \psi \right) = \rho J \frac{\partial^2 \psi}{\partial t^2}; \\ k^2 G S \left(\frac{\partial^2 w_1}{\partial x^2} - \frac{\partial \psi}{\partial x} \right) = \rho S \frac{\partial^2 w_1}{\partial t^2} + R(x, t) - \frac{q(x, t)}{\delta}; \\ R(x, t) = 2a \frac{\partial^2 w_2}{\partial x^2} - b w_2 - m \frac{\partial^2 w_2}{\partial t^2}. \end{cases} \quad (1)$$

Тут E – модуль пружності матеріалу балки, G – модуль зрушення, J – момент інерції поперечного перетину балки, S – площа поперечного перетину балки, k^2 – коефіцієнт зрушення, ρ – щільність матеріалу балки, $\psi(x, t)$ – кут повороту нормального елемента балки, $w_1(x, t)$ – прогинання балки, x – відстань, вимірювана уздовж вісі недеформованої балки ($0 \leq x \leq L$), t – час, $\frac{q(x, t)}{\delta}$ – розподілене навантаження, $R(x, t)$ – реакція основи, $w_2(x, t)$ – переміщення точок основи у

напрямку, нормальному до вісі балки;

$$a = \frac{E_0 \delta}{4(1 + \eta_0)} \int_0^H \psi^2(y) dy; \quad b = \frac{E_0 \delta}{1 - \eta_0^2} \int_0^H \psi^2(y) dy;$$

$$m = m_0 \delta \int_0^H \psi^2(y) dy; \quad E_0 = \frac{E_M}{1 - \eta_M^2}; \quad \eta_0 = \frac{\eta_M}{1 - \eta_M}.$$

Причому E_M і η_M – відповідно модуль пружності і коефіцієнт Пуассона матеріалу основи; δ – ширина балки; $\psi(y)$ – функція, що характеризує розподіл переміщень у основі; m_0 – щільність основи. Товщина основи $0 < H < \infty$.

Основою є шар, що стискається, завтовшки H , розташований на нескінченно жорсткій основі. Систему початкових та крайових умов прийемо у формі:

$$\begin{aligned} w_1(x, 0) = \frac{\partial w_1(x, 0)}{\partial t} = w_2(x, 0) = \frac{\partial w_2(x, 0)}{\partial t} = 0; \\ w_1(0, t) = w_1(l, t) = \frac{\partial w_1(0, t)}{\partial x} = \frac{\partial w_1(l, t)}{\partial x} = w_2(0, t) = \\ = w_2(l, t) = 0. \end{aligned}$$

Використовуючи вже відомий зв'язок з безрозмірними змінними [1, 2], запишемо рівняння в безрозмірному вигляді:

$$\begin{cases} \frac{\partial^2 \psi}{\partial \xi^2} - \frac{1}{C_1^2} \frac{\partial^2 \psi}{\partial \tilde{t}^2} = F_1 \left(\psi - \frac{\partial \tilde{w}_1}{\partial \xi} \right) \equiv f_1; \\ \frac{\partial^2 \tilde{w}_1}{\partial \xi^2} - \frac{1}{C_2^2} \frac{\partial^2 \tilde{w}_1}{\partial \tilde{t}^2} = \frac{\partial \psi}{\partial \xi} + \tilde{R}(\xi, \tilde{t}) - \tilde{q}(\xi, \tilde{t}) \delta_{i1} + \tilde{P} \equiv f_2; \\ \frac{\partial^2 \tilde{w}_2}{\partial \xi^2} - \frac{1}{C_3^2} \frac{\partial^2 \tilde{w}_2}{\partial \tilde{t}^2} = F_2 \tilde{w}_2 - \tilde{R}(\xi, \tilde{t}) \equiv f_3. \end{cases} \quad (2)$$

$$\text{Тут } C_3 = \frac{c_S}{c_b}; \quad F_1 = \frac{k^2 G S L^2}{E J}; \quad F_2 = \frac{b}{2a} = \frac{2}{(1 - \eta_0)}.$$

Причому для C_3 швидкість

$$c_s = \sqrt{E_M / 2m_0(1 - \eta_M^2)(1 + \eta_0)}.$$

Навантаження задаємо у вигляді:

$$\tilde{q}(\xi, \tilde{t}) = \tilde{\varphi}(\tilde{t})u(\xi), \text{ де } \tilde{\varphi}(\tilde{t}) = \tilde{t} e^{-\tilde{t}},$$

$$u(\xi) = \begin{cases} \mu & \xi \in (0,4; 0,6) \\ 0 & \xi \notin (0,4; 0,6) \end{cases}. \quad (3)$$

Розв'язання системи (2) будується чисельно на основі сітково-характеристичного методу [1, 2]. Розрахунки проводилися при наступних значеннях початкових параметрів:

$$\Delta \tilde{t} = 0,005; F_1 = 0,375; F_2 = 1,95;$$

$$C_2 = 0,312; C_3 = 0,568; \mu = 1.$$

Результати деяких розрахунків наведені на рис. 1 у вигляді розподілу прогинань балки на односторонній інерційній основі уздовж її довжини в різні моменти часу: $\tilde{t}_1 = 0,5$; $\tilde{t}_2 = 1$; $\tilde{t}_3 = 1,5$; $\tilde{t}_4 = 2$. На графіках, з міркування симетрії, показані розподіли прогинань для $0,5 < \xi < 1$.

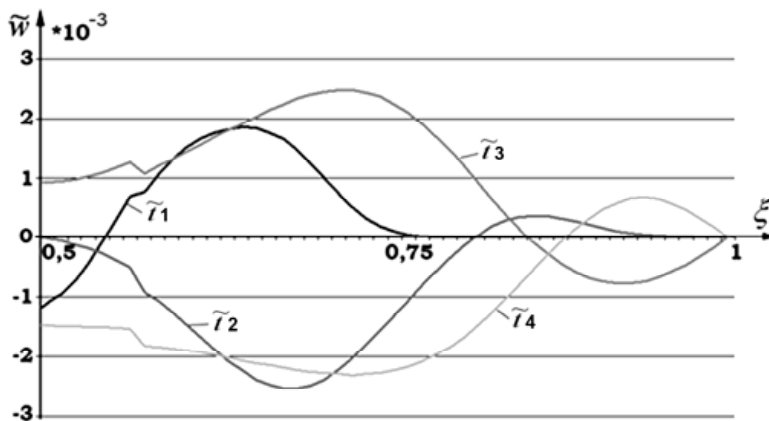


Рис. 1. Розподіл прогинань балки, що лежить на односторонній інерційній основі

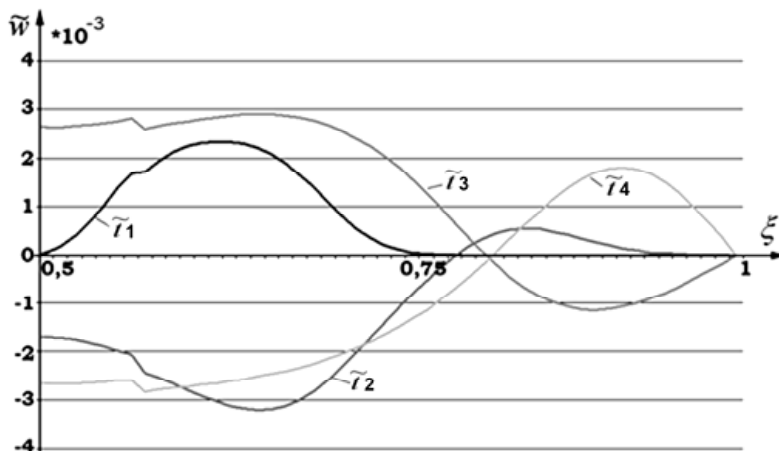


Рис. 2. Розподіл прогинань балки, що лежить на основі типу Вінклера

Для порівняння на рис. 2 наведені розподіли прогинань балки, що лежить на односторонній основі типу Вінклера, для тих же моментів часу. Розрахунки проводилися для наступних значень початкових параметрів:

$$\Delta \tilde{t} = 0,005; F_1 = 0,375;$$

$$F_2 = 325; C_2 = 0,312; \mu = 1.$$

Порівнюючи криві на двох графіках, можна бачити, що інерційна основа надає сильніший опір при втискуванні в нього балки, чим одностороння основа типу Вінклера.

Слід зазначити, що в даній задачі значення коефіцієнта постелі для односторонньої основи типу Вінклера бралось достатньо великим. Отримані результати добре узгоджуються з вже опублікованими Ю. С. Воробйовим, А. В. Колодяжним і ін. [3].

Як можна добре бачити, якісно характер прогинань для обох основ повторюється. Можна зробити висновок, що при розрахунках, для спрощення обчислень, допустимо використовувати модель односторонньої основи типу Вінклера (з великими коефіцієнтами постелі).

В цілому, для імпульсних (ступінчастих) навантажень необхідно враховувати інерцію руху основи, а у разі навантажень, що плавно змінюються (гладких), безінерційна основа типу Вінклера дає добре наближення.

Список літератури

1. Мастиновский Ю. В. Нестационарное деформирование упруго-вязкопластической балки / Ю. В. Мастиновский, А. В. Засовенко // Вестник двигателестроения – Запоріжжя. – 2008. – № 1. – С. 147–150.
2. Засовенко А. В. Контактное деформирование двух балок конечной длины / А. В. Засовенко Ю. В. Мастиновский // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні – Запоріжжя : ЗНТУ, 2005. – № 2. – С. 40–42.
3. Скоростное деформирование элементов конструкций / [Ю. С. Воробьев, А. В. Колодяжный, В. И. Севрюков, Е. Г. Янютин]. – К. : Наук. думка, 1989. – 192 с.

Одержано 03.06.2014

Засовенко А.В. Контактное деформирование балки конечной длины на одностороннем инерционном основании

Рассматривается нестационарное контактное деформирование упругой шарнирно опертой балки конечной длины, что лежит на одностороннем инерционном основании. Прямое численное решение основано на использовании метода характеристик.

Ключевые слова: инерционное основание, упругая балка, основание типа Винклера, метод характеристик.

Zasovenko A. Contact strain of finite length beam based on one way inertia

The non-stationary contact deformation of elastic hinged finite length beam, lying on the single-sided inertial foundation was considered. The direct numerical solution is based on the method of characteristics.

Key words: inertial basis, elastic beam, basis type of Winkler, method of characteristics.

ГРАНИЧНЫЕ УСЛОВИЯ ПРИ РЕШЕНИИ ПЛОСКОЙ ЗАДАЧИ ТЕОРИИ ПЛАСТИЧНОСТИ В ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ КООРДИНАТАХ

В работе представлено решение прикладной задачи теории пластичности по определению напряженного состояния при осадке полой цилиндрической заготовки полуобратным методом. Для аналитического решения данной задачи были определены граничные условия исходя из общепринятых теоретических данных. Получены величины и характер распределения относительных контактных нормальных и касательных напряжений.

Ключевые слова: теория пластичности, граничные условия, напряжения, коэффициент трения, фактор формы.

Введение

При аналитическом решении задач механики деформированного тела возникает необходимость определения постоянных или функций интегрирования, которые появляются в результате решения дифференциальных уравнений. Определяются они из граничных условий. Однако в прикладной теории пластичности граничные условия также неизвестны. Используют либо экспериментальные данные [1], либо задавая законом контактного трения – данные полученные теоретически [2]. Такой метод решения задач механики деформированного твердого тела называют полуобратным. В работах [3–5] предложен метод решения плоской осесимметричной задачи теории пластичности с использованием гармонических функций.

Постановка задачи

Рассматривается плоская осесимметричная задача теории пластичности. Система уравнений в данном случае имеет вид [3–5]:

$$\frac{\partial \sigma_r}{\partial r} + \frac{\partial \tau_{rz}}{\partial z} + \frac{\sigma_r - \sigma_z}{r} = 0; \quad \frac{\partial \tau_{zr}}{\partial r} + \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} + \frac{\tau_{zr}}{r} = 0;$$

$$(\sigma_r - \sigma_z)^2 + 4\tau_{rz}^2 = 4k^2; \quad \frac{\sigma_r - \sigma_z}{2\tau_{rz}} = \frac{\xi_r - \xi_z}{\gamma_{rz}};$$

$$\xi_r + \xi_z = 0; \quad \frac{\partial^2 \xi_r}{\partial z^2} + \frac{\partial^2 \xi_z}{\partial r^2} = \frac{\partial^2 \gamma_{rz}}{\partial z \partial r}. \quad (1)$$

Граничные условия:

$$\tau_n = -k \cdot \sin(A\Phi - 2\alpha). \quad (2)$$

В систему входят два дифференциальных уравнения равновесия, условие пластичности Мизеса, физическое уравнение связи напряжений и скоростей де-

формаций, условие постоянства объема, дифференциальное уравнение неразрывности скоростей деформаций. Граничные условия на контакте заданы с использованием тригонометрических зависимостей [3].

Решение задачи

Решение системы уравнений (1) с использованием граничных условий (2) приведено в работах [3–6].

$$\sigma_r = - \left[\frac{K_0}{\cos A\Phi_0} \cdot \frac{r}{\rho} \cdot \frac{R^2 - \rho^2}{R^2 - r^2} \exp(\theta - \theta_0) + \frac{K_1}{\cos A\Phi_1} \cdot \frac{R}{\rho} \cdot \frac{\rho^2 - r^2}{R^2 - r^2} \exp(\theta - \theta_1) \right] \cdot \cos A\Phi;$$

$$\sigma_z = -3 \left[\frac{K_0}{\cos A\Phi_0} \cdot \frac{r}{\rho} \cdot \frac{R^2 - \rho^2}{R^2 - r^2} \exp(\theta - \theta_0) + \frac{K_1}{\cos A\Phi_1} \cdot \frac{R}{\rho} \cdot \frac{\rho^2 - r^2}{R^2 - r^2} \exp(\theta - \theta_1) \right] \cdot \cos A\Phi;$$

$$\tau_{zr} = \left[\frac{K_0}{\cos A\Phi_0} \cdot \frac{r}{\rho} \cdot \frac{R^2 - \rho^2}{R^2 - r^2} \exp(\theta - \theta_0) + \frac{K_1}{\cos A\Phi_1} \cdot \frac{R}{\rho} \cdot \frac{\rho^2 - r^2}{R^2 - r^2} \exp(\theta - \theta_1) \right] \cdot \sin A\Phi;$$

при $\theta_r = -A\Phi_z$; $\theta_z = A\Phi_r$,

$$\theta_{rr} + \theta_{zz} = 0, \quad A\Phi_{rr} + A\Phi_{zz} = 0. \quad (4)$$

Из последующих соотношений следует, что функции θ и $A\Phi$ являются гармоническими.

Рассмотрим решение задачи в напряжениях. Используя соотношения (4) можно получить для симметричного нагружения

$$A\Phi = (AA'_6 + AA''_6)(\rho - r_n) \cdot z,$$

$$\theta = (AA'_6 + AA''_6) \cdot \left(\frac{\rho^2}{2} - \rho \cdot r_n \right) + (AA'_6 + AA''_6) \cdot \frac{z^2}{2}.$$

Запишем напряжение σ_z :

$$\sigma_z = -3 \frac{K_0}{\cos A\Phi_0} \left[\frac{r}{\rho} \cdot \frac{R^2 - \rho^2}{R^2 - r^2} \exp(\theta - \theta_0) + \frac{R}{\rho} \cdot \frac{\rho^2 - r^2}{R^2 - r^2} \exp(\theta - \theta_1) \right] \cdot \cos A\Phi + K_0. \quad (5)$$

Запишем максимальные значения

$$\theta - \theta_0 = (AA'_6 + AA''_6) \frac{1}{8} (R - r)^2;$$

$$\theta - \theta_1 = (AA'_6 + AA''_6) \frac{1}{8} (R + r)^2$$

при $\rho = \frac{R+r}{2}, r_n = \frac{R+r}{2}$.

Тогда

$$\sigma_{z \max} = -3 \frac{K_0}{\cos A\Phi_0} \cdot \exp \left[\frac{1}{8} 2AA_6 (R - r)^2 \right] \left(\frac{2}{(R^2 - r^2)(R + r)} \right).$$

$$\cdot \left\{ r \left[\frac{4R^2 - R^2 - 2Rr - r^2}{4} \right] + R \left[\frac{R^2 + 2Rr + r^2 - 4r^2}{4} \right] \right\} + K_0.$$

В относительных величинах:

$$\frac{\sigma_{z \max}}{2K_0} = -\frac{3}{2 \cos A\Phi_0} \cdot \exp \left[\frac{1}{4} AA_6 (R - r)^2 \right] \cdot \frac{1}{2(R^2 - r^2)(R + r)} \left[R^3 - r^3 + 5Rr(R - r) \right] + \frac{1}{2}.$$

Ориентировочно среднее контактное удельное давление:

$$\frac{P_{cp}}{\sigma_T} = \frac{\sigma_{z \max}}{4K_0} = -\frac{3}{4 \cos A\Phi_0} \cdot \exp \left[\frac{1}{4} AA_6 (R - r)^2 \right] \cdot \frac{1}{2(R^2 - r^2)(R + r)} \left[R^3 - r^3 + 5Rr(R - r) \right] + \frac{1}{4}. \quad (6)$$

Для численного подсчета напряжений необходимо знать постоянную AA_6 . В работах [2], [7] показана графическая зависимость среднего коэффициента подпора от фактора формы l/h и коэффициента трения.

Очаг деформации разбивается на несколько зон, каждая из которых привязывает тот или иной закон трения.

Составная эпюра нормальных и касательных напряжений представлена на (рис. 1) По краям работает закон Амантона, в середине закон трения Зибеля и искусственно принятый переходной участок.

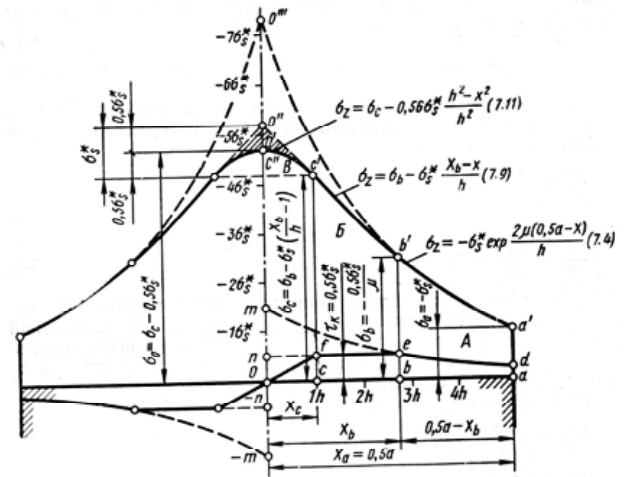


Рис. 1. Составная эпюра нормальных и касательных напряжений [7]

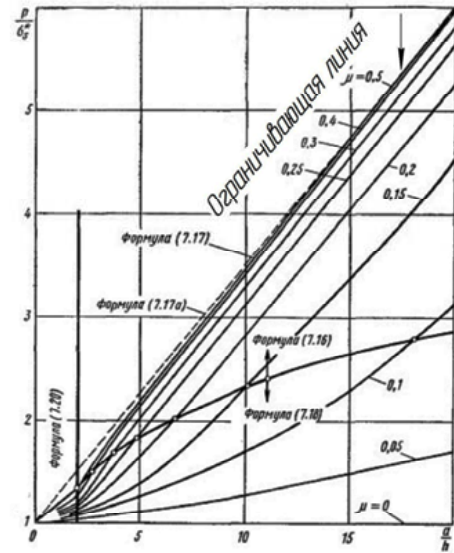


Рис. 2. Относительные средние контактные напряжения [7]

Для этой сложной композиции были подсчитаны относительные средние контактные напряжения представленные на (рис. 2) Ограничивающая кривая может быть описана следующим выражением

$$\frac{P_{cp}}{\sigma_T} = 0,25 \frac{l}{h} + 1,$$

где P_{cp} – среднее контактное напряжение, σ_T – предел текучести, $\frac{P_{cp}}{\sigma_T}$ – средний коэффициент подпора.

Если коэффициент трения не превышает 0,5 тогда можно записать

$$\frac{P}{\sigma_T} = f(1 - f) \frac{l}{h} + 1. \quad (7)$$

Вот эти данные рассматриваются как граничные условия нашей задачи.

Приравниваем (6) и (7):

$$f(1-f)\frac{l}{h} + 1 = \frac{3}{4} \cdot \frac{1}{2 \cos A\Phi_0 (R^2 - r^2)(R+r)} \cdot \exp\left[\frac{1}{4} AA_6 (R-r)^2\right] \cdot \left[(R^3 - r^3) + 5Rr(R-r) \right] - \frac{1}{4}.$$

Логарифмируя и преобразовывая получим:

$$AA_6 = \frac{4}{(R-r)^2} \cdot \ln \frac{\left[(R^3 - r^3) + Rr(R-r) \right] \cdot \frac{4}{3} \left[f(1-f) \cdot \frac{l}{h} + 1.25 \right] \cdot 2 \cos A\Phi_0}{(R^3 - r^3) + 5Rr(R-r)}. \quad (8)$$

Используя выражения (5) и (8) были подсчитаны относительные контактные напряжения $\frac{\sigma_z}{2k_0}$ и $\frac{\tau_{\rho z}}{k_0}$ по длине очага деформации в зависимости от фактора формы l/h и коэффициента трения f рис. 3, 4.

Анализируя выше приведенные графики, можно сделать вывод о том, что с увеличением фактора формы и коэффициента трения увеличивается значение относительных контактных напряжений, что имеет место в реальных процессах при симметричном нагружении. Контактные напряжения качественно и количественно соответствуют общепринятым положениям механики деформированного тела. Эпюры нормальных напряжений соответствуют результатам работ [2], [7].

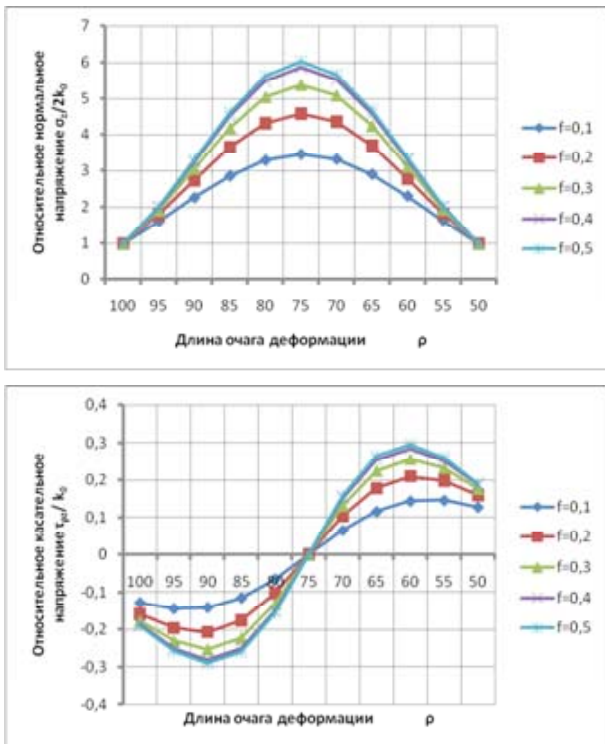


Рис. 3. Распределение нормальных и касательных контактных напряжений при факторе формы $l/h = 8$ и коэффициенте трения $f = 0,1; 0,2; 0,3; 0,4; 0,5$

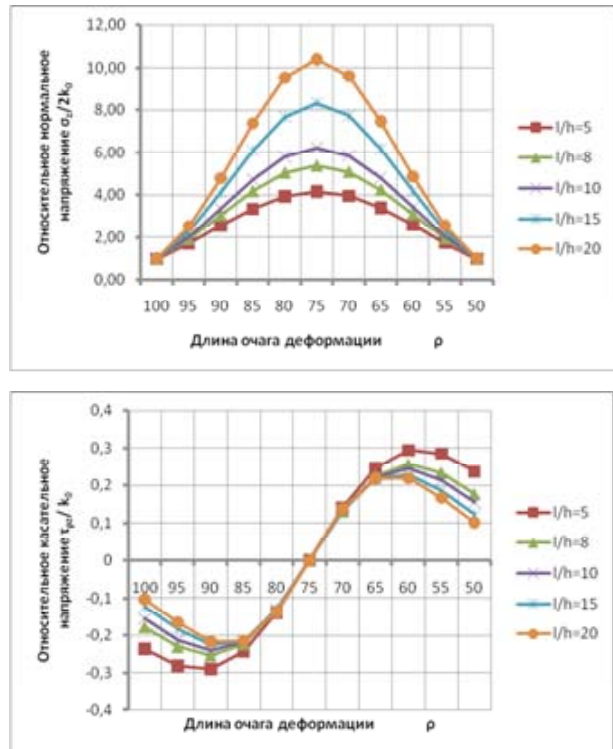


Рис. 4. Распределение нормальных и касательных контактных напряжений при коэффициенте трения $f = 0,3$ и факторе формы $l/h = 5, 8, 10, 15, 20$

Представляет интерес сопоставить тестовые расчеты полученные по нашим решениям с тем комбинированным решением представленных в работах Унксова, Сторожева, Попова.

В нашем случае напряжение во всем очаге деформации описывается единой формулой, в случае указанных авторов, это реализуется при разных законах трения с разбивкой на три зоны, включая зону перехода.

Комбинированная эпюра касательных напряжений напоминает синусоиду, а комбинированная эпюра нормальных напряжений экспоненциальную тригонометрическую зависимость которая получена нами.

В итоге следует отметить, что полученные величины и характер распределения относительных контактных нормальных и касательных напряжений в зависимости от таких параметров пластической деформации как коэффициент контактного трения и фактора формы, соответствуют общепринятым положениям механики деформированного твердого тела.

Задаваясь известными граничными условиями для линейной задачи, была решена прикладная плоская задача теории пластичности в цилиндрических координатах.

Результаты работы [7], в данном случае, используются в виде граничных условий для определения постоянных в гармонических функциях, что позволяет определить область допустимых значений предложенного решения.

Выводы

1. Решение задач теории пластичности полуобратным методом предполагает использование известных граничных условий .
2. Определена область допустимых значений в решении, которые позволяют качественно и количественно верно получить распределение напряжений в области пластического течения.
3. Используя граничные условия для линейной задачи, было получено решение плоской осесимметричной задачи теории пластичности в цилиндрических координатах.

Список литературы

1. Тарновский И. Я. Теория обработки металлов давлением / Тарновский И. Я., Поздеев А. А., Ганаго О. А. – М. : Metallurgizdat, 1963. – 673 с.
2. Унксов Е. П. Инженерные методы расчета усилий при обработке металлов давлением / Унксов Е. П. – М. : Mashgiz, 1955. – 230 с.
3. Чигиринський В. В. Розробка математичної моделі радіального тиску пластичного середовища при осадці по-

- лих тіл обертання / В. В. Чигиринський, А. Ю. Матюхін, В. В. Падалка // Вісник національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут». – 2011. – С. 46–50.
4. Чигиринский В. В. Исследование напряженного состояния при осадке тел вращения в условиях внешней радиальной загрузки / В. В. Чигиринский, А. Ю. Матюхин // Вестник двигателестроения. – 2012. – № 1. – С. 169–173.
5. Чигиринский В. В. Влияние радиальных нагрузок при осадке толстостенной трубы на изменение напряженного состояния металла / В. В. Чигиринский, А. Ю. Матюхин // Обработка материалов давлением : сб. трудов ДонНГМА, 2013. – № 1. – С. 58–64.
6. Современное производство колес автотранспортных средств и сельскохозяйственной техники : монография / [Чигиринский В. В., Мазур В. Л., Беликов С. Б. и др.]. – Днепропетровск РИА «Днепр-VAL», 2010. – 309 с.
7. Сторожев М. В. Теория обработки металлов давлением / Сторожев М. В., Попов Е. А. – М. : Машиностроение, 1977. – 422 с.

Одержано 16.06.2014

Чигиринський В.В., Матюхін А.Ю. Граничні умови при рішенні плоскої задачі теорії пластичності в циліндричних координатах

У роботі наводиться розв’язання прикладної задачі теорії пластичності з визначення напруженого стану при осаджуванні порожнистої циліндричної деталі напівзворотнім методом. Для аналітичного розв’язання цієї задачі були визначені граничні умови, виходячи з загальноприйнятих теоретичних даних. Отримані величини та характер розподілу відносних контактних нормальних та дотичних напружень.

Ключові слова: *теорія пластичності, граничні умови, напруження, коефіцієнт тертя, фактор форми.*

Chygyrynskyi V., Matukhin A. The boundary conditions at the plane problem solution of the theory of plasticity in cylindrical coordinates

The solution of applied problems of the theory of plasticity for determination of stress-strain state in the sediment of a hollow cylindrical billets half reverse method are presented. For analytic solutions of this task in the tensions have been determined boundary conditions on the basis of generally accepted theoretical data. The values and the character of the distribution of relative normal and tangential stresses were obtained.

Key words: *theory of plasticity, boundary conditions, strain, coefficient of friction, form factor.*

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ДЛЯ КОЛЕСНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Для низколегированной стали применяемой в колесном производстве установлены закономерности пластического формоизменения в условиях горячего деформирования. В работе исследованы влияние температуры, относительной деформации и скорости деформации на сопротивление деформации стали. Получена регрессионная модель расчета сопротивления деформации стали 10ХФБТч при температурах 800–900 °С, относительной деформации 20–90 % в интервале скоростей деформации 1–100 с⁻¹. Погрешность определения сопротивления металла деформации при использовании разработанной регрессионной модели не превышает 5 % по сравнению с экспериментальными данными.

Ключевые слова: низколегированная сталь, сопротивление деформации, температура, скорость деформации, регрессионная модель.

Введение

Для разработки технологий обработки новых сплавов и совершенствования действующих технологий их обработки необходимо знать сопротивление деформации, пластичность металлов и их сплавов. Сопротивление деформации металлов σ_s является одной из основных характеристик их технологической деформируемости.

Согласно теории А. Надаи, сопротивление металлов деформации y_s описывается уравнением:

$$d\sigma = \frac{\partial \sigma_m}{\partial T} dT + \frac{\partial \sigma_m}{\partial \varepsilon} d\varepsilon + \frac{\partial \sigma_m}{\partial \tau} d\tau + \frac{\partial \sigma_m}{\partial u} du, \quad (1)$$

где σ_m – предел текучести; T – температура; ε – относительная деформация; τ – время деформации; u – скорость деформации.

Слагаемые уравнения (1) учитывают влияние на сопротивление деформации температуры, относительной деформации, разупрочнения во времени, изменения напряжений в зависимости от скорости деформации с учетом вязкости металла.

До настоящего времени закономерности, необходимые для решения уравнения (1), недостаточно изучены. Поэтому на практике для определения σ_s используют экспериментальные данные в виде конкретных дискретных значений для определенных условий деформирования и марок стали или зависимости, аппроксимирующие экспериментальные данные [1].

Одним из эффективных способов исследования сопротивления деформации являются испытания металлов на пластометрах, которые могут дать обширную картину свойств обрабатываемых давлением металлов в режимах, моделирующих термомеханические пара-

метры технологических процессов обработки металлов давлением в широком диапазоне их изменения.

Имеющиеся в технической литературе данные о скоростной зависимости сопротивления деформации сталей нередко противоречивы [2] и не всегда позволяют однозначно судить о влиянии того или иного фактора. Поэтому разработка регрессионных математических моделей определяющих сопротивление металлов деформации для конкретных марок сталей при обработке экспериментальных данных пластометров является актуальной задачей в обработке металлов давлением.

Целью работы является установление закономерностей изменения сопротивления металла деформации от температурно-деформационных факторов обработки на примере низколегированной стали 10ХФБТч, применяемой в колесном производстве.

Методика проведения эксперимента

Анализ влияния температуры, скорости деформации и степени деформации на сопротивление металла деформации изучали с использованием статистического метода планирования активного эксперимента. В качестве функции отклика принимали сопротивление металла деформации (σ_s). Математическую обработку экспериментальных данных с целью построения математической модели влияния химического состава на свойства стали проводили по методикам [3] с применением регрессионного анализа. Для сокращения числа опытов и предполагая, нелинейный характер функций отклика в работе использовали симметричный композиционный план второго порядка. Матрица выбранного плана приведена в таблице 1.

В результате обработки экспериментальных данных методом регрессионного анализа было получено урав-

нение вида:

$$Y = b_0 + \sum_{1 \leq i \leq k} b_i x_i + \sum_{1 \leq i < j \leq k} b_{ij} x_i x_j + \sum_{1 \leq i \leq k} b_{ii} x_i^2 \quad (2)$$

Коефіцієнти моделі (2) розраховували по наступній формулі:

$$b_i = \frac{\sum_{u=1}^N x_{iu} y_u}{N}, \quad i = 0, 1, 2, \dots, k. \quad (3)$$

Оцінка значимості коефіцієнта регресії проводилась при допомозі критерія Стюдента, виходячи із соотношения:

$$|b_i| \geq b_{кр} = t(0,05; f_y) \frac{S_y}{\sqrt{n}}, \quad (4)$$

де $t(0,05; f_y)$ – 5 %- ная точка розподілення Стюдента с $f_y = n - 1$ степенями свободи; n – кількість дублей.

Адекватність моделі визначалась із соотношения:

$$F = \frac{S_{ad}^2}{S_y^2} \leq F(0,05; f_{ad}; f_y), \quad (5)$$

$$S_{ad}^2 = \frac{\sum_{N=1}^N (\bar{y} - y)^2}{N - k - 1}, \quad (6)$$

де y – розраховане значення відклику в опиті; \bar{y} – фактичне значення відклику в опиті; S_y – середня дисперсія помилки; f_{ad} – число степеней свободи дисперсії адекватності; k – кількість статистически значимих коефіцієнтів регресії.

Основная часть исследования

В качестве независимых переменных были выбраны: температура деформации (X_1), скорость деформации (X_2), степень деформации (X_3). В процессе поиска оптимального состава сплава 10ХФБТч по изобретению [4], в индукционной печи с основной футеровкой емкостью 50 кг были проведены лабораторные плавки стали.

Матрица планирования экспериментов представлена в таблице 1. Расчетные уровни интервалов варьирования, характер их изменений и схемы кодирования представлены в таблице 2. Выбор основного уровня и интервалов варьирования проводился исходя из того, что обработка давлением на прессах и ковочных машинах ведется при средней скорости движения рабочего органа машины в пределах примерно 0,1...0,5 м/с. При обработке на молоте воздействие на металл носит уже динамический характер; скорость бабы молота в момент удара составляет 5–10 м/с, а весь процесс деформации за один удар длится лишь сотые доли секунд. Еще более высокие скорости деформирования возникают при штамповке на высокоскоростных молотах (~20...30 м/с и выше). Поэтому важно знать, как влияет скорость деформации на сопротивление деформации в широком интервале – 1–100 с⁻¹.

При обработке давлением с увеличением степени деформации повышаются все показатели прочности, в том числе и сопротивление деформации. Увеличение u_s особенно интенсивно происходит на начальных стадиях деформации, при дальнейшем повышении степени деформации интенсивность упрочнения снижается. Поэтому интервал варьирования степени деформации составляет 0,2–0,9.

Численные значения коэффициентов регрессии и их значимость, определенные с учетом различия дисперсий для каждой функции отклика, а также проверка значимости по критерию Стюдента и оценка адекватности модели по критерию Фишера представлены в таблице 3.

Таблица 1 – Симметричный композиционный план второго порядка

N	x_0	x_1	x_2	x_3	x_1^2	x_2^2	x_3^2	$x_1 x_2$	$x_1 x_3$	$x_2 x_3$
1	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+
2	+	+	+	-	+	+	+	+	-	-
3	+	+	-	+	+	+	+	-	+	-
4	+	+	-	-	+	+	+	-	-	+
5	+	-	+	+	+	+	+	-	-	+
6	+	-	+	-	+	+	+	-	+	-
7	+	-	-	+	+	+	+	+	-	-
8	+	-	-	-	+	+	+	+	+	+
9	+	-	0	0	+	0	0	0	0	0
10	+	-	0	0	+	0	0	0	0	0
11	+	0	+	0	0	+	0	0	0	0
12	+	0	-	0	0	+	0	0	0	0
13	+	0	0	+	0	0	+	0	0	0
14	+	0	0	-	0	0	+	0	0	0
15	+	0	0	0	0	0	0	0	0	0

В результате регрессивного анализа, были получены уравнения, показывающие зависимость сопротивления металла деформации от условий пластической деформации.

В результате расчетов были получены следующие уравнения:

$$Y = 263,44 + 22,8 X_1 + 64 X_2 + 13,7 X_3 - 29,56 X_1^2 + 17,4 X_2^2 + 7,94 X_3^2 + 0,5 X_1 X_2 + 2 X_1 X_3 + 0,75 X_2 X_3. \quad (7)$$

Таблица 3 – Проверка результатов регрессивного анализа на значимость и адекватность

Параметр	Функции отклика
	Y_1
Δb	7,68
t - критерий	2,78
F - критерий	6,09 > 5,92

Коэффициенты, абсолютная величина которых равна доверительному интервалу Δb или больше его, следует признать статистически значимыми. Статистически незначимые коэффициенты (в данном случае b_7, b_8, b_9) из модели можно исключить.

Проверка адекватности моделей показывает, что их можно использовать для прогнозирования значений функций отклика при любых значениях факторов, находящихся между верхним и нижним уровнями. Для этого целесообразно перейти к натуральным переменным, используя формулу перевода, представленную в следующем виде:

$$X_{ij}^k = \frac{X_{ij}^n - X_{ij}^o}{\Delta_i}, \quad (8)$$

где X_{ij}^k – кодированное значение изучаемого i -го фактора в j -м уравнении; X_{ij}^n – натуральное значение изучаемого i -го фактора в j -м уравнении; X_{ij}^o – значение изучаемого i -го фактора в j -м уравнении на основном уровне; Δ_i – значение интервала варьирования изучаемого i -го фактора.

Путем замены в уравнения (7) переменных X_i на правую часть уравнения (8) и последующим приведением подобных получаем натуральные уравнения, описывающие влияния параметров деформации на сопротивление металла деформации:

$$\sigma_s = -8715 + 20,56T + 0,58u + 32,20\varepsilon - 0,01182T^2 + 0,007u^2 + 64,85\varepsilon^2. \quad (9)$$

Для оценки адекватности уравнений был проведен расчет по полученным уравнениям регрессии для основного уровня химического состава стали. Результа-

ты расчетов были сопоставлены с экспериментальными исследованиями. Как видно из таблицы 4 погрешность между расчетными и экспериментальными значениями функции отклика не превышает 5 %.

Таблица 4 – Сравнение расчетных и экспериментальных данных

Показатель	Расчетное значение	Экспериментальное	Погрешность, %
σ_s	304,88	291	4,8

С целью определения сопротивления металла деформации строили трехмерные графические зависимости (рис. 1–2).

При повышении температуры увеличивается амплитуда тепловых колебаний атомов, все прочностные характеристики, в том числе и сопротивление деформации, понижаются. Каждый сплав имеет свои особенности, нарушающие в некоторых узких температурных интервалах монотонный характер изменения сопротивления деформации от температуры. Такая картина наблюдается в том случае, если при повышении температуры в сплаве происходят физико-химические процессы, что может привести к повышению σ_s в интервале температур протекания этих процессов.

Соотношение температур подчиняется условию $T_1 < T_2 < T_3$, т. е. верхняя кривая соответствует минимальному значению T . По графику (рис. 1) видно, что с увеличением температуры уменьшается степень деформации, при которой начинается разупрочнение.

На основе экспериментов было установлено, что в рассматриваемом интервале температур, изменение σ_s с изменением T подчиняется экспоненциальной зависимости.

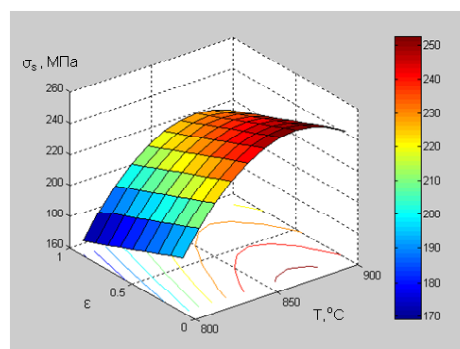


Рис. 1. Влияние температуры и степени деформации на характер зависимости сопротивления деформации

Соотношение скоростей деформации подчиняется условию $u_1 > u_2 > u_3$, при этом степень деформации, при которой происходит разупрочнение, почти не зависит от скорости деформации. Учет влияния степени и скорости деформации на σ_s осложняется тем, что с увеличением степени деформации снижается температура разупрочняющих процессов, повышаются выходы тепла и температура деформируемого тела. В свою

очередь, увеличение скорости деформации способствует повышению температуры, снижая потери тепла в окружающую среду. Таким образом, увеличение скорости и степени деформации прямо повышают сопротивление деформации, а косвенно, наоборот, снижают его.

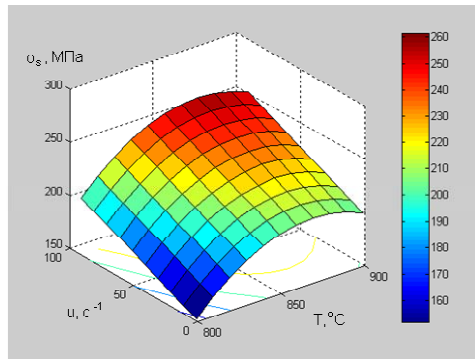


Рис. 2. Влияние температуры и скорости деформации на характер зависимости сопротивления деформации

Почти у всех цветных металлов и сплавов сопротивление деформации в области малых степеней деформации растет с увеличением ϵ . При одинаковой скорости упрочнения и разупрочнения сопротивление деформации не зависит от степени деформации. Иногда величина σ_s при больших степенях деформации может быть меньше, чем исходная при одинаковых прочих

условиях деформации. Степень деформации, при которой происходит разупрочнение, почти не зависит от скорости деформации. При увеличении температуры деформации она уменьшается.

Выводы

1. Установлены закономерности пластического формоизменения новой марки стали 10ХФБТч в условиях горячего деформирования.
2. Погрешность определения сопротивления металла деформации при использовании разработанной регрессионной модели не превышает 5 % по сравнению с экспериментальными данными.

Список литературы

1. Соколов, Л. Д. Сопротивление металлов пластической деформации / Л. Д. Соколов. – М. : Metallurgizdat, 1963. – 284 с.
2. Полухин, П. И. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов: справочник / П. И. Полухин, Г. Я. Гун, А. М. Галкин. – М. : Metallurgiya, 1983. – 352 с.
3. Новик Ф. С. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов / Ф. С. Новик, Я. Б. Арсов. – М. : Машиностроение ; София : Техника, 1980. – 304 с.
4. Пат. № 105341 Україна, МПК С22С 38/28(2006.01). Низьколегована сталь / Міщенко В. Г., Беліков С. Б. та ін. ; заявник і патентовласник ДВНЗ «Запорізький національний університет». – № а 201309313 ; заявл. 25.07.13 ; опубл. 25.04.14, Бюл. № 8.

Одержано 12.09.2014

Шейко С.П., Третяк В.І., Золотарьов Г.А. Визначення опору деформації низьколегованої сталі для колісного виробництва

Для низьколегованої сталі, яка використовується у колісному виробництві, встановлені закономірності пластичного формозмінення в умовах гарячої деформації. У роботі досліджені вплив температури, відносної деформації і швидкості деформації на опір деформації сталі. Отримана регресійна модель розрахунку опору деформації сталі 10ХФБТч при температурах 800–900 °С, відносній деформації 20–90 % в інтервалі швидкостей деформації 1–100 с⁻¹. Погрішність визначення опору металу деформації при використанні розробленої регресійної моделі не перевищує 5 % у порівнянні з експериментальними даними.

Ключові слова: низьколегована сталь, опір деформації, температура, швидкість деформації, регресійна модель

Sheyko S., Tretyak V., Zolotariov G. The Determination of resistance deformation to low-alloy steel for the wheeled production

For low-alloyed steel that is used in the wheeled production conformities to law of plastic flowage in the conditions of hot deformation are determined. Influence of temperature, relative deformation and speed of deformation on resistance to deformation of steel was investigated. The regressive model of calculation of resistance to deformation of steel 10ХФБТч at temperatures of 800–900 oC, relative deformation 20–90 % at the interval of speeds of deformation 1–100 s⁻¹ was obtained. The error of determination resistance metal to deformation using proposed regressive model does not exceed 5 % as compared to experimental data.

Key words: low-alloyed steel, resistance of deformation, temperature, speed of deformation, regressive model.

МОДЕЛЮВАННЯ ДЕФОРМІВНОГО СТАНУ СКЛАДЕНОГО ТІЛА З ДВОХ ПЛАСТИН, З'ЄДНАНИХ ПІД ДОВІЛЬНИМ КУТОМ, ЗА ДОПОМОГОЮ МАТРИЦЬ ТИПУ ГРІНА

Робота присвячена розв'язанню задачі про напружено-деформований стан конструкції, складеної з двох пластин, з'єднаних між собою під довільним кутом і жорстко затиснутих на інших краях у переміщеннях та подальшій побудові матриць типу Гріна з урахуванням граничних умов та умов з'єднання пластин.

Ключові слова: напружено-деформований стан, складена конструкція з двох пластин з'єднаних під довільним кутом, розв'язок у переміщеннях, матриця типу Гріна.

Вступ

Сучасний процес розвитку промисловості, будівництва, різних форм транспорту та інших галузей економіки вимагає створення все більш складних технічних конструкцій. З урахуванням вимог до умов роботи та ускладнень вони набувають структури, часто складеної з елементів, які відрізняються фізичними параметрами.

Матриця Гріна, побудована для систем еліптичного типу для дослідження статичного деформування складених тіл, дозволяє виразити розв'язок крайової задачі для вказаних систем вигляді інтегралів від добутку матриці Гріна на вектори правих частин.

Метод побудови матриць типу Гріна є ефективним інструментом розв'язку задач теорії пружності для складених тіл довільної геометрії з різними граничними умовами і умовами з'єднання секцій. У роботі розрахунок напружень та переміщень у зоні локального навантаження між двома прямокутними пластинами, з'єднаними під довільним кутом між собою та жорстко затисненими з інших боків, виконано запропонованим методом.

Матеріали та методика досліджень

Задана складена конструкція з двох прямокутних пластин, жорстко затиснутих на краях та з'єднаних між собою під довільним кутом α , який під час деформації конструкції вважається незмінним. Потрібно дослідити напружено-деформований стан цієї конструкції під дією нормального навантаження.

Розв'язок задачі подамо в переміщеннях шляхом розкладу шуканого розв'язку у вигляді тригонометричних рядів з наступною побудовою матриці типу Гріна за допомогою врахування як граничних умов жорсткого затиснення країв пластин, так і умов з'єднання пластин одна з одною.

Введення для кожної пластини власної прямокутної декартової системи координат так, як вказано на рисун-

ку 1, дозволяє записати кожен фізичну характеристику пластин та зв'язок між ними.

Модель пружної рівноваги кожної із пари пластин, з яких складається конструкція, описується системою диференціальних рівнянь у переміщеннях [1–2]

$$\Delta U_n + \frac{\lambda_n + \mu_n}{\mu_n} \frac{\partial}{\partial x_n} \left[\frac{\partial U_n}{\partial x_n} + \frac{\partial V_n}{\partial y_n} \right] = X_n;$$

$$\Delta V_n + \frac{\lambda_n + \mu_n}{\mu_n} \frac{\partial}{\partial y_n} \left[\frac{\partial U_n}{\partial x_n} + \frac{\partial V_n}{\partial y_n} \right] = Y_n;$$

$$\Delta \Delta W_n = Z_n. \quad (1)$$

Тут $U_n = U_n(x_n, y_n)$, $V_n = V_n(x_n, y_n)$, $W_n = W_n(x_n, y_n)$ – проекції вектора переміщень $\Psi_n(x_n, y_n)$ на відповідні осі декартової системи координат кожної пластини,

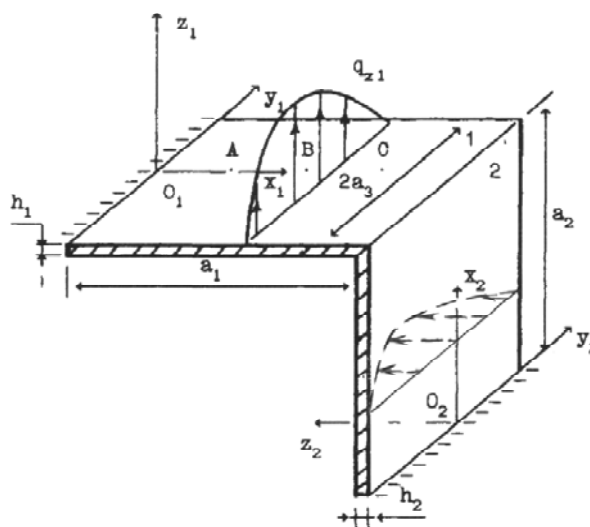


Рис. 1. Складена конструкція з двох пластин, з'єднаних під довільним кутом

$$a X_n = \frac{12(\sigma_n^2 - 1)}{E_n h_n^3} q_{nx}, Y_n = \frac{12(\sigma_n^2 - 1)}{E_n h_n^3} q_{ny}, Z_n = \frac{12(1 - \sigma_n^2)}{E_n h_n^3} q_{nz} -$$

праві частини системи рівнянь, що враховують інтенсивність зовнішнього поверхневого навантаження та фізичні характеристики пластини, компоненти інтенсивності навантаження q_{nx}, q_{ny}, q_{nz} , E_n – модуль Юнга, h_n – товщина пластин, σ_n – коефіцієнт Пуассона, λ_n, μ_n – коефіцієнти Ламе, $\Delta = \frac{\partial^2}{\partial x_n^2} + \frac{\partial^2}{\partial y_n^2}$ – диференціальний оператор Лапласа. В записаних формулах і далі $n = 1, 2$ і позначає номер пластинки у складеній конструкції, яка досліджується.

Крайові умови жорстко затиснених країв, де відсутні прогини і неможливий поворот крайового перерізу відносно осі ординат, мають вигляд

$$\begin{aligned} U_n|_{X_n=0} &= 0, \quad W_n|_{X_n=0} = 0, \\ V_n|_{X_n=0} &= 0, \quad \frac{\partial W_n}{\partial x_n}|_{X_n=0} = 0. \end{aligned} \quad (2)$$

Умови з'єднання пластин на межі спільного ребра можуть бути представлені у вигляді

$$W_1|_{x_1=a_1} = (U_2 \sin \alpha + W_2 \cos \alpha)|_{x_2=a_2}, \quad V_1|_{x_1=a_1} = V_2|_{x_2=a_2}$$

$$U_1|_{x_1=a_1} = (U_2 \cos \alpha - W_2 \sin \alpha)|_{x_2=a_2}, \quad \frac{\partial W_1}{\partial x_1}|_{x_1=a_1} = \frac{\partial W_2}{\partial x_2}|_{x_2=a_2}$$

$$Q_{1x}|_{x_1=a_1} = (T_{2x} \sin \alpha + Q_{2x} \cos \alpha)|_{x_2=a_2},$$

$$T_{1x}|_{x_1=a_1} = (T_{2x} \cos \alpha - Q_{2x} \sin \alpha)|_{x_2=a_2},$$

$$S_{1xy}|_{x_1=a_1} = S_{2xy}|_{x_2=a_2}, \quad M_{2x}|_{x_2=a_2} = M_{1x}|_{x_1=a_1},$$

де Q_{nx} – поперечні сили відносно осі абсцис, T_{nx} – розтягувальні сили, які діють вздовж осі абсцис, S_{nxy} – зсувні зусилля у серединних площинах пластин, M_{nx} – згинальні моменти відносно осі абсцис.

Причому, їх вирази через похідні вектора зміщення мають вигляд [3–4]

$$\begin{aligned} T_{nx} &= \frac{E_n h_n}{1 - \sigma_n^2} \left(\frac{\partial U_n}{\partial x_n} + \sigma_n \frac{\partial V_n}{\partial y_n} \right), \\ Q_{nx} &= -\frac{E_n h_n^3}{12(1 - \sigma_n^2)} \frac{\partial}{\partial x_n} \Delta W_n, \\ S_{nxy} &= \frac{E_n h_n}{2(1 + \sigma_n)} \left(\frac{\partial U_n}{\partial y_n} + \frac{\partial V_n}{\partial x_n} \right), \\ M_{nx} &= -\frac{E_n h_n^3}{12(1 - \sigma_n^2)} \left(\frac{\partial^2 W_n}{\partial x_n^2} + \sigma_n \frac{\partial^2 W_n}{\partial y_n^2} \right). \end{aligned} \quad (4)$$

Теорія і аналіз отриманих результатів

Розклад кожної функції U_n, V_n, W_n і правих частин відповідно X_n, Y_n, Z_n системи (1) в тригонометричні

ряди Фур'є дозволяє записати її розв'язок у такому вигляді

$$\begin{aligned} U_n(x_n, y_n) &= \sum_m U_{nm}(x_n) \cos(my_n), \\ V_n(x_n, y_n) &= \sum_m V_{nm}(x_n) \sin(my_n), \\ W_n(x_n, y_n) &= \sum_m W_{nm}(x_n) \cos(my_n). \end{aligned} \quad (5)$$

Внаслідок підстановки (5) і відповідних розкладів для складових векторів зовнішнього поверхневого навантаження у систему (1), одержимо систему звичайних диференціальних рівнянь з сталими коефіцієнтами

$$\begin{aligned} \frac{d^4 W_{nm}}{dx_n^4} - 2m^2 \frac{d^2 W_{nm}}{dx_n^2} + m^4 W_{nm} &= Z_{nm}, \\ (1 + q_n) \frac{d^2 U_{nm}}{dx_n^2} - m^2 U_{nm} + q_n m \frac{dV_{nm}}{dx_n} &= X_{nm}, \\ \frac{d^2 V_{nm}}{dx_n^2} - m^2 (1 + q_n) V_{nm} - q_n m \frac{dU_{nm}}{dx_n} &= Y_{nm}. \end{aligned} \quad (6)$$

Крайові умови жорстко затиснених країв (2) після перетворень приймуть вигляд

$$\begin{aligned} U_{nm}|_{X_n=0} &= 0, \quad W_{nm}|_{X_n=0} = 0, \\ V_{nm}|_{X_n=0} &= 0, \quad \frac{\partial W_{nm}}{\partial x_n}|_{X_n=0} = 0. \end{aligned} \quad (7)$$

а умови з'єднання пластин (3) – набудуть такого вигляду

$$\begin{aligned} W_{1m}|_{x_1=a_1} &= (U_{2m} \sin \alpha + W_{2m} \cos \alpha)|_{x_2=a_2}, \\ U_{1m}|_{x_1=a_1} &= (U_{2m} \cos \alpha - W_{2m} \sin \alpha)|_{x_2=a_2}, \\ V_{1m}|_{x_1=a_1} &= V_{2m}|_{x_2=a_2}, \quad \frac{\partial W_{1m}}{\partial x_1}|_{x_1=a_1} = \frac{\partial W_{2m}}{\partial x_2}|_{x_2=a_2}, \\ \frac{h_1^2}{12} \left(\frac{d^3 W_{1m}}{dx_1^3} - m^2 \frac{dW_{1m}}{dx_1} \right) \Big|_{x_1=a_1} &= \left(\frac{dU_{2m}}{dx_2} + \frac{q_2 - 1}{2q_2} m V_{2m} \right) \cdot \sin \alpha - \\ - \frac{h_2^2}{12} \left(\frac{d^3 W_{2m}}{dx_2^3} - m^2 \frac{dW_{2m}}{dx_2} \right) \cdot \cos \alpha \Big|_{x_2=a_2}, \\ \left(\frac{dU_{1m}}{dx_1} + \frac{q_1 - 1}{2q_1} m V_{1m} \right) \Big|_{x_1=a_1} &= \left(\frac{dU_{2m}}{dx_2} + \frac{q_2 - 1}{2q_2} m V_{2m} \right) \cdot \cos \alpha + \\ + \frac{h_2^2}{12} \left(\frac{d^3 W_{2m}}{dx_2^3} - m^2 \frac{dW_{2m}}{dx_2} \right) \cdot \sin \alpha \Big|_{x_2=a_2}, \\ \left(\frac{dV_{1m}}{dx_1} - m U_{1m} \right) \Big|_{x_1=a_1} &= \left(\frac{dV_{2m}}{dx_2} - m U_{2m} \right) \Big|_{x_2=a_2}, \\ \left(\frac{d^2 W_{1m}}{dx_1^2} - \frac{q_1 - 1}{2q_1} m^2 W_{1m} \right) \Big|_{x_1=a_1} &- \\ - \left(\frac{d^2 W_{2m}}{dx_2^2} - \frac{q_2 - 1}{2q_2} m^2 W_{2m} \right) \Big|_{x_2=a_2} &= 0. \end{aligned} \quad (8)$$

Систему звичайних диференціальних рівнянь зі сталими коефіцієнтами (6) будемо розв'язувати методом варіації довільних сталих звідки одержимо наступну систему рівнянь з коефіцієнтами $C_{li}(x_1)$, $(i = \overline{1,8})$, що є невідомими функціями змінної x_1 для першої пластини:

$$\begin{aligned} W_{1m}(x_1) &= C_{11}(x_1)W_{1m}^{(1)}(x_1) + C_{12}(x_1)W_{1m}^{(2)} + \\ &+ C_{13}(x_1)W_{1m}^{(3)}(x_1) + C_{14}(x_1)W_{1m}^{(4)}(x_1), \\ U_{1m}(x_1) &= C_{15}(x_1)U_{1m}^{(1)}(x_1) + C_{16}(x_1)U_{1m}^{(2)}(x_1) + \\ &+ C_{17}(x_1)U_{1m}^{(3)}(x_1) + C_{18}(x_1)U_{1m}^{(4)}(x_1), \\ V_{1m}(x_1) &= C_{15}(x_1)V_{1m}^{(1)}(x_1) + C_{16}(x_1)V_{1m}^{(2)}(x_1) + \\ &+ C_{17}(x_1)V_{1m}^{(3)}(x_1) + C_{18}(x_1)V_{1m}^{(4)}(x_1). \end{aligned} \quad (9)$$

де

$$\begin{aligned} W_{1m}^{(1)}(x_1) &= ch(mx_1), \quad W_{1m}^{(2)}(x_1) = sh(mx_1), \\ W_{1m}^{(3)}(x_1) &= x_1 ch(mx_1), \quad U_{1m}^{(1)}(x_1) = ch(mx_1), \\ U_{1m}^{(2)}(x_1) &= sh(mx_1), \quad U_{1m}^{(3)}(x_1) = x_1 ch(mx_1), \\ U_{1m}^{(4)}(x_1) &= x_1 sh(mx_1), \quad W_{1m}^{(4)}(x_1) = x_1 sh(mx_1), \\ V_{1m}^{(1)}(x_1) &= -sh(mx_1), \quad V_{1m}^{(2)}(x_1) = -ch(mx_1), \\ V_{1m}^{(3)}(x_1) &= -\frac{2+q_1}{q_1 m} ch(mx_1) - x_1 sh(mx_1), \\ V_{1m}^{(4)}(x_1) &= -\frac{2+q_1}{q_1 m} sh(mx_1) - x_1 ch(mx_1). \end{aligned}$$

При цьому розв'язок системи (1) отримаємо в виді

$$\begin{aligned} W_{nm}(x_n) &= \gamma_{nm}^2 W_{nm}^{(2)}(x_n) + \gamma_{nm}^3 W_{nm}^{(3)}(x_n) + \gamma_{nm}^4 W_{nm}^{(4)}(x_n) + \\ &+ \int_0^{x_n} Z_{nm}(\xi) \frac{sh\sigma - \sigma \cdot ch\sigma}{2m^3} d\xi, \\ U_{nm}(x_n) &= \gamma_{nm}^6 U_{nm}^{(2)}(x_n) + \gamma_{nm}^7 U_{nm}^{(3)}(x_n) + \gamma_{nm}^8 U_{nm}^{(4)}(x_n) + \\ &+ \int_0^{x_n} X_{nm}(\xi) \frac{q_n \sigma \cdot ch\sigma - (2+q_n)sh\sigma}{2m(1+q_n)} d\xi - \\ &- \int_0^{x_n} Y_{nm}(\xi) \frac{q_n}{2(1+q_n)} (\xi - x_n) \cdot sh\sigma d\xi, \\ V_{nm}(x_n) &= \gamma_{nm}^6 V_{nm}^{(2)}(x_n) + \gamma_{nm}^7 V_{nm}^{(3)}(x_n) + \gamma_{nm}^8 V_{nm}^{(4)}(x_n) + \\ &+ \int_0^{x_n} X_{nm}(\xi) \frac{q_n}{2(1+q_n)} (\xi - x_n) \cdot sh\sigma d\xi - \\ &- \int_0^{x_n} Y_{nm}(\xi) \frac{q_n \sigma \cdot ch\sigma + (2+q_n)sh\sigma}{2m(1+q_n)} d\xi. \end{aligned} \quad (11)$$

Причому $\sigma = (m(\xi - x_n))$.

Щоб побудувати аналітичний розв'язок задачі пружної рівноваги потрібно відшукати невідомі сталі коефіцієнти $\gamma_{nm}^2, \gamma_{nm}^4, \gamma_{nm}^7, \gamma_{nm}^8$, $n = 1, 2$, використовуючи умови з'єднання пластин (7), (8).

З умов жорсткого затиснення кожної пластини випливає, що деякі коефіцієнти системи (11) пов'язані залежністю $\gamma_{1m}^3 = -m\gamma_{1m}^2$, $\gamma_{2m}^3 = -m\gamma_{2m}^2$, $\gamma_{1m}^6 = -\frac{2+q_1}{q_1 m} \gamma_{1m}^7$ і $\gamma_{2m}^6 = -\frac{2+q_1}{q_1 m} \gamma_{2m}^7$. Виконавши потрібні перегрупування доданків відносно функцій $X_{nm}(\xi)$, $Y_{nm}(\xi)$, $Z_{nm}(\xi)$, можна отримати розв'язок системи диференціальних рівнянь (1) у вигляді

$$\begin{aligned} \Psi_{nm}(x_n) &= \int_0^{a_1} \omega_{nm}(x_n, \xi) \Phi_{nm}(\xi) d\xi + \\ &+ \int_0^{a_2} \theta_{nm}(x_n, \xi) \Phi_{nm}(\xi) d\xi, \end{aligned}$$

де $\omega_{nm} = (\omega_{nm}^{ij})_{i,j=1,2,3}$, $\theta_{nm} = (\theta_{nm}^{ij})_{i,j=1,2,3}$,

$$\Psi_{nm}(x_n) = \begin{bmatrix} U_{nm}(x_n) \\ V_{nm}(x_n) \\ W_{nm}(x_n) \end{bmatrix}, \quad \Phi_{nm}(\xi) = \begin{bmatrix} X_{nm}(\xi) \\ Y_{nm}(\xi) \\ Z_{nm}(\xi) \end{bmatrix}.$$

Підставляючи отримані вирази в формули (5) остаточний розв'язок задачі про статичне деформування складеної конструкції в умовах нормального навантаження в аналітичному вигляді

$$\begin{aligned} \Psi_n(x_n, y_n) &= \\ &= \int_{-a_3}^{a_3} \int_0^{a_1} \Omega_n(x_n, y_n, \xi, \eta) \Phi_n(\xi, \eta) d\xi d\eta + \\ &+ \int_{-a_3}^{a_3} \int_0^{a_2} \Theta_n(x_n, y_n, \xi, \eta) \Phi_n(\xi, \eta) d\xi d\eta, \end{aligned} \quad (12)$$

де $\Omega_n(x_n, y_n, \xi, \eta)$, $\Theta_n(x_n, y_n, \xi, \eta)$ – шукані матриці типу Гріна.

Поданий підхід до побудови матриць типу Гріна дозволяє отримувати значення необхідних компонент з високою точністю.

Результати розрахунку основних характеристик деформування розглянутого вище з'єднання двох пластин продемонстровані в графічному вигляді для двох варіантів зосередженого нормального зовнішнього навантаження, локалізованого у точках з координатами $A_1(2,325; 0)$ на першій пластині, $A_2(0,775; 0)$ на другій пластині (перший варіант навантаження); $B_1(1,55; 0)$ на

першій пластині, $B_2(1,55; 0)$ на другій пластині (другий варіант навантаження). Ці графіки дозволяють спостерігати вплив з'єднувального ребра складеної конструкції на її деформівність при різних відстанях прикладеного навантаження від ребра. Цікаво відзначити, що максимуми нормальних прогинів не співпадають з точками прикладення навантаження, особливо у випадку B .

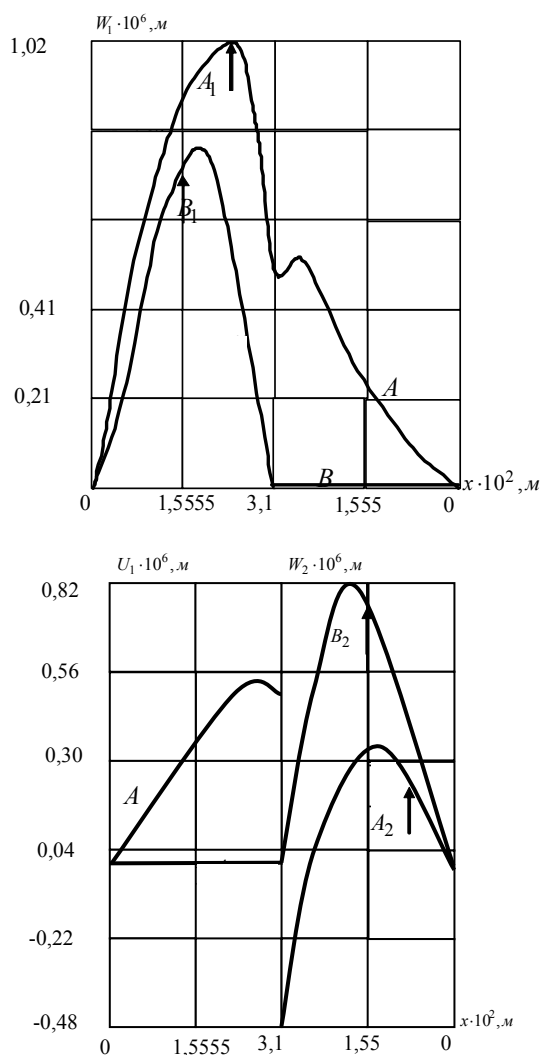


Рис. 2. Деформований стан складеної конструкції при локалізації навантаження в точках А і В

При розрахунках було прийнято: $E = 2 \cdot 10^5$ МПа; $\nu = 0,25$; $h = 0,01$ м; $a_1 = a_2 = 0,031$ м; $m = 1$; $q_{1z} = q_{2z} = 10^3$ МПа, $q_{1x} = q_{2x} = q_{1y} = q_{2y} = 0$, $\alpha = 90^\circ$.

Результати розрахунку основних характеристик деформування складеного тіла з двох пластин, жорстко затиснених на краях, з'єднаних під розгорнутим кутом при нормальному поверхневому навантаженні за запропонованим методом порівнювалися з результатами, отриманими при розв'язанні задачі Леві для пластини, два протилежних боки якої шарнірно оперті, а два інші – вільні [6].

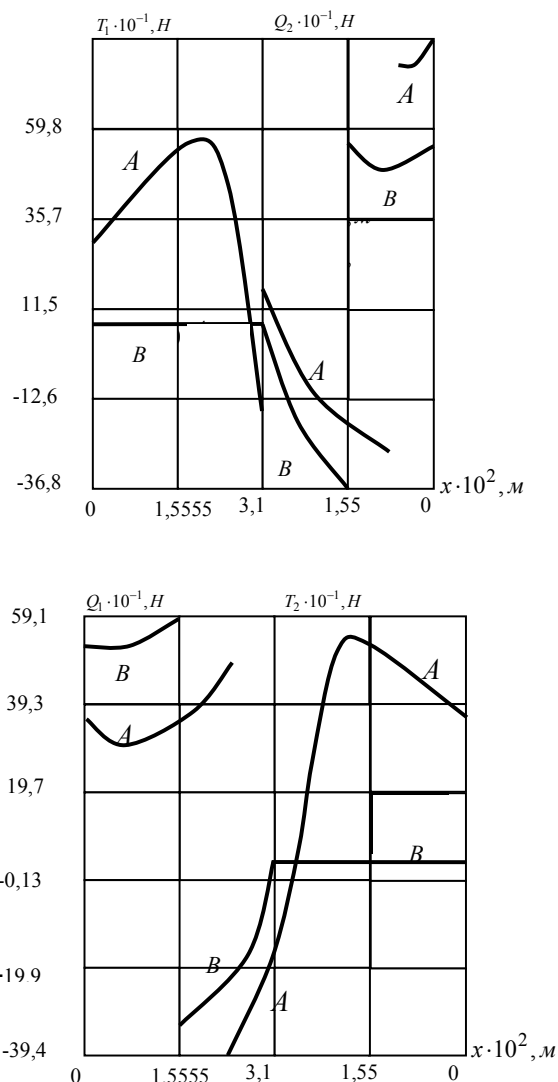


Рис. 3. Напружений стан складеної конструкції при локалізації навантаження в точках А і В

Висновки

У роботі сформульовано і розв'язано статичну задачу про напружено-деформований стан складеної конструкції з двох прямокутних пластин, з'єднаних під довільним кутом, жорстко затиснутих на краях методом, який було запропоновано в роботі [3]. Показано, що розроблений метод дозволяє ефективно розв'язувати задачі про напружено-деформований стан складених конструкцій з пластин, які з'єднані під довільним кутом і жорстко затиснуті на інших краях. У подальшому розглянуту задачу планується узагальнити на випадок ускладненого навантаження конструкції.

Список літератури

1. Биргер М. А. Прочность, устойчивость, колебания : в 3-х т. / М. А. Биргер, Я. Г. Пановко. – М. : Машиностроение, 1968. – Т. 1. – 832 с.

2. Гавеля С. П. Матрица типа Грина задачи об упругом деформировании составной конструкции из двух пластин / С. П. Гавеля, С. А. Левчук, Н. В. Чирка. – Запорожье, 1992. – 15 с. – Деп. в УкрИНТЭИ 17.12.92, №2002 – Ук92.
3. Левчук С. А. Матриці Гріна рівнянь та систем еліптичного типу для дослідження статичного деформування складених тіл : дис. ... кандидата фіз.-мат. наук : 01.02.04 / Левчук Сергій Анатолійович. – Запоріжжя : ЗДУ, 2002. – 150 с.
4. Левчук С. А. Моделювання симетричного напружено-деформованого стану складеного тіла з двох пластин, з'єднаних під прямим кутом за допомогою матриць типу Гріна / С. А. Левчук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2010. – № 2. – С. 116–120.
5. Левчук С. А. Моделювання статичного деформування складеної конструкції з двох пластин за допомогою матриць типу Гріна / С. А. Левчук, Л. О. Рак // Проблеми обчислювальної механіки і міцності конструкцій. – 2012. – Вип. 19. – С. 212–219.
6. Самуль В. И. Основы теории упругости и пластичности / В. И. Самуль – М. : Высшая школа, 1982 – 264 с.

Одержано 18.06.2014

Рак Л.А. Моделирование деформированного состояния тела, состоящего из двух пластин, соединенных под произвольным углом с помощью матриц типа Грина

Работа посвящена решению задачи про напряженно-деформированное состояние составной конструкции из двух пластин, соединенных между собой под произвольным углом и жестко защемленными краями в перемещениях и дальнейшем построении матриц типа Грина, с учетом граничных условий и условий соединения пластин.

Ключевые слова: *напряженно-деформированное состояние, составная конструкция из двух пластин, соединенных под произвольным углом, решение в перемещениях, матрица типа Грина.*

Rak L. Modeling of static deformation of the complicated construction with two plate with help the Green's matrix

The work is devoted to research of strainly-deformed state of the complicated construction. Construction is made of two plate. Plates are united under an arbitrary angle. Solution is given in the form of trigonometry rows. Green's matrix is built for this problem.

Key words: *strainly-deformed state, complicated construction with two plate, solved in displaces, Green's matrix.*

ОЦЕНКА РЕМОНТОПРИГОДНОСТИ ТИТАНОВЫХ МОНОКОЛЕС АВИАДВИГАТЕЛЕЙ

Показана методика оценки запасов прочности осевого моноколеса авиадвигателя, позволяющая реализовать материаловедческий подход к формированию заданного типа структуры в зонах, восстановленных наплавкой, что дает возможность дифференцированного увеличения уровня механических свойств для повышения ремонтпригодности детали в целом.

Ключевые слова: моноколесо, запас прочности, наплавка, восстановление, титановый сплав, субмикроскопическая структура.

Введение

В авиационных газотурбинных двигателях (ГТД) последних поколений как зарубежного, так и отечественного производства, широко применяются жаропрочные титановые сплавы [1–3]. Такие сплавы преимущественно используются в «холодной» части двигателя для ответственных деталей роторного назначения (моноколеса, лопатки вентилятора и компрессора, диски), определяющие ресурс двигателя в целом [4]. Поэтому, экономическая эффективность применения деталей из титановых сплавов в первую очередь определяется сроком их службы, непосредственно связанным с возможностью их восстановления в процессе ремонта [5].

Основным отличием моноколес компрессоров современных ГТД, от рабочих колес компрессоров с наборными лопатками, является отсутствие возможности поддетальной замены поврежденных элементов (диска и лопаток). Поэтому при их ремонте на первый план выходят вопросы, связанные со сваркой и наплавкой.

Таким образом, пути продления срока службы находятся в области применения методов сварки титановых сплавов. Известно, что жаропрочные титановые сплавы имеют плохую свариваемость, что не дает возможности обеспечения высокого уровня всего спектра механических свойств сварных соединений [6].

Анализ напряженно-деформированного состояния ряда сложно нагруженных деталей [7, 8, 9] показывает, что при эксплуатации в различных зонах одной и той же детали возникают разные по характеру и интенсивности напряжения. В связи с этим для обеспечения работоспособности детали в целом достаточно обеспечить необходимый уровень механических свойств в восстанавливаемом участке. Полученные в работах [5, 6] результаты показали возможность существенного повышения уровня механических свойств сварных соединений путем применения субмикроструктурных присадок и дифференцированного подхода к формированию структуры и свойств сварных соединений $\alpha + \beta$ - титановых сплавов.

Для определения ремонтпригодности таких деталей как моноколеса необходимо оценить конкретные значения величины запаса прочности в каждой зоне детали. Как известно, расчет запаса прочности выполняется на основе информации о прочностных характеристиках материала, а также напряженно-деформированного состояния (НДС) детали. В настоящее время наиболее прогрессивным методом оценки НДС сложнопрофильных деталей является моделирование. Широкое применение находят методы моделирования с применением конечно-элементного анализа [10, 11]. В работе [5] показано, что основными критериями при выборе новых подходов ремонта являются результаты моделирования. Однако получаемые при моделировании результаты дают возможность преимущественно конструкторской оценки, в основу которой, как правило, положены справочные свойства материалов. Более точную оценку работоспособности детали можно получить с учетом экспериментальных данных по свойствам конкретного конструкционного материала. При сварке и наплавке происходит изменение свойств материала. Физические свойства материала изменяются в небольшом диапазоне. Влияние структурных факторов в расчетах практически не учитывается. В тоже время структура является одним из определяющих факторов в формировании механических свойств материала.

Целью настоящей работы являлась оценка запасов прочности осевых моноколес из сплава ВТ8 с измененными свойствами в области наплавленного слоя, полученного с применением стандартных и опытных присадок, для определения зон возможного ремонта на примере осевого моноколеса.

Методы исследования, оборудование

Предложен дифференцированный подход при определении и обеспечении запасов прочности моноколес, восстановленных наплавкой, основан на анализе поля напряжений от статических и переменных нагрузок. При этом учитывались следующие предпосылки:

- запасы прочности моноколес ГТД установлены нормативами документами;
- при восстановлении геометрии пера лопаток моноколеса наплавкой запас прочности должен быть обеспечен на заданном уровне для всех зон пера;
- различные зоны пера подвергались действию различных по величине и характеру нагрузок.

Для оценки НДС моноколеса выполняли прочностной и модальный анализ методом конечных элементов в универсальной программной системе конечно-элементного анализа ANSYS. Твердотельную модель лопатки создавали в системе автоматизированного проектирования UNIGRAFICS NX. Расчет выполняли на кластерной системе, состоящей из 6 узлов, соединенных между собой сетевым интерфейсом. В моноколесе выполняли построение комбинированной конечно-элементной сетки, состоящей из 10-узловых тетраэдров и 20-узловых гексаэдров. Использовали трехмерные квадратичные тетраэдральные прочностные конечные элементы SOLID 186. Для предварительного разбиения плоскостей использовали 8-ми узловой конечный элемент SHELL 281.

В зависимости от необходимости получения максимального сопротивления разрушения при различных типах нагрузки с учетом функционального назначения восстанавливаемых изделий использовали один из составов опытных присадочных материалов [12, 13]. Сплавы с лантаном и с бором рекомендовано использовать при восстановлении лопаточной части моноколес, где преобладают максимальные статические и динамические нагрузки и необходима максимальная пластичность (**состав № 1**, %, масс.: Ti – основа, 3...4 Al, 0,125...0,20 La, 0,01...0,02 Y, 0,02...0,04 B, Ti). Это позволило повысить ресурс изделий до образования усталостных трещин (лопаточная часть моноколес). Сплавы с иттрием и минимальным содержанием лантана и бора (**состав № 2**, %, масс.: Ti – основа, 3...4 Al, 0,01...0,10 La, 0,05...0,08 Y, 0,01...0,15 B) использовали при восстановлении дисковой части моноколес, воспринимающая максимальные нагрузки при наличии трещины.

Результаты исследований, их обсуждение

Основной принципиальной особенностью расчета моноколеса являлись различные требования, предъявляемые к лопаточной и дисковой части детали. Для расчетов лопаточной части применяли присадочный материал № 1, обеспечивающий максимальное сопротивление статическим и динамическим нагрузкам. Для расчета дисковой части моноколеса использовали результаты расчетов механических свойств сварных соединений сплава ВТ8 с дисковой структурой, полученных с применением другого присадочного материала № 2. Это обеспечило выполнения условия сохранения достаточного уровня сопротивления материала развитию трещины, а именно величины КСТ сварного шва не ниже основного металла. Построение модели моноколеса выполняли в системе UNIGRAFICS 6. Полная 3D модель моноколеса показана на рис. 1.

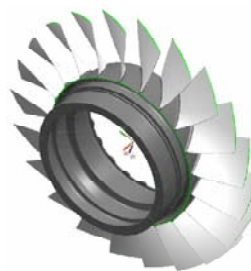


Рис. 1. 3D модель моноколеса из сплава ВТ8 1-ст КНД Д-27

При создании конечно элементной модели моноколеса компрессора с целью снижения количества конечных элементов расчет выполняли с использованием циклической симметрии (1/21 колеса). С учетом циклической симметрии рассмотрен базовый сектор с углом (360/17). Расчетная модель представляла собой сектор моноколеса, включающий в себя перо одной лопатки, элементы ступичной части моноколеса и гребешки лабиринтного уплотнения. Для построения в модели сектора моноколеса качественной сетки конечных элементов модель была разбита на элементарные объемы (рис. 2).

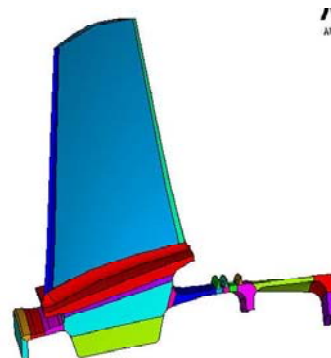


Рис. 2. Объемы в модели лопатки моноколеса из сплава ВТ8 двигателя Д-27

В секторе моноколеса выполнялось построение комбинированной конечно-элементной сетки состоящей из 10-узловых тетраэдров и 20-узловых гексаэдров. Использовали трехмерные квадратичные тетраэдральные прочностные конечные элементы SOLID 186. Для предварительного разбиения плоскостей использовали 8-ми узловой конечный элемент SHELL 281 (рис. 3).



Рис. 3. Конечно-элементная модель сектора моноколеса из сплава ВТ8

В расчетной модели создана регулярная сетка конечных элементов за исключением переходной зоны «перо-хвостовик», в которой используется свободная сетка конечных элементов. Для достижения оптимальной формы конечных элементов выполнялось разбиение объемов модели плоскостями для получения объемов элементарной формы. Общее число объемов в модели составляет порядка 190 шт., конечных элементов – 20979 шт, узлов – 83151 шт. Схема задания граничных условий при оценке напряженно-деформированного состояния (НДС) пера и дисковой части моноколеса компрессора из сплава ВТ8 двигателя Д-27 приведена на рис. 4.

Для описания поведения основного материала лопатки и материала наплавленного слоя использовали линейную и билинейную изотропные модели материала. Для оценки влияния модуля упругости наплавленного слоя выполнялось его варьирование в широком диапазоне.

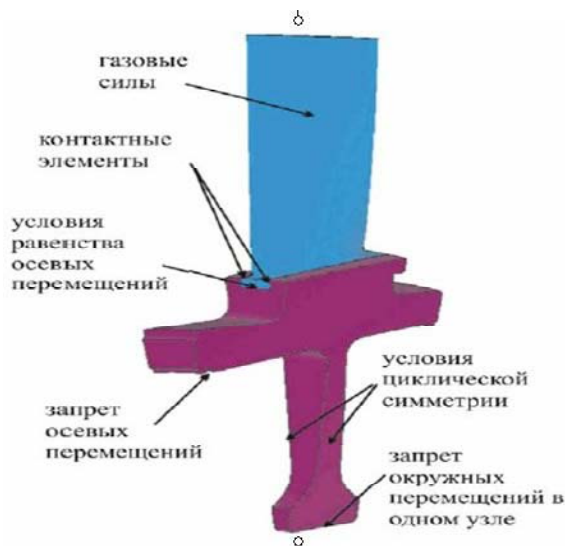


Рис. 4. Схема задания граничных условий при оценке НДС моноколеса компрессора из сплава ВТ8 двигателя Д-27

Свойства основного материала (линейная модель ВТ8): модуль упругости $E = 1,1 \cdot 10^{11}$ Па; коэффициент Пуассона $\mu = 0,35$; плотность $\rho = 4480$ кг/м³. Свойства наплавленного материала (при наплавке лопатки припадочным материалом состава № 1): модуль упругости $E = 9,7 \cdot 10^{10}$ Па; коэффициент Пуассона $\mu = 0,34$; плотность $\rho = 4300$ кг/м³; напряжение течения $\sigma_T = 3,5 \cdot 10^8$ Па; касательный модуль упругости – $E' = 3,57 \cdot 10^{10}$ Па.

Расчет НДС осевого моноколеса из сплава ВТ8 двигателя Д-27 выполняли при нагрузках, соответствующих работе двигателя на взлетном режиме. Учитывая, что моделируемое расстояние от оси вращения колеса (ось Z) до пера лопатки соответствует радиусу натурального колеса компрессора, расчетный сектор при задании угловой скорости нагружается силами инерции от собственной массы. Для исключения возможного пе-

ремещения расчетной модели в осевом направлении, перемещение одного из узлов на переднем фланце во всех направлениях ограничено. Для определения частот и мод собственных колебаний конструкции применяли линейный частотный анализ: тип анализа – модальный; метод – Block Lanczos; число определяемых мод – 3; исследованный диапазон частот – 0–11000 Гц. Условия закрепления – ограничение перемещений по боковым поверхностям сектора (поверхностям выреза). Частоты собственных колебаний лопаток без наплавки приведены в табл. 1. Результаты расчета напряженно-деформированного состояния сектора моноколеса с учетом наплавки входной и выходной кромки для узлов модели показаны на рисунках 5–6.

Таблица 1 – Частоты собственных колебаний лопаток без наплавки

№ формы колебаний	Частота, Гц	
	Без наплавки	С наплавкой
1	356,56	356,19
2	1217,4	1211,2
3	1439,2	1431,3

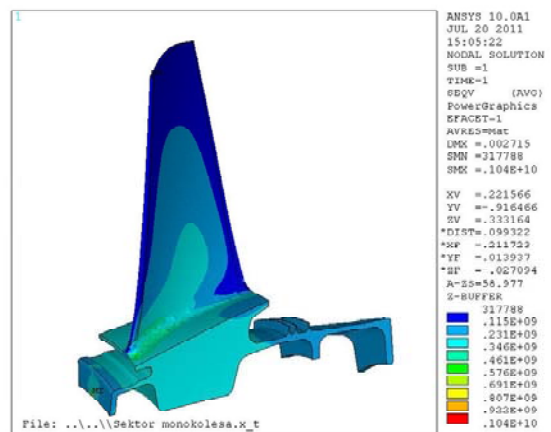


Рис. 5. Нагружение центробежными силами. Поле эквивалентных напряжений (по Мизису), Па

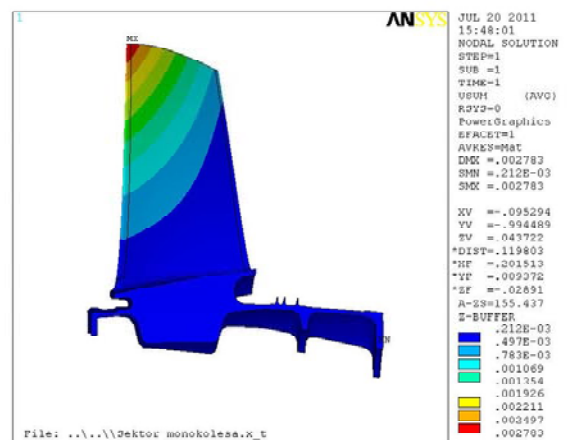


Рис. 6. Нагружение центробежными силами. Поле суммарных перемещений

Частоты собственных колебаний лопаток с наплавкой приведены в табл. 1. Как показал анализ характера распределения полей напряжений и перемещений, наплавка с применением опытных присадочных материалов не меняет характер распределения полей напряжений для всех вариантов нагрузок. Интенсивность напряжений меняется в пределах 10 %.

Определение зон возможного ремонта можно проводить исходя из изменения характера распределения коэффициентов запаса прочности (КЗП). Поля распределения КЗП наплавленного пера лопатки моноколеса при использовании присадок стандартного и опытного

составов приведены на рис. 7–8. Анализ результатов моделирования позволили установить, что использование опытного сплава № 1 с СМК структурой за счет более высоких прочностных характеристик обеспечивает существенное расширение зон возможного ремонта пера лопаток вентилятора.

На основании того, что толщина пера лопаток моноколеса во всех сечениях не позволяет выполнять наплавку дифференцированно на спинке и корыте, принято, что зоны допустимого ремонта могут быть определены путем наложения полей КЗП для спинки и корыта (рис. 9).

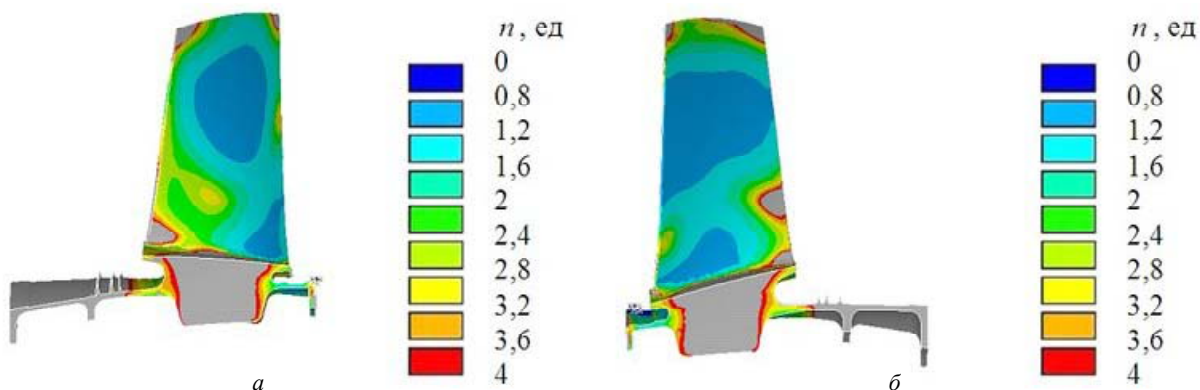


Рис. 7. Поля распределения КЗП для лопатки моноколеса Д27, восстановленной с использованием стандартного присадочного материала: *а* – спинка; *б* – корыто

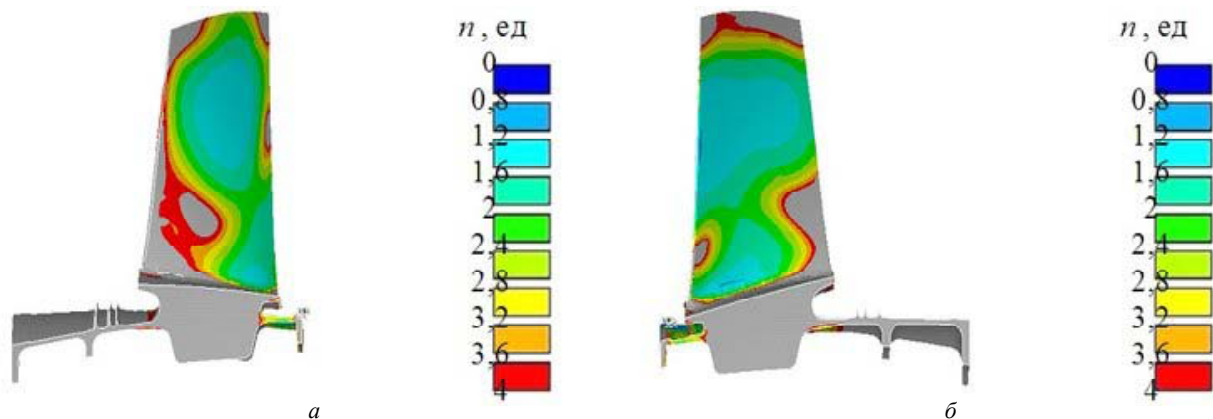


Рис. 8. Поля распределения КЗП для лопатки моноколеса Д27, восстановленной с использованием присадки №1 СМК: *а* – спинка; *б* – корыто

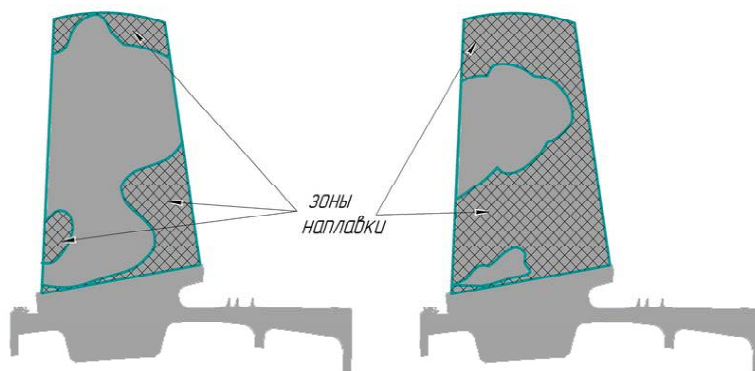


Рис. 9. Зоны допустимого восстановления пера лопатки из сплава ВТ8 моноколеса двигателя Д-27: *а* – при использовании стандартной присадки; *б* – при использовании опытной присадки №1 СМК

Основываясь на полученных результатах моделирования НДС и полей запасов прочности сделан вывод, что при использовании дифференцированного подхода, в основе которого лежит применение модифицированных СМК присадочных материалов, зоны возможного ремонта пера лопаток моноколеса могут быть существенно расширены, в сравнении с наплавкой стандартными присадками. Анализ полученных результатов позволил установить, что применение СМК присадки для ремонта пера лопаток моноколеса, при воздействии переменных нагрузок дает возможность увеличения зон ремонта на 20...25 % (по площади) по сравнению с ранее применяемыми присадочными материалами.

Анализ напряженного состояния моноколеса в области ступицы показал, что в ней преобладают статические напряжения от центробежных сил. В свою очередь, к материалам дисков газотурбинных двигателей предъявляются требования, регламентирующие их способность сопротивляться развитию трещин. В связи с этим при ремонте ступицы моноколеса необходимо использовать присадочный материал, обеспечивающий высокие прочностные свойства при статических нагрузках, а также обладающим высокими характеристиками трещиностойкости, оцениваемыми ударной вязкостью. Анализируя напряженно-деформированное состояние ступичной части моноколеса, а также прочностные свойства сварных соединений полученных АДС с присадочным материалом состава № 2 с СМК структурой, установлено, что практически во всей области диска можно проводить ремонт методом АДС. В свою очередь, серийные присадочные материалы не обеспечивали необходимый уровень ударной вязкости.

Таким образом, для восстановления работоспособности моноколеса необходимо применять различные составы присадочных материалов. Выбор состава присадочного материала базируется на определении области ремонта и действующих на него нагрузок определяющих НДС зоны ремонта.

Установленные области являются расчетными и могут применяться с учетом ряда допущений, а также с дальнейшим уточнением конкретных значений напряжений в рассматриваемых местах ремонта путем проведения натурных испытаний. Кроме того, необходимо учитывать влияние последующей механической, термической и механической обработки моноколеса после восстановления.

Выводы

1. Предложен дифференцированный подход к оценке запаса прочности осевых моноколес ГТД, на основе которого при их ремонте формируют заданный тип структуры в наплавленных зонах, обеспечивающий избирательное повышение уровня механических свойств.

2. Оценка зон возможного ремонта показала, что применение СМК присадки для ремонта пера лопаток моноколеса, при воздействии переменных нагрузок дает

возможность увеличения зон ремонта на 20...25 % (по площади) по сравнению с ранее применяемыми присадочными материалами.

3. Применение предложенного подхода позволяет определять необходимый состав присадочных материалов для различных зон возможного ремонта.

Список литературы

1. Авиационные материалы. Справочник. Деформируемые жаропрочные стали и сплавы / под ред. Р. Е. Шалина. – М. : ВИАМ, 1989. – Т. 3, Ч.1. – 565 с.
2. Отделочно-упрочняющая обработка деталей ГТД / [В. А. Богуслаев, В. К. Яценко, П. Д. Жеманюк и др.]. – Запорожье : ОАО «Мотор Сич», 2005. – 559 с.
3. Современные технологии в производстве газотурбинных двигателей / под ред. А. Г. Братухина, Г. К. Язова, Б. Е. Карасева – М. : Машиностроение, 1997. – 410 с.
4. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД: Лопатки компрессора и вентилятора / [Богуслаев В. А., Муравченко Ф. М., Жеманюк П. Д., Качан А. Я. и др.]. – Запорожье : ОАО «Мотор Сич», 2003. – 396 с.
5. Овчинников А. В. Применение титановых сплавов с СМК структурой для восстановления деталей роторной части ГТД / Овчинников А. В. // Автоматическая сварка. – 2012. – № 2(706). – С. 21–25.
6. Овчинников А. В. Формирование структуры в сварных швах жаропрочных титановых сплавов путем их модифицирования / Овчинников А. В // Стародубовские чтения 2012. Строительство, материаловедение, машиностроение – Вып. 64. “ Днепропетровск, ПГАСА, 2012. – С. 359–366.
7. Технологические аспекты повреждений лопаток центробежного колеса компрессора // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении / [Яценко В. К., Павленко Д. В., Рубель О. В. и др.]. – 2000. – № 1. – С. 76–79.
8. Гончар Н. В. Оценка напряженно-деформированного состояния межпазовых выступов диска компрессора с пазами типа «ласточкин хвост» / Гончар Н. В., Павленко Д. В. // Авиационно-космическая техника и технология. – Харьков, 2004. – Вып. 8(16). – С. 77–80.
9. Петухов А. Н. Сопротивление усталости деталей ГТД. – М. : Машиностроение, 1993. – 240 с.
10. Анализ НДС авиационных конструкций с помощью системы ANSYS / [А. Г. Гребеняков, С. П. Светличный, В. Н. Король, В. Н. Анпилов]. – Харьков : ХАИ, 2002. – 289 с.
11. Конюхов А. В. Основы анализа конструкций в системе ANSYS / Конюхов А. В. – Казань, 2001. – 101 с.
12. Овчинников О. В. Матеріалознавчі основи відновлення виробів із складнолегованих титанових сплавів модифікованими субмікросталічними матеріалами : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня докт. техн. наук : спец. 05.02.01 «Матеріалознавство» / О. В. Овчинников. – Запоріжжя, 2013. – 35 с.
13. Пат. 65927 Україна, МПК (2011.01) B23K 9/00. Спосіб аргоно-дугового зварювання титану та його сплавів / Овчинников О. В., Бейгельзімер Я. Ю., Дрозденко Г. В. та інш. ; заявл. та патентовласник Овчинников О.В. – заявл. 03.03.11 ; опубл. 26.12.11, Бюл. № 24.

Одержано 02.07.2014

Овчинников О.В. Оцінка ремонтпридатності титанових моноколів авіадвигунів

Показано методику оцінки запасів міцності осьового моноколеса авіадвигуна, що дозволяє реалізувати матеріалознавчий підхід до формування заданого типу структури в зонах, відновлених наплавленням, що надає можливість диференційованого збільшення рівня механічних властивостей для підвищення ремонтпридатності деталі в цілому.

Ключові слова: моноколесо, запас міцності, наплавлення, відновлення, титановий сплав, субмікрокристалічна структура.

Ovchinnikov A. Maintainability estimation of aircraft engine titanium blisks

Estimation principle of aircraft engine axial blisk strength margin is revealed. It allows to realize material science approach in formation of defined structure type in areas, that are restored by facing. In turn this enables differentiated rising of mechanical properties for component maintainability increasing as a whole.

Key words: blisk, strength margin, facing, restoration, titanium alloy, submicrocrystalline structure.

ПРИБОР ДЛЯ ЭКСПРЕСС-АНАЛИЗА СОДЕРЖАНИЯ ЖЕЛЕЗА В ПЫЛИ ДОМЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА, ОСАЖДЕННОЙ С ПОМОЩЬЮ ЭЛЕКТРОФИЛЬТРОВ

Во всех металлургических переделах образуется значительное количество пылевидных отходов, которые необходимо улавливать и утилизировать с целью извлечения содержащихся в них металлов и поддержания необходимого уровня охраны окружающей среды. Главными источниками образования указанных отходов в черной металлургии являются основные технологические агрегаты металлургического производства: агломерационные машины, доменные и сталеплавильные печи.

Пылевидные отходы металлургического производства содержат большое количество железной составляющей. Это ценное сырье, которое может быть возвращено обратно в производство. Общее содержание Fe, в осаждаемой и поступающей на переработку пыли, не однородно по своему составу и колеблется в широких пределах. Параметры контроля и управления технологическим процессом утилизации напрямую зависят от качественного состава исходного материала. Показатели содержания железа необходимо контролировать в процессе подготовки сырья, для его рационального использования [1].

До настоящего времени наиболее распространенными методами контроля концентрации полезного компонента в железосодержащих отходах (ЖСО), являются методы химического анализа, которые принято считать «эталонными методами».

Методы химического анализа основаны на исследовании протекания химических реакций и изучении продуктов получившихся в их результате, полученные данные дают возможность непосредственно оценить массу веществ, вступивших в реакцию. «Мокрый» химический анализ служит эталоном для проверки всех прочих методов анализа и критерием возможности их применения.

Методика проведения заключается в определении количества так называемого «растворимого» железа. Навеска с материалом обрабатывается соляной кислотой в колбе под часовым стеклом, доводя раствор до кипения. После чего нерастворимый осадок отфильтровывают и определяют «растворимое» железо в растворе. Однако в указанных условиях, кроме полного растворения всех рудных минералов, наблюдается растворение силикатных минералов. Таким образом, при определении содержания «растворимого» железа, значения рудного железа является завышенным [2].

Широкое применение получил метод количественно элементного анализа с помощью атомно-абсорбционного спектрометра. Однако этот метод, как и другие, являются длительными и трудоемкими, и не всегда обеспечивают своевременность контроля, что делает весьма затруднительным применение этих методов для управления и контроля технологическим процессом. Данные методы контроля требуют наличия дорогостоящего оборудования и высококвалифицированного персонала.

В последние годы, для контроля содержания полезных компонентов наряду с рентгеноспектральным и рентгенометрическим методами анализа широкое применение находят методы, использующие постоянные и переменные электрические и магнитные поля. К ним относятся: магнитный анализ, электрическая осциллометрия, парамагнитный метод, методы с использованием масс-спектрометра Деметра, ядерно-магнитный резонанс, ферромагнитный метод и другие.

Использование автоматических установок для определения концентрации полезного компонента в материале значительно упрощают и сокращают процесс измерения, однако, известные методы остаются относительно дорогостоящими, трудоемкими и длительными по времени проведения анализа даже при использовании самых современных приборов. Поэтому требуются специальные устройства для «экспресс-анализа» концентрации полезного компонента в сырье. Эти устройства должны обеспечивать минимальные затраты времени на измерение концентрации полезного компонента, упрощенную или автоматизированную обработку информации с выдачей результата измерений в виде сигнала, зависящего от концентрации полезного компонента в сырье.

Учитывая все достоинства и недостатки оптимальным, с этой точки зрения, является магнитный метод.

Для решения этой задачи в ЗНТУ был разработан прибор для автоматического определения содержания железа в ЖСО.

Прибор представляет собой автоматическое устройство, содержащее источник постоянного магнитного поля и электронные весы с индикатором.

На подставке 1 закреплена стойка 2, на которой смонтирован кремальберный механизм 3, служащий для настройки прибора. На кронштейне 4 жестко закреплены электронные весы 5, предназначенные для измерения силы, с которой постоянный магнит 8, изготовленный из сплава Fe-Nb-B, притягивает контейнер, с железом содержащим материалом 7, который расположен на подвеске 6 (рис. 1).

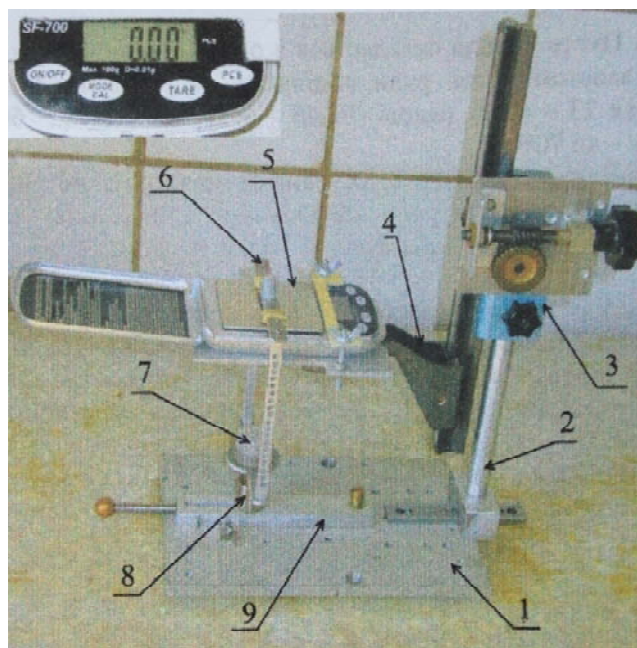


Рис. 1. Прибор для автоматического определения содержания железа в железо содержащем материале:

1 – подставка; 2 – стойка; 3 – кремальберный механизм; 4 – кронштейн; 5 – электронные весы; 6 – подвес; 7 – контейнер для материала; 8 – постоянный магнит; 9 – рычаг

Для определения содержания железной составляющей в исследуемом материале применяется графическая зависимость силы F , с которой контейнер с железом содержащим материалом притягивается магнитом, от содержания железа в материале (рис. 2).

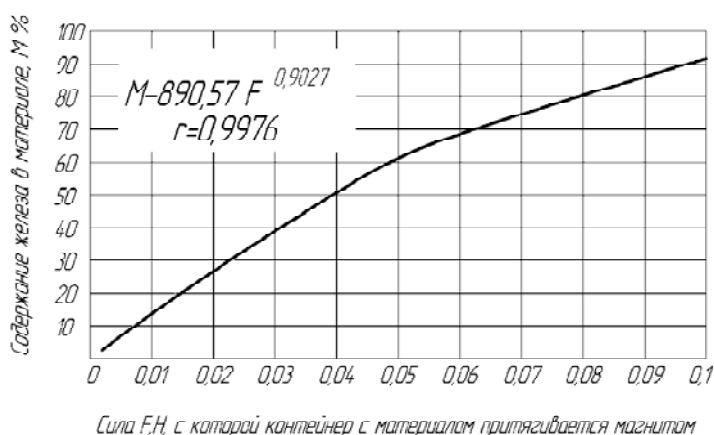


Рис. 2. Зависимость силы F , с которой контейнер с железосодержащим материалом, притягивается магнитом от содержания железа в материале

Принцип действия прибора основан на сравнении эталонного образца, с содержанием железа 100 % и исследуемыми ЖСО. Контейнер с навеской в 1 грамм чистого железа устанавливается на подвеску и с помощью кремальберного механизма изменяется положение контейнера относительно постоянного магнита до достижения значения в 0,1 Н. После чего устанавливается контейнер с ЖСО, навеской равной 1 грамм, установленный контейнер изменяет свое положение относительно начального, на дисплее весов фиксируется значение. Полученное значение силы F позволяет определить процентное содержание железа в сырье.

Для практического опробования прибора применялась пыль из электрофильтров. В качестве образцов использовалось 3 вида железо-содержащей пыли доменного производства:

- 1) пыль подбункерных помещений;
- 2) пыль литейного двора;
- 3) доменная пыль.

Таблица 1 – Результаты экспериментов

№ п/п	Пыль	Сила F,Н	Содержание железа М, %
1	Подбункерных помещений	0,0339	42
2	Литейного двора	0,0456	55
3	Доменной печи	0,0286	36

Выводы

Полученные данные содержания железа в пыли, осажденной с помощью электрофильтров экспресс-анализом находятся в пределах, которые приводятся в атласе промышленных пылей (для данных источников), а также очень близки к значениям полученных химическим анализом ранее, что свидетельствует о корректности полученных данных с помощью данного прибора и возможности его применения для оценки содержания железа в ЖСО в данном случае для пыли доменного производства.

Список литературы

1. Промышленный рециклинг техногенных отходов : учебное пособие / [В. Н. Кокорин, А. А. Григорьев, М. В. Кокорин, О. В. Чемаева]. – Ульяновск : УлГТУ, 2005. – 42 с.
2. Фазовый химический анализ руд черных металлов и продуктов их переработки / [М. Н. Федорова, К. С. Криводубская, Г. Н. Осокина, Т. И. Костоусова]. – М. : Недра, 1972. – 160 с.
3. Кудрянцева Г. П. Ферромагнетизм природных оксидов / Кудрянцева Г. П. – М. : Недра, 1988. – 232 с.

Одержано 27.05.2014

© В. И. Дуда, канд. техн. наук Г. А. Бялик, канд. техн. наук В. И. Гонтаренко
Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

Duda V., Byalik G., Gontarenko V. Rapid-analysis device for determining iron content in blast-furnace dust precipitated by electric filters

Наукове видання

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні № 1/2014**

Науковий журнал

Головний редактор:

Заступники гол. редактора:

д-р техн. наук, професор С. Б. Беліков

д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький,

д-р техн. наук, професор Ю. М. Внуков

Оригінал-макет підготовлено у редакційно-видавничому відділі ЗНТУ

Комп'ютерний дизайн та верстка:

Коректори:

Н. О. Савчук

Н. М. Кобзар, В. К. Єршова, К. С. Бондарчук,

Д. Л. Денисов

Свідоцтво про державну реєстрацію
КВ № 6904 від 29.01.2003

Підписано до друку 10.06.2014. Формат 60×84/8
Папір офс. Різогр. Ум. др. арк. 20
Тираж 300 прим. Зам. № 651

69063, м. Запоріжжя, ЗНТУ, друкарня, вул. Жуковського, 64

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
ДК № 2394 від 27.12.2005