

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

№ 2'2014

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 ВІНІТІ (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 І. П. Волчок (ЗНТУ), Україна

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

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

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

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

д-р техн. наук В. І. Мазур (НТУУ «КПІ»), Україна

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

д-р техн. наук Л. Й. 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 № 6 від 22 грудня 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/portal/> .

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 (НТУУ «КПИ»), 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 № 6 от 22 декабря 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;
- 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, прізвища та ініціали авторів; 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 авторіві.

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

✉ 127238, Москва, Дмитровское шоссе, 157, а/я 42

☎ (8-499) 258-0829

«5» 05. 2015 г. исх. № МТ/50

☎ (8-499) 458-0829

E-mail: mitom@folium.ru

Кафедра физического материаловедения
Запорожский национальный технический университет
ОЛЬШАНЕЦКОМУ В.Е.



Сердечно поздравляем коллектив кафедры физического материаловедения Запорожского национального технического университета с 70-летием.

ДОРОГИЕ КОЛЛЕГИ !

Желаем вам дальнейшего процветания, научных достижений и выдающихся выпускников. Редакция нашего журнала и сотрудников вашей кафедры давно и прочно связывали крепкие дружеские узы. Надеемся, несмотря ни на что, на дальнейшее сотрудничество и дружеские отношения.

С ЮБИЛЕЕМ!

Редакция и редколлегия
журнала МиТОМ

Главный редактор

Л.Б. Скоромникова

ЗМІСТ

I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

<i>Снежной Г.В., Мищенко В.Г., Снежной В.Л.</i> ЭВОЛЮЦИЯ МАГНИТНОГО СОСТОЯНИЯ АУСТЕНИТА ПРИ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТНЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ	9
<i>Буря А.И., Еремина Е.А., Арламова Н.Т.</i> ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ КАРБОНИЛЬНОГО НИКЕЛЯ НА ТЕРМОСТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛОПОЛИМЕРОВ НА ОСНОВЕ ФЕНИЛОНА	14
<i>Брыков М.Н.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНАШИВАНИЯ СТАЛЕЙ ПРИ НИЗКИХ СКОРОСТЯХ СКОЛЬЖЕНИЯ ПО АБРАЗИВУ	19
<i>Вакуленко И.А., Перков О.Н., Болотова Д.М.</i> ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПРИ ОТПУСКЕ ЗАКАЛЕННОЙ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	23
<i>Максакова А.А., Ольшанецкий В.Е., Пашинская Е.Г., Климов А.В.</i> ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПРОВОЛОКИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ СО СДВИГОМ	26

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

<i>Губарь Е.Я., Пономаренко А.М., Фенько И.И.</i> ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ ПОДСЛОЯ НИКЕЛЬ-ФОСФОР В ПОКРЫТИИ ИЗ НИТРИДА ТИТАНА НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ	30
<i>Гайдук С.В., Кононов В.В.</i> ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ТАНТАЛА НА КРИТИЧЕСКИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ В ЛИТЕЙНОМ СВАРИВАЕМОМ ЖАРОПРОЧНОМ НИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ С ПРИМЕНЕНИЕМ РАСЧЕТНЫХ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ МЕТОДИК	34
<i>Губарь Е.Я., Пономаренко А.М., Частоколенко И.П., Шматков В.Ю., Васильченко В.Ю.</i> ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ Al_2O_3 С УЛУЧШЕННЫМ КОМПЛЕКСОМ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ	41
<i>Каморкин П.А.</i> ВЫБОР ДЛИНЫ ОЦЕНИВАНИЯ ПРИ ИЗМЕРЕНИИ ПАРАМЕТРОВ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОФИЛЬНОГО МЕТОДА	45
<i>Лукьяненко О.Л.</i> ВИЗУАЛИЗАЦИЯ ФОРМИРОВАНИЯ ШЕРОХОВАТОСТИ ПРИ КОНЦЕВОМ ФРЕЗЕРОВАНИИ ТОНКОСТЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ	52
<i>Хессе О., Капустян А.Е., Ефременко В.Г., Бережный С.П., Брыков М.Н.</i> ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОГО КРЕМНИЙСОДЕРЖАЩЕГО АУСТЕНИТА	61
<i>Середа Б.П., Белоконь Ю.А., Палехова И.В., Середа Д.Б.</i> ПОЛУЧЕНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ И ПОКРЫТИЙ ПРИ НЕСТАЦИОНАРНЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ УСЛОВИЯХ	67

<i>Янко Т.Б.</i> ВПЛИВ ЛЕГУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ АЛЮМІНІЮ І ВАНАДІЮ НА ХІМІЧНИЙ СКЛАД ТА МІКРОСТРУКТУРУ ТИТАНУ ГУБЧАСТОГО	71
<i>Петрищев А.С.</i> ЗАВИСИМОСТЬ КАЖУЩЕЙСЯ ПЛОТНОСТИ МЕТАЛЛИЗОВАННОГО МОЛИБДЕНОВОГО КОНЦЕНТРАТА ОТ РЕЖИМОВ ТЕПЛОВОЙ ОБРАБОТКИ И СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА В ШИХТЕ ...	74
<i>Малинов Л.С.</i> РОЛЬ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА В ПОВЫШЕНИИ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ	79
<i>Павленко Д.В.</i> ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПОРОШКОВ ТИТАНА НА ПРОЧНОСТЬ СПЕЧЕННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ	87
<i>Капустян А.Е., Овчинников А.В., Павлов В.В.</i> ИНТЕГРИРОВАННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕТОДОВ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ И СВАРКИ	93
<i>Джуган А.А., Овчинников А.В., Ольшанецкий В.Е.</i> АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И ВОЗМОЖНОСТИ ИХ ПРИМЕНЕНИЯ В СОВРЕМЕННЫХ УСЛОВИЯХ (обзор)	96
<i>Грешта В.Л.</i> ДОСЛІДЖЕННЯ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ЧАСТИН БРУХТУ БРОНЕБІЙНИХ ПІДКАЛІБЕРНИХ СНАРЯДІВ З МЕТОЮ ЇХ РАЦІОНАЛЬНОЇ УТИЛІЗАЦІЇ	102

III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

<i>Костюшко И.А.</i> КРИТИЧЕСКИЙ СЛУЧАЙ УСТОЙЧИВОСТИ РАВНОВЕСИЯ ДВУХЗВЕННОГО МАЯТНИКА СО СЛЕДЯЩЕЙ И КОНСЕРВАТИВНОЙ СИЛАМИ С УЧЕТОМ В ШАРНИРАХ НЕЛИНЕЙНЫХ МОМЕНТОВ	105
<i>Бойко С.Б., Величко И.Г.</i> РАСЧЕТ ДВУМЕРНЫХ ТЕПЛОВЫХ СТАЦИОНАРНЫХ ПЕРИОДИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ В МНОГОСЛОЙНЫХ ПЛИТАХ	111
<i>Штефан Т.О.</i> ЧИСЕЛЬНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ДЕФОРМАЦІЇ ПЛИТИ У ВИПАДКУ ПОВНОГО ТА ІДЕАЛЬНОГО КОНТАКТІВ НА МЕЖІ ЗАКРІПЛЕННЯ	117
<i>Колесник Е.В., Клименко А.П.</i> РАСЧЕТНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПОКРЫТИЙ ЭЛЕКТРООСАЖДЕННЫМ ЖЕЛЕЗОМ И СПЛАВАМИ НА ЕГО ОСНОВЕ	121
<i>Анпилогов Д.И.</i> БИМОДАЛЬНЫЕ ИЗГИБНЫЕ КОЛЕБАНИЯ КОНСОЛЬНОГО СТЕРЖНЯ	126

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

<i>Турпак С.М., Грицай С.В., Васильева Л.О.</i> УДОСКОНАЛЕННЯ ЛОГІСТИКИ ДОСТАВКИ МЕТАЛОПРОДУКЦІЇ ОПТИМАЛЬНИМ ФОРМУВАННЯМ ВАГОННИХ ВІДПРАВЛЕНЬ	131
---	-----

<i>Плескач В.М.</i> ПРОБЛЕМИ УКРАЇНСЬКОЇ ТЕРМІНОЛОГІЇ	138
<i>Брыков М.Н.</i> МЕТОД ИСПЫТАНИЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ИЗНАШИВАНИЕ ПРИ НИЗКИХ СКОРОСТЯХ СКОЛЬЖЕНИЯ ПО АБРАЗИВУ	139
<i>Кулагін Д.О.</i> ВИЗНАЧЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ ПОБУДОВИ ТЯГОВИХ ЕЛЕКТРОПРИВОДІВ ПРОМТРАНСПОРТУ	147
<i>Плескач В.М., Ольшанецкий В.Е.</i> АКАДЕМИК СТЕПАН ТИМОШЕНКО	152
<i>Носенко М.І.</i> ОТРИМАННЯ ВИРОБІВ ПРИ ГАРЯЧОМУ ДЕФОРМУВАННІ ПОРОШКОВИХ ЗАГОТОВОК	155
<i>Мазин В.А.</i> ЭФФЕКТЫ ДИССОЦИАЦИИ ГАЗОВ ПРИ ОСУЩЕСТВЛЕНИИ РАБОЧЕГО ЦИКЛА КОМБИНИРОВАННОГО ДВИГАТЕЛЯ ВНУТРЕННЕГО СГОРАНИЯ	158
<hr/>	
ПАМ'ЯТІ КОЛЕГИ	161

I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 669.15:537.621.4:620.193.4

Канд. физ.-мат. наук Г. В. Снежной¹, д-р техн. наук В. Г. Мищенко²,
канд. физ.-мат. наук В. Л. Снежной²¹ Запорожский национальный технический университет, ² Запорожский национальный университет;
г. Запорожье

ЭВОЛЮЦИЯ МАГНИТНОГО СОСТОЯНИЯ АУСТЕНИТА ПРИ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТНЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ

Экспериментально установлено, что аустенит исследуемой стали 08X18H10, содержащий после стандартной закалки (1050 °С, в воду) незначительное количество δ - феррита, до одноосного растяжения характеризовался определенным магнитным состоянием, которое описывается удельной магнитной восприимчивостью $\chi_0 = 2,55 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$, а после пластического одноосного растяжения магнитное состояние аустенита изменяется на 26 % ($\chi_0 = 3,22 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$). Такое отличие магнитных состояний аустенита может влиять на механические и служебные свойства аустенитных хромоникелевых сталей.

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

Введение

Аустенит хромоникелевых сталей аустенитного класса с точки зрения магнитного состояния можно рассматривать как парамагнетик. Парамагнитный эффект возникает в аустените в связи с наличием нескомпенсированных орбитальных и спиновых магнитных моментов. При отсутствии внешнего магнитного поля векторы магнитных моментов располагаются равновероятно по всем направлениям под действием тепловой энергии и поэтому результирующий магнитный момент аустенита равен нулю. При наличии внешнего магнитного поля возникает преимущественное направление магнитных моментов вдоль поля, в результате чего суммарный магнитный момент аустенита не равен нулю.

Для описания магнитного состояния аустенита выбран чувствительный параметр – удельная магнитная

восприимчивость χ_0 [1]: $\chi_0 = \frac{\sum p_i}{m \cdot H}$, где p_i – неском-

пенсированный магнитный момент вещества, m – масса вещества, H – магнитное поле. Физически это означает, что удельная магнитная восприимчивость представляет физическую величину, численно равную сумме магнитных моментов единицы массы вещества при единичном магнитном поле. Парамагнитная восприимчивость χ_0 чувствительна к изменениям механических и служебных свойств аустенита.

Использовать другие методы, например, рентгеновские лучи для изучения магнитного состояния (магнитной атомной структуры) нельзя, так как рентгеновские лучи не имеют магнитных моментов, которые бы могли взаимодействовать с атомными магнитными моментами частиц вещества [2]. Для исследования магнитного атомного состояния можно привлекать нейтроны, которые обладают магнитным моментом и поэтому могут взаимодействовать с магнитными моментами атомов в кристаллах [2]. Однако этот метод является достаточно трудоемким. Следовательно, магнитометрический метод является наиболее простым и удобным [3].

В процессе холодной пластической деформации аустенитных хромоникелевых сталей протекают сложные $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения, приводящие к нарушению равномерного распределения легирующих и примесных элементов [4]. Последние процессы приводят к изменению кристаллической и атомно-магнитных состояний аустенита [4]. Эти явления могут определять дальнейшие механические и служебные свойства сталей.

Изучению $\gamma \rightarrow \alpha'$ (α' - мартенсит деформации) магнитными методами в аустенитных хромоникелевых сталях посвящено много работ [5...8]. При этом значительные трудности возникают при исследовании начальной стадии $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения, когда зарождается весьма низкое содержание α - фазы (0,000...0,5 %) и, когда при измерении α - фазы не учитывается намаг-

ниченность аустенита. Последнее приводит к значительным погрешностям до 1000 % [9]. Поэтому к полученным данным нужно относиться осторожно [6].

Сравнительно мало посвящено работ поведению аустенита при холодной пластической деформации до и после возникновения мартенсита деформации [10–12]. В настоящей работе исследуется изменение магнитного состояния (параметра χ_0) аустенита до и после пластической одноосной деформации растяжением стали 08X18H10 при комнатной температуре.

Материал и методика эксперимента

Для исследования выбрана аустенитная хромоникелевая сталь 08X18H10 в виде проволоки диаметром 4 мм, которая применяется для изготовления сварочных электродов. Химический состав стали (масс. %): С-0,068, Cr-17,90, Ni-10,1, Mn-1,56, Si-0,55, Nb-0,032, Ti-0,0075, Mo-0,101, Cu-0,162, P-0,030, S-0,011, N-0,057. С целью получения полностью аустенизированного состояния (100,00 %) стержни из этой проволоки подвергали нагреву до 1373 К, выдерживали 30 мин. и охлаждали в воде. Однако такая закалка не привела к полной аустенизации, т. к. образцы содержали незначительное количество δ -феррита. Затем эти стержни подвергали одноосной деформации растяжением на приборе ИР-100 при комнатной температуре. Стержни с исходной длиной 273 мм с кольцевым концентратором посередине шириной 0,5 мм и глубиной 0,25 мм под действием усилия 8,6 кН разрушались при длине 357 мм. Диаметр стержня до разрушения 4 мм, в точке разрыва 2,5 мм. Из этих стержней вырезали образцы холодным механическим способом в виде цилиндрической формы высотой 3 мм. Для снятия поверхностных напряжений образцы шлифовались абразивной бумагой и электрополировались до зеркального блеска.

Удельную магнитную восприимчивость χ , результирующую удельную магнитную восприимчивость $\chi_\infty = \chi_0 + \chi_p$ (χ_0 и χ_p соответственно удельные магнитные восприимчивости аустенитной и парапроцессной составляющей α -фазы образца) и весьма низкое содержание α -фазы (δ -феррит и α' -мартенсит деформации) определяли по методике, описанной в работах [9, 13, 14].

Экспериментальные результаты и их обсуждение

В таблицах 1,2 приведены соответственно экспериментальные значения для недеформированных и деформированных образцов результирующие удельные магнитные восприимчивости $\chi_\infty = \chi_0 + \chi_p$ количество δ -феррита P_δ и суммарное значение $P_{\delta+\alpha'}$ δ -феррита и α' -мартенсита в образцах, деформированных растяжением.

Обращает на себя внимание тот факт, что весьма низкое содержание P_δ δ -феррита в объемных про-

Таблица 1 – Экспериментальные значения χ_∞ и P_δ для недеформированных (исходных) образцов

№ недеформированных (исх.) образцов	$\chi_\infty, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$	$P_\delta, \%$
1	2,80	0,0074
2	2,68	0,0035
3	2,67	0,0030
4	2,74	0,0058
5	2,70	0,0048
6	2,82	0,0081
7	2,90	0,0098
8	2,94	0,0113
9	2,85	0,0093
10	2,76	0,0065
		$\bar{P}_\delta = 0,0070\%$

центах порядка тысячных долей процента (см. табл. 1) по сравнению с суммарным содержанием $P_{\delta+\alpha'}$ (δ -феррита и α' -мартенсита) (см. табл. 2) примерно в 5 раз меньше. Если принять, что при деформации количество δ -феррита не изменяется ($P_\delta = \text{const}$), тогда среднее значение составляет $\bar{P}_\delta = 0,0070\%$ δ -феррита распределенного по длине недеформированного стержня (см. табл.1), то легко подсчитать приближенное количество образовавшегося α' -мартенсита по формуле $P_{\alpha'} = P_{\delta+\alpha'} - \bar{P}_\delta$ (см. табл. 2). На рис. 1 представлено графическое распределение количества α' -мартенсита, распределенного по длине стержня после деформации растяжением. Образец 40 соответствует точке разрыва. Как видим, в области разрушения количество возникающего α' -мартенсита в ~ 100 раз превышает количество локального мартенсита, образовавшегося по длине стержня до разрушения.

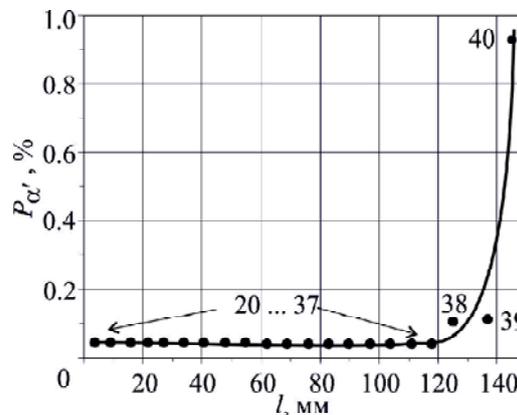


Рис. 1. Распределение α' -мартенсита по длине стержня после деформации растяжением стали 08X18H10. Цифрами указаны номера вырезанных образцов

Таблица 2 – Экспериментальные значения χ_∞ , $P_{\delta+\alpha'}$ и $P_{\alpha'} = P_{\delta+\alpha'} - \bar{P}_\delta$ для образцов, деформированных одноосным растяжением

№ деформированных образцов	χ_∞ , 10^{-8} м ³ /кг	$P_{\delta+\alpha'}$, %	$P_{\alpha'} = P_{\delta+\alpha'} - \bar{P}_\delta$, %
20	3,57	0,0505	0,0435
21	3,55	0,0504	0,0434
22	3,67	0,0491	0,0421
23	3,68	0,0475	0,0405
24	3,69	0,0479	0,0409
25	3,62	0,0486	0,0416
26	3,56	0,0481	0,0411
27	3,59	0,0482	0,0412
28	3,62	0,0501	0,0431
29	3,58	0,0458	0,0388
30	3,58	0,0457	0,0387
31	3,54	0,0451	0,0381
32	3,56	0,0452	0,0382
33	3,57	0,0453	0,0383
34	3,58	0,0454	0,0384
35	3,61	0,0455	0,0385
36	3,63	0,0457	0,0387
37	3,67	0,0458	0,0388
38	4,3	0,1100	0,1030
39	4,9	0,1190	0,1120
40	12,7	0,9330	0,9260

Для нахождения удельных магнитных восприимчивостей аустенита χ_0 (недеф.) и χ_0 (деф.) соответственно недеформированного и деформированного образцов из линейной зависимости χ_∞ от P_δ (рис. 2), χ_∞ от $P_{\alpha'}$ (рис. 3) экстраполированием $P_\delta \rightarrow 0$ и $P_{\alpha'} \rightarrow 0$ (отсутствует феррофаза, т. е. $\chi_p = 0$ и поэтому $\chi_\infty = \chi_0 + \chi_p \rightarrow \chi_0$) определяем значение χ_0 (недеф.) и χ_0 (деф.) аустенита (соответственно для недеформированных и деформированных образцов). Из рис. 2, 3 следует, что χ_0 (недеф.) = $2,55 \cdot 10^{-8}$ м³/кг и χ_0 (деф.) = $3,22 \cdot 10^{-8}$ м³/кг.

Используя чувствительный магнитометрический метод, ранее установлен эффект роста удельной магнитной восприимчивости χ_0 аустенита при одноосном сжатии сталей 12X18H10T [11], 10X18H9-У [12], 08X18H10T [15] до истинной деформационной точки ϵ_s . В точке ϵ_s зарождается и с увеличением степени

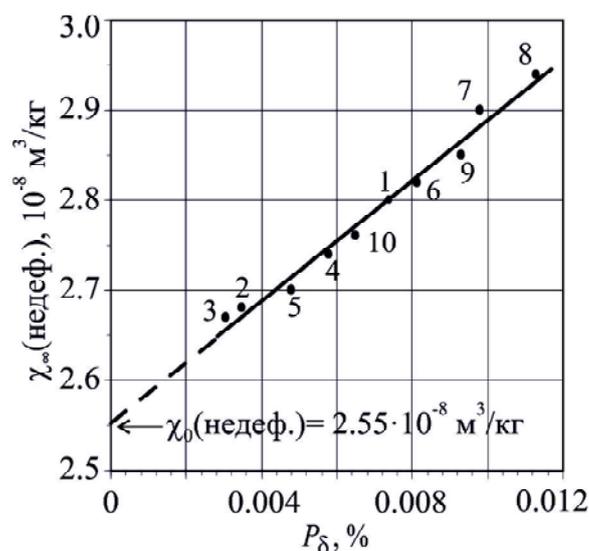


Рис. 2. Зависимость результирующей удельной магнитной восприимчивости χ_∞ (недеф.) от количества δ -феррита недеформированных (исходных) образцов, вырезанных вдоль стержня. Цифрами 1...10 указаны номера образцов

деформации накапливается мартенсит деформации при постоянном значении $\chi_0^{\max} = \text{const}$ (постоянное магнитное состояние). Так, для стали 12X18H10T [11] до деформации сжатием $\chi_0 = 3,32 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$, а в точке ε_s удельная магнитная восприимчивость достигает $\chi_0^{\max} = 4,6 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$; для стали 10X18H9-У [12] $\chi_0 = 2,82 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$, $\chi_0^{\max} = 3,06 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$; для стали 08X18H10T [15] $\chi_0 = 2,81 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$, $\chi_0^{\max} = 3,23 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$.

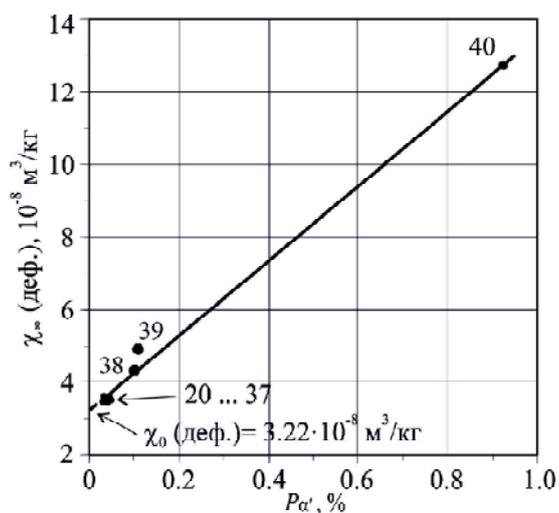


Рис. 3. Зависимость результирующей удельной магнитной восприимчивости χ_{∞} (деф.) от количества $P_{\alpha'}$ α' -мартенсита деформированных образцов одноосным растяжением. Цифрами 20...40 указаны номера образцов. Образец 40 соответствует точке разрыва

Таким образом, по аналогии с [10] можно принять, что исследуемая сталь 08X18H10 до одноосного растяжения характеризовалась определенным магнитным состоянием аустенита ($\chi_0 = 2,55 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$) и по мере достижения истинной деформационной мартенситной точки ε_s магнитное состояние возросло до постоянного максимального значения $\chi_0^{\max} = 3,22 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$, при котором начал зарождаться и накапливаться α' -мартенсит деформации, т.е. магнитное состояние χ_0 изменилось более чем на 26%. В работах [16, 17] установлено, что механические и служебные свойства коррелируют с удельной магнитной восприимчивостью χ_0 аустенита стали AISI321. Предполагается, что такая корреляционная зависимость может иметь место и для исследуемой стали, деформированной одноосным растяжением.

Выводы

1. Установлено, что сталь 08X18H10 в виде стержня после стандартной термообработки (1050 °С 30 мин, охлаждение в воду) полностью не аустенизируется и количество δ -феррита по длине стержня оказывается

неоднородным и изменяется от 0,0030 до 0,0113%. Среднее количество δ -феррита составляет 0,0070%.

2. После одноосного растяжения исходной стали 08X18H10 количество α' -мартенсита в различных участках по длине деформированного стержня до зоны разрушения изменяется от 0,0030% до 0,0113%, т.е. значительно больше по сравнению со средним значением δ -феррита недеформированной стали. Непосредственно в зоне разрушения $P_{\alpha'}$ возросло до 0,926%.

3. Установлено различные магнитные состояния аустенита стали 08X18H10 до одноосного растяжения ($\chi_0 = 2,55 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$) и после одноосного растяжения ($\chi_0 = 3,22 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$), что, возможно, может влиять на механические и служебные свойства аустенитных хромоникелевых сталей.

Список литературы

1. Вонсовский С. В. Магнетизм / С. В. Вонсовский. – М.: Наука, 1971. – 1032 с.
2. Вонсовский С. В. Природа магнетизма / С. В. Вонсовский. – М.: Знание, 1964. – 40 с.
3. Снежной В. Л. Определение низких содержаний альфа-фазы в аустенитных хромоникелевых сталях и влияние магнитного поля на $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение: дис. ... кандидата физ.-матем. наук: 046 – физика твердого тела / Снежной Валентин Лукьянович / Днепропетровск, 1968. – 130 с.
4. Ермаков Б. С. Роль остаточных сварочных деформаций в снижении работоспособности трубопроводов, эксплуатируемых в условиях низких температур / Б. С. Ермаков, С. О. Маликов, Ю. П. Солнцев // Известия СПбГУНиПТ. – 2007. – № 1. – С. 28–33.
5. Ажажа В. М. Применение магнитных методов для исследования эволюции структуры в аустенитных нержавеющих сталях после длительной эксплуатации энергоблоков на АЭС / В. М. Ажажа, В. А. Десненко, Л. С. Ожигов и др. // Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение» (94). – 2009. – № 4–2. – С. 241–246.
6. Максимкин О. П. Параметры образования мартенситной α' -фазы при деформации нержавеющих сталей, облученных в реакторах АХ ВВРр-К и БН-350 / О. П. Максимкин, Н. Н. Гусев, И. С. Осипов // Вестник НЯЦ РК. – 2007. – № 3. – С. 12–17.
7. Максимкин О. П. Обратное мартенситное $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение в стали 12X18H10T, облученной до 56 СНА в реакторе БН-350 и деформированной при 293К / О. П. Максимкин, Б. К. Рахашев // Вестник НЯЦ РК. – 2009. – № 3. – С. 161–166.
8. Максимкин О. П. Особенности кинетики образования α' -мартенсита при деформации нержавеющей стали 12X18H10T, облученной нейтронами / О. П. Максимкин, К. В. Цай, Д. Х. Садвакасов // Вестник НЯЦ РК. – 2007. – № 1. – С. 4–13.
9. Снежной В. Л. Влияние магнитного момента парамагнитной матрицы на определение низких содержаний α -фазы в аустенитных сталях / В. Л. Снежной, Ф. Д. Мирошниченко, В. Г. Каниболоцкий, Г. А. Охромий // ФММ. – 1970. – Т. 30. – № 2. – С. 363–366.

10. 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.
11. Сніжної Г. В. Зародження мартенситу деформації в хромонікелевих сталях аустенітного класу / Г. В. Сніжної // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2011. – Т. 47. – № 3. – С. 84–89.
12. Сніжної Г. В. Магнетна поведінка аустеніту на початку утворення мартенситу деформації в криці 10X18H9-У / Г. В. Сніжної // Фізика і хімія твердого тіла. – 2011. – Т. 12. – № 3. – С. 748–752.
13. Снежной Г. В. Интегральный физический метод идентификации α' -фазы в аустенитных хромоникелевых сталях / Г. В. Снежной, В. Г. Мищенко, В. Л. Снежной // Литье и металлургия. – 2009. – №3(52). – С. 241–244.
14. Снежной Г. В. Контроль количества δ -феррита в сталях типа 18-10 методом определения парапроцессной магнитной восприимчивости / Г. В. Снежной // Авиационно-космическая техника и технология. – 2011. – №10(87). – С. 22–25.
15. Snizhnoi G.V. Magnetic state of the deformed austenite before and after martensite nucleation in austenitic stainless steels // G.V.Snizhnoi, M.S.Rasshchupkyuna / Journal of Iron and Steel Research, International. – 2012. – Vol. 19. – № 6. – P. 42–46.
16. Snizhnoi G. V. Dependence of the Corrosion Behavior of Austenitic Chromium-Nickel Steels on the Paramagnetic State of Austenite / G.V. Snizhnoi // Materials Science. – 2013. – Vol. 49. – №3. – P. 341–346.
17. Сніжної Г. В. Вплив магнітного стану аустенітної матриці на механічні властивості сталі AISI321 / Г. В. Сніжної // Авіаційно-космічна техніка і технологія. – 2014. – № 7(114). – С. 105–109.

Одержано 10.11.2014

Сніжної Г.В., Міщенко В.Г., Сніжної В.Л. Еволюція магнітного стану аустеніту при холодній пластичній деформації аустенітних хромонікелевих сталей

Експериментально встановлено, що аустеніт досліджуваної сталі 08X18H10, який містить після стандартної закалки (1050 °С, у воду) незначну кількість δ -ферриту, до одноосового розтягування описувався певним магнітним станом, який характеризується питомою магнітною сприйнятливістю $\chi_0 = 2,55 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$, а після пластичної деформації одноосовим розтягуванням магнітний стан аустеніту ($\chi_0 = 3,22 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$) змінюється майже на 26 %. Така відмінність магнітних станів аустеніту може бути однією з причин зміни механічних і службових властивостей аустенітних хромонікелевих сталей.

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

Snezhnoi G., Mishcheno V., Snezhnoi V. The evolution of the magnetic state of austenite during cold plastic deformation of austenitic chromium-nickel steels

Austenite of steel 08X18H10 with insignificant quantity of δ -ferrite after standart quenching (1050 °C, water) before uniaxial tension is described by magnetic state which is characterized by specific magnetic susceptibility $\chi_0 = 2,55 \cdot 10^{-8} \text{ m}^3/\text{kg}$ has been established experimentally. After uniaxial tension deformation magnetic state of austenite ($\chi_0 = 3,22 \cdot 10^{-8} \text{ m}^3/\text{kg}$) is changed by almost 26 %. This difference of magnetic state of austenite may be one of the reasons of changing mechanical and service properties of austenitic chromium-nickel steels.

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

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ КАРБОНИЛЬНОГО НИКЕЛЯ НА ТЕРМОСТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛОПОЛИМЕРОВ НА ОСНОВЕ ФЕНИЛОНА

Введение в термостойкий полиамид фенилон С-1 мелкодисперсных частиц карбонильного никеля позволяет существенно улучшить теплофизические характеристики композиционных материалов и расширить температурный интервал эксплуатации изделий из них. Показано, что термостойкость фенилона С-1 при введении карбонильного никеля в количестве 5–20 масс. % возрастает на 10–30 градусов.

Ключевые слова: композитные материалы, ароматический полиамид фенилон, карбонильный никель, термогравиметрический анализ, термическая деструкция, кинетическая модель.

Введение

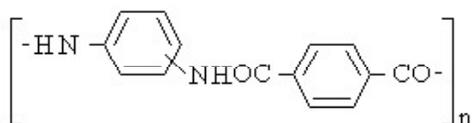
Многие детали технических устройств из полимерных композитов (ПК) эксплуатируются в нестационарных тепловых полях, поэтому изучение их теплофизических характеристик является весьма актуальной задачей. Процессы переноса тепла имеют большое практическое значение в авиации, космонавтике, промышленной энергетике, в технологических процессах химической, строительной и других отраслях промышленности [1].

В частности, материалы на основе ароматических полиамидов предназначены для работы при повышенных (до 523 К) температурах и во всех климатических зонах. Кроме этого, термический коэффициент линейного расширения ароматических полиамидов в области эксплуатации достаточно стабилен и в 2–3 раза ниже, чем у других ненаполненных пластмасс [2]. Улучшение свойств фенилона – основная причина введения в него наполнителей [3].

В связи с вышеизложенным, целью данной работы являлась разработка ПК на основе ароматического полиамида с улучшенными термическими характеристиками.

Объекты, методы исследования

Фенилоны относятся к классу ароматических термостойких полиамидов [4] и представляют собой линейные гетероцепные полимеры, макромолекулы которых построены из ароматических фрагментов различного строения, соединенных амидными связями. Так, фенилон С-1 (ТУ 6-05-221-101-71) является сополимером (см. схему 1):



(смешанный полиамид), представляет собой мелкодисперсный порошок розового цвета, имеет насыпную плотность – 0,2–0,3 г/см³. Удельная вязкость его 0,5 %-го раствора в ДМФА (с добавкой 5% хлористого лития) не менее 0,75. С-1 перерабатывается в блочные изделия пресс-литьем и методом прямого прессования. Основные его свойства приведены в табл. 1.

Таблица 1 – Физико-механические свойства фенилона [4]

Показатели	Фенилон
Плотность, г/см ³	1,35
Разрушающее напряжение, МПа:	
при растяжении	100
при статическом изгибе	150
Ударная вязкость, кДж/м ²	20
Предел текучести при сжатии, МПа	220
Температура размягчения по Вика, К	543
Усадка после прессования, %	0,6
Водопоглощение за 24 часа, %	0,5

В качестве наполнителя использовали карбонильный никель (ПНК-2К10, ГОСТ 9722-97), свойства которого приведены в табл. 2, структура – на рис. 1.

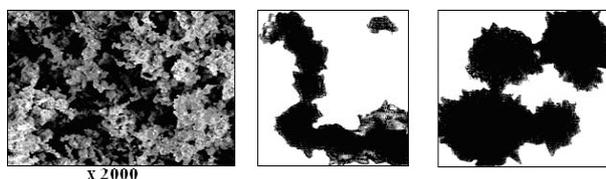


Рис. 1. Структура и фотографии частиц порошка карбонильного никеля

Как видно из рис. 1, частицы карбонильного никеля имеют чрезвычайно развитую поверхность с многочисленными острыми выступами, которая способствует лучшей адгезии между наполнителем и полимерным связующим [5].

Таблиця 2 – Основные свойства карбонильного никеля

Символ	Цвет пресс-порошка	Плотность, кг/м ³	Насыпная плотность, кг/м ³	Температура плавления, К	Размер частиц, мкм
Ni	серый	8900	1200 и больше	1726	40–60 мкм

Пресскомпозиции состава: фенилон С-1 + 5–20 масс. % карбонильного никеля (табл. 3) готовили путем смешения компонентов во вращающемся электромагнитном поле в присутствии ферромагнитных частиц. Переработку приготовленной таким образом смеси в изделия осуществляли методом компрессионного прессования при различных температурах: 588, 593, 598 К.

Термическую деструкцию полученных образцов изучали на дериватографе Q-1500Д системы Ф. Паулик, Й. Паулик и Л. Эрдей фирмы MOM (Венгрия). Испытания проводили в специальных керамических тиглях на воздухе в интервале температур 298–873К. Скорость подъема температуры – 10 град/мин, в качестве эталонного вещества (инертного) использовали Al₂O₃, навеска вещества – 100 мг. Чувствительность метода ДТА составляла 1/3.

Таблиця 3 – Состав пресскомпозицій

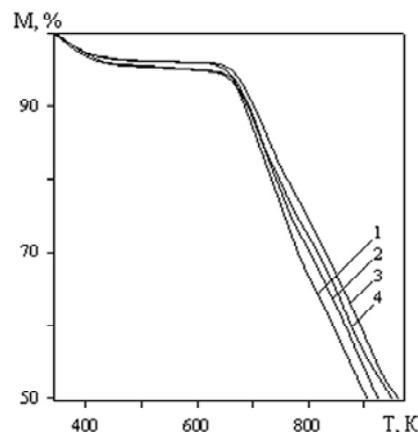
Наполнитель	Содержание, масс. %	Связующее	Содержание, мас. %
Карбонильный никель	–	Ароматический полиамид фенилон С-1	100
	5		95
	10		90
	15		85
	20		80

Обсуждение результатов исследований

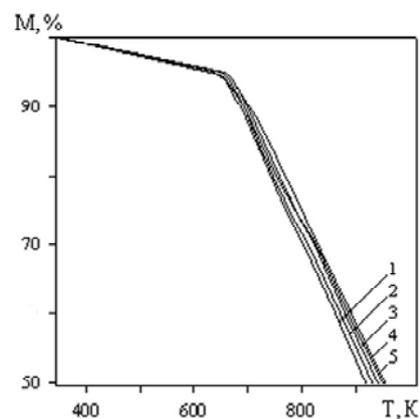
Результаты термического анализа (табл. 4) свидетельствуют о высокой термостойкости фенилона С-1 и металлополимеров на его основе. Анализ зависимости «потеря массы – температура» для исследованных материалов показал, что процесс разложения металлополимеров протекает подобно исходному полимеру (рис. 2).

На первом этапе для всех исследуемых материалов в температурном диапазоне 373–473 К наблюдается постепенное уменьшение массы на 1,5–2 %, связанное с потерей влаги. Затем, вплоть до T = 623 К, масса образцов остается практически неизменной; при этом наблюдается плавный ход кривых ДТА (рис. 3) без ярко выраженных изменений.

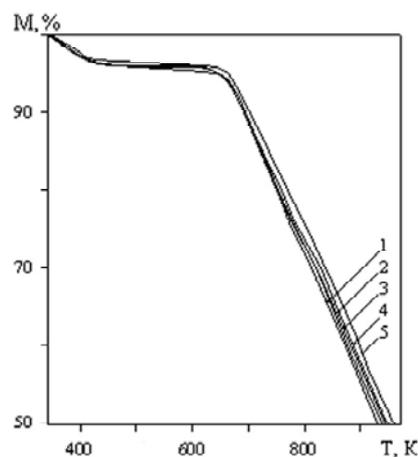
Интенсивная деструкция как исходного фенилона, так и металлополимеров на его основе, сопровождающаяся значительной потерей массы, начинается после 673К. Разложение исследуемых образцов происходит в области 873–923; на кривых ДТА в этой области наблюдаются пики, относящиеся к полной деструкции материала (рис. 3).



а



б



в

Рис. 2. ТГ-кривые фенилона С-1 (1) и металлополимеров на его основе, содержащих 5 (2), 10 (3), 15 (4), 20 (5) масс. % карбонильного никеля, отпрессованные при температуре 588 (а), 593 (б), 598 К (в)

Интересно отметить, что исходный фенилон теряет 10 % массы при 687-693К, в то время как для металлополимеров этот показатель сдвигается на 5–15 градусов в сторону более высоких температур (табл. 4). Это можно объяснить уменьшением подвижности молекулярных цепей полимера при его наполнении, что, как известно [6], приводит к повышению его термоокислительной устойчивости.

Результаты исследований показали, что наиболее оптимальной температурой прессования является 598 К, при

которой наблюдается высокая термостойкость как исходного фенилона, так и металлополимеров на его основе.

С целью выбора оптимальной кинетической модели для описания термической деструкции фенилона и металлополимеров на его основе, полученных при температуре прессования 598К, по экспериментальным данным (табл. 4, рис. 2, 3) была рассмотрена возможность применения математических моделей различных гетерогенных процессов [7].

Таблица 4 – Термостойкость материалов

Материал	T_{10}	T_{20}	T_{30}	T_{50}	$T_{v \max}$
Температура прессования 588 К					
Фенилон – С1	687	733	782	905	713
Фенилон С-1 + 5 мас.% Ni	692	742	803	924	713
Фенилон С-1+ 10 мас.% Ni	692	747	819	942	694
Фенилон С-1 + 15 мас.% Ni	692	754	822	951	696
Температура прессования 593					
Фенилон С-1	688	741	802	920	692
Фенилон С-1 + 5 мас.% Ni	693	747	811	931	693
Фенилон С-1+ 10 мас.% Ni	693	751	821	943	701
Фенилон С-1 + 15 мас.% Ni	693	756	825	952	703
Фенилон С-1 + 20 мас.% Ni	703	765	837	956	692
Температура прессования 598К					
Фенилон – С1	693	752	812	931	692
Фенилон С-1 + 5 мас.% Ni	698	753	820	938	693
Фенилон С-1+ 10 мас.% Ni	698	754	824	945	702
Фенилон С-1 + 15 мас.% Ni	699	758	829	954	699
Фенилон С-1 + 20 мас.% Ni	703	770	842	958	704

* T_{10} , T_{20} , T_{30} , T_{50} – температуры 10, 20, 30 и 50 % потери массы, К.

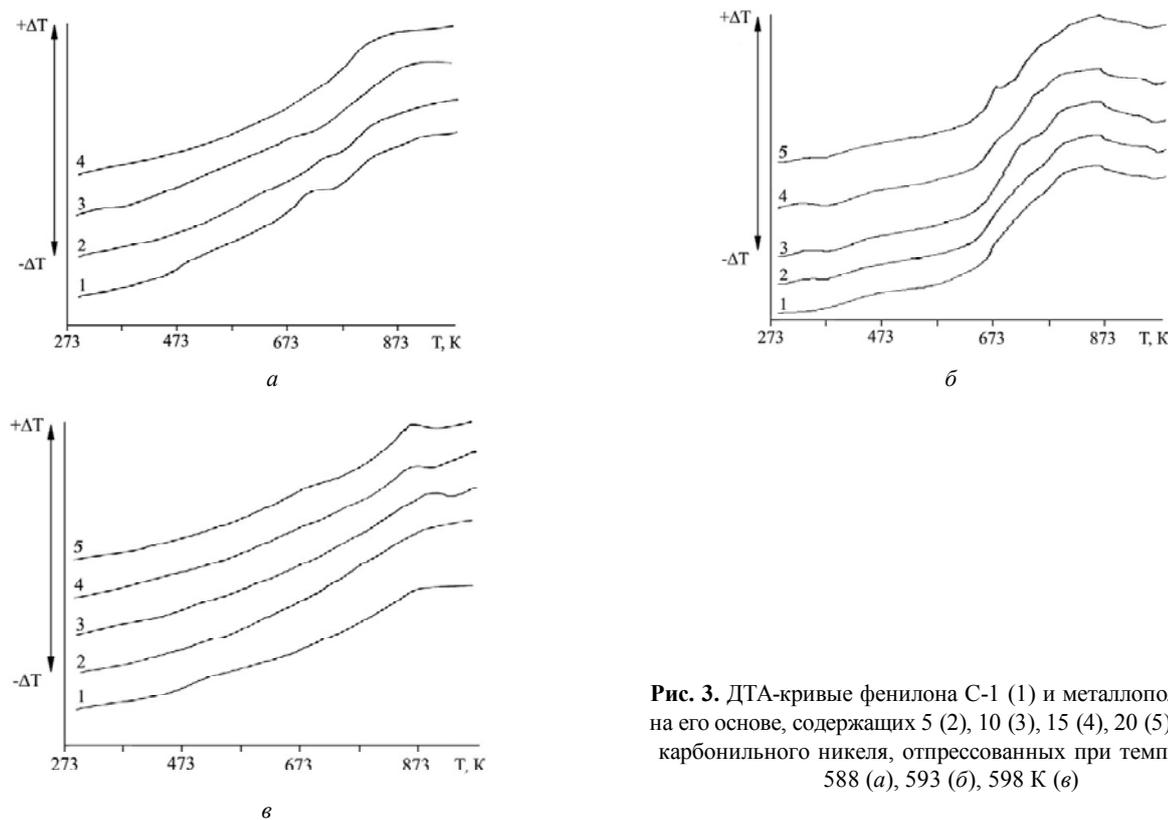
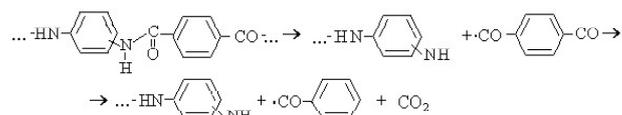


Рис. 3. ДТА-кривые фенилона С-1 (1) и металлополимеров на его основе, содержащих 5 (2), 10 (3), 15 (4), 20 (5) масс. % карбонильного никеля, отпрессованных при температуре 588 (а), 593 (б), 598 К (в)

Результаты расчета кинетических параметров процесса термодеструкции исследуемых материалов (коэффициента корреляции, минимума функции, энергии активации, предэкспоненциального множителя), рассчитанные по программе [8], разработанной для IBM, свидетельствуют (табл. 5), что высокие значения коэффициента корреляции, при минимальных значениях функции S , получены по уравнению (1), которое характеризует процесс зародышеобразования: фенилон претерпевает мономолекулярные превращения, в результате которых из валентно-насыщенных молекул образуются радикалы, обладающие сравнительно малой реакционной способностью. Учитывая то, что при термолитизе фенилона, в первую очередь, расщеплению подвергаются наиболее слабые Ph-N и C-N связи [6], можно предположить, что модель (1) описывает ниже-

приведенный гомолитический процесс с образованием свободных радикалов (см. схему 2):



Адекватно отражает процесс и математическая модель двумерной диффузии (цилиндрическая симметрия) на границе раздела фаз (2): твердый остаток - газообразные продукты термолитиза. Частицы цилиндрической формы диффундируют к слою золы, накапливающейся по мере сгорания фенилона. Очевидно, это наиболее медленный процесс, так как он требует большой энергии активации (табл. 5)

Таблица 5 – Расчетные кинетические параметры процесса термодеструкции исследуемых материалов (температура прессования 598 К)

Математическая модель процесса	R	S	$E_{акт.}$, кДж/моль	$\lg Z$
Фенилон С-1				
$k\tau = \alpha$ (1)	0,96	$0,40 \cdot 10^{-1}$	35,9	-0,97
$k\tau = (1-\alpha) \ln(1-\alpha) + \alpha$ (2)	0,93	$0,40 \cdot 10^{-1}$	12,95	-2,25
Фенилон С-1 + 5 мас.% Ni				
$k\tau = \alpha$ (1)	0,95	$0,44 \cdot 10^{-1}$	36,65	-0,91
$k\tau = (1-\alpha) \ln(1-\alpha) + \alpha$ (2)	0,92	$0,44 \cdot 10^{-1}$	13,33	-2,22
Фенилон С-1 + 10 мас.% Ni				
$k\tau = \alpha$ (1)	0,96	$0,4 \cdot 10^{-1}$	37,69	-0,84
$k\tau = (1-\alpha) \ln(1-\alpha) + \alpha$ (2)	0,94	$0,4 \cdot 10^{-1}$	13,92	-2,18
Фенилон С-1 + 15 мас.% Ni				
$k\tau = \alpha$ (1)	0,97	$0,20 \cdot 10^{-1}$	39,52	-0,69
$k\tau = (1-\alpha) \ln(1-\alpha) + \alpha$ (2)	0,98	$0,20 \cdot 10^{-1}$	14,81	-2,11
Фенилон С-1 + 20 мас.% Ni				
$k\tau = \alpha$ (1)	0,97	$0,3 \cdot 10^{-1}$	39,18	-0,78
$k\tau = (1-\alpha) \ln(1-\alpha) + \alpha$ (2)	0,96	$0,3 \cdot 10^{-1}$	14,63	-2,15

* r – коэффициент корреляции; $E_{акт.}$ – энергия активации; Z – предэкспоненциальный множитель в уравнении Аррениуса; S – минимум функции.

Выводы

Проведенные испытания и полученные результаты показали, что термостойкость ароматического полиамида фенилон С-1 при введении карбонильного никеля в количестве 5–20 масс. % возрастает на 5–30 градусов (наиболее существенно в случае 20 %-го наполнения).

Список литературы

1. Аскадский А. А. Компьютерное материаловедение полимеров / Аскадский А. А., Кондращенко В. И. – Т. 1. – Атомно-молекулярный уровень. – М. : Научный мир, 1999. – 544 с.

2. Разработка органопластиков на основе ароматического полиамида фенилон / [А. И. Буря, Н. Т. Арламова, Р. А. Макарова, П. А. Чукаловский] // Материалы. Технологии. Инструменты. – 2006. – Т.11. – № 2 – С. 79–84.
3. Соколов Л. Б. Термостойкие и высокопрочные полимерные материалы / Соколов Л. Б. – М. : Знание, 1984. – 64 с.
4. Термостойкие ароматические полиамиды / [Л. Б. Соколов, В. Д. Герасимов, В. Д. Савинов, В. К. Беляков]. – М. : Химия, 1975. – 256 с.
5. Сыркин В. Г. Химия и технология карбонильных материалов / Сыркин В. Г. – М. : Химия, 1972. – 240 с.
6. Патент на корисну модель № 92212 Україна / Буря О.І., Срьоміна К.А., Лисенко О.Б., Попіль О.І., Чуйкова Ю.В. ; заявник і патентовласник Буря О.І. – № u 2014 00658, заявл. 23.01.2014 ; опубл. 11.08.2014, Бюл. № 15.

7. Коршак В. В. Термостойкие полимеры. – М. : Наука, 1969. – 381 с.
8. Шестак Я. Теория термического анализа : пер. с англ. – М. : Мир, 1987. – 456 с.
9. Zuru A. A. A new technique for determination of the possible reaction mechanism from non-isothermal thermogravimetric data / Zuru A. A., Whitehead R., Criffiths D. L. // Thermochim. Acta, 164, 1990. – P. 285–305.

Одержано 12.10.2014

Буря О.І., Єрьоміна К.А., Арламова Н.Т. Вплив вмісту карбонільного нікелю на термостійкість металополімерів на основі фенілону

Введення в термостійкий поліамід фенілон C-1 дрібнодисперсних часток карбонільного нікелю дозволяє істотно поліпшити теплофізичні характеристики композиційних матеріалів і розширити температурний інтервал експлуатації виробів з них. Показано, що термостійкість фенілону C-1 при введенні карбонільного нікелю в кількості 5-20 мас. % зростає на 10–30 градусів.

Ключові слова: *комполімерні матеріали, ароматичний поліамід фенілон, карбонільний нікель, термогравіметричний аналіз, термічна деструкція, кінетична модель.*

Burya A., Yeriomina Ye., Arlamova N. The influence of carbonyl nickel content on thermo-resistance of metal polymer materials based on phenylon

Introducing carbonyl nickel's fine particles into a thermo-resistant polyamide phenylone C-1 can significantly improve thermo-physical characteristics of the CM and extend the operational temperature range of products made from these materials. As the tests have shown, introducing carbonyl nickel in the amount of 5 – 20 mass %, thermo-resistance of phenylon C-1 increases by 10–30 degrees.

Key words: *composite materials, aromatic polyamide phenylone, carbonyl nickel, thermogravimetric analysis, thermal degradation, kinetic model.*

УДК 669.141:539.374

Д-р техн. наук М. Н. Брыков

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНАШИВАНИЯ СТАЛЕЙ ПРИ НИЗКИХ СКОРОСТЯХ СКОЛЬЖЕНИЯ ПО АБРАЗИВУ

Проведены испытания нелегированных сталей в различном структурном состоянии в диапазоне скоростей скольжения по абразиву 0,1–86 мм/с. Установлено, что снижение скорости скольжения с десятков до единиц миллиметров в секунду по-разному влияет на износ образцов с различным типом структуры. Наиболее существенно увеличивается износ образцов со структурой феррита. При уменьшении скорости скольжения с 86 до 5 мм/с потеря массы ферритных образцов возрастает на 10 %. Влияние снижения скорости на износ образцов со структурой мартенсита и аустенита не столь значительно.

Ключевые слова: абразивное изнашивание, металлические материалы, скорость скольжения, износ.

Актуальность и цель работы

В классической работе Б. И. Костецкого [1] представлена теория изнашивания деталей машин. Показано, что скорость относительного перемещения контактирующих поверхностей является одним из важнейших параметров трибосистемы. Определенному диапазону скоростей скольжения соответствует определенная вид и интенсивность изнашивания, изменяющиеся скачкообразно при переходе скорости скольжения через некоторые критические пороги. Отмечено также, что наиболее интенсивным видом изнашивания является абразивное, которое, в отличие от других видов изнашивания, может возникать в гораздо более широких диапазонах скоростей скольжения абразива по изнашиваемой поверхности – от 0 мм/с до десятков метров в секунду.

Влияние скорости скольжения абразива относительно поверхности трения на износ металлических материалов исследовано в работах [2–11]. Установлено, что существует три характерных диапазона скорости скольжения. При скорости скольжения порядка 10–100 мм/с износ металлов и сталей не зависит от скорости. При уменьшении скорости до значений 0,5–1,0 мм/с происходит увеличение износа на 10–50 % (медь и сталь AISI 1020). Увеличение скорости до 500–1000 мм/с и более также приводит к увеличению износа. При этом износ непрерывно увеличивается с увеличением скорости.

Повышенный износ в диапазоне малых скоростей, вероятно, связан со снижением предела текучести по мере уменьшения скорости деформирования [12]. Увеличение износа с повышением скорости в диапазоне высоких скоростей связано с фрикционным нагревом [2–5], который, опять же, приводит к снижению предела текучести [12].

Поскольку эксперименты различных исследователей проведены в разных условиях изнашивания (разные испытательные установки), а также в связи с отсутствием данных об интенсивности изнашивания мате-

риалов при низких скоростях скольжения, задачей работы явилось определение закономерностей изнашивания сплавов системы железо-углерод при скоростях скольжения по абразиву от 0,1 мм/с и выше.

Условия испытаний приняты в соответствии с ГОСТ 17367-71. Переменной является лишь скорость скольжения образцов по абразивной поверхности. Испытательная машина смонтирована на базе токарного станка 1К62 с дополнительными понижающими редукторами. Испытания проведены в диапазоне скоростей скольжения от 0,1 до 86 мм/с.

Методика испытаний

За единичный эталонный износ принимается износ эталонного материала (феррит) при скорости скольжения 3,5 мм/с или 5,0 мм/с. Результат единичного испытания представляют в виде относительного износа i , который выражают в виде отношения массового износа образца к эталонному износу эталонного материала. При этом эталон и образец проходят одинаковый путь трения, соответствующий 100 оборотам барабана. Для определения величины относительного износа образца на данной скорости скольжения проводят два идентичных опыта, определяют два единичных значения относительного износа и вычисляют среднее. При этом последовательность испытания эталона и образца чередуют.

Испытаны образцы сталей системы железо-углерод в различном структурном состоянии: феррит, мартенсит, аустенит. Образцы феррита получены из отожженной стали 08кп. Структура мартенсита получена закалкой на максимальную твердость без отпуска образцов стали У8. Образцы с аустенитной структурой получены закалкой в воду от температуры 1130 °С стали с содержанием углерода 2,10 %.

Результаты эксперимента и их обсуждение

В результате испытаний установлено, что для каждого структурного состояния образцов существует зави-

симось относительного износа от скорости скольжения по абразиву. При этом интенсивность влияния скорости скольжения на относительный износ различна для образцов с различным типом металлической основы.

На рис. 1 представлена зависимость относительного износа ферритных образцов от скорости скольжения по абразиву в диапазоне (0,1–3,5) мм/с. Установлено, что минимальный износ образцов наблюдается при скорости скольжения 0,1 мм/с. Повышение скорости скольжения приводит к увеличению износа, который достигает максимума при скорости 1,0 мм/с. При дальнейшем повышении скорости до 3,5 мм/с износ образцов снижается.

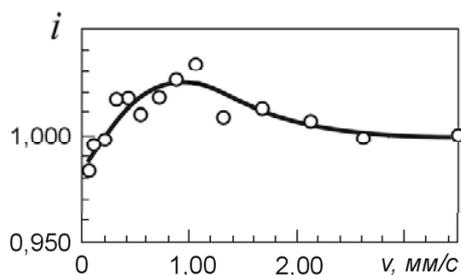


Рис. 1. Зависимость относительного износа (i) образцов со структурой феррита от скорости скольжения по абразиву (v) в диапазоне скорости 0,1–3,5 мм/с

Для определения влияния скорости скольжения по абразиву на относительный износ сплавов с мартенситной основой испытывали образцы из закаленной стали У8.

Для образцов с мартенситной основой минимальный износ также наблюдается при минимальной скорости скольжения (рис. 2). Экстремум износа мартенситных образцов возникает при скорости скольжения 0,5 мм/с.

Для определения влияния скорости скольжения по абразиву на относительный износ сплавов с аустенитной основой испытывали образцы из сплава с содержанием углерода 2,10 % после закалки от 1130 °С.

Испытания образцов со структурой аустенита позволили установить, что при увеличении скорости скольжения в диапазоне 0,1–1,0 мм/с происходит увеличение износа, который достигает максимума при скорости 1,0 мм/с (рис. 3). Дальнейшее увеличение скорости скольжения вплоть до 3,5 мм/с приводит к уменьшению износа образцов.

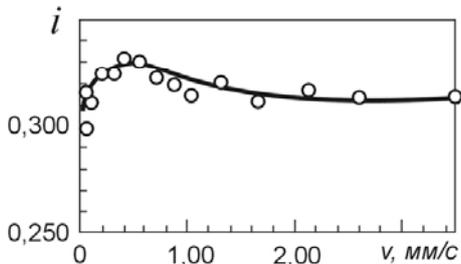


Рис. 2. Зависимость относительного износа (i) образцов со структурой мартенсита от скорости скольжения по абразиву (v) в диапазоне скорости 0,1–3,5 мм/с

Результаты испытаний на изнашивание образцов с различной структурой в диапазоне 0,1–3,5 мм/с коррелируют с данными по зависимости силы трения скольжения сплавов в разном структурном состоянии от скорости скольжения по абразиву, которые получены на предшествующих этапах работы.

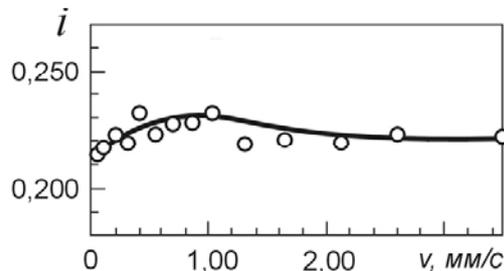


Рис. 3. Зависимость относительного износа (i) образцов со структурой аустенита от скорости скольжения по абразиву (v) в диапазоне скорости 0,1–3,5 мм/с

Испытания образцов со структурой аустенита завершают цикл экспериментов с использованием дополнительного привода установки в виде двухступенчатого червячного мотор-редуктора.

Для проведения испытаний образцов при более высоких скоростях скольжения по абразиву привод испытательной машины заменен на дополнительный электродвигатель с одноступенчатым червячным редуктором. Это позволило испытывать образцы в диапазоне скоростей скольжения 5–86 мм/с.

В результате испытаний образцов со структурой феррита установлено, что при увеличении скорости скольжения в диапазоне 5–86 мм/с относительный износ монотонно снижается (рис. 4).

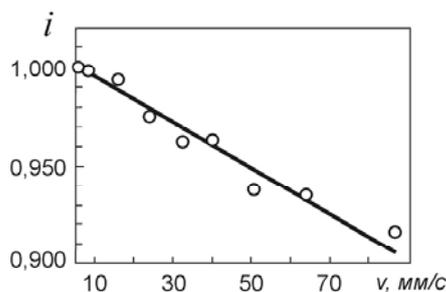


Рис. 4. Зависимость относительного износа (i) образцов со структурой феррита от скорости скольжения по абразиву (v) в диапазоне скорости 5–86 мм/с

При испытаниях образцов со структурой мартенсита и аустенита установлено, что ни для мартенситных, ни и для аустенитных образцов не наблюдается экстремумов значений относительного износа. При увеличении скорости скольжения образцов по абразиву с 5 мм/с до 86 мм/с относительный износ мартенситных и аустенитных образцов изменяется незначи-

тельно. В результаті испытаній встановлено, що при збільшенні швидкості в досліджуваному діапазоні відносний знос мартенситних і аустенитних образців знижується на 2–3 % (рис. 5).

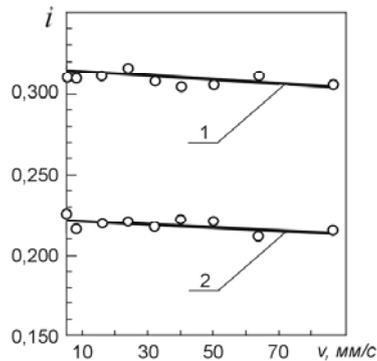


Рис. 5. Зависимость относительного износа (i) образцов со структурой мартенсита (1) и аустенита (2) от скорости скольжения по абразиву (v) в диапазоне скорости 5–86 мм/с

Оценка погрешности определения величин относительного износа образцов в различном структурном состоянии позволяет говорить о достоверности полученных экспериментальных данных. Потеря массы эталона и образцов измеряется с погрешностью $\pm 0,2$ мг. Величины абсолютных износов для образцов феррита (эталон), мартенсита и аустенита на пути трения одной и той же длины (32 м) находится на уровне $(26,0 \pm 0,2)$ мг, $(8,0 \pm 0,2)$ мг и $(5,0 \pm 0,2)$ мг соответственно, поэтому относительные погрешности определения потери массы составляют 0,8 %; 2,5 % и 4,0 %. Поскольку величина относительного износа представляет собой отношение абсолютного износа образца к абсолютному износу эталона, то при испытаніях образцов в различном структурном состоянии относительные погрешности определения относительного износа не превышают следующих значений:

$0,8\% + 0,8\% = 1,6\%$ при испытаніях образцов со структурой феррита;

$0,8\% + 2,5\% = 3,3\%$ при испытаніях образцов со структурой мартенсита;

$0,8\% + 4,0\% = 4,8\%$ при испытаніях образцов со структурой аустенита.

Совместное рассмотрение полученных зависимостей позволяет построить обобщенную диаграмму «Относительный износ (i) – Скорость (v)» для различного типа металлической основы сплавов системы Fe-C (рис. 6).

Зависимость $i = f(v)$ иллюстрирует влияние скорости скольжения по абразиву на износ феррита (см. рис. 6, кривая 1). В диапазоне скоростей 0,1–3,5 мм/с наблюдается максимум величины износа ферритных образцов при скорости 1,0 мм/с.

Увеличение скорости от 3,5 до 86 мм/с приводит к существенному уменьшению износа. Если в диапазоне скоростей 0,1–3,5 мм/с износ образцов феррита в области экстремума всего лишь на 2–3 % выше средне-

го уровня их износа в данном диапазоне скоростей, то при увеличении скорости до 86 мм/с износ снижается на 10 %. Поэтому для ферритной структуры весь диапазон скоростей на уровне единиц миллиметров в секунду можно считать экстремальным, поскольку именно при таких скоростях износ феррита достигает максимума.

Зависимость $i = f(v)$ для мартенсита (сталь У8, закалка на максимальную твердость) представлена кривой 2 (см. рис. 6). Эта зависимость показывает, что максимальный износ для мартенситной структуры достигается при скорости 0,5 мм/с. В то же время, увеличение скорости скольжения в очень широком диапазоне 1,0–86 мм/с практически не приводит к существенным изменениям износа мартенситных образцов.

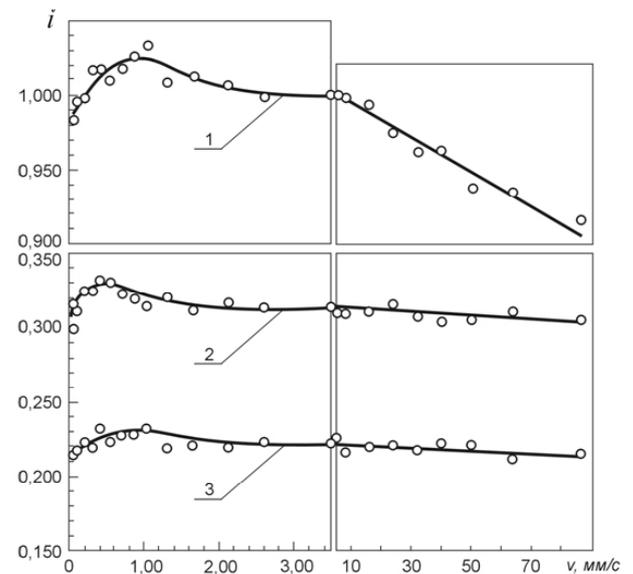


Рис. 6. Диаграмма «Относительный износ (i) – Скорость (v)» для различного типа металлической основы сплавов системы Fe-C: 1 – феррит; 2 – мартенсит; 3 – аустенит

Аналогичные выводы могут быть сделаны при рассмотрении зависимости $i = f(v)$ для аустенита (сплав 2,10 %C, закалка из однофазной области, см. рис. 6, кривая 3). Отличие лишь в том, что максимальный износ аустенитной структуры наблюдается при скорости 1,0 мм/с. При изменении скорости в диапазоне 1,0–86 мм/с износ аустенитных образцов незначительно уменьшается.

Таким образом, в результате проведенной работы определены закономерности изнашивания железуглеродистых сплавов при низких скоростях скольжения по абразиву, которые представлены в виде диаграммы «Относительный износ (i) – Скорость (v)». Из диаграммы следует, что наиболее существенно при уменьшении скорости скольжения увеличивается износ феррита. Износ мартенсита и аустенита при уменьшении скорости увеличивается незначительно.

Другой практически важный вывод, который может быть сделан по результатам исследований, заклю-

чается в том, что при уменьшении скорости относительного перемещения абразива и изнашиваемой поверхности не происходит инверсии ряда износостойкости различных типов металлической основы железоуглеродистых сплавов. Ранее было установлено [1], что в диапазоне скоростей скольжения (86–3500) мм/с структура аустенита обладает максимально достижимой износостойкостью (или минимальным износом). Новые данные показывают, что аустенит остается наиболее износостойкой металлической основой и при малых скоростях скольжения, включая те, при которых наблюдается повышенный износ образцов.

Таким образом, в результате последовательного цикла исследований определен ряд износостойкости для основных структурных составляющих металлической основы железоуглеродистых сплавов. Показано, что в условиях абразивного изнашивания ряд износостойкости «феррит-мартенсит-аустенит» сохраняется в широком диапазоне скорости скольжения образцов по абразиву.

Выводы

Определен износ сталей при различной скорости скольжения по абразиву и построена диаграмма «Относительный износ (i) – скорость (v)». Установлено, что снижение скорости скольжения с десятков до единиц миллиметров в секунду по-разному влияет на износ образцов с различным типом структуры. Наиболее существенно увеличивается износ образцов со структурой феррита. При уменьшении скорости скольжения с 86 до 5 мм/с потеря массы ферритных образцов возрастает на 10 %. Влияние снижения скорости на износ образцов со структурой мартенсита и аустенита не столь значительно.

Практически важный вывод проведенной работы заключается в том, что при уменьшении скорости от-

носительного перемещения абразива и изнашиваемой поверхности не происходит инверсии ряда износостойкости различных типов металлической основы железоуглеродистых сплавов, т. е. ряд «феррит-мартенсит-аустенит» остается без изменения.

Список литературы

1. Костецкий Б. И. Сопротивление изнашиванию деталей машин / Б. И. Костецкий. – М. : Машгиз, 1959. – 479 с.
2. Крагельский И. В. Трение и износ / И. В. Крагельский. – М. : Машиностроение, 1968. – 420 с.
3. Костецкий Б. И. Трение, смазка и износ в машинах / Б. И. Костецкий. – К. : Техника, 1970. – 396 с.
4. Хрущов М. М. Абразивное изнашивание / М. М. Хрущов, М. А. Бабичев. – М. : Наука, 1970. – 252 с.
5. Хрущов М. М. Развитие учения об износостойкости машин в советский период / М. М. Хрущов // Трение и износ. – 1998. – Т. 19, № 1. – С. 124–135.
6. Nathan G. K. The empirical relationship between abrasive wear and the applied conditions / G. K. Nathan, W. J. D. Jones. // Wear. – 1966. – Vol. 9, № 4. – P. 300–309.
7. Misra A. Some observations on two-body abrasive wear / A. Misra, I. Finnie // Wear. – 1981. – Vol. 68, № 1. – P. 41–56.
8. Кузнецов В. Д. Физика твердого тела / Кузнецов В. Д. – Томск : Полиграфиздат, 1947. – 542 с.
9. Шулепникова А. Г. Сопротивление наплавленного металла абразивному изнашиванию / А. Г. Шулепникова, И. К. Юдин // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 1961. – № 8. – С. 120–124.
10. Mutton P. J. High stress abrasion testing of wear resistant materials / P. J. Mutton // BHP Tech. Bull. – 1980. – Vol. 24, № 1. – P. 38–44.
11. Clark H. M. Particle velocity and size effects in laboratory slurry erosion measurements OR... do you know what your particles are doing? / H. M. Clark // Tribology International. – 2002. – Vol. 35, № 10. – P. 617–624.
12. Bhushan B. Introduction to tribology / Bhushan B. – New York : John Wiley & Sons, 2002. – 732 p.

Одержано 10.03.2015

Бриков М.М. Дослідження зношування сталей при низькій швидкості ковзання по абразиву

Проведено випробовання нелегованих сталей у різному структурному стані в діапазоні швидкостей ковзання по абразиву 0,1–86 мм/с. Встановлено, що зниження швидкості ковзання з десятків до одиниць міліметрів на секунду по-різному впливає на зношування зразків з різним типом структури. Найбільш суттєво збільшується знос зразків зі структурою фериту. При зменшенні швидкості ковзання з 86 до 5 мм/с втрата маси феритних зразків зростає на 10 %. Вплив зниження швидкості на знос зразків зі структурою мартенситу й аустеніту не настільки значний.

Ключові слова: абразивне зношування, металеві матеріали, швидкість ковзання, знос.

Brykov M. Investigation on wear of steels at low sliding velocities against abrasive surface

The abrasive wear tests with sliding speed in the range of 0,1–86,0 mm/s is fulfilled for carbon steels with different structure. It is found that the reduction of sliding speed from tens mm/sec to a few millimeters per second has different influence upon wear of the samples with different type of structure. The most significant increase of wear is attributed to the samples with ferritic structure. When the sliding speed decreases from 86,0 to 5 mm/sec, the mass loss of ferritic samples increases by 10 %. The effect of reducing sliding speed upon the wear of the samples with the structure of martensite and austenite is found to be not so significant.

Key words: abrasive wear, metallic materials, sliding velocity, wear-out.

УДК 669.017:669.15

Д-р техн. наук И. А. Вакуленко¹, канд. техн. наук О. Н. Перков², Д. М. Болотова³¹Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта имени академика В. Лазаряна,²Институт черной металлургии НАН Украины, ³Днепропетровский профессиональный железнодорожный лицей; г. Днепропетровск

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПРИ ОТПУСКЕ ЗАКАЛЕННОЙ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Рассмотрены вопросы изменения структуры и свойств при отпуске закаленной на мартенсит среднеуглеродистой стали. При отпуске от температур 250–300 °С эффекты разупрочнения в закаленной углеродистой стали превышают влияние от закрепления дислокаций атомами углерода и развития процессов дисперсионного упрочнения.

Ключевые слова: структура, мартенсит, цементит, сталь, закалка, отпуск.

Введение

В процессе термической и термомеханической обработки соотношение объемных долей структурных составляющих определяет уровень свойств проката [1, 2]. Формирование определенной структуры металла зависит от скорости охлаждения и стабильности аустенитной фазы [3]. На основании аддитивного вклада структурных составляющих углеродистой стали в общий уровень прочностных характеристик [4], различное сочетание степени горячей пластической деформации, величины паузы до начала интенсивного охлаждения позволяет комбинировать фазовый состав и структурную неоднородность металла [5]. Учитывая определенную зависимость устойчивости аустенита от соотношения легирующих химических элементов, незначительное изменение состава металла при неизменных условиях ускоренного охлаждения может существенно изменять фазовый состав и связанный с ним комплекс свойств [2, 3].

В процессе прерванной закалки, когда градиент структур по сечению зависит от температуры окончания принудительного охлаждения, отпуск металла за счет нагрева от тепла внутренних объемов может по-разному оказывать влияние на качественно различные структуры [5]. Дополнительное изучение структурных превращений в процессе отпуска термомеханически упрочненного проката по технологии прерванной закалки представляет определенный научный интерес в направлении уточнения характера развития эффектов разупрочнения.

Цель работы

Целью работы являлся анализ процессов структурообразования при отпуске закаленной среднеуглеродистой стали.

Материал и методика исследований

Материалом для исследования служил проволоочный прокат диаметром 5 мм из стали с содержанием

0,31 %С, 0,08 %Si, 0,45 %Mn, 0,0029 %S, 0,014 %P, 0,11 %Cr. Образцы закаливали от нормальных температур нагрева, далее следовал отпуск при температурах 200–450 °С.

Структура исследовалась с использованием методик световой и электронной микроскопии [1, 6]. Оценку количества остаточного аустенита и плотности дислокаций осуществляли используя методики рентгеновского структурного анализа [7].

Механические характеристики: временное сопротивление разрушению (σ_b), относительные удлинение (δ) и сужение (ψ) определяли при растяжении со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} .

Микротвердость структурных составляющих измерялась микротвердомером ПМТ-3.

Результаты и их обсуждение

Исследования внутреннего строения термически упрочненного проката из среднеуглеродистой стали показали качественное совпадение с ранее известными экспериментальными данными [1, 2, 5].

В результате закалки от нормальных температур нагрева структура исследуемой стали представляет собой реечный мартенсит с высокой плотностью дислокаций (рис. 1).

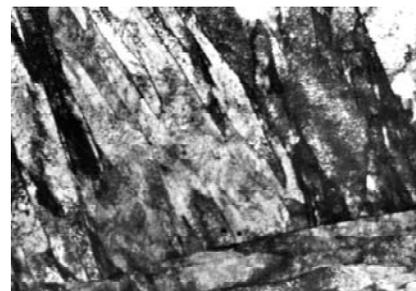


Рис. 1. Структура стали после закалки $\times 18000$

Наблюдаемая ширина реек изменялась в интервале значений от долей до 1 мкм. В отдельных мартенситных кристаллах обнаруживаются тонкие двойниковые прослойки. В случае совпадения большей грани рейки с плоскостью исследования (плоскость фольги) наблюдаются случайно ориентированные выделения цементита, высокой степени дисперсности. Анализ полученных результатов с учетом известных экспериментальных данных [8, 9] указывает, что формирование выделений карбидной фазы обусловлено развитием процессов самоотпуска мартенсита при относительно высокой температуре превращения, которая для стали с 0,31 % C составляет около 400–450 °С. На основании этого можно полагать, что уже в процессе формирования самого мартенситного кристалла на определенном этапе должно неизбежно начаться выделение высокодисперсных цементитных частиц [2, 5]. Проведение электронномикроскопических исследований позволило обнаружить качественные изменения внутреннего строения металла при низкотемпературном отпуске после закалки и объяснить характер изменения прочностных и пластических свойств при отпуске (рис. 2).

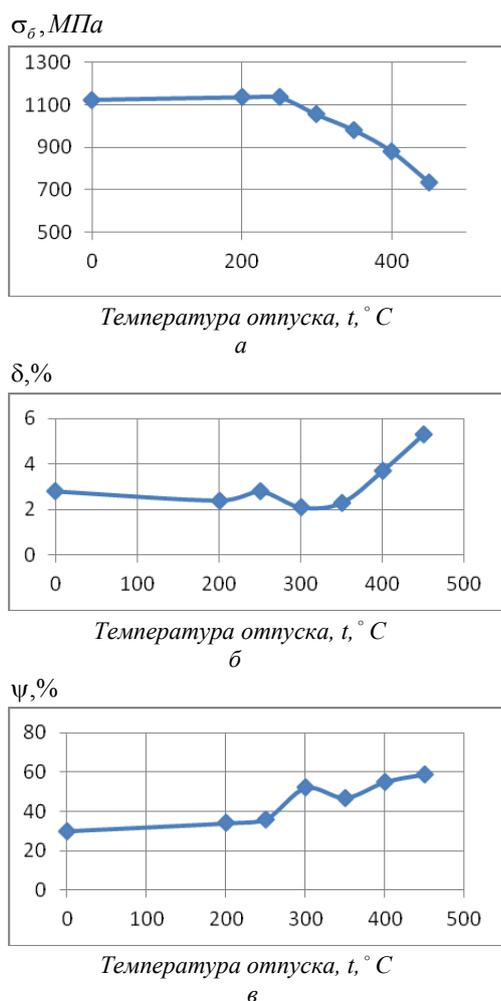


Рис. 2. Влияние температуры отпуска на временное сопротивление (а), относительные удлинение (б) и сужение (в)

Из анализа зависимостей следует, что в процессе отпуска при температурах начиная от 200 °С должно происходить непрерывное выделение атомов углерода из твердого раствора, что подтверждается значениями микротвердости (рис. 3). На основании этого, снижение степени пересыщения твердого раствора атомами углерода приведет к неизбежному разпрочнению стали [9]. С другой стороны, сам процесс выделения атомов углерода обладает двойственным характером влияния на свойства. Во-первых, выделение атомов углерода из октаэдрических положений кристаллической решетки феррита на дислокации будет способствовать дальнейшему их закреплению [8, 9]. По эффекту на прочностные свойства указанный процесс относится к упрочнению [2]. С другой стороны, выделение атомов углерода на дефектах кристаллического строения должно способствовать появлению в металле дополнительного количества карбидных частиц (рис. 4).

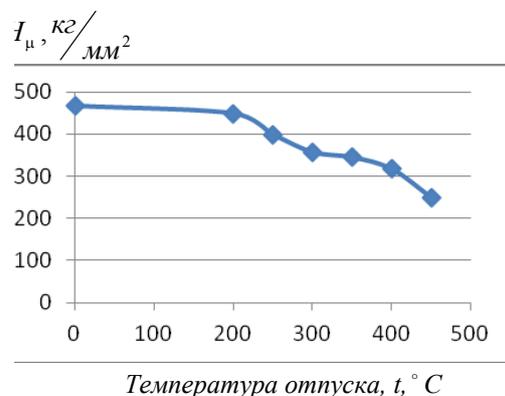


Рис. 3. Изменение микротвердости феррита в зависимости от температуры отпуска закаленной стали



Рис. 4. Структура закаленной стали после отпуска 200 °С $\times 18000$

Подтверждением приведенных положений являются формируемые карбидные частицы, располагаемые не только на границах раздела, но и во внутренних объемах кристаллитов и двойников. Одновременно с этим происходит сфероидизация частиц цементита, приводя к увеличению количества более равноосных глобул, которые, по-видимому, начали выделяться еще на стадии самоотпуска при мартенситном превращении.

Процессы перехода атомов углерода из твердого раствора сопровождаются снижением внутренних напряжений, о чем свидетельствует уменьшение размытия рефлексов на микродифракционных фотографиях [1] и снижение уширения рентгеновских интерференций (рис. 5).

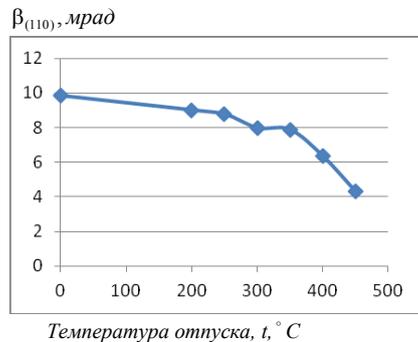


Рис. 5. Влияние температуры отпускa на уширение рентгеновской интерференции (110) феррита

При температурах отпускa до 400 °C обнаруживаются признаки начала перераспределения дислокаций и незначительное снижение их количества. Совместное развитие указанных процессов объясняет наблюдаемое разупрочнение стали при температурах отпускa в интервале 200–450 °C.

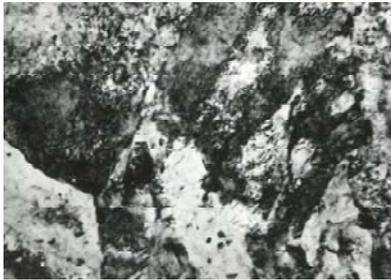


Рис. 6. Структура закаленной стали после отпускa 400 °C ×18000

Полученные результаты свидетельствуют о суммарном вкладе в эффект разупрочнения от снижения степени пересыщения твердого раствора атомами углерода, уменьшения плотности дислокаций и коалесценции цементитных частиц. Источником упрочнения являются процессы старения закаленной стали от взаи-

модействия дислокаций с атомами углерода при распаде твердого раствора и дисперсионного упрочнения от формирования дополнительных частиц цементита.

Анализ полученных результатов показывает, что начиная от температур отпускa 250–300 °C эффекты разупрочнения в закаленной углеродистой стали начинают превышать над упрочнением от закрепления дислокаций атомами углерода и развития дисперсионного твердения от карбидных частиц.

Выводы

1. Эффект упрочнения при отпускe закаленной стали обусловлен закалочным старением и дисперсионным упрочнением от выделяющихся частиц цементита.

2. При температурах отпускa выше 300 °C темп снижения прочностных свойств определяется превышением суммарного эффекта разупрочнения от распада твердого раствора, ускорения сфероидизации и коалесценции цементитных частиц над закалочным старением и дисперсионным твердением.

Список литературы

1. Большаков В. И. Атлас структур металлов и сплавов / Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Погребная Н. Э. – Дн-ск : Gaudeamus, 2001. – 113 с.
2. Бабич В. К. Деформационное старение стали / Бабич В. К., Гуль Ю. П., Долженков И. Е. – М. : Металлургия, 1972. – 320 с.
3. Кинетика превращения аустенита в рельсовых сталях марок М74 и 75ХГСМ при непрерывном охлаждении / В. Г. Ефременко, Ф. К. Ткаченко, С. О. Кузьмин и др. // Вісник ДНУЗТ : Дніпропетровськ, 2009. – № 29. – С. 198–201.
4. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка сталей. – М. : Металлургия, 1982. – 184 с.
5. Вакуленко И. А. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали / Вакуленко И. А., Большаков В. И. – Дн-ск : Маковецкий, 2008. – 196 с.
6. Вакуленко І. О. Структурний аналіз в матеріалознавстві. – Дн-ск : Маковецький, 2010. – 124 с.
7. Гинье А. Рентгенография кристаллов. – М. : ГИФ-МЛ, 1961. – 604 с.
8. Бернштейн М. Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов. – М. : Металлургия, 1968. – 1171 с.
9. Курдюмов Г. В. Превращения в железе и стали / Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р.И. – М. : Металлургия, 1977. – 236 с.

Одержано 19.03.2015

Вакуленко І.О., Перков О.М., Болотова Д.М. Зміна структури і властивостей при відпуску загартованої середьовуглецевої сталі

Розглянуті питання зміни структури і властивостей при відпуску загартованої на мартенсит середьовуглецевої сталі. При температурах відпуску від 250–300°C ефекти пом'якшення в загартованій вуглецевій сталі перевищують вплив від закріплення дислокацій атомами вуглецю і розвитку процесів дисперсійного зміцнення.

Ключові слова: структура, мартенсит, цементит, сталь, гартування, відпуск.

Vakulenko I., Perkov O., Bolotova D. Change of structure and properties at tempering of quenched medium-carbon steel

The questions change of structure and properties are considered at tempering of quenched on martensite medium-carbon steel are considered. At the temperatures of tempering from 250–300°C effects of softening in quenching carbon steel exceed influence from block of dislocations with atoms of carbon and development of processes dispersion hardening.

Key words: structure, martensite, cementite, steel, quenching, tempering.

А. А. Максакова¹, д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий²,
д-р техн. наук Е. Г. Пашинская¹, канд. техн. наук А. В. Климов²

¹Донецкий физико-технический институт им. Галкина

²Запорожский национальный технический университет

Работа выполнена в Донецком физико-техническом институте им. Галкина

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПРОВОЛОКИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ СО СДВИГОМ

Выполнен эксперимент по изучению влияния волочения со сдвигом на свойства малоуглеродистой стали при различном сочетании круглых и сдвиговых волок. Показано влияние обжатий волок со сдвигом на структуру и свойства низкоуглеродистой проволоки. Определены оптимальные режимы волочения для получения улучшенных технологических свойств.

Ключевые слова: волочение со сдвигом, структура, низкоуглеродистая проволока, механические свойства.

Введение

Применение методов интенсивной пластической деформации сегодня дает возможность получить ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру практически в любом материале. При изготовлении проволоки с УМЗ-структурой одним из ограничений является тот факт, что ее волочение происходит по непрерывной схеме. А типичный объем заказов исчисляется по весу тоннами, а по длине – десятками тысяч километров. Поэтому проведение интенсивной пластической деформации (ИПД) должно проходить в ходе волочения за счет особых волок со сдвигом без снижения производительности процесса. В данном случае важную роль при разработке технологии волочения со сдвигом, основанной на ИПД, будет играть скорость прохождения проволоки через волоку, необходимое количество проходов и схема чередования волок со сдвигом и волок для волочения стандартной круглой формы. Оптимизация этих параметров позволит создать технологию волочения низкоуглеродистой проволоки требуемой технологичности и производительности.

Решением вопроса об использовании методов ИПД при волочении заняты ученые многих стран [1–5]. Наиболее простым с точки зрения реализации является метод [1]. Так, авторы рассматривают применение знакопеременного изгиба на холоднотянутой арматуре без дополнительного нагрева. Основными преимуществами такого метода являются его непрерывность и возможность использовать для получения длинномерных изделий с повышенными механическими свойствами.

Способ получения УМЗ-структуры на длинномерных изделиях, основанный на волочении, описан в работе [2]. Главное его преимущество – непрерывность процесса и возможность применения для массового волочильного производства. Недостатком способа яв-

ляется трудоемкость процесса волочения, так как используется сложный технический узел, требующий при смене волок демонтажа и новой сборки.

В работе [3] показано, что наиболее эффективно измельчение зерен происходит за счет изгиба проволоки в ходе волочения, чего можно добиться, например, поменяв расположение волок относительно оси волочения. Основными недостатками такой схемы является низкая скорость волочения (0,05 м/с), трудность заправки проволоки при каждом волочении и сложная система узла с волоками, поломка которого в промышленном производстве может значительно снизить его производительность.

Данные методы показали, что изменение течения металла при волочении относительно оси волочения приводит к положительным изменениям структуры и свойств. Однако некоторые из них показали также противоречивые данные по изменению уровня механических свойств, например прочности.

Целью данной статьи является:

- изучение влияния волочения со сдвигом на структуру и физико-механические свойства малоуглеродистой стали при различном сочетании стандартных круглых волок и волок со сдвигом;
- определение оптимальных режимов волочения для получения улучшенных механических и технологических свойств;
- разработка подходов для создания новой технологии волочения со сдвигом низкоуглеродистой проволоки, позволяющей исключить промежуточные отжиги.

Методика

Эксперимент был проведен на малоуглеродистой проволоке Св08Г2С с 0,071 % С и 1,98 % Мп.

Для достижения поставленных целей был проведен модельный эксперимент, выполненный по следующей

схеме (рисунок 1). В качестве подготовительной работы для получения образцов с разной степенью обжатия заготовку $\varnothing 6,15$ проволочили обычным способом через круглые волокна $\varnothing 5,57, \varnothing 5,35, \varnothing 5,1$ мм, затем отжгли (рисунок 1) и получили три бунта проволоки разного диаметра. Температура отжига составляла 650°C , выдержка 30 минут, охлаждение проводили на воздухе. После получения однородной структуры на разных диаметрах все три типоразмера волочили через волокно со сдвигом $\varnothing 4,65$. Далее каждый из 3-х бунтов разделили на три части и проволочили через круглые волокна $\varnothing 4,65, \varnothing 4,46$ и $\varnothing 4,28$. Это дало 9 вариантов состояний с разными частичными обжатиями на переходах круглая проволока – проволока со сдвигом и проволока со сдвигом – круглая проволока. Схема волочения показана на рис. 1.

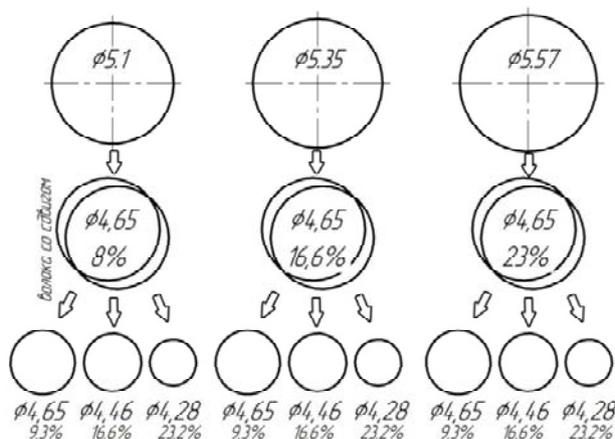


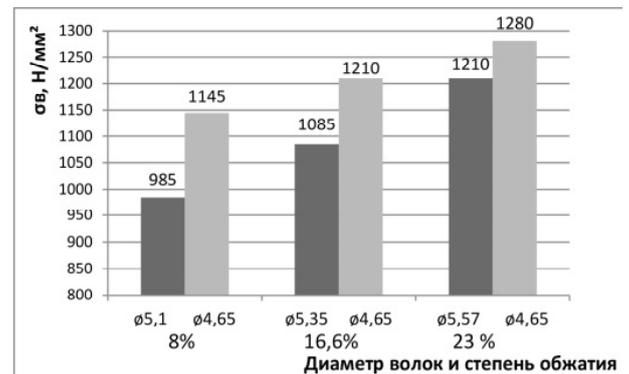
Рис. 1. Схема волочения для модельного эксперимента. В процентах приведены разовые обжатия

На полученных образцах измеряли механические свойства методом испытания на разрыв. Испытания на прочность выполняли на машине УММ-50 при температуре 293 K и скорости нагружения 10 mm/min согласно ГОСТу 25.601–80. Определяли предел прочности и относительное сужение. Для оценки дефектности структуры металла определяли плотность образцов методом гидростатического взвешивания на весах SHIMADZU. Микроструктуру отожженного и деформированных образцов изучали при увеличениях $\times 500$ на приборе «Neophot-32» после многократной полировки и травления для выявления границ зерен (состав травителя: 4 % азотной кислоты, 97 % спирта). Фотографирование осуществляли на оптическом микроскопе Axiovert 40 MAT.

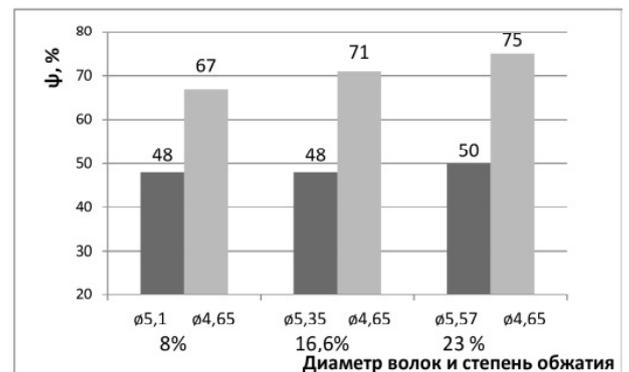
Результаты

Исследования показали, что при малых обжатиях (8 %) проволокой со сдвигом прочность проволоки увеличивается значительно – на 14 % с 985 до 1145 Н/мм^2 (рис. 2, а). С увеличением степени обжатия проволокой со сдвигом прирост прочности снижается: при обжатии в

23 % прочность проволоки увеличивается приблизительно на 4 % (с 1210 до 1240 Н/мм^2). Другими словами, проволока со сдвигом при больших обжатиях приводит к меньшему упрочнению проволоки. Это необычное явление, т. к. обычно увеличение степени деформации (обжатия) приводит к большему росту прочности. Кроме того, с увеличением степени обжатия растут пластические свойства, что также является нехарактерным явлением при традиционном волочении (рис. 2, б). Относительное сужение ψ с ростом степени обжатия проволокой со сдвигом существенно увеличивается (на 19–25 единиц), причем чем больше обжатие проволокой со сдвигом, тем значительно повышается уровень пластичности.



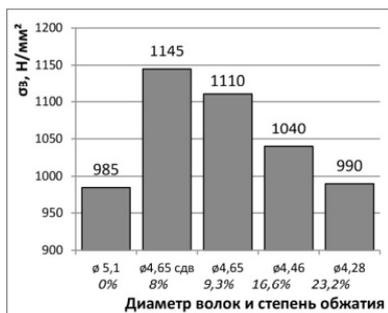
а



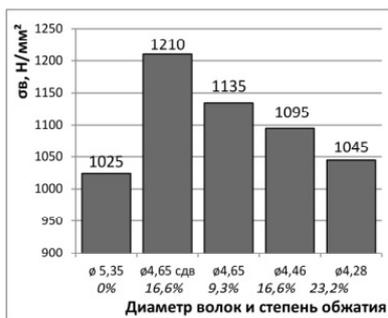
б

Рис. 2. Механические свойства проволоки при разных степенях обжатия при переходе из круга в проволоку со сдвигом: а – предел прочности, б – относительное сужение

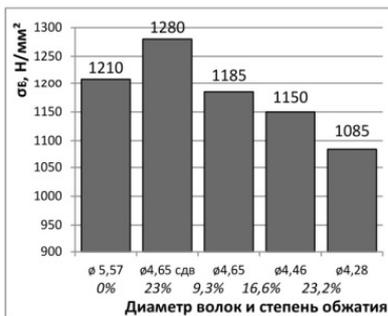
Дальнейшее поведение механических свойств при волочении с проволокой со сдвигом показано на рисунке 3. Как видно из рисунков, с увеличением степени обжатия наблюдается тенденция к уменьшению прочностных свойств. Не трудно заметить, что обжатие в 23,2 % после проволоки со сдвигом является наиболее оптимальным при волочении, так как оно дает возможность понизить предел прочности практически до свойств в исходном состоянии. Тем не менее, результаты механических испытаний не дают нам полного представления о происходящих процессах в ходе волочения со сдвигом.



а



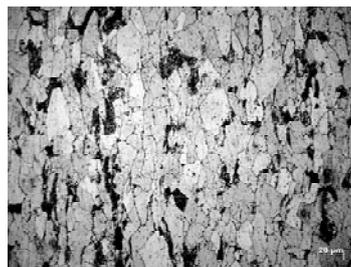
б



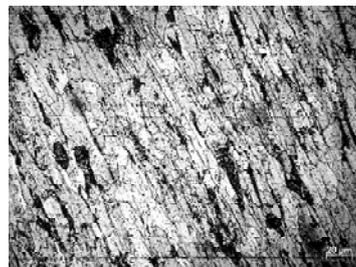
в

Рис. 3. Диаграмма изменений механических свойств проволоки при разных степенях обжатия после волоки со сдвигом (Ж4,65 сдвиговая волока): а – 8 % обжатия волокой со сдвигом; б – 16,6 % обжатия волокой со сдвигом; в – 23 % обжатия волокой со сдвигом

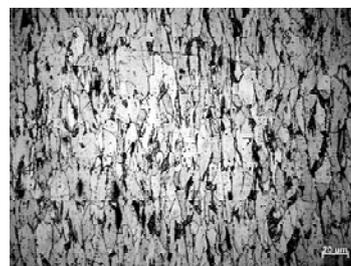
Микроструктурные исследования показали, что степень обжатия сдвиговой волоки на структуру влияет следующим образом. Небольшая степень обжатия волокой со сдвигом (8 %) практически не влияет на изменение размеров структурных составляющих, но при этом с последующим увеличением степени обжатия круглой волокой зерна феррита все больше и больше вытягиваются, как и при стандартном волочении с круглыми волоками. С ростом степени обжатия волокой со сдвигом микроструктура становится более мелкой: ферритные зерна уменьшаются, перлитные колонии имеют в 1,5 % раза меньший размер, цементитные пластины раздроблены и более однородно распределены по ферриту внутри перлитных колоний. Наиболее мелкая и однородная структура при волочении со сдвиговой волокой возникает при сочетании обжатий $16,6*+23 = 40\%$ или $23*+17 = 40\%$, где * – обжатие сдвиговой волоки (рис. 4). Причем при этих обжатиях не только измельчается само зерно, но и внутри него формируется большая плотность субгранул.



Ø 5,57 (исходная структура)



Ø 4,28 (8 %*+23 %)

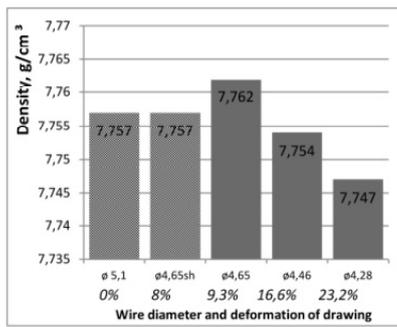


Ø 4,46 (23 %*+17 %)

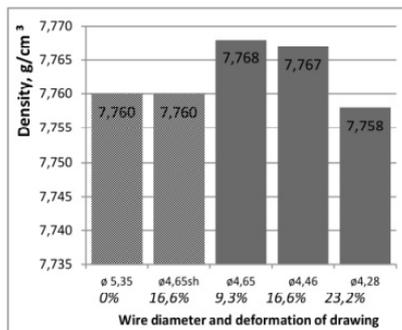
Рис. 4. Продольные микроструктуры проволоки Св08Г2С в исходном состоянии и после волочения сдвиговой и круглой волокой с разными степенями обжатия (* – сдвиговая волока), × 500

Исследования по измерению плотности показали, что при обжатии волокой со сдвигом плотность в пределах погрешности не меняется по сравнению с исходным образцом (рис. 5). При последующем обжатии круглой волокой в 9,3 % плотность увеличивается по сравнению с плотностью проволоки после волоки со сдвигом. Дальнейшее увеличение обжатий при использовании круглых волок приводит к классической картине понижения плотности с ростом частичного обжатия. Исключение составляет изменение поведения плотности после волоки со сдвигом с обжатием в 23 %. При этом с увеличением степени обжатий круглыми волоками плотность не падает, а имеет тенденцию к повышению. Это означает, что смена сдвиговой волоки на круглую приводит к залечиванию пор за счет изменения направления течения металла. Это явление является дополнительным благоприятным фактором для повышения технологической пластичности при волочении со сдвигом.

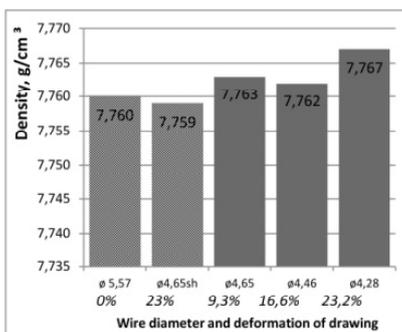
Исходя из приведенных данных по плотности, прочностным свойствам и изменениям микроструктуры можно сделать заключение, что волока со сдвигом с обжатием в 23 % дает наиболее оптимальное сочетание технологических свойств.



а



б



в

Рис. 5. Результати вимірювання густоти при різних степенях обжаття з використанням волок со сдвигом: а – 8 % обжаття волокою со сдвигом; б – 16,6 % обжаття волокою со сдвигом; в – 23 % обжаття волокою со сдвигом

Висновки

1. С увеличением степени обжатия исследованной проволоки волокой со сдвигом прирост прочности снижается, а пластичность увеличивается.

Максакова А.А., Ольшанецкий В.Ю., Пашинська О.Г., Климов О.В. Особенности структуры и свойств проволоки в зависимости от степени деформации при волочении со сдвигом

Проведено експеримент з вивчення впливу волочіння зі зсувом на властивості малоуглецевої сталі при різному поєднанні круглих і зсувних волок. Показано вплив обтиснень волок із зсувом на структуру та властивості низьковуглецевого дроту. Визначені оптимальні режими волочіння для отримання поліпшених технологічних властивостей.

Ключові слова: волочіння зі зсувом, структура, низьковуглецевий дріт, механічні властивості.

Maksakova A., Olshanetskiy V., Pashinska E., Klimov A. The main features of structure and properties of the wire depending on the deformation degree during drawing with shear

An experiment was held to study the effect of drawing with shear on the properties of low-carbon steel with various combinations of round and shear dies. It is shown that the compression of dies with shear effect on the structure and properties of low carbon wire. The optimal reduction ratio while drawing were determined to improve processing properties.

Key words: drawing with shear, structure, low carbon wire, mechanical properties.

2. Наиболее оптимальным значением степени обжатия при волочении является 23 %. Волочение через волоку со сдвигом с обжатием в 23 % дает возможность в последующем при применении круглых волок увеличить плотность проволоки, с одновременным повышением прочностных и пластических свойств. Такая степень обжатия дает минимальный прирост прочности, что является одним из основных факторов увеличения технологической волочимости и дает возможность в будущем создать технологию волочения проволоки без использования промежуточного отжига с целью смягчения структуры.

3. Наиболее мелкая и однородная структура при волочении со сдвиговой волокой возникает в проволоке при сочетании обжатий $16,6*+23 = 40\%$ или $23*+17 = 40\%$, где * – обжатие сдвиговой волоки.

4. Смена сдвиговой волоки на круглую приводит к залечиванию пор за счет изменения направления течения металла и является дополнительным благоприятным фактором повышения технологической пластичности.

Благодарности: канд. физ.-мат. наук Ткаченко В.М., канд. техн. наук Завдоеву А.В.

Список литературы

1. Е.М. Киреев, М.Н. Шуляк, А.В. Столяров, Влияние финишной деформации знакопеременным изгибом на формирование механических свойств холоднотянутой арматуры, Сталь № 3, 2009, 56 с.
2. Патент РФ № 2347633, Способ получения ультрамелкозернистых полуфабрикатов волочением со сдвигом, Г.И. Рааб, А.Г. Рааб, Заявка № 2007141899/02, 12.11.2007.
3. Krzysztof Muszka, Lukasz Madej, Janusz Majta The effects of deformation and microstructure inhomogeneities in the Accumulative Angular Drawing (AAD) Materials Science and Engineering: A Volume 574, 2013, Pages 68–74.
4. Sun Kwang Hwanga, Hyun Moo Baeka, Il-Heon Sonb, Yong-Taek Ima, Chul Min Baeb The effect of microstructure and texture evolution on mechanical properties of low-carbon steel processed by the continuous hybrid process Materials Science and Engineering: A Volume 579, 1 September 2013, Pages 118–125.
5. Jung Wan Leea, Hyun Moo Baeka, Sun Kwang Hwanga, Il-Heon Sonb, Chul Min aeb, Yong-Taek Ima, The effect of the multi-pass non-circular drawing sequence on mechanical properties and microstructure evolution of low-carbon steel, *Materials & Design* Volume 55, March 2014, Pages 898–904.

Одержано 12.11.2014

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 621.793:669.14:669.018.8

Канд. техн. наук Е. Я. Губарь, канд. техн. наук А. М. Пономаренко, И. И. Фенько

Черкасский государственный технологический университет, г. Черкассы

ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ ПОДСЛОЯ НИКЕЛЬ-ФОСФОР В ПОКРЫТИИ ИЗ НИТРИДА ТИТАНА НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ

Исследована коррозионная стойкость покрытий TiN (~0,6–0,7 мкм), нанесенных вакуумно-дуговым методом на низкоуглеродистую Сталь 20, а также влияние изменения толщины химически осажденного подслоя никель-фосфор (от 0,5 до 30 мкм) при выдержке в 3,5 % растворе хлористого натрия при температуре 20 °С.

Ключевые слова: покрытия, нитрид титана, твердость изделий, вакуумный электродуговой способ, коррозионная стойкость, дефекты, функциональные свойства деталей, углеродистая сталь, химическое осаждение.

Введение

Покрытия нитрида титана (TiN) широко используются в технике для повышения износостойкости и твердости изделий, а также для получения покрытий под золото на декоративных изделиях, например, деталях часов и очков. Вакуумный электродуговой способ является одним из наиболее приемлемых для получения таких покрытий в промышленных масштабах, поскольку для него характерны низкие напряжения и сравнительно небольшие токи разряда, высокая степень ионизации и энергия ионов металлов или сплавов. Поверхность изделий с покрытиями TiN может подвергаться различным воздействиям: в помещениях – контактам с человеком (на поверхности поручней, ограждений, часовых корпусов и т. д.), снаружи – воздействию агрессивной атмосферы. Для надежного предотвращения коррозии изделий требуется толщина покрытия TiN не менее 14–15 мкм. Покрытия такой толщины совершенно неприемлемы с коммерческой стороны для изделий, имеющих большую площадь поверхности. Поэтому декоративные покрытия для архитектурной отделки наружных поверхностей зданий применяются, как правило, толщиной всего лишь 0,3–0,5 мкм.

Покрытия столь малой толщины имеют столбчатую структуру, включения полидисперсной капельной фазы титана, поры и сквозные отверстия, причем оптимизация параметров процесса нанесения TiN не позволяет устранить дефектность. Вследствие этого, на поверхности изделий из листовой стали с покрытием TiN часто появляются коррозионные поражения: точки, пятна, потемнение покрытия (рис. 1).



Рис. 1. Внешний вид TiN покрытий на Стале 20 после 5 лет эксплуатации в городской промышленной атмосфере

Повышение коррозионной стойкости сталей с покрытием TiN толщиной до 1–2 мкм может быть достигнуто использованием различных подслоев, уменьшающих воздействие на сталь пор.

В связи с этим, выбор коррозионностойкого подслоя перед нанесением TiN на углеродистые стали является актуальной задачей.

Химически осаждаемые никель-фосфорные и никель-бор-фосфорные покрытия достаточно широко применяются для повышения функциональных свойств деталей из конструкционных сталей: коррозионной стойкости, твердости, износостойкости [1–4]. Изучались возможности формирования композиционных износостойких покрытий из карбидов бора и кремния на подслое никель-фосфор, применительно к низкоуглеродистым сталям для различных отраслей промышленности [5–7]. Сообщалось, что химические никель-фосфорные покрытия на углеродистой стали

при последующем нанесении TiN обеспечивают увеличение твердости и прочности сцепления с основой, а также повышение коррозионной стойкости низкоуглеродистой стали с покрытием [8].

Это согласуется с литературными данными [9], согласно которым Ni-P покрытия, получаемые из кислых растворов с высоким содержанием фосфора (около 15 масс. %), имеющие мелкодисперсную структуру, являются самыми коррозионностойкими. Ранее также было показано [10], что покрытиям Ni-P с большей коррозионной стойкостью свойственен более положительный потенциал.

Целью настоящей работы было электрохимическое исследование коррозионной стойкости тонких покрытий TiN (~ 0,6–0,7 мкм), нанесенных вакуумно-дуговым методом на образцы из низкоуглеродистой Стали 20, и влияния толщины химически осажденного подслоя никель-фосфор (Ni-P, 0,5–30 мкм) в 3,5 % растворе хлористого натрия при температуре 20 °С.

Оборудование, материалы и методика исследований

Для получения двухслойных покрытий Ni-P/TiN использовались цилиндрические образцы из низкоуглеродистой Стали 20, имеющие диаметр 6 мм и длину 50 мм. Поверхность образцов перед нанесением химических никелевых покрытий подвергалась механической полировке, далее проводились обезжиривание этиловым спиртом, катодное обезжиривание в растворе, содержащем (в г/л): NaOH – 20, Na₃PO₄ – 20, Na₂CO₃ – 20, при плотности тока 5А/дм² и температуре 20 °С в течение 5 мин. Образцы далее промывались проточной и дистиллированной водой, травились в растворе HCl с концентрацией 1:1 при 20 °С в течение 1 мин и помещались в раствор для химического никелирования, состав которого приведен в табл. 1.

Для приготовления раствора химического никелирования использовались реактивы марок «х.ч.». Скорость осаждения покрытия Ni-P при плотности загрузки образцов 10 мл/см² составляла около 6–12 мкм/ч, толщина – от 0,5 до 30 мкм, содержание фосфора в покрытиях – 12–15 масс. %.

Для получения покрытия TiN толщиной 0,6–0,7 мкм вакуумным электродуговым методом (при 10⁻³ мм.рт.ст.) на образцы из Стали 20 предварительно напылялся подслоя титана в течение 10 мин., далее покрытие TiN в течение 15 мин. Образцы были неподвижны, но благодаря применению движущихся титановых катодов на крупногабаритной установке, сконструированной в научно-производственной фирме (НПФ) «Полярис» г. Черкассы (рис. 2), обеспечивались объемное напыление и высокая равномерность покрытий.



Рис. 2. Вакуумная электродуговая установка для реактивного нанесения покрытий TiN, ZrN, TiO, TiC

В связи с большей энергией ионов при использовании этого метода по сравнению с магнетронным легче осуществляется процесс реактивного нанесения покрытий типа TiN, ZrN, TiO, TiC и т.д. толщиной 0,3–10 мкм (покрытия функционального назначения могут иметь и значительно большую толщину – до 100 мкм). Кроме того, объем, занимаемый разрядом, значительно больше, чем у магнетронного разряда. Металлы и сплавы можно распылять при относительно высоком вакууме, что позволяет наносить более чистые покрытия. Анодом являлась вакуумная камера.

Перед коррозионными испытаниями по два одинаковых цилиндрических образца (электрода) с покрытиями из Стали 20 диаметром 6 мм и длиной 50 мм навинчивались на резьбовые шпильки коррозионных датчиков. Использовались 3 датчика для покрытий одной толщины, которые помещались в стеклянные колбы с 3,5 % раствором NaCl при 20 °С объемом 1 л. Датчики крепили в штативе на высоте, обеспечивающей последующее полное погружение электродов в раствор. При этом периодически определялся показатель равномерной коррозии (методом поляризационного сопротивления) и величины потенциала коррозии относительно хлорид-серебряного электрода сравнения (1М KCl) с помощью универсального коррозиметра «Эксперт-004» (ООО «Эконикс-Эксперт», Минск). Полученные результаты для трех одинаковых датчиков усредняли. Также визуально оценивалось изменение внешнего вида покрытий и наличие продуктов коррозии.

Пористость покрытий определяли методом наложения фильтровальной бумаги по ГОСТ 9.302–88.

Рентгеноспектральный микроанализ (РСМА) покрытия никель-фосфор на стали проводился на рентгеноспектральном микроанализаторе КАМЕБАКС

Таблица 1

Состав раствора химического никелирования (в г/л)					
хлористый никель	гипофосфит натрия	ацетат натрия	глицин	рН раствора	температура, °С
25	50	50	30	5	90–99

(Франция, фирма Камека) с помощью Si(Li) твердотельного детектора. Энергия первичного электронного пучка составляла 15 кэВ, ток электронов на образце – ~1 нА, растр сканирования – 50×50 мкм², угол между поверхностью образца и детектором – 40°, время анализа – 100 секунд, остаточный вакуум в колонне – 10⁻⁶ Торр. Глубина проникновения электронов при 15 кэВ составляла ~1 мкм. При определении концентрации элементов использовался «безэталонный метод» и ZAF коррекция.

На рис. 3 приведены зависимости скорости коррозии покрытий Ni-P толщиной от 0,5 до 30 мкм на Стале 20 от времени. Эти покрытия были получены при 90 °С и содержали 12,1±0,1 масс. % по данным РСМА. Видно, что в случае покрытий толщиной 0,5–7 мкм с увеличением времени выдержки в 3,5 % растворе NaCl, наблюдается увеличение скорости коррозии покрытий, что связано с развитием коррозионного процесса в сквозных порах (5–10 пор/см²).

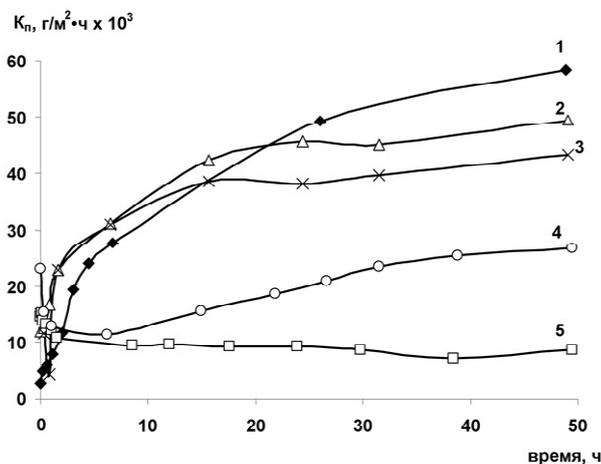


Рис. 3. Зависимости скорости коррозии покрытия Ni-P на Стале 20 от времени выдержки в 3,5 % растворе NaCl при 20 °С при толщинах:

1 – 0,5 мкм; 2 – 2 мкм; 3 – 7 мкм; 4 – 13 мкм; 5 – 30 мкм

Величины K_n для покрытий Ni-P на стали толщиной 0,5–7 мкм различаются незначительно и составляют примерно 20–60 мкм/год. Для покрытий толщиной 30 мкм наблюдается стабилизация скорости коррозии, величина K_n составляет около 7 мкм/год, покрытия имеют небольшую пористость (1–2 пор/см²). Снижение скорости коррозии покрытия Ni-P на стали с ростом его толщины сопровождается существенным облагораживанием потенциала коррозии покрытий (на 150–250 мВ), (рис. 4).

На рис. 5 (кривая 1) приведена зависимость скорости коррозии покрытия TiN (толщиной 0,6–0,7 мкм) с подслоем Ni-P (13 мкм) от времени выдержки в 3,5 % растворе NaCl при 20 °С. Величины K_n такого двухслойного покрытия практически совпадают с наблюдаемыми для однослойного покрытия Ni-P (рис. 3, кривая 4), что может свидетельствовать о высокой пористости TiN покрытия и его низкой защитной способности.

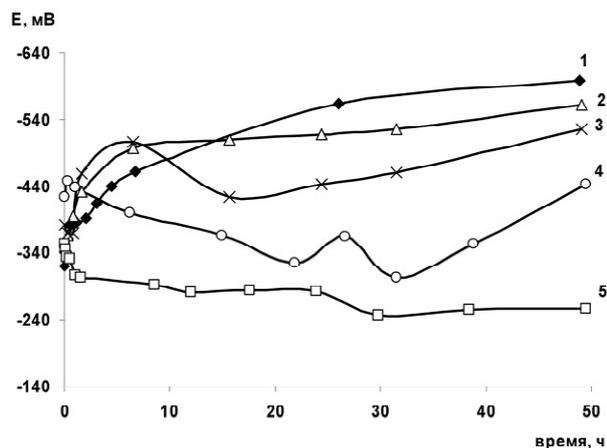


Рис. 4. Зависимости потенциала коррозии покрытия Ni-P на Стале 20 от времени выдержки в 3,5 % растворе NaCl при 20 °С при толщинах:

1 – 0,5 мкм; 2 – 2 мкм; 3 – 7 мкм; 4 – 13 мкм; 5 – 30 мкм

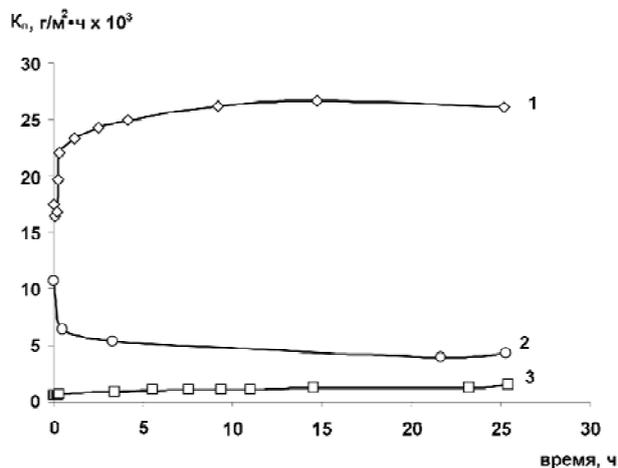


Рис. 5. Зависимости скорости коррозии покрытий на Стале 20 от времени выдержки в 3,5 % растворе NaCl при 20 °С:

1 – Ni-P12 % (13 мкм)+Ti-N (0,6–0,7 мкм);
2 – Ni-P15 % (9 мкм); 3 – Ni-P15 % (9 мкм)+ Ti-N (0,6–0,7 мкм)

Согласно данным электронной микроскопии покрытия Ni-P, содержащие 15 масс. % P, имеют глобулярную аморфную структуру и не содержат трещин (рис. 6, а), тогда покрытия Ni-P (12 масс. %) являются трещиноватыми (рис. 6, б).

Выводы

1. Установлено, что наиболее низкие скорости коррозии были получены для однослойного покрытия Ni-P толщиной всего 9 мкм, полученного при 99 °С и содержащего повышенную концентрацию фосфора (15±0,2 масс. %), а также для двухслойного покрытия после нанесения на этот подслоя TiN.

2. Максимальная коррозионная стойкость двухслойного покрытия Ni-P/TiN (0,6–0,7 мкм) на низкоуглеродистой Стале 20 обеспечивается при получении из кислого раствора беспористого нетрещиноватого подслоя Ni-P с содержанием фосфора около 15 масс. % толщиной 9 мкм.

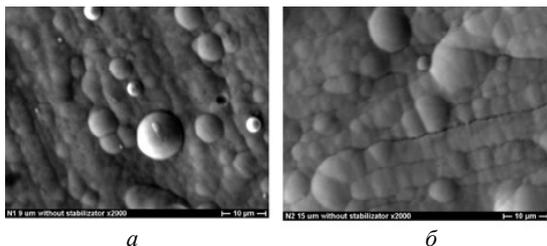


Рис. 6. Микроструктура покриттів Ni-P на Сталі 20 с різним вмістом фосфору, $\times 2000$:

a – 15 мас.%; *б* – 12 мас.%

Список литературы

1. Иванов М. В. Защита металлов / Иванов М. В. – Мн. : Наука, 2001. – 584 с.
2. Велемицина Р. И. Химическое никелирование как метод защиты и упрочнения деталей энергетического оборудования / Велемицина Р. И., Рябченков В. И. – М. : ВИМИ. №3-75-1053. – 1995. – 66 с.
3. Иванов М. В. Защита металлов / Иванов М. В., Худа М. А. – Мн. : Наука, 1999. – 380 с.
4. Тилипалов В. Н. Сварочное производство / Тилипалов В. Н. – Мн. : Наука, 2002. – 288 с.
5. Тарасов А. Н. Защита металлов от коррозии / Тарасов А. Н. – К. : Наука, 2002. – 312 с.
6. Шевченко П. Р. Технология металлов / Шевченко П. Р. – К. : Наука, 2002. – 248 с.
7. Шевченко П. Р. / Шевченко П. Р. // Машиностроитель. – 2002. – № 4. – С. 24–28.
8. J.L. He Surface and Coatings Technology / J.L. He, M.H. Hon. – 53 (1992). – P. 93–98.
9. Simon H. Elektroplattieren und Stromlos-Plattieren von Stählen hoher Festigkeit unter dem Aspekt ihrer Wasserstoffversprodnung / Simon H // Metalloberfläche, 1979.– Bd. 33, № 9. – P. 340–349.
10. Нагурные и ускоренные коррозионные испытания химических никелевых покрытий / [Yajima S., Togawa Y., Matsushita S. etc.]. // Киндзоку хэмэн гидзюцу. – J. Metal Finish Soc. Jap, 1986. – Vol. 37, № 6. – P. 301–307.

Одержано 25.11.2014

Губар Є.Я., Пономаренко А.М., Фенько І.І. Вплив товщини підшарів нікель-фосфор у покритті з нітриду титану на корозійну стійкість сталі

Досліджено корозійну стійкість покриттів TiN ($\sim 0,6-0,7$ мкм), нанесених вакуумно-дуговим методом на вуглецеву Сталь 20, а також вплив зміни товщини хімічно осадженого підшару нікель-фосфор (від 0,5 до 30 мкм) при витримці в 3,5 % розчині хлористого натрію при температурі 20 °С.

Ключові слова: покриття, нітрид титану, твердість виробів, вакуумний електродуговий спосіб, корозійна стійкість, дефекти, функціональні властивості деталей, вуглецева сталь, хімічне осадження.

Gubar Ye., Ponomarenko A., Fenko I. Influence of thickness of the underlayer nickel-phosphorus nitride coating titanium corrosion resistance of steel

Corrosion resistance of TiN ($\sim 0,6-0,7$ mcm) vacuum-arc coatings on low-carbon steel 20 and influence of thickness change of nickel-phosphorus chemically precipitated underlayer (from 0,5 up to 30 mcm) after exposure in 3.5 % solution of sodium chloride are investigated.

Key words: coatings, titanium nitride, hardness of articles, vacuum arc method, defects, functional properties of articles, carbon steel, chemical precipitation.

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ТАНТАЛА НА КРИТИЧЕСКИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ В ЛИТЕЙНОМ СВАРИВАЕМОМ ЖАРОПРОЧНОМ НИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ С ПРИМЕНЕНИЕМ РАСЧЕТНЫХ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ МЕТОДИК

Методом компьютерного моделирования процессов кристаллизации (охлаждения) или нагрева, основанного на расчетном методе CALPHAD, оценено влияние тантала в исследованном диапазоне легирования от 1,0 до 10 % (по массе), в сравнении с исходным составом без тантала, на критические температуры многокомпонентной системы Ni-16Cr-5Co-2,7Al-2,7Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C. Представлены результаты расчетов в сравнении с экспериментальными данными, полученными на образцах тестовых плавок методом дифференциального термического анализа (ДТА).

Ключевые слова: литейные жаропрочные никелевые сплавы, система легирования, критические температуры, ликвидус, солидус, интервал кристаллизации.

Введение

В настоящее время повышение надежности работы материалов газовых турбин и увеличение эксплуатационного ресурса деталей из них, осуществляется двумя основными направлениями. Первое направление – замена существующих промышленных жаропрочных никелевых сплавов на разработанные новые сплавы. Второе направление – модернизация химического состава известных промышленных сплавов путем легирования перспективными элементами, например танталом, с оптимизацией его границ легирования внутри марки. В результате модернизированные составы – сплавы нового поколения, обеспечат повышение комплекса служебных характеристик материала, а следовательно, ресурса газотурбинных двигателей в условиях длительного воздействия высоких температур и напряжений в агрессивных средах [1–5].

Международная практика показывает, что в условиях общего мирового кризиса второе направление экономически более выгодно и имеет широкие перспективы, так как не требует длительного времени на объемные научные и технологические исследования, при этом нет необходимости в больших объемах промышленных и финансовых ресурсов, в сравнении с первым направлением. Современный подход к легированию литейных жаропрочных никелевых сплавов дорогостоящими элементами приводит к компромиссу, который должен одновременно учитывать влияние данных элементов как на прочностные характеристики, коррозионную стойкость, структурную стабильность, с одной стороны, так и технологичность, а также экономическую целесообразность, с другой [3–6].

Во многих исследованиях отмечается о положительном влиянии тантала на прочностные характеристики

и термическую стабильность фаз в литейных жаропрочных никелевых сплавах. При этом указывается, что в пределах марочного состава для различных сложнoleгированных систем жаропрочных никелевых сплавов, оптимальные границы легирования для нового вводимого элемента тантала являются индивидуальными [1–6].

В данной работе с помощью компьютерного моделирования, основанного на расчетном методе CALPHAD [7] было оценено влияние легирования танталом в исследованном диапазоне от 1,0 до 10,0 % с концентрационным шагом 1 % по массе на критические температуры фазовых превращений в многокомпонентной никелевой системе Ni-16Cr-5Co-2,7Al-2,7Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C (сплав ЖСЗЛС среднего уровня легирования). Цель – оптимизация границ легирования танталом для повышения уровня физико-механических характеристик материала.

Наиболее оптимальные варианты опытных составов с нижним, средним и верхним уровнями легирования, а также без легирования танталом (исходный марочный состав ЖСЗЛС), экспериментально исследовались на образцах 4-х тестовых плавок методом дифференциального термического анализа (ДТА) [8, 9]. Экспериментальные данные сравнивались с результатами расчетов, полученными CALPHAD-методом.

В настоящее время по теории легирования многокомпонентных никелевых систем опубликовано достаточно большое количество информации [1–6, 8], однако недостаточно освещаются вопросы, связанные с оценкой влияния отдельных легирующих элементов на критические температуры растворения или выделения отдельных фаз в таких системах. Поэтому данная область исследований важна и актуальна для развития теории легирования как по разработке новых спла-

вов, так и по модернизации составов известных промышленных марок жаропрочных никелевых сплавов с целью улучшения комплекса их служебных характеристик для конкретных технических условий эксплуатации.

Постановка задачи

Целью настоящей работы является сравнительная оценка влияния тантала на критические температуры выделения и растворения фаз в многокомпонентной системе Ni-16Cr-5Co-2,7Al-2,7Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C с помощью пассивного эксперимента расчетным методом CALPHAD и активного эксперимента методом дифференциального термического анализа (ДТА).

Метод пассивного эксперимента заключается в компьютерном моделировании термодинамических процессов при кристаллизации (охлаждении) или нагреве, основанном на расчетном CALPHAD-методе [10–14]. Компьютерное моделирование данных процессов позволяет провести достоверные прогнозирующие расчеты по оценке влияния тантала на критические температуры выделения или растворения отдельных фаз в промежуточных опытных составах, в сравнении с исходным составом без тантала.

Расчеты критических температур проводились индивидуально по каждому исследованному составу при пошаговом введении тантала (Ta) в фиксированный состав многокомпонентной системы, приведенной выше, с концентрационным шагом 1,0 % (по массе) внутри исследуемого диапазона 1,0–10,0 %.

Эффективность расчетного метода CALPHAD заключается в достаточно быстром получении недостающей информации, основанной на надежных физических принципах, и имеет ряд значительных преимуществ, в сравнении с методами математической статистики: корреляционным, дисперсионным, регрессионным анализами. Расчеты методом CALPHAD, полученные путем компьютерного моделирования процессов кристаллизации (охлаждения) или нагрева, позволяют без многократных промежуточных прямых экспериментов определить критические температуры выделения или растворения отдельных фаз, а также температурные интервалы фазовых превращений, в зависимости от содержания тантала в исследуемом диапазоне легирования для приведенной выше сложнoleгированной системы на основе никеля. Результаты расчетов CALPHAD-методом сравнивались с данными активного эксперимента, полученными методом ДТА на образцах тестовых плавок.

Анализ результатов

При охлаждении (кристаллизации) или нагреве в многокомпонентных жаропрочных никелевых сплавах протекает ряд фазовых превращений, определяющих фазовый состав и конечную структуру. В целом, химический состав предопределяет температурные интер-

валы протекания основных фазовых превращений при кристаллизации (охлаждении) или нагреве, к которым относятся растворение или выделение частиц γ' - фазы в γ - твердом растворе, растворение или плавление неравновесной эвтектики $\gamma + \gamma'$, плавление γ - твердого раствора, выделение или растворение карбидов различного типа [9, 15, 16].

К негативным структурным изменениям могут приводить неблагоприятные фазовые превращения, ведущие к снижению служебных свойств и потере работоспособности сплава. Данные процессы возможны в многокомпонентных жаропрочных никелевых сплавах при недостаточно сбалансированном их химическом составе [17, 18].

Компьютерное моделирование процесса кристаллизации (охлаждения) для конкретного состава осуществлялось от температуры жидкого состояния (1400 °С) до комнатной температуры (20 °С) либо при нагреве в обратном порядке, с температурным шагом 10 °С внутри всего температурного диапазона, при зафиксированной расчетной величине содержания тантала. Пошаговое легирование танталом в исследуемом диапазоне 1,0–10,0 % (по массе) позволило рассчитать и оценить влияние легирования танталом на критические температуры выделения (растворения) фаз, а также температурные интервалы фазовых превращений для каждого исследованного состава.

На рисунке 1 и в таблице 1 представлены результаты расчетов, полученные по определению критических температур в процессе кристаллизации (охлаждения), а также нагрева исходного состава без тантала и опытных составов с танталом в исследованном диапазоне легирования. Данный подход позволил без проведения прямых экспериментов получить зависимость основных критических температур от содержания тантала в исследованном диапазоне для конкретной многокомпонентной системы: температуру полного расплавления ликвидус – (t_L); температуру плавления γ - твердого раствора солидус – (t_S); температуру эвтектических $\gamma'+\gamma$ превращений – ($t_{ЭВТ}$); температурный интервал кристаллизации – (Δt_1); температуру начала растворения γ' - фазы – ($t_{Н.Р.}^{\gamma'}$); температуру (конца) полного растворения γ' - фазы – ($t_{П.Р.}^{\gamma'}$); температурный интервал для проведения гомогенизирующей термической обработки на γ - твердый раствор – (Δt_2).

Анализ результатов, представленных на рисунке 1, показывает, что с повышением содержания тантала в исследованном диапазоне легирования критические температуры – t_L, t_S снижаются, при этом температура эвтектических превращений $t_{ЭВТ}$ остается стабильной, постепенно повышаясь на 20 °С. Вместе с тем, температура ликвидус (t_L) при содержании тантала 10,0 % по массе снизилась более, чем на 60 °С; температура солидус (t_S) снизилась более, чем на 65 °С, по сравнению с аналогичными критическими температурами для исходного состава без тантала (табл. 1).

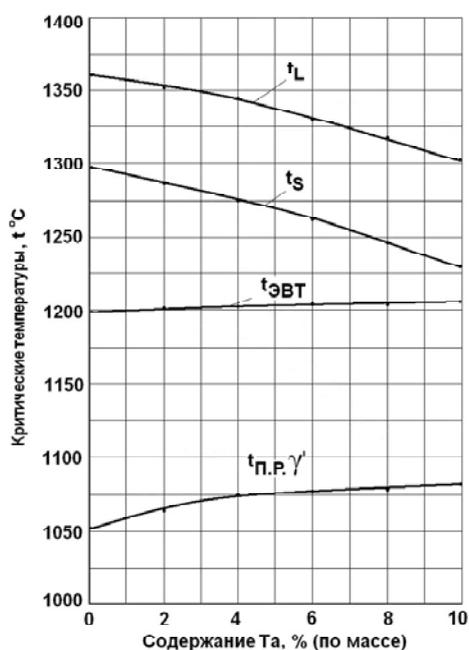


Рис. 1. Зависимости критических температур от содержания тантала для системы Ni-16Cr-5Co-2,7Al-2,7Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C, полученные расчетным методом CALPHAD

Температуры начала растворения $t_{H.P.}^{\gamma'}$ и полного растворения $t_{п.р.}^{\gamma'}$ γ' - фазы в составе без тантала (~ 855 °C), (~ 1055 °C) повысились в составе с 6,0 % тантала до (~ 870 °C), (~ 1078 °C) соответственно. В диапазоне легирования танталом 6,0–8,0 % по массе температура $t_{п.р.}^{\gamma'}$ стабилизируется, и при 10,0 % тантала наблюдается ее снижение до ~ 1073 °C (табл. 1).

При этом, температурный интервал кристаллизации $\Delta t_1 = (t_L - t_S)$ остается стабильным и находится в преде-

лах ± 4 °C, в сравнении с исходным составом без тантала. Аналогичное поведение температурного интервала для проведения гомогенизирующей термической обработки $\Delta t_2 = (t_{ЭВТ} - t_{п.р.}^{\gamma'})$, который находится в пределах ± 5 °C (см. табл. 1).

Расчеты показали, что при повышении содержания тантала до 6,0 % (по массе) температура полного растворения γ' - фазы $t_{п.р.}^{\gamma'}$ повышается на 23 °C, по сравнению с аналогичной критической температурой для исходного состава без тантала.

Анализ полученных результатов позволил сделать вывод о том, что наиболее чувствительной критической температурой, ограничивающей верхний предел границы легирования танталом, является температура солидуса t_S , которая не должна быть ниже значения 1280 °C (технические требования для сплавов данного класса). При содержании тантала 3,0 % по массе температура солидуса t_S составляет 1281,51 °C, при содержании тантала 4,0 % по массе температура солидуса снижается на ~ 18 °C (1275,90 °C), что ниже технических требований (см. табл. 1). При этом, на ~ 17 °C повышается температура полного растворения упрочняющей γ' - фазы — $t_{п.р.}^{\gamma'}$ (1071,63 °C), что говорит о повышении термической стабильности основной упрочняющей γ' - фазы. Повышение содержания тантала в диапазоне от 3,0 до 10,0 % (по массе) приводит к заметному снижению критических температур, особенно температуры солидуса t_S на ~ 54 °C и температуры ликвидуса t_L на ~ 45 °C, что может приводить к повышению дендритной ликвации, а следовательно, к увеличению структурной неоднородности и снижению фазовой стабильности сплава.

Анализ расчетных данных, полученных методом пассивного эксперимента, показал, что для сравнения с результатами прямого активного эксперимента, вместо 11 экспериментальных плавок достаточно провес-

Таблица 1 – Значения критических температур для системы Ni-16Cr-5Co-2,7Al-2,7Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C, рассчитанные CALPHAD-методом

Критические температуры, °C							
Ta, %	t_L	t_S	$t_{ЭВТ}$	$t_{H.P.}^{\gamma'}$	$t_{п.р.}^{\gamma'}$	Δt_1	Δt_2
0,0	1365,10	1293,76	1190,00	855,00	1055,35	71,34	134,65
1,0	1360,00	1290,42	1198,00	865,00	1061,67	69,58	136,33
2,0	1354,53	1286,35	1201,15	870,00	1067,13	68,18	134,02
3,0	1348,95	1281,51	1201,75	870,00	1071,63	67,44	130,12
4,0	1343,16	1275,90	1202,54	870,00	1075,09	67,26	127,45
5,0	1337,16	1269,55	1202,94	870,00	1077,47	67,61	125,47
6,0	1330,94	1262,48	1203,25	870,00	1080,00	68,46	123,25
7,0	1324,49	1254,74	1204,52	870,00	1081,01	69,75	123,51
8,0	1317,81	1246,37	1205,85	870,00	1082,21	71,44	123,64
9,0	1310,89	1237,38	1208,11	870,00	1083,56	73,51	124,55
10,0	1303,72	1227,80	1210,01	875,00	1085,00	75,92	125,01

ти 4 тестовые плавки опытных образцов. Первая тестовая плавка – образцы исходного состава без тантала; вторая, третья и четвертая тестовые плавки – образцы с нижним, средним и верхним уровнем оптимального содержания тантала, соответственно 1,0 %, 2,0 % и 3,0 % (по массе). Данный подход позволил существенно сократить количество экспериментов, дорогостоящие материалы, промышленные ресурсы, а также затраты времени на проведение объемных научных исследований. Таким образом, синтез расчетных и экспериментальных методик обеспечил высокую эффективность, информативность и достоверность при интерпретации данных по оценке влияния тантала на критические температуры, а также температурные интервалы существования отдельных фаз в исследованных опытных составах.

Исследования ДТА проводили на установке ВДТА-8М в среде гелия при постоянной скорости нагрева и охлаждения равной 80 °С/мин. В качестве эталона использовался термически инертный образец чистого вольфрама (W-эталон). С помощью метода ДТА выявлялись превращения, как в твердом, так и в жидком состоянии, связанные с изменением энтальпии в образце. С изменением температуры во времени сравнивали тепловые потоки в термически инертном эталоне (W) и исследуемом образце. В случае их равенства получали базовую линию на регистрирующем приборе без каких-либо изменений. При наличии в исследуемом образце каких-либо превращений, связанных с поглощением или выделением тепла (эндо- и экзотермические процессы соответственно), фиксировали отклонения от прямолинейного хода базовой линии в виде пиков на термической кривой в одну или другую сторону. По числу, форме, величине и расположению этих пиков на термической кривой получали данные по пороговым значениям температур протекающих процессов, т. е. критические температуры исследуемых составов. Расшифровка термограмм, полученных в ходе экспериментов, проводили с учетом рекомендаций, указанных в работах авторов [8, 9].

Максимальная температура нагрева образцов в установке ВДТА-8П – 1450 °С. Заполнение камеры гелием до 0,8–0,9 ат. проводилось после получения разрежения не менее 10^{-5} мм. рт. ст. При этом операция «промывка» гелием повторялась дважды. Образцы исследуемых сплавов имели одинаковый размер (диаметр $d = 3$ мм; длина $l = 3$ мм) и массу (~1,45 г). В соответствии с методикой эксперимента кристаллизацию (охлаждение) и нагрев каждого образца проводилось дважды в тигле из оксида циркония.

На основании расшифровки и анализа экспериментально полученных ДТА-кривых по определению критических температур фазовых превращений в опытных составах, на рисунке 2 схематически представлено политермическое сечение многокомпонентной диаграммы состояния в координатах: температура t °С – содержание Ta, % (по массе).

На рисунке 2 видно, что температуры $t_{п.р.}^{\gamma'}$, $t_{эвт.}$, t_S , t_L являются индивидуальными критическими температурами для каждого опытного состава: исходный состав «а» – без добавок тантала; состав «b» – 1,0 % тантала; состав «с» – 2,0 % и состав «d» – 3,0 % тантала (по массе). Следует отметить, что содержание тантала в образцах реальных тестовых плавки незначительно отличалось от расчетного: состав «b» – 1,1 % тантала; состав «с» – 1,9 % и состав «d» – 3,1 % тантала (по массе). Поэтому для сравнения полученных результатов содержание тантала в исследованных опытных составах приводилось расчетное.

Процесс растворения γ' - фазы в γ - твердом растворе контролируется кривой $t_{п.р.}^{\gamma'}$, на которой видно, что увеличение содержания тантала в опытных составах «b» и «с» вызывает повышение температуры полного растворения $t_{п.р.}^{\gamma'}$ - фазы. Положение точек на температурной кривой полного растворения $t_{п.р.}^{\gamma'}$ - фазы непосредственно характеризуют термическую стабильность опытного состава.

На рис. 3 и 4 представлены результаты, полученные CALPHAD-методом в сравнении с экспериментальными

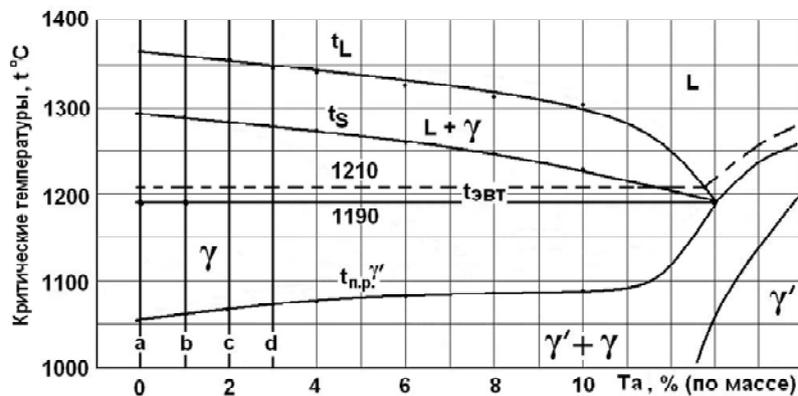


Рис. 2. Политермическое сечение многокомпонентной диаграммы состояния системы Ni-16Cr-5Co-2,7Al-2,7Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015V-0,09C в координатах температура t °С – содержание Ta, % (по массе): а – состав без Ta (ЖСЗЛС); b – состав с 1,0 % Ta; c – состав с 2,0 % Ta; d – состав с 3,0 % Ta (по массе)

данными, полученными на образцах тестовых плавок методом ДТА по оценке влияния тантала на критические температуры многокомпонентной системы Ni-16Cr-5Co-2,7Al-2,7Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C.

Анализ результатов экспериментов методом ДТА, представленных на рисунках 3 и 4, а также в таблице 2 показывает, что в опытных составах, содержащих 1,0 %Ta (состав «b»), 2,0 % Ta (состав «c») и 3,0 %Ta (состав «d»), по сравнению с исходным составом без Ta (состав «a»), критические температуры $-t_L, t_S$ снижаются, кроме температур начала $t_{Н.Р.}^{\gamma'}$ и (конца) полного растворения основной упрочняющей γ' - фазы $-t_{П.Р.}^{\gamma'}$, которые постепенно повышаются.

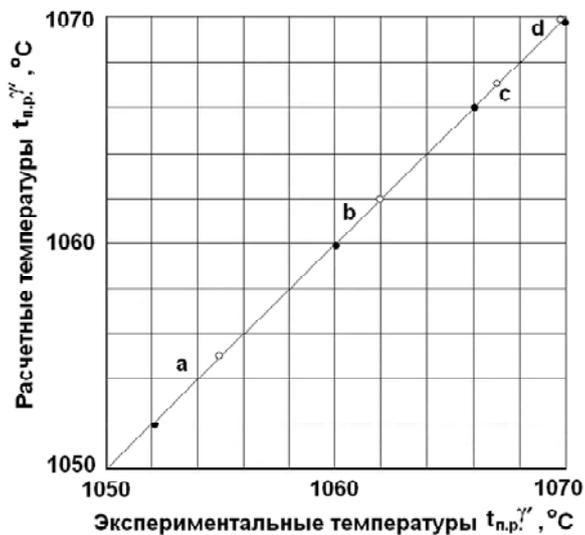
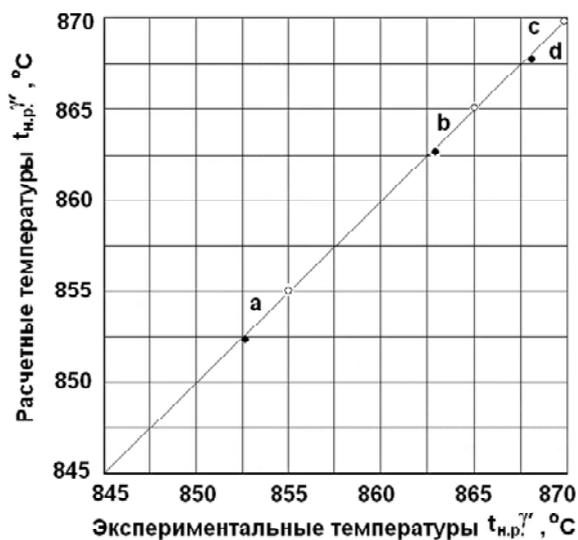


Рис. 3. Расчетные и экспериментальные значения критических температур $t_{Н.Р.}^{\gamma'}$ и $t_{П.Р.}^{\gamma'}$ для системы Ni-16Cr-5Co-2,7Al-2,7Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C (литое состояние):

- – расчетные значения, полученные CALPHAD-методом;
- – экспериментальные значения, полученные методом ДТА;
- a – состав без Ta (ЖСЗЛС); b – состав с 1,0 % Ta;
- c – состав с 2,0 % Ta; d – состав с 3,0 % Ta (по массе)

Видно, что данные экспериментов хорошо согласуются с результатами расчетов, полученных CALPHAD-методом. Расхождение результатов составляет не более $\pm 1,5-3,0$ °C, что говорит о достоверности прогнозирующих расчетов и хорошей согласованности с экспериментальными данными, полученными методом ДТА (см. табл. 1, 2). Следует также отметить, что приведенные в данной работе данные находятся также в хорошей согласованности с расчетными и экспериментальными данными, приведенными авторами работ [1–4, 8–16] на других промышленных сплавах.

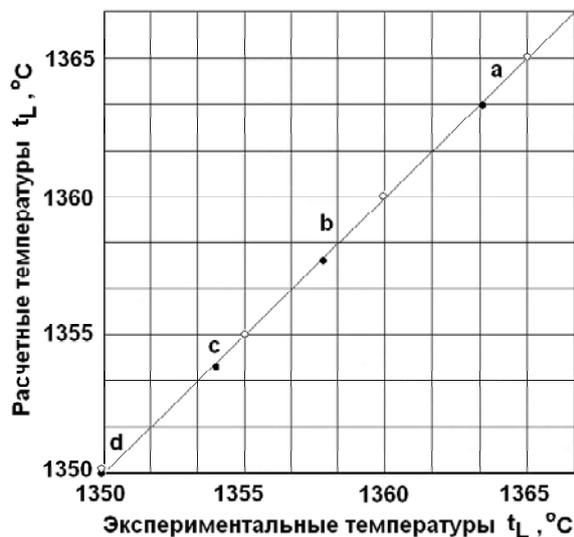
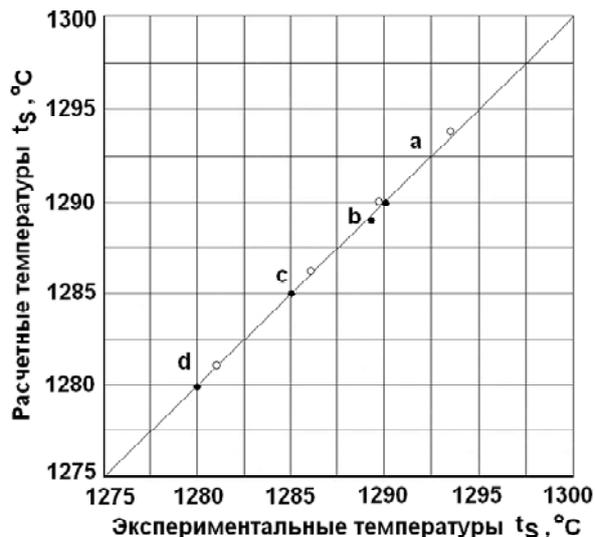


Рис. 4. Расчетные и экспериментальные значения критических температур солидус t_S и ликвидус t_L для системы Ni-16Cr-5Co-2,7Al-2,7Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C (литое состояние):

- – расчетные значения, полученные CALPHAD-методом;
- – экспериментальные значения, полученные методом ДТА;
- a – состав без Ta (ЖСЗЛС); b – состав с 1,0 % Ta;
- c – состав с 2,0 % Ta; d – состав с 3,0 % Ta (по массе)

Выводы

1. Расчеты, полученные CALPHAD-методом, позволяют эффективно и надежно прогнозировать результаты без проведения многочисленных промежуточных и дорогостоящих прямых (активных) экспериментов. Результаты расчета критических температур, полученные методом CALPHAD (пассивный эксперимент), хорошо согласуются с результатами экспериментов на образцах тестовых плавок, полученных методом ДТА (активный эксперимент).

2. Для многокомпонентной системы Ni-16Cr-5Co-2,7Al-2,7Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C содержание тантала до 3,0 % по массе оценивается как позитивное. Увеличение содержания тантала более 3,0 % по массе в исследованном диапазоне 1,0–10,0 % приводит к снижению температуры ликвидус, и особенно температуры плавления γ - твердого раствора солидус ниже, чем 1280 °C, что нежелательно для литейных жаропрочных никелевых сплавов, работающих при температурах 1000 °C и выше.

3. Влияние тантала при содержании 4,0 % по массе и более, в исследованном диапазоне 1,0–10,0 %, для исследованной многокомпонентной системы оценивается как негативное, так как перелегирование танталом может приводить к таким нежелательным последствиям, как увеличение структурной неоднородности и снижение фазовой стабильности за счет выделения вредных ТПУ- фаз, что может приводить к резкому снижению прочностных характеристик, особенно пластичности, и потери работоспособности материала.

Список литературы

1. 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.
2. 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.
3. Патон Б. Е. 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. Кишкин С. Т. Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе / Кишкин С. Т., Строганов Г. Б., Логунов А. В. – М. : Машиностроение, 1987. – 116 с.
5. Котсорадис Д. 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.
6. 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.
7. Saunders N. The Application of CALPHAD Calculations to Ni-Based Superalloys / N. Saunders, M. Fahrman, C. J. Small // In «Superalloys 2000» eds. K.A. Green, T. M. Pollock and R.D. Kissinger. – TMS. – Warrendale. – 2000. – 803 p.
8. Fippen J. S. Using differential thermal analysis to determine phase change temperatures / J. S. Fippen, P. B. Sparks // Metal Progr. – 1979. – № 4. – P. 56–59.
9. Вертоградский В. А. Исследование фазовых превращений в сплавах типа ЖС методом ДТА / В. А. Вертоградский, Т. П. Рыкова // Жаропрочные и жаростойкие стали и сплавы на никелевой основе. – М. : Наука, 1984. – С. 223–227.
10. Попов В. В. Анализ растворимости карбидов, нитридов и карбонитридов в сталях методами компьютерной термодинамики. I. Описание термодинамических свойств. Метод расчета / В. В. Попов, И. И. Горбачев // Физика металлов и металловедение. – 2004. – Т. 98. – № 4. – С. 11–21.
11. Попов В. В. Анализ растворимости карбидов, нитридов и карбонитридов в сталях методами компьютерной термодинамики II. Растворимость карбидов, нитридов и карбонитридов в системах Fe-V-C, Fe-V-N и Fe-V-C-N / В. В. Попов, И. И. Горбачев // Физика металлов и металловедение. – 2005. – Т. 99. – № 3. – С. 69–82.
12. Горбачев И. И. Анализ растворимости карбидов, нитридов и карбонитридов в сталях методами компьютерной термодинамики. III. Растворимость карбидов, нитридов и карбонитридов в системах Fe-Ti-C, Fe-Ti-N и Fe-Ti-C-N / И. И. Горбачев, В. В. Попов // Физика металлов и металловедение. – 2009. – Т. 108. – № 5. – С. 1–12.
13. Горбачев И. И. Термодинамическое моделирование системы Fe-V-Nb-C-N на основе CALPHAD-метода / И. И. Горбачев, В. В. Попов // Физика металлов и металловедение. – 2011. – Т. 111. – № 5. – С. 518–525.
14. Горбачев И. И. Термодинамическое моделирование карбонитридообразования в сталях C-V-N-Ti / И. И. Горбачев, В. В. Попов, А. Ю. Пасынков // Физика металлов и металловедение. – 2012. – Т. 113. – № 10. – С. 1226–1035.
15. Беликов С. Б. О влиянии тантала на критические точки жаропрочных никелевых сплавов / С. Б. Беликов, С. В. Гайдук, В. В. Кононов // Вестник двигателестроения. – 2004. – № 3. – С. 99–102.
16. Гайдук С. В. Особенности влияния тантала на структуру и свойства никелевых сплавов / С. В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2004. – № 1. – С. 16–19.
17. Морозова Г. И. Сбалансированное легирование жаропрочных никелевых сплавов / Г. И. Морозова // Металлы. – 1993. – № 1. – С. 38–41.
18. Морозова Г. И. Компенсация дисбаланса легирования жаропрочных никелевых сплавов / Г. И. Морозова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. – № 12. – С. 52–56.

Одержано 06.11.2014

Гайдук С.В., Кононов В.В. Оцінка впливу танталу на критичні температури в ливарному зварюваному жароміцному нікелевому сплаві із застосуванням розрахункових і експериментальних методик

Методом комп'ютерного моделювання процесів кристалізації (охолодження) або нагріву, заснованого на розрахунковому методі CALPHAD, оцінений вплив танталу в дослідженому діапазоні легування від 1,0 до 10 % (за масою), порівняно з вихідним складом без танталу, на критичні температури багатоконпонентної системи Ni-16Cr-5Co-2,7Al-2,7Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C. Представлені результати розрахунків порівняно з експериментальними даними, отриманими на зразках тестових плавок методом диференційного термічного аналізу (ДТА).

Ключові слова: ливарні жароміцні нікелеві сплави, система легування, критичні температури, ліквідус, солідус, інтервал кристалізації.

Gayduk S., Kononov V. Estimation of tantalum influence on the critical points of cast weldable high-temperature nickel-base alloy by calculating and experimental methods

Using computer modeling of alloy solidification (cooling) or heating based on calculating method CALPHAD there has been estimated the influence of tantalum within the alloying range from 1 to 10 %, by mass in comparison with the initial composition free of tantalum on the critical points of multi-component system Ni-16Cr-5Co-2,7Al-2,7Ti-4W-4Mo-0,015Zr-0,015B-0,09C. The calculated results have been represented in comparison with the experimental data obtained by differential thermal analysis (DTA) applied for the as cast tested specimens.

Key words: high-temperature nickel-base cast super alloy, alloying system, critical points, liquidus, solidus, crystallization temperature range.

УДК 621.793:620.198

Канд. техн. наук Е. Я. Губарь¹, канд. техн. наук А. М. Пономаренко¹,
канд. физ.-мат. наук И. П. Частоколенко², В. Ю. Шматков¹, В. Ю. Васильченко¹¹Черкасский государственный технологический университет,²Национальный университет гражданской защиты Украины;
г. Черкассы

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ Al_2O_3 С УЛУЧШЕННЫМ КОМПЛЕКСОМ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ

Разработана технология получения покрытий на основе Al_2O_3 с улучшенным комплексом физико-механических и эксплуатационных свойств. Изучен способ повышения комплекса эксплуатационных характеристик покрытий на основе оксида алюминия путем легирования его молибденом.

Ключевые слова: плазма, технология, покрытие, алюминий, молибден, легирование, диффузия, установка, плазмотрон, фрикционные свойства, когезионная прочность, адгезионная прочность, математическая модель.

Введение

Плазменные покрытия из оксида алюминия наряду с доступностью и недорогой стоимостью имеют недостаточно высокую степень адгезии между покрытием и основой [1–4].

Новым направлением получения материалов для композиционных покрытий является диффузионное легирование порошков. При диффузионном легировании на поверхности каждой гранулометрически самостоятельной частицы формируется диффузионная оболочка. Частицы компонентов в порошке, полученном диффузионным легированием, имеют размеры, обеспечивающие оптимальные температурно-временные условия при прохождении через плазменную струю [5].

Особенностью данного метода получения порошков является использование способа получения подвижной насыщающей смеси (псевдооживленного или псевдокипящего слоя). В подвижной смеси происходит интенсификация диффузионного легирования порошков, что объясняется ускорением процессов теплопереноса вследствие постоянного движения, перемешивания и контактирования частиц рабочей смеси в процессе обработки. Интенсификация диффузионных процессов происходит также в результате пластического деформирования материала при перемешивании. Полученные таким способом диффузионно-легированные порошки не имеют мировых аналогов [8].

Для формирования покрытий был использован порошок из оксида алюминия, диффузионно-легированный молибденом. В качестве легирующего элемента был выбран молибден, так как он, обладая хорошими фрикционными свойствами, способствует увеличению пластификации покрытия и его средней плотности [6–8].

Цель работы: изучить возможность повышения комплекса эксплуатационных характеристик покрытий на основе оксида алюминия путем легирования его молибденом.

Оборудование, материалы и методика исследований

Для плазменного напыления покрытий использовалась установка УПУ-ЗД с плазмотроном ПН-25. В качестве плазмообразующего и транспортирующего газа применялся азот. Расход газа – 3 м³/ч. Напряжение дуги 85...90 В, сила тока варьировалась в пределах 170...400 А. Толщина напыленного слоя составляла 0,5...0,7 мм.

На первом этапе была проведена оптимизация режимов напыления покрытия из чистого оксида алюминия и легированного молибденом. Для этого была установлена зависимость между током дуги плазмотрона, дистанцией напыления и адгезией покрытия. Планирование эксперимента проводилось по модели полного факторного эксперимента. Входные параметры, ток дуги и дистанция напыления менялись на двух уровнях – минимальном и максимальном. Значения тока дуги составили 350 А и 420 А, дистанции напыления – 90 мм и 110 мм. Сравнение значений адгезии для легированного покрытия и покрытия из чистого оксида алюминия показало, что введение молибдена значительно снизило хрупкость оксида и повысило прочность сцепления покрытия с основой в 2–2,5 раза.

Полученные адекватные математические модели для двух видов покрытий свидетельствуют о положительной корреляции между адгезией и током дуги плазмотрона и отрицательной корреляции между адгезией и дистанцией напыления [9]:

$$Y_1 = 20,02 + 1,38X_1 - 4,67X_2, \quad (1)$$

$$Y_2 = 10,24 + 1,01X_1 - 1,71X_2, \quad (2)$$

где Y_1 , Y_2 – адгезия соответственно легированного покрытия и покрытия из чистого оксида алюминия, МПа; X_1 – величина тока дуги, А; X_2 – дистанция напыления, мм.

Полученные результаты объясняются тем, что при малых токах дуги мощности плазменной струи недостаточно для удовлетворительной термоактивации частиц напыляемых материалов, в результате чего когезионная прочность покрытий оказывается низкой. При увеличении тока дуги прогрев частиц улучшается, достигая оптимальных значений, увеличивается плотность и когезионная прочность, в результате растет и износостойкость.

При слишком малых дистанциях напыления из-за сильного нагрева материала основы и покрытия в последнем накапливаются большие внутренние напряжения, приводящие к массовому образованию мелких трещин. При больших дистанциях напыления частицы наносимого материала теряют свои термодинамические характеристики, не достигнув основы, при этом когезионная прочность покрытия снижается.

По полученным регрессионным моделям влияния параметров напыления на адгезию рекомендованы режимы плазменного напыления. Наибольшая адгезия легированного покрытия 26–27 МПа и нелегированного – 10,5–11,2 МПа может быть получена при токе дуги плазматрона 420 А, напряжении 80 В и дистанции напыления 90 мм. Полученные режимы использовались в дальнейшем при напылении образцов для последующих исследований.

Рентгеноструктурные исследования осуществлялись с использованием пакета прикладных программ «БАЗА», который был разработан для автоматизированной обработки данных рентгеноструктурного анализа [10, 11]. Проведение съемок выполнялось в строго идентичных условиях на дифрактометре ДРОН-3М при скорости поворота образца 1 град/мин в медном монохроматизированном излучении; при этом в исследованном интервале углов толщина слоя 75 %-го поглощения энергии первичного пучка составила от 3 до 12 мкм (углы θ от 10 до 75°).

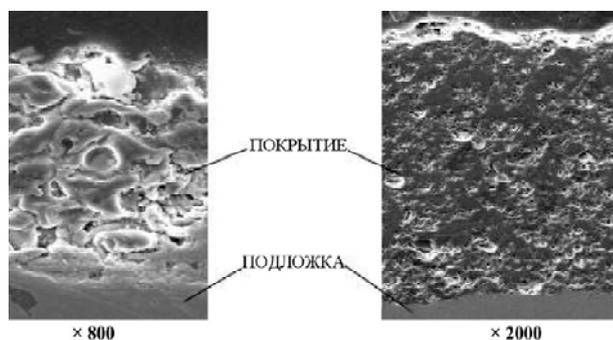


Рис. 1. Микроструктура покрытия: а – оксид алюминия, легированный молибденом; б – чистый оксид алюминия

Результаты работы

Рентгеноструктурный анализ полученных образцов показал, что как легированное так и нелегированное покрытие состоит из γ - Al_2O_3 и α - Al_2O_3 примерно в одинаковых пропорциях. Присутствие α - Al_2O_3 увеличивает износостойкость и плотность покрытия. Наличие γ - Al_2O_3 повышает вязкость нанесенного покрытия, что в данном случае является благоприятным фактором. Молибден в легированном покрытии содержится в чистом виде в пределах 10 %. На рентгенограмме кроме линий чистого молибдена выявлены линии оксида молибдена MoO_3 . Данная фаза образуется в незначительном количестве в результате поверхностного окисления молибдена при прохождении частиц через плазменную струю.

Изучение структуры проводилось на сканирующем электронном микроскопе РЭМ-100 при увеличении 1500 и 2000 раз и разрешающей способности 4 нм. Энергодисперсионная система EOX-EMCA-350 позволила количественно определить процентное содержание химических элементов в покрытии. Для получения распределения элементов в керамическом покрытии съемку производили в рентгеновских лучах $AlK\alpha$, $FeK\alpha$, $OK\alpha$, $SrK\alpha$, $MnK\alpha$, $MoK\alpha$ (рис. 1).

Исследования тонкой структуры покрытий микро-рентгеноспектральным методом показывают, что у легированного молибденом покрытия граница с подложкой менее четкая в сравнении с покрытием из чистого оксида алюминия (рис. 1). Распределение молибдена по покрытию – неравномерное и предполагает, что частицы молибдена не только обволакивают частицу оксида, но и прилипают к ней целиком.

Исследования показали, что введение пластичного металла, в данном случае – молибдена, позволило уменьшить пористость керамического покрытия. Частицы молибдена в покрытии из легированного оксида алюминия выполняют роль уплотнителя при формировании покрытия и заполняет поры, которые возникают при использовании «чистого» оксида алюминия.

Пористость покрытия из легированного оксида уменьшилась в 2–2,4 раза по сравнению с пористостью покрытия из «чистого» оксида алюминия. В исследуемых покрытиях поры имеют неправильную форму. Площадь пор в сечении, нормальном границе раздела между покрытием и основой меньше, чем в сечении, параллельном границе. Данный фактор обусловлен особенностями послойного формирования покрытий.

Микротвердость легированных покрытий снизилась и составила 3239 МПа, в то время как средняя микротвердость покрытия из чистой окиси алюминия составила 5640 МПа.

Чтобы понять, как это сказалось на трибологических свойствах, было проведено исследование износостойкости на машине трения для ускоренных сравнительных испытаний материалов на износ МТ-1 [12].

Испытания проводились в условиях сухого трения по схеме диск – колодка. Линейная скорость вращения

истирающего диска $v_{\text{диск}} = 2,3$ м/с. Нагрузка на образец варьировалась в пределах 30–70 Н, время испытаний – 60 с и 300 с. Величина износа определялась по глубине лунки, вытираемой на образце.

Были получены регрессионные модели, связывающие интенсивность изнашивания покрытия с величиной нагрузки и временем испытаний:

$$Y_1 = 3,91 + 0,46X_1 - 0,39X_2, \quad (3)$$

$$Y_2 = 3,75 + 0,40X_1 - 0,31X_2, \quad (4)$$

где Y_1, Y_2 – интенсивность изнашивания соответственно легированного покрытия и покрытия из чистого оксида алюминия; X_1 – величина нагрузки, кг; X_2 – время испытания, с.

Было установлено, что интенсивность изнашивания двух типов покрытий отличается незначительно как при низкой нагрузке, так и при ее увеличении до 70 Н, хотя микротвердость легированного покрытия меньше.

Исследование момента трения и коэффициента трения проводили на машине трения и износа типа Amsler [13]. В этом случае исследования проводились на неподвижном контртеле (колке) и вращающемся образце (диске). Материал контртела – закаленная Сталь 45. Величина нагрузки варьировалась в пределах 20–40 МПа, скорость вращения образца – 6–10 м/мин.

Для покрытия из чистой окиси алюминия коэффициент трения составляет 0,24–0,26. Введение молибдена позволило снизить коэффициент трения в 2–2,2 раза, его значения находятся в пределах 0,11–0,12.

Методом полного факторного эксперимента были получены адекватные математические модели, связывающие коэффициент трения покрытия с величиной нагрузки, скоростью вращения образца и временем испытаний:

$$Y_1 = 0,1875 + 0,015X_1 + 0,03X_2 + 0,0325X_3 - 0,0075X_1X_2 + 0,01X_1X_3 + 0,0117X_2X_3, \quad (5)$$

$$Y_2 = 0,2929 + 0,0163X_1 + 0,0279X_2 + 0,0213X_3 - 0,0096X_1X_2 + 0,0096X_2X_3, \quad (6)$$

где Y_1, Y_2 – коэффициент трения соответственно легированного покрытия и оксида при больших давлениях в паре трения. При увеличении давления и относительной скорости скольжения в паре трения для обоих покрытий происходит интенсификация изнашивания, коэффициент трения увеличивается (рис. 3) при максимальном содержании молибдена в покрытии 10%. Однако легированное покрытие при давлении 40 МПа имеет меньшую тенденцию к увеличению коэффициента трения. Исследования влияния условий трения (контактного давления и скорости скольжения) на

особенно заметна разница в коэффициентах трения легированного покрытия и оксида при больших давлениях в паре трения. При увеличении давления и относительной скорости скольжения в паре трения для обоих покрытий происходит интенсификация изнашивания, коэффициент трения увеличивается (рис. 3) при максимальном содержании молибдена в покрытии 10%. Однако легированное покрытие при давлении 40 МПа имеет меньшую тенденцию к увеличению коэффициента трения. Исследования влияния условий трения (контактного давления и скорости скольжения) на

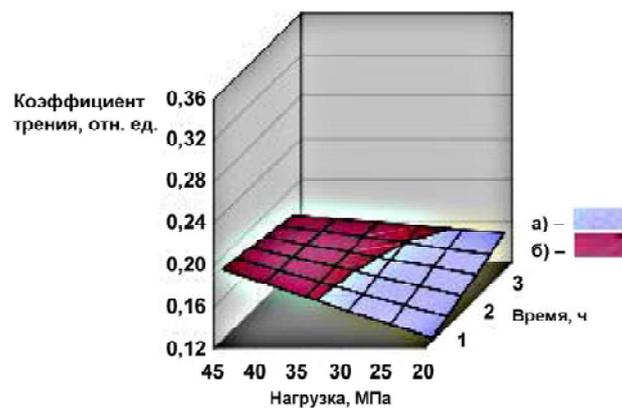


Рис. 2. Зависимости коэффициента трения от нагрузки и времени испытания при постоянной скорости вращения образца $V = 6$ м/мин: а – легированное покрытие, б – покрытие из оксида алюминия

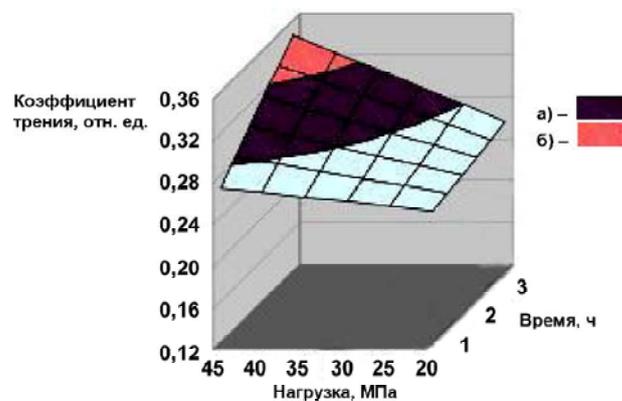


Рис. 3. Зависимости коэффициента трения от нагрузки и времени испытания при постоянной скорости вращения образца $V = 10$ м/мин: а – легированное покрытие, б – покрытие из оксида алюминия

коэффициент трения показал, что при увеличении нагрузки от 20 до 40 МПа и скорости скольжения от 6 до 10 м/мин. коэффициент трения у легированного покрытия на 15–20% меньше, чем у оксида. Это говорит о том, что покрытие, сформированное из диффузионно-легированного порошка «оксид алюминия + молибден», можно рекомендовать для тяжелых условий трения.

Возможной областью применения покрытия может быть напыление штоков нефтяных насосов. Керамическое покрытие, которое в настоящее время наносится на цилиндрическую поверхность штока, обладает низкой адгезией и скалывается в процессе эксплуатации. Напыление легированного оксида алюминия позволит получить износостойкое покрытие с высокой адгезией.

Технологический процесс нанесения покрытия включает в себя следующие стадии:

- подготовка поверхности для нанесения покрытия дробеструйной обработкой: давление воздуха 0,5 МПа, диаметр сопла 8 мм, дистанция 30 мм, использовалась

чугунная кологая дробь ДЧК-1,5 ГОСТ 11964-81 со средним размером 1,5 мм;

- напыление покрытия: ток дуги плазматрона 420 А, напряжении 80 В, дистанция напыления 90 мм, плазмообразующий газ-азот, расход газа – 3 м³/ч. Толщина покрытия 0,5–0,7 мм;

- контроль качества покрытий.

В дальнейшем планируется установить влияние содержания молибдена в исходном порошке на физико-механические свойства покрытия, влияние пористости покрытия на его износостойкость, а также влияние режимов напыления на эксплуатационные характеристики. Кроме того, с использованием описанной технологии предполагается получить оксид алюминия, легированный не только молибденом, но и бором.

Выводы

1. Введение молибдена в пределах до 10 % оказало положительное влияние на физико-механические и эксплуатационные характеристики керамического покрытия. Значительно снизилась хрупкость и увеличилась адгезия покрытия с основой в 2–2,5 раза. Коэффициент трения легированного покрытия, в сравнении с покрытием из чистого оксида алюминия, снизился в 2–2,2 раза и составил 0,11–0,12.

2. Рентгеноструктурный анализ образцов из чистого оксида алюминия и легированного молибденом выявил в образцах обоих составов фазы α -Al₂O₃, γ -Al₂O₃. Легированный образец содержит дополнительно оксид молибдена MoO₃ и чистый молибден в пределах до 10 %. Распределение молибдена по покрытию – гетерогенное, что вызвано структурными особенностями исходного порошка и предполагает, что частицы молибдена прилипают к частице оксида.

Представленные результаты показывают перспективность применения метода диффузионного легирования керамических порошков для получения покрытий с высокими эксплуатационными свойствами.

Список литературы

1. Новые конструкционные металлические материалы, технологии их производства и обработки // Тезисы докладов

- XXIII сессии научного совета. – К. : ИЭС им. Е. О. Патона, 2000. – 60 с.
2. Борисов Ю. С. Плазменные порошковые покрытия / Борисов Ю. С., Борисова А. Л. – К. : Техника, 1986. – 222 с.
 3. Белашенко В. Е. Влияние параметров процессов газотермического напыления на прочность покрытий / Белашенко В. Е., Заикин В. Н. // Свароч. пр.-во. – 2008. – № 10. – С. 31–33.
 4. Сидоренко С. И. Материаловедческие основы инженерии поверхности / Сидоренко С. И., Пашенко В. Н., Кузнецов В. Д. – К. : Наук. думка, 2001. – 230 с.
 5. Процессы плазменного нанесения покрытий: теория и практика / [Ильющенко А. Ф., Кундас С. П., Достанко А. П. и др.]. – Минск : Научный центр исследований политики и бизнеса «Арнита - Маркетинг, Менеджмент», 1999. – 544 с.
 6. Chaker P. R. A review of the methods for the evaluation of coating-substrate adhesion / Chaker P. R., Bull S. J., Rickerby D. S. // Protective coatings. – 2013. – № 1–2. – P. 583–592.
 7. Хасуй А. Наплавка и напыление / Хасуй А., Моригаки О. ; пер. с япон. – М. : Машиностроение, 1985. – 240 с.
 8. Интегрированный банк данных по защитным покрытиям / [Борисов Ю. С., Зернадский В. Н., Овсиенко А. В., Пашина Н. В.] // Современные достижения в области техники и применения газотермических покрытий. АН Украины, ин-т электросварки им. Е.О. Патона – К. : 2013. – С. 102–118.
 9. Гавриш А. П. Математическое моделирование процессов при высокотемпературном напылении покрытий / Гавриш А. П., Шевчук П. Р. // Математические методы и физико-механические поля. – 2001. – № 3. – С. 8–10.
 10. Миркин П. И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов / Под ред. Я. С. Уманского. – М. : Госуд-е изд-во физико-математ. л-ры, 1991. – 863 с.
 11. Quo vadis, thermal spray technology / [Zugscheider E., Eshnauer H., Muller U., Weber Th.] // Powder metal int. – 1991.
 12. Испытательная техника : справ-к / под ред. В. В. Клюева. – М. : Машиностроение, 2002. – Кн. 1. – 2002. – 528 с.
 13. Шаповалов В. В. Совершенствование методики испытаний пар трения качения с проскальзыванием на машинах трения типа «Амслер» / Шаповалов В. В., Кикичев Ш. В., Могилевский В. А. // Трение и смазка. – М., 2009. – № 8. – С. 12–20.

Одержано 12.10.2014

Губар Є.Я., Пономаренко А.М., Частоколєнко І.П., Шматков В.Ю., Васильченко В.Ю. Технологія одержання покриттів на основі Al₂O₃ з поліпшенням комплексом фізико-механічних та експлуатаційних властивостей

Розроблено технологію одержання покриттів на основі Al₂O₃ з покращенням комплексом фізико-механічних і експлуатаційних властивостей. Вивчений спосіб підвищення комплексу експлуатаційних характеристик покриттів на основі оксиду алюмінію шляхом легування його молибденом.

Ключові слова: плазма, технологія, покриття, алюміній, молибден, легування, дифузія, установка, плазматрон, фрикційні властивості, когезійна міцність, адгезійна міцність, математична модель.

Gubar E., Ponomarenko A., Chastokolenko I., Shmatkov V., Vasilchenko V. Technology of Al₂O₃ based coatings with the improved complex of physico-mechanical and operating properties

The technology of Al₂O₃ based coatings with improved physical-mechanical and operating properties are developed. The way to improve the performance of complex coatings based on alumina by alloying it with molybdenum is studied. The technology of coatings based on Al₂O₃ with an improved set of physical-mechanical and performance properties. Explore ways to improve the performance of complex coatings based on alumina by doping it with molybdenum is studied.

Key words: plasma, technology, coatings, aluminum, molybdenum, alloying, diffusion, machines, plasma torch, frictional properties, cohesive strength, adhesive strength, mathematical model.

ВЫБОР ДЛИНЫ ОЦЕНИВАНИЯ ПРИ ИЗМЕРЕНИИ ПАРАМЕТРОВ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОФИЛЬНОГО МЕТОДА

Измерение параметров шероховатости производится на длине базовой линии, что приводит к не вполне корректному определению полученных оценок. Рассматриваются проблемы, связанные с использованием базовой длины в профильном методе, и обосновывается необходимость введения понятия минимально достаточного участка измерения.

Ключевые слова: базовая длина, длина оценивания, шероховатость, волнистость, профиль.

Введение

Постановка проблемы. В настоящее время определение геометрических параметров качества поверхности, в основном, производится с использованием ГОСТ 2789-73 [1] и ДСТУ ГОСТ 25142:2009 [2], в которых, нормирование и определение параметров шероховатости предписывается производить на базовой длине (длина базовой линии, используемая для выделения неровностей, характеризующих шероховатость поверхности [2]).

Аналогичный подход регламентируется в стандартах ДСТУ ISO 4287-2002 [3] и ДСТУ ISO 4288-2001 [4], определяющих использование профильного метода, позволяющего давать комплексную оценку микро- и макро неровностей поверхностного слоя.

При этом базовая длина призвана служить шаговой границей между шероховатостью («совокупностью неровностей поверхности с относительно малыми шагами, выделенная с помощью базовой длины» [1]) и другими видами неровностей [5]. Этого можно достичь, если длина базовой линии будет несколько раз помещаться внутри шага волнистости (см. рис. 1). При увеличении длины базовой линии высотные оценки будут содержать не только величины неровностей шероховатости, но и волнистости. То есть величина базовой длины должна определяться шаговыми параметрами волнистости, а не высотными, что предписано в стандартах [1–4]. Это составляет определённую проблему, так как измерение параметров волнистости в стандартах [1, 2] не предусматривается, а в [3, 4] рассмотрено не достаточно полно.

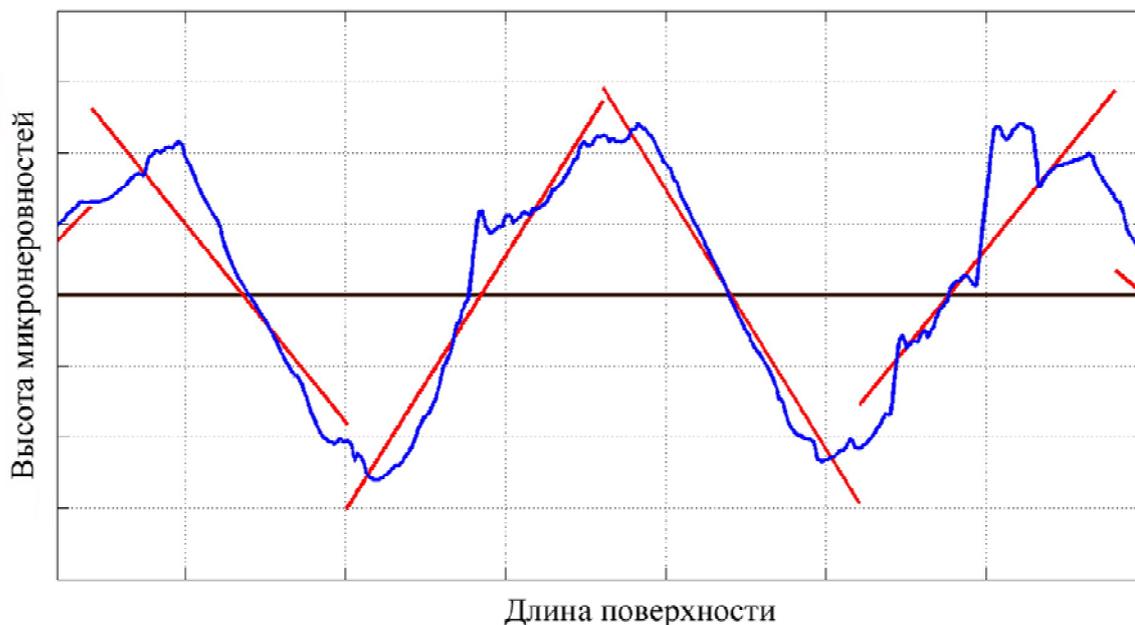


Рис. 1. Оптимальное положение базовой линии при определении шероховатости

Не случайно, по мнению авторов [5, 6], сам принцип разделения параметров шероховатости и волнистости с помощью стандартного набора значений длин базовых линий (0,08; 0,25; 0,8; 2,5; 8) так и остался не обоснованным и физического смысла не имеет.

Целью статьи является формирование критериев выбора длин участков, необходимых для комплексной оценки геометрических параметров качества поверхностного слоя.

Методика проведения эксперимента. Исследование параметров шероховатости производилось на образцах обработанных цилиндрическим фрезерованием на стенде, имитирующем обработку деталей с различной степенью жесткости [8] (см. рис. 2). Конструкция стенда позволяет изменять длину упругой пластины 2, что приводит к возможности воспроизведения условий фрезерования деталей от жестких до мало жестких.

Профилограммы поверхности обработанных образца записывалась на профилографе-профилометре Калибр-170311 при скорости трассирования 6 мм/мин на всей длине образца с использованием АЦП мод. Е-140 подключаемого к аналоговому выходу профилографа.

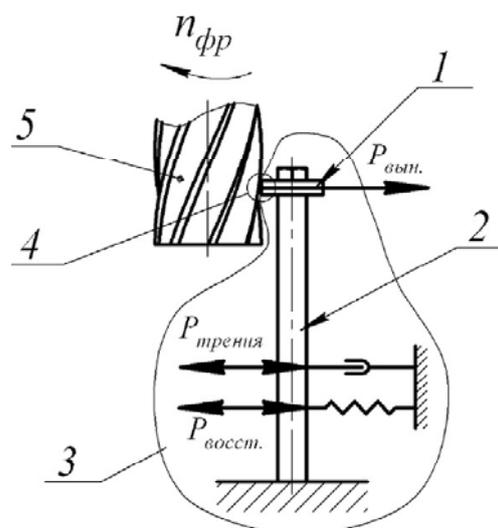


Рис. 2. Схема стенда для изучения процесса фрезерования деталей с различной жесткостью: 1 – обрабатываемый образец; 2 – упругая пластина; 3 – упругая система деталь – приспособление; 4 – зона резания; 5 – концевая фреза

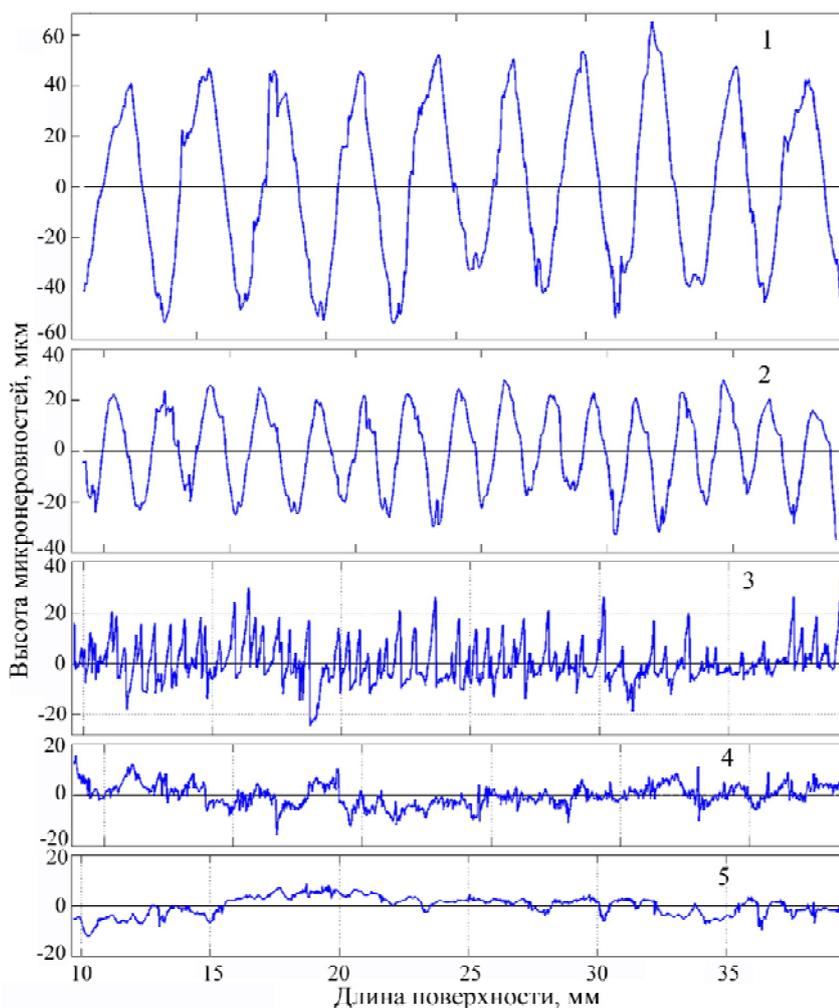


Рис. 3. Основной профиль исследуемых образцов на длине оценивания: 1, 2, 3, 4, 5 – номера образцов

Сигнал через АЦП передавався на комп'ютер, в котро-
ром запис профілограмми проводиться с использо-
ванием пакетов «L-Graph» и «Power-Graph».

Обработка профілограмм и определение парамет-
ров качества поверхностного слоя выполнено с использо-
ванием программного обеспечения, разработанно-
го на кафедре ТМС ЗНТУ.

Експерименти выполняли на образцах из стали Ст. 3
с размерами 50×20×4 мм. Представленные образцы ото-
браны из более чем 200 проведенных измерений, как
типичные представители своих классов чистоты повер-
хности.

Профілограммы основного профиля, профиля
шероховатости, волнистости и формы выполнялись с
использованием фильтра Гаусса, имеющего краевой
эффект, что оказывает на вид профілограмм в начале и
в конце образца существенное влияние [9]. Для исклю-
чения чего исследование проводилось на длине оцени-
вания 30 мм, в центре образцов. На рисунке 3 пред-
ставлены профілограммы длин оценивания исследуемых
образцов.

Исследуемые параметры определялись на каждой
базовой длине, после чего вычислялось их среднее зна-
чение в соответствии с требованиями [2].

Теория и анализ полученных результатов

Длина участка, на котором производится оценка
качества поверхности, оказывает существенное влия-
ние на величину исследуемых параметров (см. рис. 4).
Из представленного видно, что для всех образцов фун-
кции описывающие зависимость Ra от длины оценива-
ния, имеют явно выраженное стремление к пределу.
При этом надо иметь в виду, что полученные значения
зачастую содержит суммарную оценку всех видов нер-
овностей – отклонения формы, волнистости и шеро-
ховатости.

Учитывая оценку применения «стандартной базо-
вой длины» изложенную в [5, 6], как не имеющую фи-
зического и естественного обоснования, необходимо
ответить на вопрос, какой результат мы получаем, ис-
пользуя традиционный подход. То есть, что входит в
значение Ra и другие параметры, измерение которых
проводится с использованием базовой длины.

При оценке параметров качества поверхности, в
соответствии с требованием стандартов ГОСТ 2789-73
и ДСТУ ГОСТ 25142:2009, длины базовых линий будут:
для образцов № 1, 2 – 8 мм, № 3 – 2,5 мм, № 4 – 0,8 мм,
№ 5 – 0,25 мм. Результаты, представленные в таблице 1,
показывают, что выбранные образцы захватывают ши-
рокую область классов чистоты поверхности от 2-го до
9-го. Что позволяет распространить результаты данно-
го исследования на большинство классов чистоты по-
верхности, полученных лезвийной обработкой.

Расположение базовых линий (см. рис. 5) в разных клас-
сах чистоты поверхности приводит к тому, что в получае-
мые оценки могут входить высоты шероховатости и волни-
стости одновременно (образцы 1, 2 и 3). В других случаях
(образцы 4, 5) только шероховатости. В большинстве слу-
чаев рекомендованные стандартами длины базовых линий
исключают из оценивания отклонения формы.

Характер неровностей образцов разных классов чи-
стоты поверхности и расположение базовых линий су-
щественно отличается. Что приводит к тому, что в од-
ном случае, в полученных результатах имеется обоб-
щенная оценка шероховатости и волнистости, в другом
– оценивается практически только шероховатость. Что
не позволяет сравнивать параметры шероховатости,
полученные с использованием базовой длины, на об-
разцах разных классов чистоты поверхности. Т. е. воз-
можность сравнения и качественной оценки результа-
тов исследований возможна только в пределах одного
или двух соседних классах.

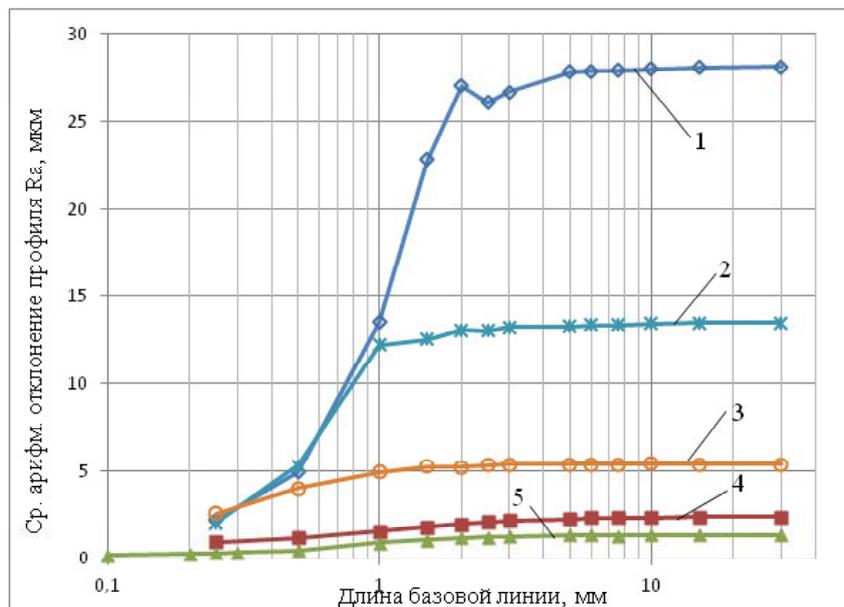


Рис. 4. Влияние длины базовой линии на величину Ra: 1, 2, 3, 4, 5 – номера образцов

Таблица 1 – Параметры качества поверхности по ГОСТ 2789-73 и ДСТУ ГОСТ 25142:2009

№ образца	Класс чистоты	Базовая длина	Длина оценки	Ra, мкм
1	2	8	30	28,35
2	3	8	30	14,00
3	4	2,5	30	5,35
4	6в	0,8	30	1,47
5	9a	0,25	30	0,30

С учетом того, что назначение размера базовой длины [1] производится по высотным параметрам – Ra, Rz, Rmax, можно сделать вывод, что их использование для выбора длины участка, на котором нужно проводить измерение, является некорректным.

В то же время, назначение минимально достаточной длины измерения (т. е. длины, дальнейшее увеличение которой не приводит к существенному изменению полученных результатов, а их разброс не превышает $\pm 3 \dots 5\%$) является первым и чрезвычайно важным шагом при исследовании параметров качества поверхности.

Использование профильного метода позволяет получать оценку параметров всех видов неровностей (основного профиля, профиля шероховатости, – волнистости и – формы) по результатам одного сканиро-

вания поверхности. Поэтому длина, на которой производится измерение, должна содержать достаточное количество шагов (S_m) исследуемых профилей.

Необходимо иметь в виду, что шаг различных видов неровностей будет существенно отличаться.

Наибольшим шагом обладает профиль формы. Причем увеличение длины, на которой производится оценивание, в большинстве случаев ведет к увеличению шага и сопутствующему увеличению значений высотных оценок. То есть, определение параметров профиля формы желательно производить на максимальной длине, которую способен обработать используемый профилограф. Шаг шероховатости многократно укладывается в шаг волнистости. Следовательно, длина участка измерения, применяемая для оценки параметров волнистости, наверняка будет достаточной

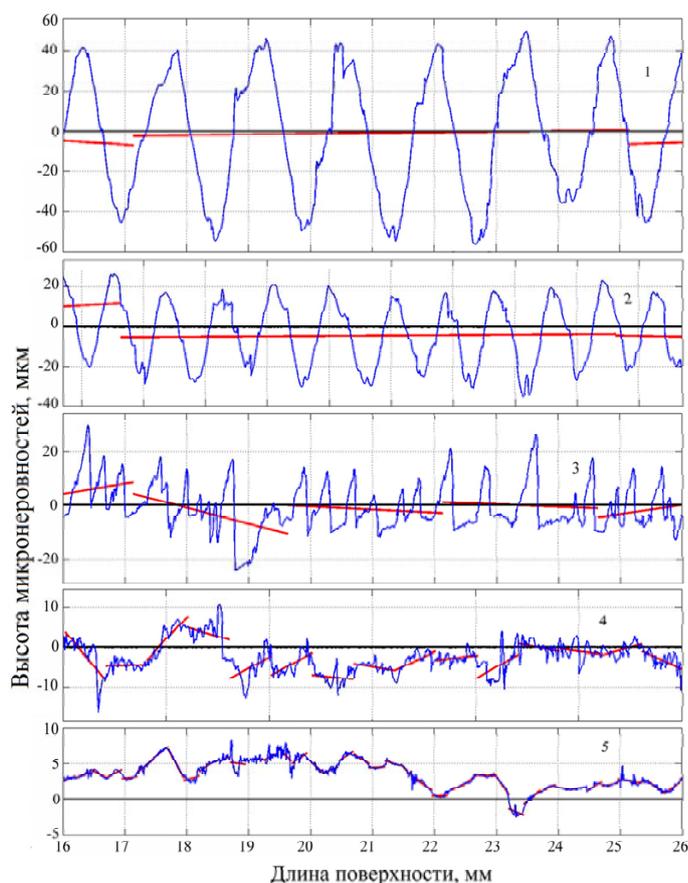


Рис. 5. Расположение базовых линий при оценке профиля: 1, 2, 3, 4, 5 – номера образцов

при определении показателей шероховатости.

Результаты проведенных исследований (см. рис. 6, а, б) показывают, что существует две характерных области получаемых значений Ra и Wa.

В первой области, начиная от минимальных длин измерения, получаемые значения оценок возрастают, причем это возрастание может носить как нестабильный, так и устойчивый характер.

Во второй – рост величины Ra и Wa, по мере увеличения длины измерения не происходит, а разброс значений находится, как правило, в небольшом интервале.

Длину оценивания параметров шероховатости и волнистости, соответствующую началу второго участка, можно считать достаточной для проведения корректных и сравнимых с результатами других исследований в широком диапазоне классов чистоты поверхности.

По полученным результатам такая минимально достаточная длина оценивания для волнистости начинается с 10 мм. Использование меньших длин оценивания приводит к получению заниженных результатов (рис. 6, б). Для образцов 1 и 2 разброс значений при этой длине оценивания не превышает $\pm 3\%$. Но по мере

увеличения класса чистоты поверхности растет и величина разброса. В значительной мере это связано с уменьшением абсолютных значений средне арифметического отклонения. Наиболее устойчивые результаты получены в диапазоне длин оценивания – 20÷30 мм (таблица 2). В этом диапазоне разброс значений Wa для всех образцов не превышает $\pm 2\%$.

Для шероховатости (рис. 6, а, таблица 3) начало второго участка в большинстве случаев начинается с длины оценивания 15 мм.

Допустимый разброс средне арифметического отклонения шероховатости, в виду существенно меньших их значений, можно принять равным $\pm 5\%$.

Такое значение в большинстве случаев достигается при длине оценки 10–15 мм (табл. 3). А для всех образцов требуемый уровень погрешности обеспечивается на длине оценивания 25–30 мм. Проведение измерений как для оценки шероховатости, так и волнистости приводит к получению заниженных результатов (рис. 6, а, б). Что делает нежелательным применение рекомендованных существующими стандартами длин базовых линий.

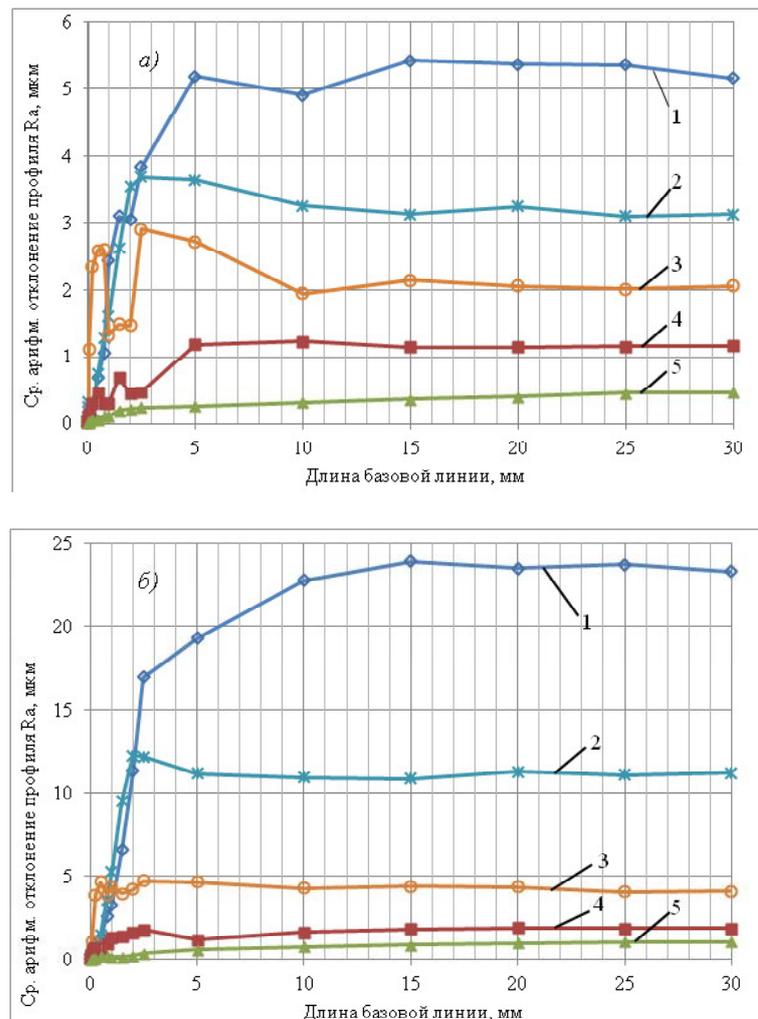


Рис. 6. Влияние длины участка измерения на значение средне арифметического отклонения: а – Ra, б – Wa; 1, 2, 3, 4, 5 – номера образцов

Таблица 2 – Разброс значений средне арифметического отклонения волнистости

	Номер образцов									
	1		2		3		4		5	
Шаг волнистости, мм	2,296		1,856		0,6201		1,745		1,342	
Длина оценивания, мм	Wa, мкм	\Delta , %	Wa, мкм	\Delta , %	Wa, мкм	\Delta , %	Wa, мкм	\Delta , %	Wa, мкм	\Delta , %
0,8	2,581		3,587		3,857		0,9187		0,1849	
1	3,289		5,272		4,391		1,289		0,1489	
1,5	6,598		9,54		3,967		1,373		0,1236	
2	11,31		12,22		4,217		1,633		0,2016	
2,5	16,98		12,15		4,715		1,773		0,3665	
5	19,28	17,3	11,17	0,4	4,661	13,5	1,186	36,6	0,5905	34,5
10	22,79	2,3	10,92	2,6	4,279	4,2	1,641	12,2	0,7733	28,9
15	23,91	2,5	10,85	3,2	4,379	6,6	1,812	3,1	0,8832	18,7
20	23,50	0,8	11,27	0,5	4,352	5,9	1,914	2,4	0,9844	9,4
25	23,75	1,8	11,07	1,2	4,06	1,2	1,848	1,2	1,093	0,6
30	23,32	0	11,21	1,3	4,108	0	1,87	0	1,087	0,0

Таблица 3 – Разброс значений средне арифметического отклонения шероховатости

	Номер образцов									
	1		2		3		4		5	
Длина оценивания, мм	Ra, мкм	\Delta, %	Ra, мкм	\Delta, %	Ra, мкм	\Delta, %	Ra, мкм	\Delta, %	Ra, мкм	\Delta, %
0,8	1,05		1,27		2,59		0,30		0,11	
1,0	2,43		1,60		1,32		0,29		0,11	
1,5	3,09		2,61		1,48		0,70		0,19	
2,0	3,04	41,1	3,54	13,3	1,46	28,7	0,44	62,0	0,21	54,1
2,5	3,83	25,6	3,69	18,0	2,90	41,4	0,47	59,6	0,24	48,3
5,0	5,17	0,4	3,64	16,6	2,72	32,4	1,18	1,1	0,26	43,1
10	4,90	5,0	3,25	4,1	1,93	5,2	1,23	5,3	0,31	31,3
15	5,42	5,1	3,12	0,2	2,14	4,2	1,15	2,0	0,36	20,9
20	5,36	4,1	3,24	3,7	2,05	0	1,15	1,6	0,39	13,5
25	5,35	3,9	3,09	1,1	2,01	2,0	1,15	1,3	0,45	1,6
30	5,15	0	3,12	0	2,05	0	1,17	0	0,46	0

С точки зрения шаговых показателей, для регулярных [10] профилей (образцы 1, 2) минимально достаточная длина измерения содержит не менее 4–5 шагов WSm. У случайных (нерегулярных) – в минимально достаточную длину укладывается 14–16 шагов WSm (образцы 3–5).

Выводы

Использование рекомендованных длин базовых линий по ГОСТ 2783 при определении параметров шероховатости приводит в одних случаях к одновременному учету в полученных оценках высот как шероховато-

сти, так и волнистости, в других – только шероховатости. При этом результаты измерений являются заниженными.

Для определения участка, на котором проводятся измерения параметров качества поверхности (профилей: шероховатости, волнистости отклонения формы), предлагается использовать термин минимально достаточная длина измерения, определяющий такую длину, увеличение которой не приводит к существенному изменению показателей и обеспечивает их минимальный разброс.

Оценивание параметров качества поверхности следует проводить одним измерением на участке, длина которого не меньше минимально достаточной длины измерения – 10 мм.

Рекомендованная длина оценивания (измерения) 25–30 мм.

Список литературы

- ГОСТ 2789-73. Шероховатость поверхности. Параметры и характеристики. – М. : Стандартинформ, 2005. – 9 с.
- ДСТУ ГОСТ 25142:2009. Шероховатость поверхности. Термины и определения – Киев: ДЕРЖСТАНДАРТ УКРАЇНИ, 2009. – 22 с.
- ДСТУ ISO 4287-2002. Технические требования к геометрии изделий (GPS). Структура поверхности. Термины, определения и параметры структуры поверхности (ISO 4287:1997, IDT). – Киев : ДЕРЖСТАНДАРТ УКРАЇНИ, 2002. – 16 с.
- ДСТУ ISO 4288-2001. Технические требования к геометрии изделий (GPS). Структура поверхности. Профильный метод. Правила и процедуры оценивания структуры поверхности (ISO 4288:1996, IDT). – Киев: ДЕРЖСТАНДАРТ УКРАЇНИ, 2002. – 10 с.
- Дунин-Барковский И. В. Измерение и анализ шероховатости, волнистости и некруглости поверхности / Дунин-Барковский И. В., Карташова А. Н. – М. : Машиностроение, 1978. – 232 с.
- Справочник технолога-машиностроителя под ред. А. Г. Косиловой и Р. К. Мещерякова / 4-е изд. перераб. и доп. – Том 1. – М. : Машиностроение, 1986. – 656 с.
- ДСТУ 2413-94. Основні норми взаємозамінності. Шорсткість поверхні. Терміни та визначення. – Введ. 01.01.1995.
- Внуков Ю.Н. Стенд для изучения механических колебаний при фрезеровании маложестких деталей при концевом фрезеровании / Внуков Ю.Н., Логоминов В.А., Каморкин П.А. // Резание и инструмент в технологических системах : Межд. научн. техн. сб. – Вып. 80 – Харьков : НТУ «ХПИ», 2011. – С. 32–37.
- Каморкин П. А. Применение фильтра Гаусса для определения геометрических параметров качества поверхности профильным методом / П. А. Каморкин // Наукові праці Донецького національного технічного університету. Серія: Машинобудування і машинознавство. – 2013. – Вып. 1(10)'2013. С. 108–115.
- Хусу А. П. Шероховатость поверхности / Хусу А. П., Витенберг Ю. Р., Пальмов В. . – М. : Наука, 1975. – 344 с.

Одержано 05.12.2014

Каморкін П.А. Вибір довжини оцінювання при вимірюванні параметрів якості поверхні з використанням профільного методу

При вимірюванні параметрів шорсткості використовується довжина базової лінії, що призводить до не зовсім правильного визначення її оцінок. Розглянуто проблеми, пов'язані з використанням базової довжини в профільному методі і необхідністю впровадження поняття мінімально достатньої довжини вимірювання.

Ключові слова: базова довжина, довжина оцінювання, шорсткість, хвилястість, профіль.

Kamorkin P. Choice of estimation length while measuring surface quality parameters using profile method

Roughness parameters measurement performed on the line of sampling length, results in not quite correct estimations. The problems associated with use of sampling length in profile method, and necessity of introduction of the minimally sufficient plot measurements concept are observed. are observed.

Key words: sampling length, evaluation length, roughness, roughness, profile.

ВИЗУАЛИЗАЦИЯ ФОРМИРОВАНИЯ ШЕРОХОВАТОСТИ ПРИ КОНЦЕВОМ ФРЕЗЕРОВАНИИ ТОНКОСТЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ

Приведена методика визуализации формирования микронеровностей профиля обработанной поверхности при фрезеровании тонкостенной детали с использованием экспериментальных осциллограмм ее колебаний.

Ключевые слова: фрезерование, шероховатость, моделирование, колебания, тонкостенные детали.

Введение

В настоящее время во многих отраслях машиностроения производится большое количество тонкостенных деталей. Это объясняется стремлением к всемерному снижению массы изделий. Для обработки тонкостенных деталей используются концевые фрезы, так как они позволяют получать сложнопрофильные детали на многокоординатных станках с числовым программным управлением (ЧПУ). При фрезеровании тонкостенных деталей возникают вибрации, обусловленные, с одной стороны, низкой жесткостью системы СПИЗ, а с другой – прерывистостью процесса фрезерования. Эти колебания приводят к ухудшению шероховатости обработанной поверхности, повышенным нагрузкам на инструмент, повышенному его износу и другим негативным явлениям.

Шероховатость, или микронеровности с низким отношением шага к высоте, на обработанной поверхности обусловлена следующими причинами [1]:

- кинематикой формообразующих движений инструмента и заготовки;
- пластическим перетеканием обрабатываемого материала из зоны первичной деформации у стороны вершин неровностей;
- колебаниями детали и инструмента;
- трением фаски износа задних поверхностей инструмента по поверхности резания;
- геометрическими неровностями лезвий инструмента, которые возрастают в меру их износа;
- явлениями наростообразования;

Первый из вышеперечисленных факторов называют расчетными неровностями, т. к. параметры можно определить с помощью расчетных формул (рис. 1) [1, 2].

Высота расчетных неровностей при концевом фрезеровании определяется исходя из следующих расчетных схем. Так, в учебнике [2] высота неровностей определяется положением точки P пересечения двух окружностей, отстоящих друг от друга на расстоянии, равном подаче на зуб фрезы (рис. 2), и рассчитывается по формуле:

$$R_{zp} = \frac{D}{2} - \sqrt{\frac{D^2}{4} - \frac{S_z^2}{4}}, \quad (1)$$

где R_{zp} – расчетная высота неровностей; S_z – подача на зуб; D – диаметр фрезы.

В работе [3] принято допущение, что профиль обработанной поверхности формируется дугами эллипса (рис. 3). В этом случае высота теоретических микронеровностей профиля определяется по формуле:

$$R_t = b - \frac{b}{a} \sqrt{a^2 - \frac{f^2}{4}}. \quad (2)$$

В работе [4] рассматривается формирование профиля обработанной поверхности при фрезеровании концевой сферической фрезой (рис. 4). Как видим, и в этом случае авторы считают, что профиль поверхности формируется дугами окружностей, а расстояние между выступами профиля равно подаче на зуб.

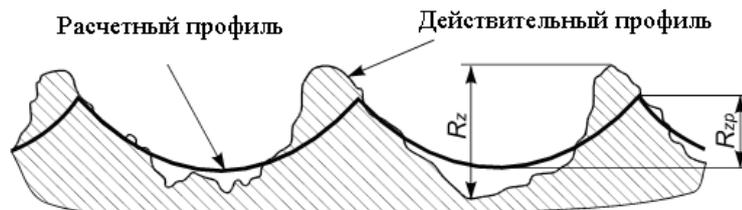


Рис. 1. Схема формирования микронеровностей обработанной поверхности [1]

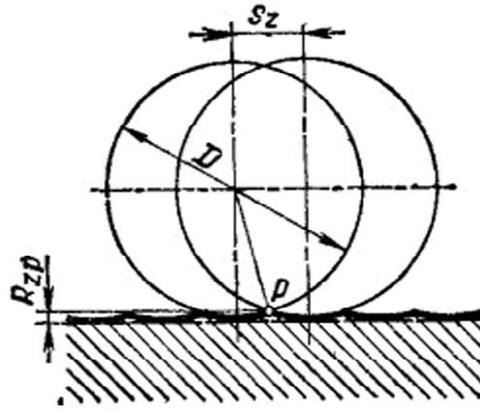


Рис. 2. Расчетный микропрофиль обработанной поверхности при фрезеровании цилиндрическими фрезами



Рис. 3. Теоретический профиль поверхности, состоящий из эллиптических дуг [3]

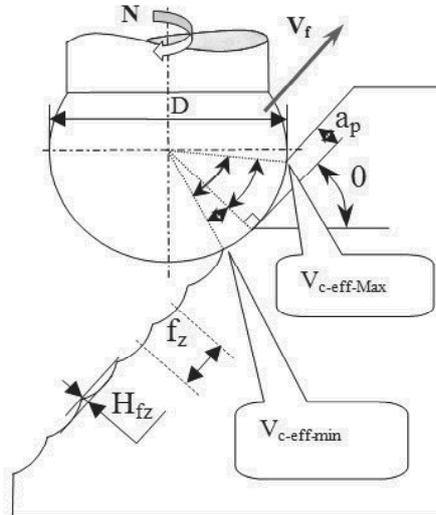


Рис. 4. Формирование микронеровностей при фрезеровании сферической фрезой под углом к поверхности [4]

При концевом фрезеровании криволинейных поверхностей [1] теоретическую высоту неровностей определяют по формулам:

$$R_{zpr} = \frac{S_r^2}{8} \left(\frac{1}{\rho_{1r}} + \frac{1}{\rho_{2r}} \right), \quad R_{zpr} = \frac{S_R^2}{8} \left(\frac{1}{\rho_{1R}} + \frac{1}{\rho_{2R}} \right), \quad (2)$$

где S_r , S_R – подачи инструмента, измеренные в поперечном и продольном направлениях; ρ_{1r} , ρ_{2r} , $\rho_{1R} = R$, ρ_{2R} – радиусы кривизны инструментальной и обработанной поверхности, измеренные в определенных направлениях (для выпуклой поверхности ρ имеет знак +, а для вогнутой –).

Реальное значение шероховатости обработанной поверхности пытаются оценить, например [1], суммируя значение теоретической высоты микронеровностей и дополнительных составляющих:

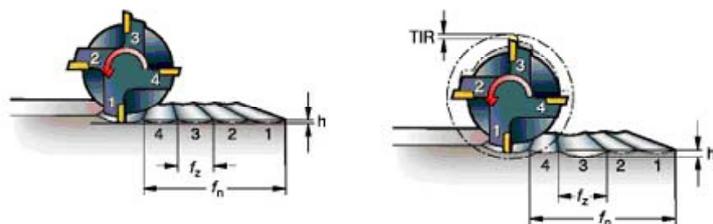
$$R_z = R_{zp\Sigma} + \Delta R_{zпл} + \Delta R_{zт.з.} + \Delta R_{zвиб.} + \Delta R_{zнер.} + \Delta R_{zнар.} \quad (4)$$

где $\Delta R_{zпл}$ – увеличение высоты неровностей в результате пластического перетекания металла в направлении вершины остаточного гребешка (то есть в направлении, обратном направлению подачи S_0) и упругого восстановления поверхностного слоя; $\Delta R_{zт.з.}$ – увеличение, вызванное трением задней поверхности инструмента по обрабатываемой поверхности; $\Delta R_{zвиб.}$ – увеличение, вызванное вибрациями; $\Delta R_{zнер.}$ – увеличение, вызванное геометрическими неровностями режущих

кромки; $\Delta R_{zнар.}$ – увеличение, вызванное остатками сорванного нароста.

Кроме вышеперечисленных причин, увеличение шероховатости поверхности могут вызвать и другие факторы. Так, в каталоге известного производителя инструмента Sandvik Coromant (рис. 5) указывается, что радиальное биение зубьев приводит к увеличению шероховатости. Причем это увеличение связывают с колебаниями подачи на зуб и, как следствие, колебаниями теоретической высоты неровностей.

Колебания при фрезеровании приводят к ухудшению шероховатости обработанной поверхности. В работе [5] проиллюстрирован механизм этого ухудшения (рис. 6). Как видно из рисунка шаг неровностей равен подаче на зуб.



При отсутствии биения инструмента, высоту гребешков можно приблизительно подсчитать:

При наличии биения, величина подачи, f_z , и, следовательно, высота гребешков, h , будет сильно зависеть от этого биения, TIR.

Глубина профиля / высота гребешков

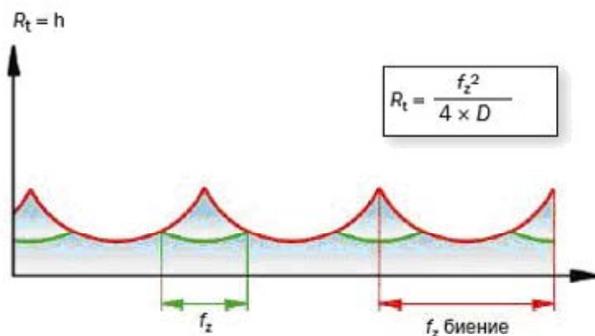


Рис. 5. Влияние биения зубьев фрезы на величину шероховатости зубьев (каталог Sandvik Coromant)

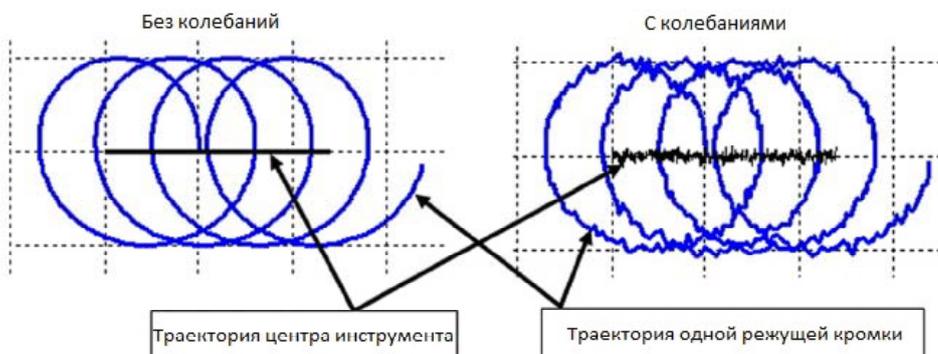


Рис. 6. Формирование профиля обработанной поверхности при колебаниях инструмента

Как показано в работе [6], ухудшение шероховатости поверхности может быть также связано с биениями максимального значения силы отжима. В работе исследовалось фрезерование тонкостенной детали методом имитационного моделирования и экспериментально. Оказалось, что шаг и высота волны неровностей профиля связан с биениями максимального отклонения обрабатываемой детали (рис. 7). Шаг волны неровности профиля равен примерно 1,5 мм, а период биения максимального отклонения тонкостенной детали составляет 15 оборотов фрезы, подача инструмента при этом – 0,1 об/мин.

Проведя обзор вопроса формирования шероховатости поверхности при фрезеровании тонкостенных деталей, можно сделать следующие выводы:

- в большинстве работ, в том числе и учебниках, рассматривается схема формирования шероховатости обработанной поверхности при фрезеровании с жестким инструментом и заготовкой. Высота теоретических неровностей обработанной поверхности определяется при этом диаметром фрезы и подачей на зуб. Шаг неровностей определяется подачей на зуб;

- реальное значение шероховатости оценивают, прибавляя к теоретическому значению высоты неровностей дополнительные составляющие, связанные с колебаниями, срывом нароста и т. д;

- при фрезеровании тонкостенных деталей одна волна неровностей может быть сформирована за несколько оборотов фрезы. Высота неровностей обработанной поверхности зависит от величины биений максимальных отклонений тонкостенной детали (или максимальной значения силы отжима). Шаг неровностей определяется периодом биений максимального значения силы отжима и подачей на зуб.

- во всех работах не рассматривается влияние направления подачи (попутное или встречное фрезеро-

вание) на формирование шероховатости обработанной поверхности.

В работе [7] были проведены исследования формирования шероховатости обработанной поверхности при концевом фрезеровании тонкостенных деталей. На рис. 8 показан экспериментальный стенд и методика проведения опытов. На рис. 9 показаны значения шероховатости Ra фрезерованной поверхности образцов, совместно со значениями максимальных сил отжима тонкостенной детали. Как видно из результатов экспериментов (рис. 9) не наблюдается прямой зависимости между максимальными значениями силы отжима тонкостенной детали и шероховатостью Ra . Также как и нет прямой корреляции между биениями максимального значения силы отжима и Ra . Наибольшая шероховатость обработанной поверхности наблюдается при встречном фрезеровании и частоте вращения фрезы $n_{fp} = 560$ об/мин, биения максимального значения силы отжима при этом незначительны. Рассматривая более подробно осциллограммы колебаний тонкостенной детали, выяснили, что в области скоростей 560 об/мин, наблюдается область наибольших регенеративных колебаний. Именно их наличием и объясняется резкое возрастание шероховатости Ra .

Проведя более детальное исследование формирования шероховатости обработанной поверхности при встречном фрезеровании и $n_{fp} = 560$ об/мин для различных подач на зуб S_z установлено, что рельеф обработанной поверхности носит строго периодический характер с шагом волны, уменьшающимся при увеличении подачи. На рис. 10 приведена зависимость количества резов фрезы при формировании одной волны неровностей профиля. Видно, что при малых подачах $S_z = 0,02$ мм/зуб в образовании одной волны участвует более 100 резов зубом фрезы. С увеличением подачи среднее количество резов значительно уменьшается.

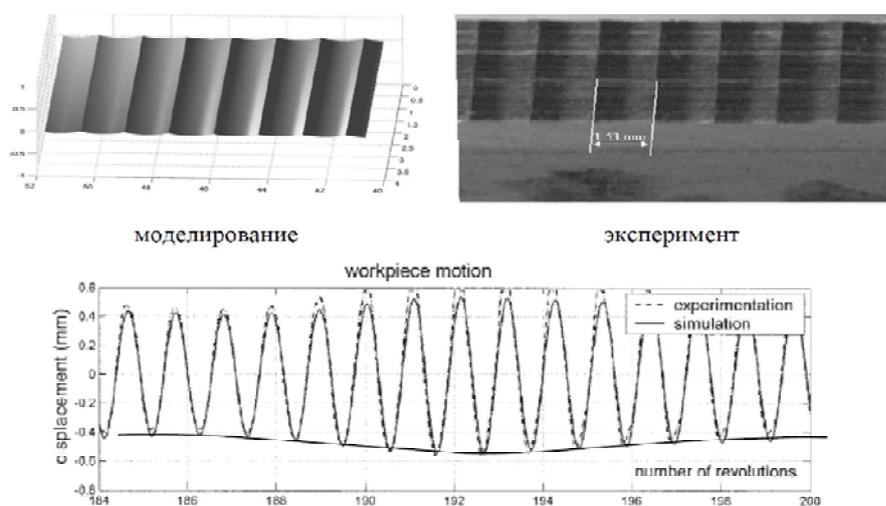


Рис. 7. Биения максимального отклонения тонкостенной детали при её фрезеровании и соответствующий профиль обработанной поверхности [6]

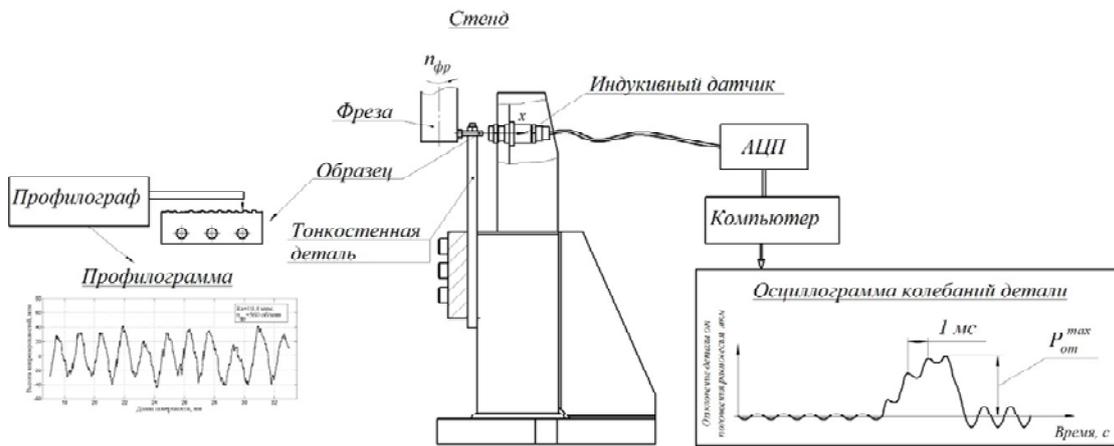


Рис. 8. Стенда для исследования формирования шероховатости при фрезеровании тонкостенных деталей [7]

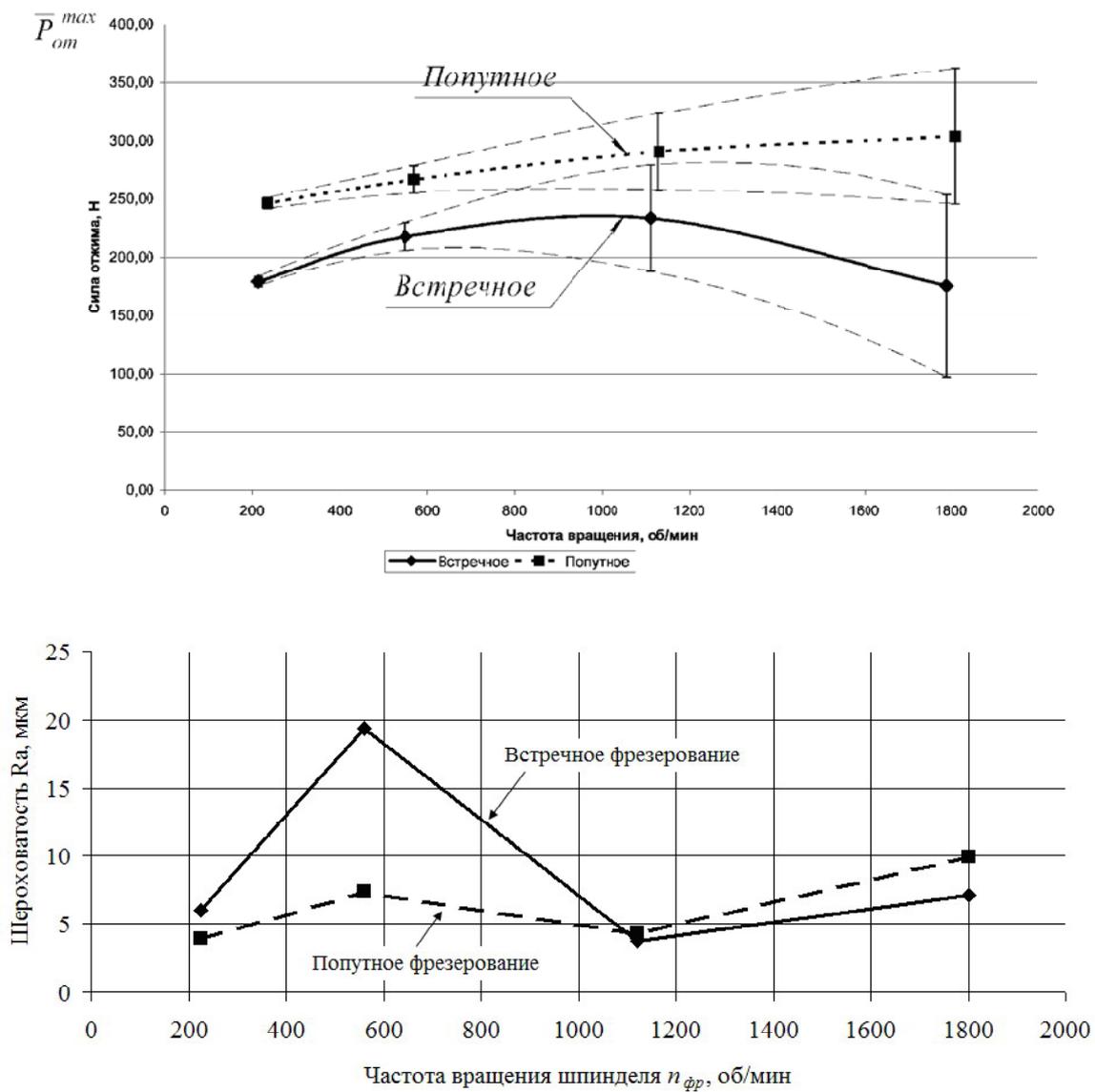


Рис. 9. Влияние частоты вращения шпинделя на вынуждающую силу $P_{от}$ и шероховатость Ra ($S_z = 0,05$ мм/зуб; $t = 0,5$ мм; $B = 3,4$ мм) [7]

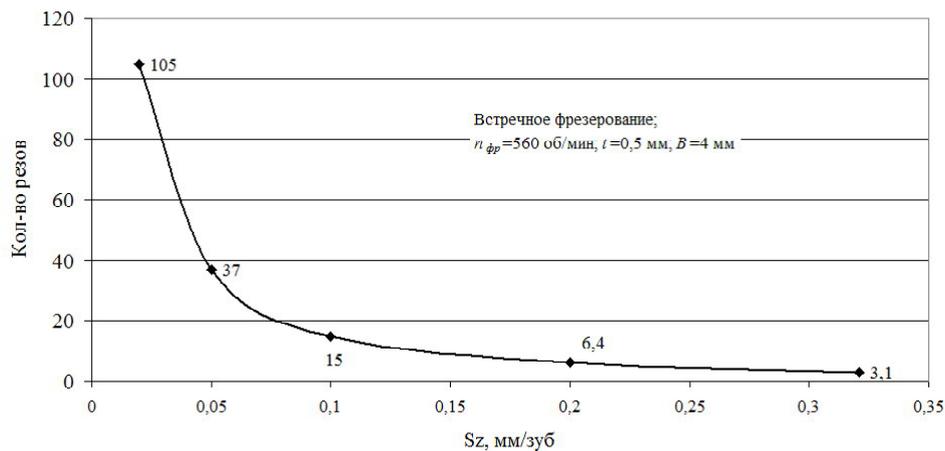


Рис. 10. Количество резцов зубом фрезы, формирующих одну волну неровностей профиля [7]

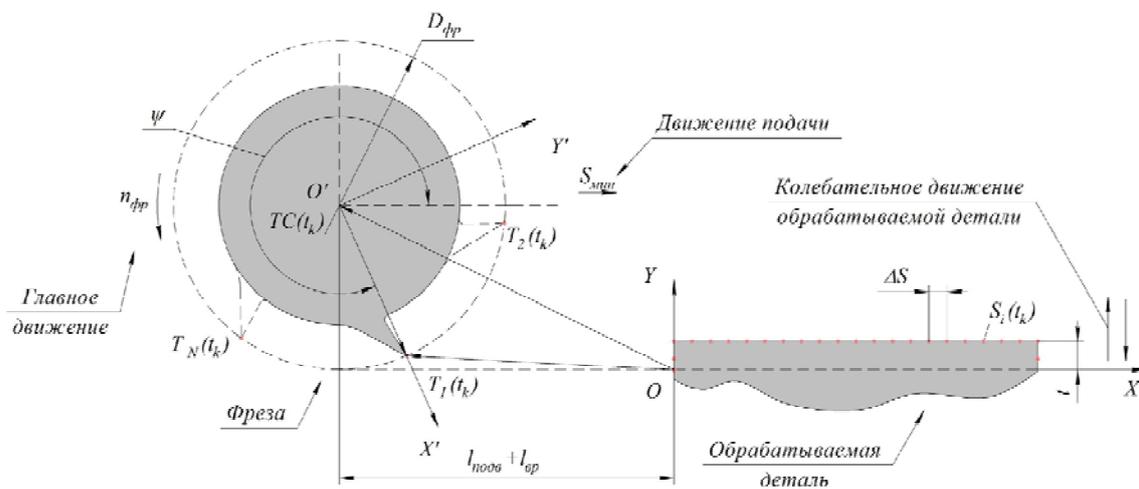


Рис. 11. Геометрические модели фрезы и обрабатываемой детали

Как видно из рис. 10, имеются четкие закономерности в формировании шероховатости обработанной поверхности при наличии регенеративных колебаний. Однако на сегодняшний день эти зависимости не объяснены. Объяснение этих закономерностей позволит лучше понимать явления, происходящие при фрезеровании тонкостенных деталей, и даст возможность сформулировать рекомендации по улучшению качества фрезерования тонкостенных деталей.

Материалы и методика исследований

Для решения поставленной задачи была разработана математическая модель визуализации формирования шероховатости обработанной поверхности на основе модели, описанной в работе [8]. Моделирование производится во временной области, т.е. вычисление положения фрезы, определение положения и модификация обрабатываемой поверхности производится для каждого дискретного момента времени. Геометрические

модели фрезы и обрабатываемой детали показаны на рис. 11. В качестве исходных данных для экспериментально-аналитического метода определения профиля обрабатываемой поверхности служит виброграмма колебаний тонкостенной детали, измеряемая экспериментально.

Анализ полученных результатов

Результаты моделирования профиля обработанной поверхности показаны на рис. 12. Ниже на рис. 13 приведен для сравнения участок измеренной профилограммы реальной детали в тех же масштабах. Сравнение профилограмм показывает не только хорошую воспроизводимость формы микровыступов, но и величину Ra, полученную расчетом по реальному и модельному рельефу обработанной поверхности. Для реального рельефа Ra = 18,3 мкм, для модельного – Ra = 18,1 мкм.

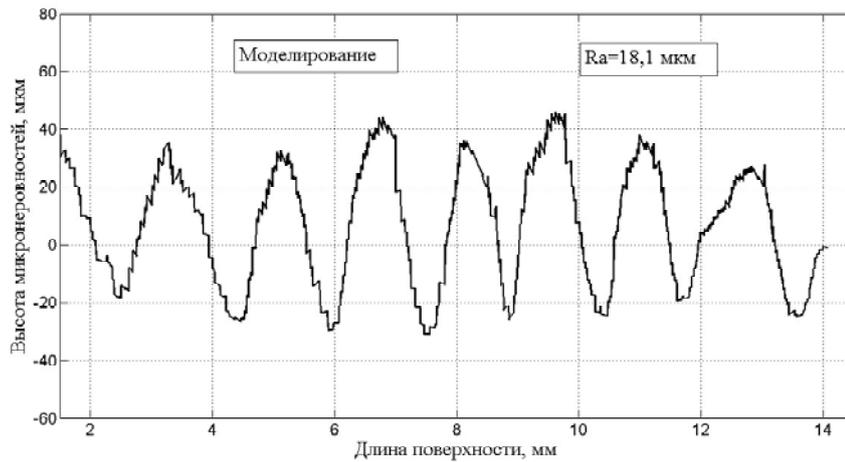


Рис. 12. Геометрия микронеровностей обработанной поверхности, полученная моделированием

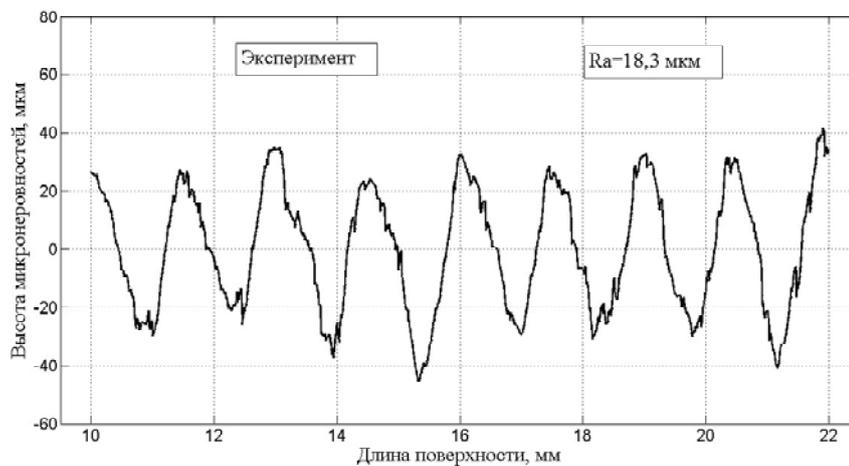


Рис. 13. Экспериментальная профилограмма реальной обработанной поверхности

Особенностью модели является то, что она позволяет «покадрово» просматривать процесс формирования шероховатости обрабатываемой поверхности совместно с осциллограммой колебаний тонкостенной детали (см. рис. 14). Такая возможность позволяет детально анализировать процесс формирования шероховатости.

Кроме того, модель визуализации процесса снятия припуска позволяет сравнивать поверхности резания, образовавшиеся после каждого срезания очередным зубом фрезы (рис. 15).

«Покадровое» рассмотрение процесса формирования шероховатости обработанной поверхности позволяет изучить особенности формирования шероховатости, которые трудно зарегистрировать с помощью современных средств измерения.

Выводы

1. В работе предложена кинематическая экспериментально-расчетная модель формирования рельефа обработанной поверхности при цилиндрическом фрезеровании тонкостенной детали, в которой используются реальные условия фрезерования и реальные ос-

циллограммы колебаний детали. Разработан алгоритм расчета шероховатости обработанной поверхности.

2. Сравнение результатов моделирования процесса формирования рельефа поверхности с экспериментально измеренными профилем показывает хорошую сходимость по форме, высоте и шагу волн микронеровностей, а также по параметру шероховатости Ra . Адекватность результатов моделирования и экспериментального измерения шероховатости поверхности позволяет однозначно утверждать о доминирующей роли колебательных процессов при фрезеровании тонкостенных деталей в формировании её микрогеометрии.

3. Разработанная модель позволяет «покадрово» изучать формирование шероховатости обработанной поверхности, что сложно сделать с помощью современных инструментальных средств измерений.

4. Планируется в дальнейшем использовать данную модель для исследования формирования шероховатости обработанной поверхности при фрезеровании тонкостенной детали фрезами с разнонаклонными зубьями и фрезами с разношаговыми зубьями.

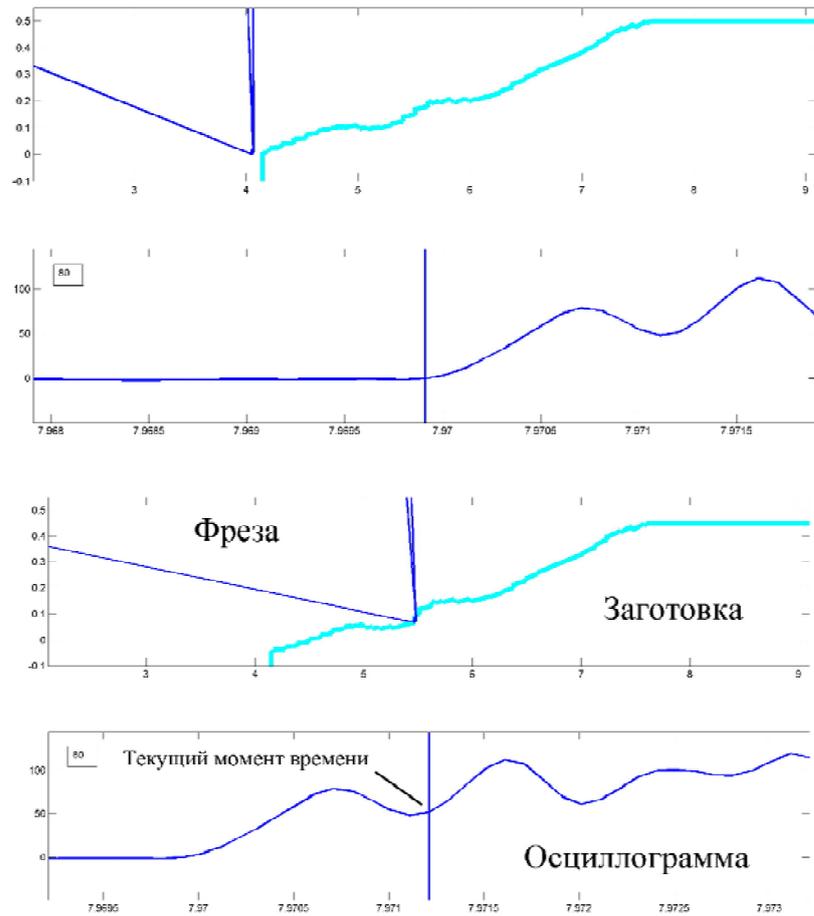


Рис. 14. «Покадровое» рассмотрение процесса формирования шероховатости обработанной поверхности

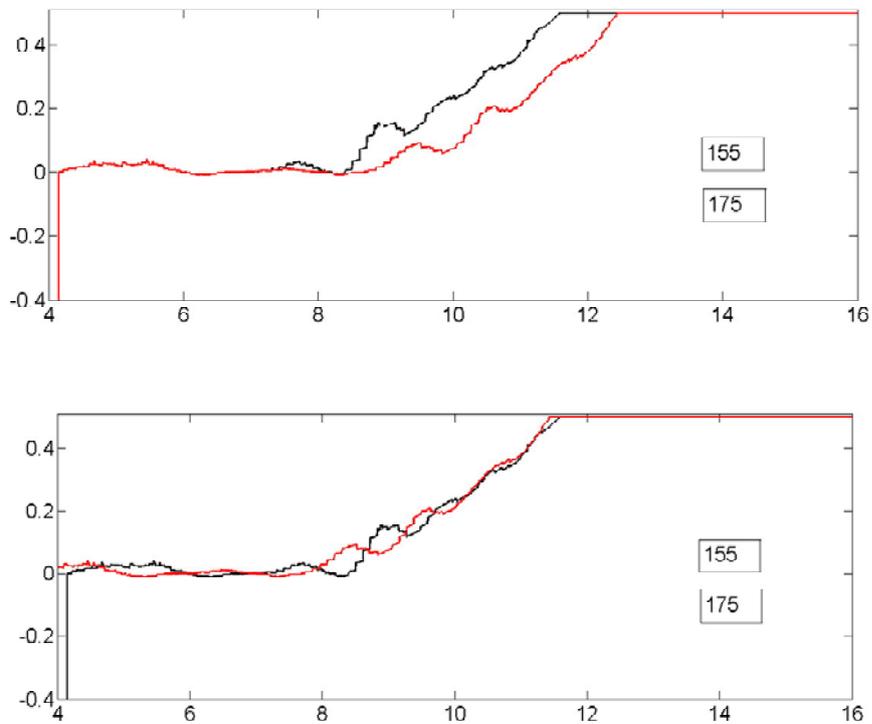


Рис. 15. Поверхности резания после 155-го и 175-го срезания припуска зубом фрезы

Список литературы

1. Основи теорії різання матеріалів: підручник [для вищ. навч. закладів] / [М. П. Мазур, Ю. Н. Внуков, В. Л. Доброскок, В. О. Залого и др.] ; під. заг. ред. М. П. Мазура. – Львів : Новий Світ-2000, 2010. – 412 с.
2. Бобров В. Ф. Основы теории резания материалов / В. Ф. Бобров. – М. : Машиностроение, 1975. – 344 с.
3. Jun, Qua Analytical Surface Roughness Parameters of a Theoretical Profile Consisting of Elliptical Arcs / Qua Jun, Albert J. Shihb // Machining Science and Technology. – 2003. – №7 (2). – P. 281–294.
4. Influence of workpiece inclination angle on the surface roughness in ball end milling of the titanium alloy Ti-6Al-4V / A. Daymi, M. Boujelbene, M. Linares etc. // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – Vol. 35, № 1. – 2009. – P. 79–86.
5. Costes Jean Philippe Surface roughness prediction in milling based on tool displacements / Jean Philippe Costes, Vincent Moreau // Journal of Manufacturing Processes. – № 13. – 2011. – P. 133–140.
6. Peigne G. A model of milled surface generation for time domain simulation of high-speed cutting/ G. Peigne, H. Paris, D. Brissaud // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture. – 2003. – Vol. 217. – № 7. – P. 919–930.
7. Логоминов В. А. Формирование шероховатости обработанной поверхности при концевом цилиндрическом фрезеровании тонкостенных элементов деталей : дис. ... канд. техн. наук : 05.03.01 / Логоминов Віктор Олексійович. – Запоріжжє, 2013. – 226 с.
8. Логоминов В. А. Моделирование колебаний нежестких деталей при концевом фрезеровании / В. А. Логоминов, О. Л. Лукьяненко // Вісник Сумського державного університету. Серія Технічні науки. – 2011. – № 4. – С. 145–157.

Одержано 05.12.2014

Лук'яненко О.Л. Візуалізація формування шорсткості при кінцевому фрезеруванні тонкостінних деталей

Наведено методику візуалізації формування мікронерівностей профілю обробленої поверхні при фрезеруванні тонкостінної деталі з використанням експериментальних осцилограм її коливань.

Ключові слова: фрезерування, шорсткість, візуалізація, моделювання, коливання, тонкостінні деталі.

Lukianenko O. The visualization of microroughness formation of machined surface on milling thin-walled workpiece

The technique for visualization of microroughness formation of machined surface on milling thin-walled workpiece using experimental oscillogram of its vibration are given.

Key words: end milling, visualization, simulation, chatter, thin-walled workpiece.

УДК 669.141:539.374

О. Хессе¹, А. Е. Капустян², д-р техн. наук В. Г. Ефременко³,
канд. техн. наук С. П. Бережный², д-р техн. наук М. Н. Брыков²

¹ Эрнст Аббе Фаххохшуде, Йена, Германия

² Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

³ Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь

ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОГО КРЕМНИЙСОДЕРЖАЩЕГО АУСТЕНИТА

Предложен способ упрочнения высокоуглеродистого низколегированного аустенита с сохранением пластических свойств. Образцы стали состава 1,2 % С, 3 % Мн, 2 % Si после закалки от 1000 °С (аустенит, 220 НВ) подвергали изотермической выдержке при температуре 250 °С. В результате бейнитного превращения через 8 сут. в структуре присутствует 5 % α-фазы. При этом твердость повышается до 300 НВ, сопротивление статическому изгибу увеличивается в 1,5 раза при относительной деформации на уровне 4%.

Ключевые слова: высокоуглеродистый низколегированный аустенит, кремний, изотермическая обработка, бейнит, прочность, пластичность, твердость.

Актуальность и цель работы

Среди материалов, износостойких при абразивном изнашивании, новой группой являются высокоуглеродистые низколегированные стали. Их структура после закалки из однофазной области (950–1000 °С) представляет собой чистый аустенит. Температура начала мартенситного превращения находится на уровне 20 °С, аустенит крайне нестабилен и способен к фазовым превращениям при пластической деформации поверхности трения абразивными зёрнами. В сочетании с высоким содержанием углерода это обеспечивает максимально возможную износостойкость, на которую способна металлическая матрица железуглеродистых сплавов [1].

В процессе работы возможно охлаждение деталей до температур порядка -80 °С, что неизбежно приведет к появлению некоторого количества мартенсита. Мартенсит при таком содержании углерода (1,2 %) хрупок и, вероятно, отрицательно влияет на способность материала сопротивляться изгибающим нагрузкам. В связи с этим целью работы было:

1. Определить степень влияния небольшого количества мартенсита на механические свойства высокоуглеродистых низколегированных сталей после закалки из однофазной области.

2. Найти метод термической обработки, позволяющий исключить это влияние или значительно снизить его степень без существенной потери износостойкости материала.

Методика проведения исследования и материалы

Эксперименты проводили на сталях следующего химического состава (% масс.):

№ 1 – С 1,29; Мн 3,51; Si 2,18; Cr 0,18; Cu 0,05; Ni 0,1; P 0,044; S 0,005;

№ 2 – С 1,22; Мн 2,58; Si 2,03; Cr 0,16; Cu 0,44; Ni 0,06; P 0,029; S 0,009.

Стали выплавляли в индукционной печи с последующим ЭШП в слиток диаметром 100 мм. Далее выполняли объемную ковку до квадрата 60x60 мм. Поковки отжидали 12 часов при температуре 1000 °С. Образцы вырезали из средней части. Термическую обработку проводили в электропечах СУОЛ 0,25.1.1/12МР/НЗ и Nabertherm LT 24/11 в воздушной атмосфере. Порезку образцов в размер проводили с помощью отрезного станка с жидкостным охлаждением реза Struers Labotom. Фазовый анализ проводили на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE. Твердость измеряли на твердомерах Виккерса Fischerscope и ТВП-5012. Микроструктуру исследовали с помощью оптического микроскопа Neophot 32 и сканирующего электронного микроскопа Zeiss Ultra 55.

Сталь № 1 позволяет после закалки от 1000 °С получить в структуре 100 % аустенита (рис. 1) при твердости 220-230 НВ. Температуру начала мартенситного превращения (Мн) не определяли, однако снижение содержания марганца в стали № 2 всего лишь на 1 % приводит к появлению в структуре после закалки от 1000 °С небольшого количества мартенсита (рис. 2, 3), естественно, за счет повышения Мн. Это состояние моделирует случай частичного превращения аустенита при охлаждении стали со структурой нестабильного аустенита в процессе эксплуатации.

Механические свойства сталей после закалки от 1000 °С оценивали по результатам испытаний на статический трехточечный изгиб на машине TIRA test 28100.

Экспериментальная часть и анализ полученных результатов

Испытания показали, что картины разрушения образцов сталей № 1 (аустенит) и № 2 (аустенит+мартенсит) качественно различны (рис. 4). Разрушению образца № 1 (рис. 4, кривая 1) предшествует видимая пластическая деформация, и после появления трещины образец, оставаясь на опорах машины (рис. 5), постепенно доламывается.

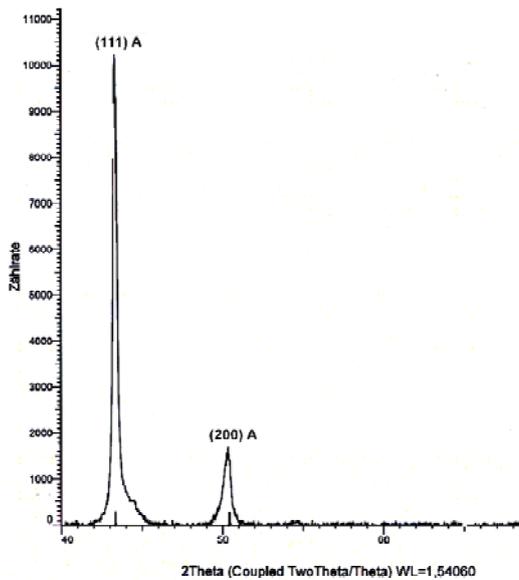


Рис. 1. Дифрактограмма стали №1 после закалки от 1000 °С

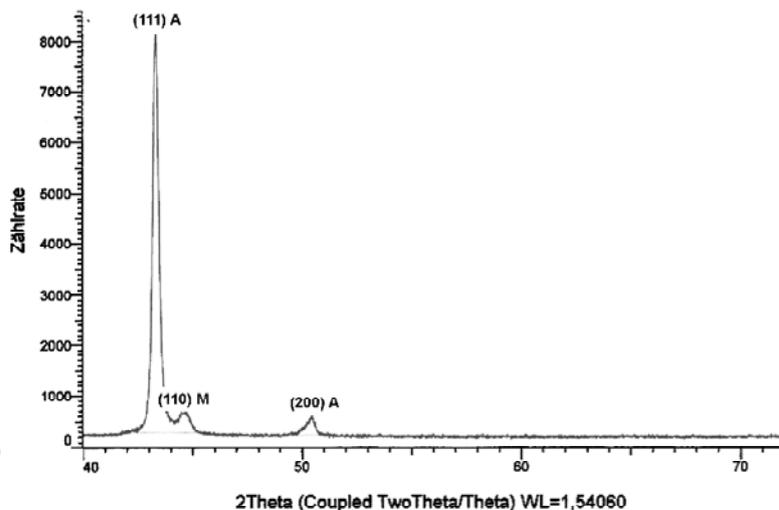


Рис. 2. Дифрактограмма стали № 2 после закалки от 1000 °С

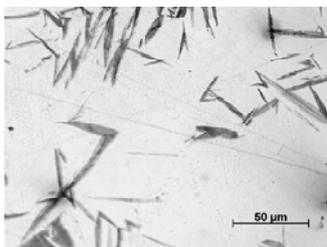


Рис. 3. Мартенсит в структуре стали № 2 после закалки от 1000 °С

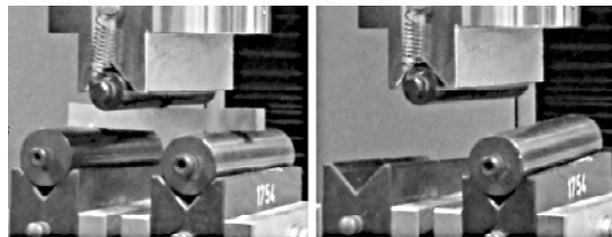


Рис. 6. Момент разрушения образца стали № 2

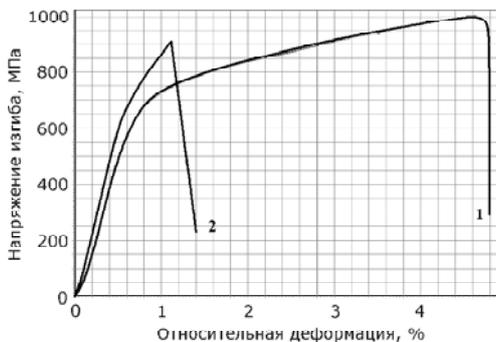


Рис. 4. Диаграмма нагружения при испытании на статический трехточечный изгиб образцов сталей № 1 и № 2 после закалки от 1000 °С

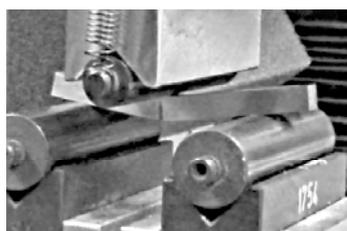


Рис. 5. Момент образования трещины при испытаниях образца стали № 1

Появление в аустенитной структуре мартенсита принципиально изменяет характер разрушения. Относительная деформация снижается более чем в четыре раза, и образец разрушается хрупко без видимой пластической деформации (рис. 6, рис. 4, кривая 2). Несмотря на то, что такое изменение в структуре не сказывается на износостойкости стали, эксплуатация материала возможна только при отсутствии ударов и изгибающих нагрузок.

Таким образом, нестабильное состояние аустенита (Mn H²⁰ 20 °С) с одной стороны обеспечивает высокую износостойкость, но с другой стороны обуславливает высокую склонность материала к хрупкому разрушению при появлении в структуре даже небольшого количества мартенсита. Понижением Mn можно добиться стабилизации аустенита, что снизит вероятность появления мартенсита, но уменьшит износостойкость. Предельным случаем является известная своей высокой пластичностью сталь 110Г13, абразивная износостойкость которой находится на низком уровне [2].

Учитывая вышеизложенное, задача повышения пластических свойств нестабильного аустенита в высокоуглеродистых низколегированных сталях (120Г3, 120Г3С2 или подобные) может решаться только повышением степени его стабильности при снижении температуры Mn и некоторой потере износостойкости. Степень это-

го снижения должна быть подобрана так, чтобы при достаточном увеличении пластичности сохранить износостойкость на приемлемом уровне.

Снизить Mn можно изменением химического состава аустенита. Обычно это достигается изменением химического состава сплава, например повышением содержания марганца (см. составы сталей № 1 и № 2). Однако Mn можно снизить без изменения химического состава сплава при локальном обогащении аустенита углеродом. Этот эффект может быть получен в результате промежуточного (бейнитного) превращения аустенита, содержащего кремний в количестве около 2 %.

Известно [3–5], что изотермическое превращение кремнийсодержащего аустенита в температурном диапазоне 200–300 °C позволяет получить нижний бейнит при размерах структурных составляющих 100 нм и менее. Кремний подавляет формирование цементита, и структура после превращения представляет собой смесь обогащенного углеродом аустенита и выделений б- фазы толщиной около 100 нм и длиной 10–15 мкм. Насыщение аустенита углеродом должно приводить к его стабилизации по сравнению с исходным состоянием и, как следствие, снижению склонности к хрупкому разрушению.

Известны также т.н. аусферритные чугуны (*austempered ductile irons, ADI*), обладающие хорошей комбинацией прочности и пластичности после закалки и изотермической обработки [6]. Естественное для чугунов повышенное содержание кремния обеспечивает бескарбидную матрицу нижнего бейнита [7–9].

Экспериментальные стали №№ 1 и 2 содержат кремний на уровне 2 %, поэтому в результате изотермической обработки ожидали получить структуру нижнего бейнита без карбидов. На стали № 2 такая структура была получена ранее в результате выдержки при 250 °C [10], поэтому получение аналогичной структуры ожидали и в результате обработки стали № 1 со структурой аустенита без мартенситных включений. Неизвестной остается лишь полнота протекания превращения и его кинетика.

Изотермическую выдержку образцов стали № 1, закаленной от 1000 °C, проводили при температуре 250 °C. Понижение температуры до 200 °C значительно замедляет процесс превращения, а при температуре 300 °C превращение может вообще не произойти, т. к. температура начала бейнитного превращения Бн для аустенита этого состава не определена, однако находится достаточно низко в связи с высокой концентрацией углерода [3, 4].

Эксперимент показал, что через 8 суток выдержки образцов стали № 1 при температуре 250 °C твердость достигла 300HV и практически не изменилась при дальнейшей выдержке до 14 сут. (рис. 7). Полученная структура представлена на рис. 8, 9.

Результат рентгеноструктурного анализа стали № 1 после превращения показан на рис. 10.

Твердость 300HV после превращения соответствует данным рентгеноструктурного анализа – вполне вероятно,

но, что относительно небольшое увеличение твердости вызвано появлением в структуре всего лишь 5 % α- фазы. Однако микроструктура показывает значительно большее количество включений второй фазы (темные полосы и иголки). Возможно, некоторые из этих полос являются группами линий скольжения. Поскольку бейнитное превращение сопровождается значительной пластической деформацией аустенита, следы этой деформации могут появляться в плоскости шлифа в виде параллельных линий (линии скольжения и двойники), которые визуальнo трудно отличить от образований α- фазы.

Образцы стали № 1 после закалки от 1000 °C и выдержки 8 суток при 250 °C (рис. 7–9) обрабатывали холодом при температурах -80 °C и -196 °C. Дифрактограммы материала после таких обработок представлены на рис. 11 и рис. 12.

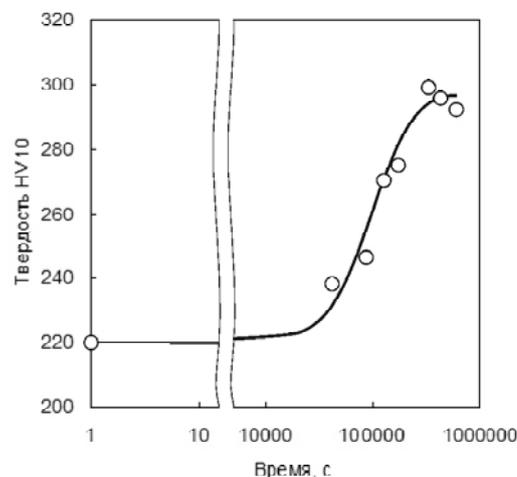


Рис. 7. Кинетика изотермического превращения аустенита стали № 1 при температуре 250 °C

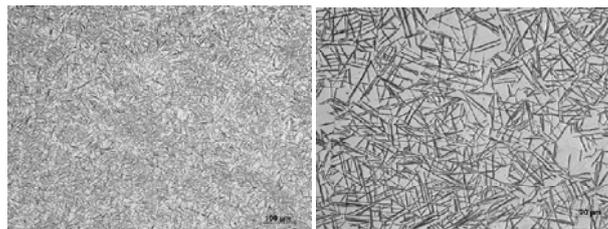


Рис. 8. Структура образца № 1 после закалки от 1000 °C и изотермической выдержки 8 сут. при 250 °C. Оптический микроскоп

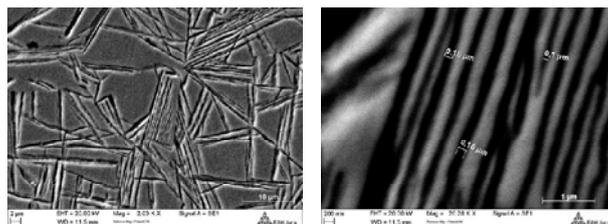


Рис. 9. Структура образца № 1 после закалки от 1000 °C и изотермической выдержки 8 сут. при 250 °C. РЭМ

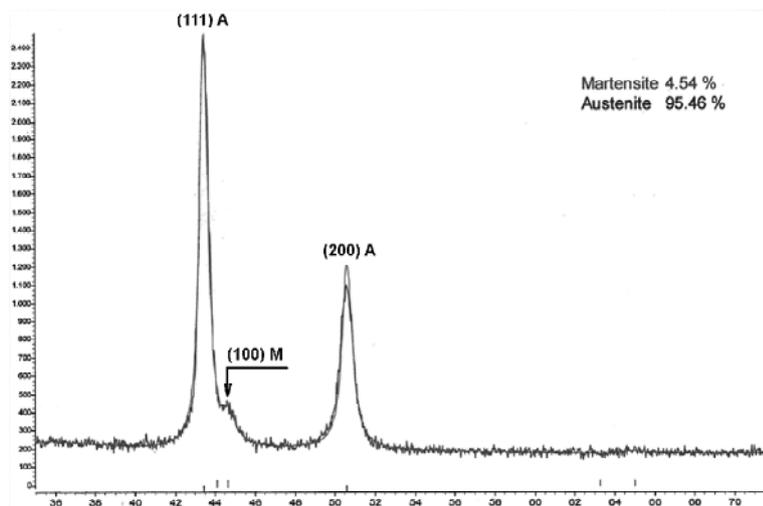


Рис. 10. Дифрактограмма стали №1 после закалки от 1000 °С и превращения при 250 °С (8 суток)

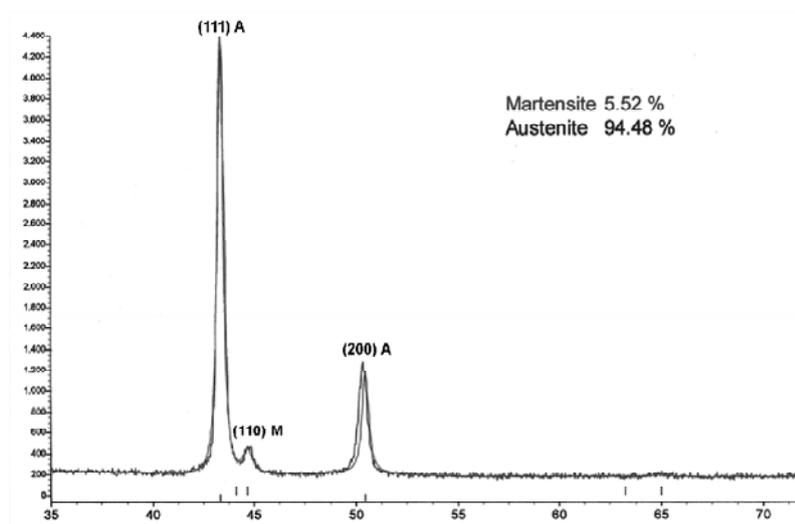


Рис. 11. Дифрактограмма стали № 1 после закалки от 1000 °С, превращения при 250 °С (8 суток) и обработки холодом при -80 °С

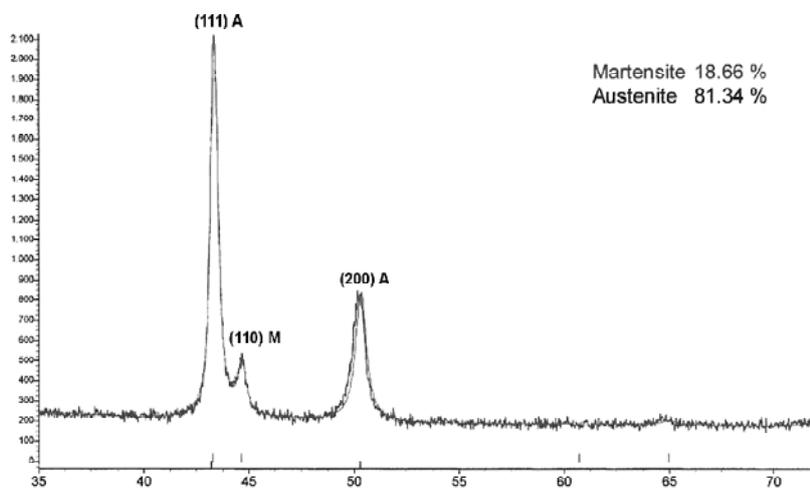


Рис. 12. Дифрактограмма стали № 1 после закалки от 1000 °С, превращения при 250 °С (8 суток) и обработки холодом при -196 °С

С понижением температуры обработки количество α - фазы в структуре увеличивается незначительно. Например, обработка холодом при $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ увеличивает содержание α - фазы лишь на 1 %. Однако в отличие от бейнитного превращения, когда выделяется малоуглеродистый бейнитный феррит, при обработке холодом появляется высокоуглеродистый мартенсит.

По результатам испытаний на изгиб образцов стали № 1 после изотермической обработки и обработки холодом (рис. 13) можно увидеть эту разницу.

Сравнение кривых 1 и 2 показывает, что изотермическая обработка по исследованному режиму приводит к упрочнению в полтора раза без изменения пластичности. При этом любое охлаждение в процессе эксплуатации (температура не ниже $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$) не приведет к принципиальному изменению свойств материала (диапазон между кривыми 2 и 3). Только охлаждение в жидком азоте (рис. 13) значительно охрупчивает материал (кривая 4), однако даже в таком случае свойства остаются на более высоком уровне, чем при изначальном выделении мартенсита из аустенита, не подвергнутого изотермическому превращению (рис. 4, кривая 2).

Как отмечено выше, в процессе бейнитного превращения аустенит обогащается углеродом и стабилизируется. Это должно приводить к снижению износостойкости при абразивном изнашивании. Поэтому следующий этап работы – испытание на износостойкость образца стали № 1 после закалки от $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ и изотермической обработки при $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 8 сут.

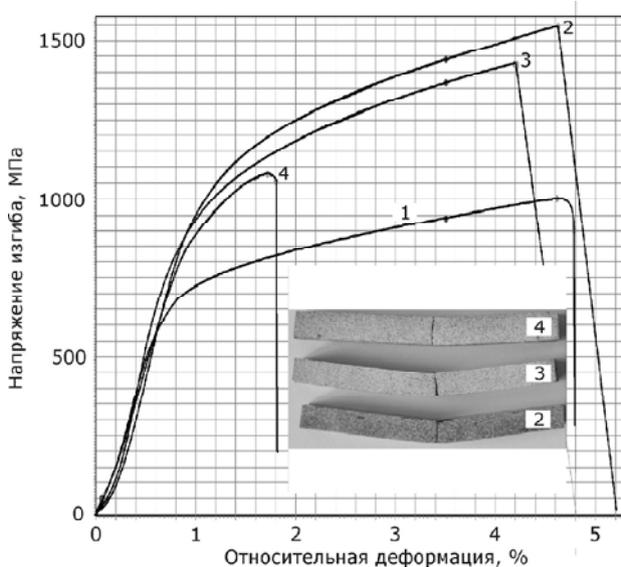


Рис. 13. Диаграмма нагружения при испытании на статический трехточечный изгиб образцов сталей № 1: 1 – закалка от $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$; 2 – закалка от $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ + выдержка при $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 8 сут.; 3 – закалка от $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ + выдержка при $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 8 сут. + обработка при $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$; 4 – закалка от $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ + выдержка при $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 8 сут. + обработка при $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$

Испытания на абразивное изнашивание по ГОСТ 17367-71 показали (рис. 14), что после закалки от $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ износостойкость стали №1 приближается к максимальной возможной для металлической матрицы сплавов на основе железа [1, 2] (рис. 14, точка 1). После изотермической обработки износостойкость хотя и снижается, но все равно остается на достаточно высоком уровне и соответствует износостойкости неотпущенного мартенсита с концентрацией углерода 0,8 % (рис. 14, точка 2).

Здесь необходимо отметить, что в реальных условиях эксплуатации максимальная износостойкость нестабильного аустенита все равно труднодостижима, т. к. фрикционный нагрев поверхности трения (обычное явление для абразивного изнашивания) уже при температуре $70\text{--}80\text{ }^{\circ}\text{C}$ снижает износостойкость до уровня стали У8 в закаленном состоянии. Поэтому допустимо «заблаговременно» уменьшить износостойкость до этого же уровня обработкой на бейнит, значительно снизив склонность материала к хрупкому разрушению. В итоге получаем достаточно пластичный материал, износостойкость которого находится на уровне неотпущенного высокоуглеродистого мартенсита.

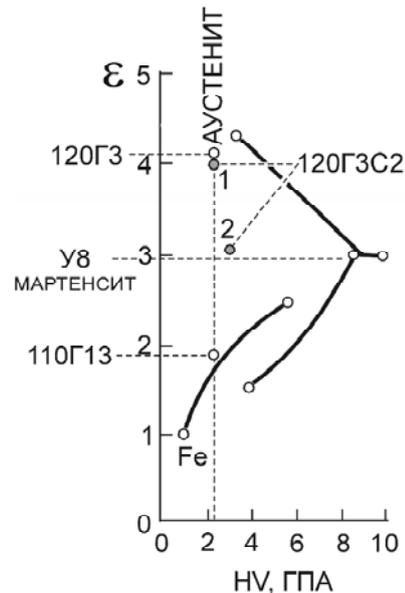


Рис. 14. Результаты испытаний стали № 1 после закалки от $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ (1) и дополнительной изотермической обработки 8 сут. при $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ (2) на диаграмме «Относительная износостойкость ε – твердость HV» для сплавов на основе железа [2]

Выводы

В результате исследований установлено, что изотермическая обработка высокоуглеродистого аустенита состава 1,2 %C; 3 %Mn; 2 %Si при температуре $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ обеспечивает протекание бейнитного превращения с его завершением через 8 сут. и образованием около 5 % ε - фазы в виде неупорядоченно расположенных пластин и игл толщиной около 100 нм и длиной 10–15 мкм. Эти изменения структуры значительно упрочняют ма-

териал без потери пластичности. Последующая обработка холодом при температуре -80°C не оказывает существенного влияния на свойства стали. Значительное охрупчивание происходит только при охлаждении до температуры жидкого азота.

Таким образом, комбинация новой стали (120Г3С2) и новой обработки (закалка от 1000°C с последующей выдержкой 8 сут. при 250°C) позволяет получить сочетание «прочность-пластичность-износостойкость» гораздо выше, чем для классических инструментальных сталей после закалки без отпуска. С учетом того, что закаленные стали, как правило, отпускают (потеря износостойкости), преимущество высокоуглеродистых низколегированных сталей после бейнитной обработки становится еще более значительным.

Направлениями дальнейших исследований могут быть: поиск путей практической реализации полученных знаний о режимах упрочнения высокоуглеродистых низколегированных сталей; исследование причин зарождения ϵ -фазы в высокоуглеродистом аустените в процессе изотермической выдержки при температурах порядка $200\text{--}300^{\circ}\text{C}$; изучение механизмов изнашивания аустенита с различным количеством нижнего бейнита при абразивном и других видах изнашивания.

Список литературы

1. Брыков М. Н. Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании : Научное издание / Брыков М. Н., Ефременко В. Г., Ефременко А. В. – Херсон : Гринь Д. С., 2014. – 364 с.
2. Принципы создания мелющих тел повышенной износостойкости. Часть 1. Износостойкость сталей на основе железа при абразивном изнашивании / [А. Д. Коваль, В. Г. Ефременко, М. Н. Брыков и др.] // Трение и износ. – 2012. – Т. 33, № 1. – С. 52–61.
3. Garcia-Mateo C. Development of hard bainite / C. Garcia-Mateo, F.G. Gabarello, H.K.D.H. Bhadeshia // ISIJ International. – 2003. – Vol. 43, № 8. – P. 1238–1243.
4. Bhadeshia H. K. D. H. Nanostructured bainite / H. K. D. H. Bhadeshia // Proc. R. Soc. A. – 2010. – Vol. 466. – P. 3–18.
5. Gabarello F. G. Opening previously impossible avenues for phase transformation in innovative steels by atom probe tomography / F. G. Gabarello, M. K. Miller, C. Garcia-Mateo // Materials Science and Technology. – 2014. – Vol. 30. – P. 1034–1039.
6. Янченко А. Б. Повышение триботехнических свойств чугунов с мелкозернистым компактным графитом бейнитной закалкой / А. Б. Янченко, В. И. Сауляк // Проблемы трибологии (Problems of Tribology). – 2012. – № 1. – С. 135–138.
7. Moore D. J. Structure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron / D. J. Moore, T. N. Rouns, K. B. Rundman // AFS Trans. – 1985. – Vol. 93. – P. 705–718.
8. Ductile Iron Data for Design Engineers. – Montreal : Rio Tinto Iron & Titanium Inc., 1990. – 356 p.
9. Vazquez-Gomez O. Mathematical Model of Thermal and Microstructural Evolution during Austempering of Ductile Iron / O. Vazquez-Gomez, J. A. Barrera-Godinez, B. Hernandez-Morales, H. J. Vergara-Hernandez, E. Lopez-Martinez // Materials Performance and Characterization. – 2012. – Vol. 1, № 1. – P. 1–14.
10. Hesse O. Kinetics of Isothermal Transformation of High-Carbon Low-Alloyed Austenite and Its Microstructure after Such Treatment / O. Hesse, A. Kapustyan, M. Brykov // The Eighth International Conference on Material Technologies and Modeling MMT-2014. – Ariel University, Ariel, Israel. July 28-August 01, 2014. – Vol. 1. – P. 186–194.

Одержано 28.11.2014

Хессе О., Капустян О.Є., Ефременко В.Г., Бережний С.П., Брыков М.М. Ізотермічне оброблення високовуглецевого кремнійвмісного аустеніту

Запропоновано спосіб зміцнення високовуглецевого низьколегованого аустеніту зі збереженням пластичних властивостей. Зразки сталі складу 1,2 % C, 3 % Mn, 2 % Si після гартування від 1000°C (аустеніт, 220 HV) піддавали ізотермічній витримці при температурі 250°C . У результаті бейнітного перетворення через 8 діб у структурі наявно 5 % α - фази. При цьому твердість підвищується до 300 HV, опір статичному вигину збільшується в 1,5 рази при відносній деформації на рівні 4 %.

Ключові слова: високовуглецевий низьколегований аустеніт, кремній, ізотермічне оброблення, бейніт, міцність, пластичність, твердість.

Hesse O., Kapustian A., Yefremenko V., Berezhniy S., Brykov M. Isothermal heat treatment of high-carbon austenite containing silicon

A method of hardening of high-carbon low-alloyed austenite preserving plastic properties is proposed. Samples of steel with composition 1.2 %C, 3 %Mn, 2 %Si were quenched from 1000°C (austenite, 220 HV) with following isothermal exposure at 250°C for 8 days. It led to bainite transformation followed by appearance of 5 % α - phase in structure. It resulted in growth of hardness up to 300 HV and increase of bending strength – by 1.5 times; elongation remains about 4 %.

Key words: high-carbon low-alloyed austenite, silicon, isothermal treatment, bainite, strength, plasticity, hardness.

УДК 621.793.6

Д-р техн. наук Б. П. Середя¹, канд. техн. наук Ю. А. Белоконь¹,
И. В. Палехова², Д. Б. Середя¹¹Запорожская государственная инженерная академия,
²ООО НПФ «Днепростар»;
г. Запорожье

ПОЛУЧЕНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ И ПОКРЫТИЙ ПРИ НЕСТАЦИОНАРНЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ УСЛОВИЯХ

Рассмотрены требования к созданию интерметаллидных защитных покрытий на углеродных материалах, латуни и сталях общего назначения. Исследована диффузия компонентов покрытия в поверхность подложки в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Описаны результаты испытаний жаростойких интерметаллидных защитных покрытий.

Ключевые слова: интерметаллидные защитные покрытия, диффузия, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, активатор, йод, оксид.

Введение

Повышение параметров и надежности деталей авиационной и ракетно-космической техники вызывают необходимость разработки новых материалов и технологий. Работоспособность деталей и узлов авиационных двигателей зависит от способности противостоять действующим нагрузкам, выдерживать термическое и коррозионное воздействие высокотемпературного газового потока. Известно, что интерметаллиды сохраняют свою структуру и прочность при высоких температурах [2]. Жаростойкие интерметаллические соединения, такие как титан-алюминия (Ti_xAl_y) и железо-алюминий (Fe_xAl_y), широко используются в качестве защитных покрытий для лопаток ГТД. Однако применение чистых интерметаллидов в узлах трения ограничивается их пластичностью при высоких температурах.

Для деталей машин, работающих в условиях высоких температур и изнашивания, большое значение имеют свойства поверхностного слоя. Для упрочнения поверхностного слоя применяют различные методы химико-термической обработки (ХТО).

Одним из эффективных методов ХТО, позволяющим улучшить износостойкость и жаростойкость изделий, является насыщение 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 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 новой технологии, базирующейся на методе самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), совмещенном с химическими газотранспортными реакциями [6–12].

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 и обладающих ценными характеристиками [6]. 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 интерметаллидных покрытий в режиме горения и теплового самовоспламенения, изучение влияния легирования хромоалитированных покрытий на эксплуатационные свойства деталей при протекании процесса диффузионного насыщения при нестационарных температурных условиях. Анализ технологических параметров СВС-процесса, структуры, фазового, химического состава и свойств покрытий, полученных в СВС-смесях, а также оценка качества формирующихся интерметаллидных покрытий.

Материалы и методика исследования

Многокомпонентные интерметаллидные покрытия наносились на образцы из латуни ЛЖМц55-3-1, углерод-углеродный композиционный материал (УУКМ) и стали массового назначения (сталь 50, У8А).

Химико-термическую обработку осуществляли в реакторе открытого типа ($P = 10^5$ Па) в рабочем интервале температур 900–1050 °С (для латуни 750–850) и продолжительности изотермической выдержки 30–60 минут. При приготовлении СВС-смесей использовали Cr_2O_3 – оксид хрома (III), Al – алюминий марки АПВ, Si – кремний марки Кр1, Al_2O_3 – оксид алюминия (III), SiO_2 – оксид кремния, Ti – титан марки ПТХ5-1, J_2 – металлический йод 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 °С/с).

Температуры при проведении СВС-процессов контролировали хромель-алюмелевой термопарой в защитном чехле, введенной непосредственно в объем шихты, и подключенной к потенциометру серии КСП.

Структуру покрытия исследовали на металлографическом микроскопе Neophot-2 и подвергали рентгенографическому анализу. Микроструктуру выявляли методом травления в 3 % спиртовом растворе пикриновой кислоты (ТУ 6-09-08-317-80). Для выявления границ зерен феррита использовали 4 % спиртовой раствор азотной кислоты.

Рентгеноструктурным анализом изучался фазовый состав диффузионной зоны на образцах размером 25×10×5 мм. Для исследования фазового состава покрытий использовалась рентгеновская установка «ДРОН-3» и «ДРОН-2», работающих совместно с вычислительным комплексом по программе «АРФА». Излучение трубки с медным и кобальтовым анодами. Скорость вращения детектора 1 град/мин.

Жаростойкость защитных слоев исследовали согласно ГОСТ – 6130-71. Применяли образец К10 (диаметр: 10×0,2, высотой = 20×0,5 мм) изготовленный из стали, меди и титана. Температура испытаний составляла: 800 °С, 900 °С. Взвешивание испытуемых образцов осуществлялось через каждые 5 часов испытаний, на аналитических весах ВЛР – 200 с точностью до 10⁻⁴ г.

Теория и анализ полученных результатов

Разработанный нами метод дает возможность получать равномерное по толщине покрытие на деталях сложной конфигурации, отличается сравнительной простотой технологии. Суть метода заключается в том, что после прохождения волны горения, на образцах осаждается слой металла, на который затем осаждаются легирующие компоненты. Были исследованы условия нанесения

покрытий из титана, хрома, бора, молибдена и их силицидов. Также было установлено, что наличие в СВС-смеси добавки металлического J_2 способствует лучшему отделению отработанной шихты от деталей.

Особенностью реакций образования интерметаллических соединений из элементов является их сравнительно невысокий тепловой эффект и невысокие адиабатические температуры реакций (сравнительно с другими СВС-системами). Из-за этого системы для синтеза интерметаллидов оказываются неспособны гореть при комнатной начальной температуре исходной смеси порошков металлов. Для осуществления синтеза интерметаллидов необходимо повысить температуру синтеза за счет предварительного подогрева шихты для проведения синтеза в режиме теплового самовоспламенения. В результате начальная температура шихты становится одним из главных параметров для управления синтезом интерметаллидов в технологии СВС.

Анализ реакций, происходящих при воспламенении СВС-смеси, а также результатов экспериментов и металлографических исследований позволили определить механизм образования комплексных покрытий на основе титана.

Теплофизический процесс образования покрытий в режиме теплового самовоспламенения можно разделить на пять последовательных стадий:

- инертный прогрев реакционной смеси до температуры воспламенения;
- тепловое самовоспламенение;
- прогрев изделий;
- изотермическая выдержка;
- охлаждение.

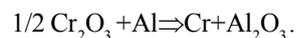
Продолжительность первой стадии в значительной степени зависит от состава смеси и ее тепловых характеристик.

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:



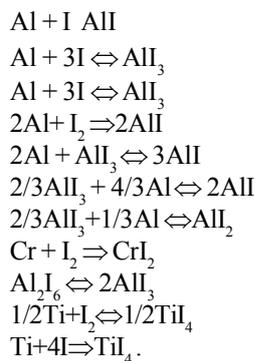
Температура в реакторе резко повышается до максимальной температуры процесса t_m . Происходит образование газообразных соединений и перенос основных насыщающих элементов к подложке:



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_1 , так и I_2 свидетельствует о протекании в исследуемом диапазоне температур следующих химических транспортных реакций:



На стадии теплового самовоспламенения для СВС-составов, содержащих избыток алюминия, при достижении максимальных температур возможен жидкостный механизм транспорта насыщающих элементов в диффузионную зону (хром и алюминий растворяются и переносятся к подложке).

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.

При хромоалюмосилицировании латуни ЛЖМц55-3-1 образуется сплошной хромированный слой, практически не имеющий игольчатого строения, ниже которого располагаются равноосные зерна Cu_3Al . При содержа-

нии в смеси до 12 % мас. алюминия, покрытия состоят из твердого раствора хрома на базе химического соединения $CuCr_2$ и эвтектики, с концентрацией хрома ~ 2%, легированных алюминием (рис. 1, а).

При нанесении хромоалюмосилицированных слоев на сталь 50 на поверхности образуется слой $(FeCrAl)_3C$ на материалах с высоким содержанием углерода образуются карбиды $(FeCr)_{23}C_6$ (рис. 1, б).

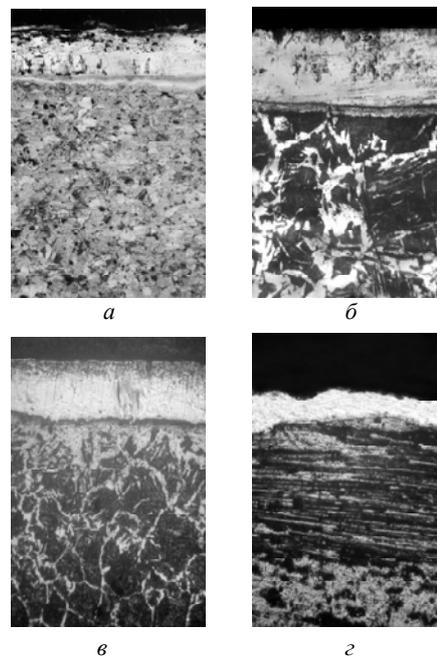


Рис. 1. Микроструктуры многокомпонентных хромоалитированных покрытий: легированных кремнием на материалах: а – латунь ЛЖМц55-3-1, б – сталь 50; легированных титаном – в – сталь У8А, г – УУКМ; $\times 150$

При хромоалюмотитанировании стали У8А покрытие состоит из твердых растворов $FeAl$, Fe_3Al , легированных титаном, и зона твердого раствора Ti и Al в α -Fe (рис. 1, в).

При хромоалюмотитанировании углерод-углеродных материалов на границе образуется карбидный слой, который сглаживает разность коэффициентов линейного температурного расширения между подложкой и металлическим покрытием, а также обеспечивает лучший диффузионный перенос атомов в слой покрытия. В случае титана диффузионный обмен идет через образование интерметаллидов титана (рис. 1, г). На поверхности образуется слой интерметаллидов $TiAl_3$ и $TiAl$ толщиной 15–20 мкм с микротвердостью 1100–1300 Н. Основная часть упрочняющегося слоя толщиной 30–50 мкм имеет твердость 300–500 Н. Величина остаточных напряжений составляет 150–200 Н/мм².

Результаты исследования жаростойкости на стали 50 показали, что максимальный прирост массы при температуре испытания $t_{np} = 800$ °С на образце без покрытия составил 340 г/м², с хромоалюмосилицирования покрытием 42 г/м²; на стали У8А на образце без по-

крытия составил 290 г/м², хромоалюмотитанированным покрытием 37 г/м².

Испытания латунь ЛЖМц55-3-1 с защитными интерметаллидными покрытиями показали что они все имеют высокую жаростойкость и не привышают значение 9–12 г/м².

При испытаниях на жаростойкость УУКМ было установлено, что потеря масс при температуре 1200 °С составила 9,2 г/м².

Было установлено, что жаростойкость при СВС насыщении выше в 1,2–1,35 раза, чем покрытия полученные в изотермических условиях, что можно объяснить нестационарностью процесса, позволяющую увеличивать концентрацию легирующих элементов в слое.

Выводы

1. Получены интерметаллидные защитные покрытия, легированные кремнием и титаном при нестационарных температурных условиях, обеспечивает высокую стабильность результатов обработки при ограниченной продолжительности процесса

2. Для интенсификации процессов диффузионного насыщения и снижения энергозатрат на стадии инертного прогрева может быть рекомендовано введение в состав реакционных смесей избыток алюминия (от 10 до 15%).

3. Хромоалюмосилицированные и хромоалюмотитанированные материалы с СВС-покрытиями по сравнению с диффузионными аналогами обладают улучшенными эксплуатационными свойствами при снижении процесса насыщения в 4,2–5 раз.

Список литературы

1. Ворошнин Л.Г. Антикоррозионные диффузионные покрытия / Л. Г. Ворошнин. – Минск : Наука и техника, 1981 – 296 с.
2. Лахтин Ю. М. Химико-термическая обработка металлов. Уч. пособие для вузов / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов. – М. : Металлургия, 1985. – 256 с.

3. Удовицкий В. И. Долговечность диффузионного насыщения кремнием деталей машин / В. И. Удовицкий. – М. : Машиностроение, 1983. – 240 с.
4. Многокомпонентные диффузионные покрытия / Л. С. Ляхович, Л. Г. Ворошнин, Г. Г. Панич, Э. Д. Щербаков. – Минск : Наука и техника, 1974. – 236 с.
5. Филоненко Б. А. Комплексные диффузионные покрытия / Б. А. Филоненко. – М. : Машиностроение, 1981. – 137 с.
6. Мержанов А. Г. Процессы горения и синтез материалов / А. Г. Мержанов. – Черноголовка : ИСМАН, 1998. – 512 с.
7. Merzhanov A. G. Phase and structure transformations during SHS / A. G. Merzhanov, A. S. Rogachev // Adv. Sci. Techn. 2003, Vol. 31/ – P. 271–282
8. Merzhanov A. G. Contribution on fundamentals of SHS and the implementation of SHS technology in industry Ceramic Materials in Energy Systems for Sustainable Development L / A. G. Merzhanov , I. P. Borovinskaya // Gauckler (Editor)© Techna Group Srl, 2009.
9. Высокоинтенсивный способ получения покрытий в условиях СВС / Я. Д. Коган, Б. П. Серeda, Э. А. Штрессель // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1991. – № 6. – С. 39–40.
10. Sereda B. Influence of the Choice of the Substrate from C-C Materials Stuffs on Kinetics of Growth of Sheetings in the Conditions of SHS / B. Sereda, D. Sereda, A. Onishchenko // Material science and technology 2012. Conference and Exhibition. Pittsburgh. Pensilvania USA. – 2012. –1550 p. – P. 296–300.
11. Sereda B. Aluminized Coating on Steel in SHS Condition / B. Sereda, D. Sereda // Material science and technology 2014. Conference and Exhibition. Pittsburgh. Pensilvania USA. – 2014. – 2224 p. – P. 482–486.
12. Sereda B. The Reseaching and Modeling of Physical-Chemical Properties of Ni-Base Alloys in SHS Conditions / B. Sereda, D. Sereda, Y. Belokon', A. Zhrebtsov // Material science and technology 2012. Conference and Exhibition. Pittsburgh. Pensilvania USA. – 2012. – 1550 p. – P. 494–498.

Одержано 11.03.2015

Серeda Б.П., Белоконь Ю.А., Палехова І.В., Серeda Д.Б. Отримання інтерметалідних з'єднань та покриттів за нестационарних температурних умов

Прозглянуто вимоги до створення інтерметалідних захисних покриттів на вуглецевих матеріалах, латуні і сталях загального призначення. Досліджено дифузію компонентів покриття в поверхню підложки в умовах самопоширеного високотемпературного синтезу (СВС). Описано результати випробувань жаростійких інтерметалідних захисних покриттів

Ключові слова: інтерметалідні захисні покриття, дифузія, самопоширений високотемпературний синтез, активатор, йод, оксид.

Sereda B., Belokon Yu. , Palekhova I., Sereda D. Receipt of intermetallid alloys and coverings at non-stationary temperature terms

Requirements to creation of intermetallide protective coatings on carbon materials, brass and steels of general purpose are considered. Diffusion of components of coating in the surface of basic material in the conditions of self-propagating high temperature synthesis (SHS) is investigated. The results of tests of heat-resistant intermetallide protective coating are described.

Key words: intermetallid, coating, diffusion, self-propagating high temperature synthesis, activator, iodine, oxide.

УДК 669.295

Т. Б. Янко

ДП «ДНДП Інститут титану», г. Запорозьє

ВПЛИВ ЛЕГУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ АЛЮМІНІЮ І ВАНАДІЮ НА ХІМІЧНИЙ СКЛАД ТА МІКРОСТРУКТУРУ ТИТАНУ ГУБЧАСТОГО

Проведено дослідження хімічного складу та мікроструктури титану губчастого, що було отримано за технологією комплексного легування алюмінієм та ванадієм, із заданим вмістом легувальних елементів на рівні хімічного складу сплаву VT-6. На основі хімічного, мікроструктурного та енергодисперсійного аналізу встановлено, що розроблена технологія дозволяє отримувати титан губчастий із вмістом основних легувальних елементів (алюмінію та ванадію), який задовільняє хімічному складу сплаву VT-6.

Ключові слова: мікроструктура, легувальні елементи, титан, алюміній, ванадій, відновлення.

Актуальність. Вихідним матеріалом для більшості адитивних технологій є порошкові композиції чистих металів та сплавів. Серед титанових сплавів, що використовуються в технології прототипування, найбільш розповсюдженим є сплав VT-6 (6Al-4V, Grade5, SAT-64, T-A6V, Ti-Al-V) із вмістом алюмінію на рівні 6 % та ванадію – 4 % [1].

Основними способом отримання порошків титанових сплавів типу VT-6 є диспергування розплавів титанових сплавів [1]. Технологія виробництва порошкових титанових сплавів включає отримання титану губчастого, змішення його з лігатурами та переплавлення і, зрештою, розпилення розплаву титанового сплаву.

Основною складністю у виробництві порошкових сплавів є рівномірність розподілу легувальних елементів у об'ємі матеріалу, оскільки, в іншому випадку, буде мати місце неоднорідність фізичних та хімічних характеристик. На сьогодні проблему рівномірності розповсюдження легувальних компонентів, а також з метою попередження в готових сплавах частинок нерозпавленої лігатури, ліквациї легувальних елементів, неметалевих включень вирішують багаторазовим переплавом. Проте, це значно підвищує вартість порошків титанових сплавів.

Таким чином, можна зазначити, що така технологія є достатньо складною та високовитратною.

Легування губчастого титану в процесі відновлення може сприяти вирішенню цих проблем. Відомі способи легування титану губчастого киснем, ванадієм, алюмінієм та іншими [2–4]. Однак майже відсутні дані щодо отримання титану губчастого, легованого декількома металами одночасно, що потребує розширення уявлень про легування губчастого титану та розроблення нових технологій його отримання.

Вирішення проблеми великої кількості складних і витратних операцій отримання порошків титанових сплавів, та зниження собівартості можливе за умови використан-

ня губчастого титану комплексно та рівномірно легованого безпосередньо в процесі відновлення.

Мета роботи – проведення досліджень хімічного складу та мікроструктури титану губчастого, отриманого за технологією комплексного легування алюмінієм та ванадієм із заданим вмістом легувальних елементів на рівні хімічного складу сплаву VT-6.

Методика, обладнання та результати проведених досліджень

Для проведення досліджень було використано зразки титану губчастого, що було отримано на лабораторних установках за звичайною технологією магністермічного відновлення тетраклориду титану магнієм, а також титану губчастого, легованого алюмінієм та ванадієм за вдосконаленою технологією магністермічного відновлення суміші тетраклоридів титану та ванадію.

Температура в процесі відновлення становила 800...850 °С.

Тиск в реакторі відновлення – 100...135 кПа

Температура в процесі вакуумної дистиляції становила 900...1010 °С.

Залишковий тиск в апараті при завершенні процесу сепарації – 32 Па.

Вигляд кричної частини блоків титану губчастого, легованого алюмінієм та ванадієм, після очищення вакуумною сепарацією та кричної частини блоків титану губчастого нелегованого представлено на рис. 1.

Як видно з рис. 1 зовнішній вигляд кричної частини блоків титану губчастого, що було отримано на лабораторній установці магністермічного відновлення як легованого алюмінієм та ванадієм, так і нелегованого не має істотних відмінностей, структура – від крупнодендритної до дрібноволокнистої.

Для визначення якості титану губчастого з кричної частини отриманих блоків титану губчастого відбирались проби для аналізу в них вмісту легувальних елементів та домішок азоту, вуглецю та хлору.

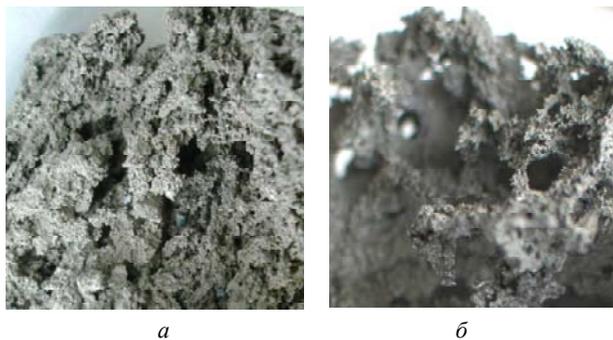


Рис. 1. Зовнішній вигляд кричної частини блоку титану губчастого: *a* – нелегованого; *б* – легованого алюмінієм та ванадієм

Аналіз вмісту домішок та легувальних елементів у пробах титану губчастому виконувались у Центрі сертифікаційних випробувань кольорових металів, стандартних зразків та метрологічного забезпечення аналітичного контролю ДП «ДНДП Інститут титану». При цьому аналіз вмісту домішки азоту виконували титриметричним методом (ДСТ 9853.1-96), аналіз вмісту хлору – турбодиметричним методом (ДСТ 9853.4-96), аналіз вмісту вуглецю – кулонометричним методом (ДСТ 9853.3-96). Вміст легувальних елементів алюмінію та ванадію визначали титриметричними методами (ДСТ 19863-91).

Усереднений вміст домішок та легувальних елементів у пробах блоків титану губчастого дослідних процесів представлений в табл. 1.

Як видно з табл. 1, за результатами хімічного аналізу, було досягнуто вмісту основних легувальних компонентів (V та Al), що задовольняв хімічному складу сплаву ВТ6. Щодо інших домішок, їх збільшений вміст можна пояснити малими розмірами лабораторних установок на яких були отримані дослідні зразки титану губчастого.

Порівняння структур титану губчастого, легованого алюмінієм та ванадієм, із нелегованим губчастим титаном підтвердило факт рівномірного проникнення легувальних елементів у титанову основу, що виявлялося у формуванні мікроструктури, характерної для легованих титанових сплавів. Так, мікроструктура нелегованого титану губчастого складалася із поліедричних

зерен α - фази, між якими розташовувалися численні пори (рис. 2, *a*). Натомість, мікроструктура легованого губчастого титану мала пластинчасту будову α - фази, по границях α - пластинок розміщувались тонкі прошарки β - фази, утвореної ванадієм (рис. 2, *б*).

Таким чином мікроструктурним аналізом встановлено, що титан губчастий, отриманий за технологією комплексного легування, має рівномірне проникнення легувальних елементів (алюмінію та ванадію) в титанову основу, що є характерним для структури двофазових сплавів.

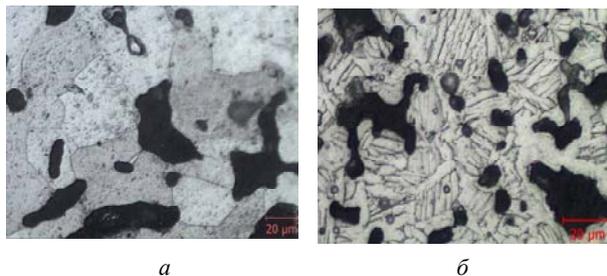


Рис. 2. Мікроструктура легованого та нелегованого титану губчастого, $\times 500$: *a* – нелегований; *б* – легований алюмінієм та ванадієм

Результати рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА) титану губчастого, легованого алюмінієм та ванадієм, показані на рис. 3. Більшому вмісту елемента відповідає більш інтенсивний колір та піки на кривих інтенсивності відносно лінії сканування.

Отже, енергодисперсійним рентгеноспектральним мікроаналізом розподілу легувальних елементів у титані губчастому, легованому алюмінієм та ванадієм, підтверджено знаходження та рівномірний розподіл легувальних елементів у структурних складових титану губчастого.

Висновки

За результатами дослідження встановлено, що розроблена технологія дозволяє отримувати титан губчастий із вмістом основних легувальних компонентів (алюмінію та ванадію), який задовільняє хімічному складу сплаву ВТ-6, а структура є характерною для двофазних сплавів.

Таблиця 1 – Усереднений вміст (мас. част., %) домішок та легувальних елементів у пробах блоків титану губчастого дослідних процесів

	V	Al	C	Cl	N
Титан губчастий нелегований	–	–	0,030	0,054	0,020
Титан губчастий, легований алюмінієм та ванадієм	4,01	5,46	0,037	0,072	0,027
Сплав ВТ-6 [5]	3,5..5,3	5,3..6,8	до 0,1	–	до 0,05

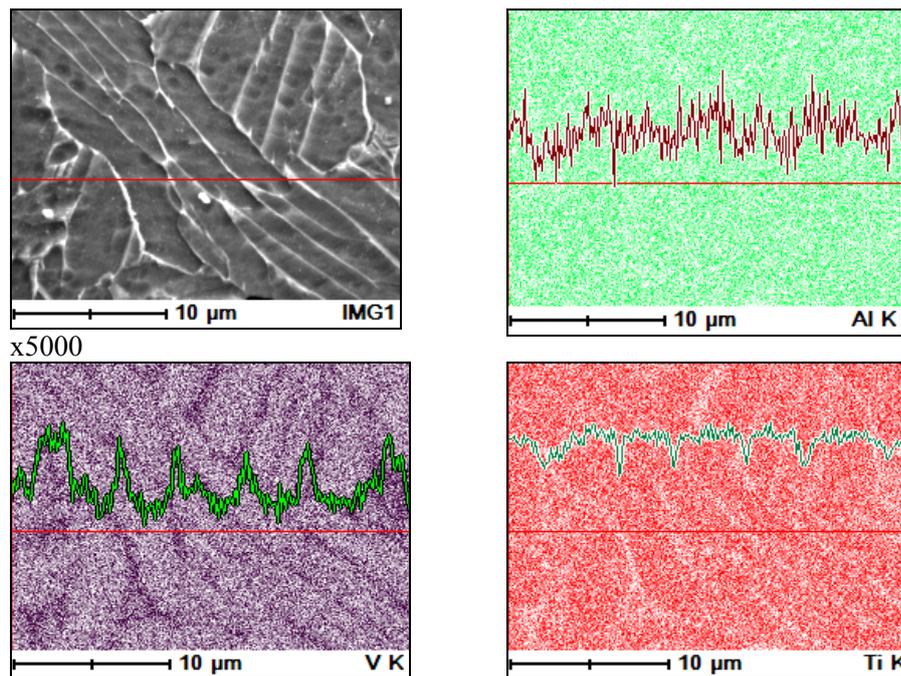


Рис. 3. Энергодисперсионный рентгеноспектральный микроанализ розподілу легувальних елементів у титані губчастому, легованому алюмінієм та ванадієм

Хімічний, мікроструктурний та енергодисперсійний аналіз дають можливість рекомендувати титан губчастий, що був отриманий за технологією комплексного легування алюмінієм та ванадієм, для виробництва титанових сплавів для потреб адитивних технологій.

Список літератури

1. Довбыш В. М. Аддитивные технологии и изделия из металла / Довбыш В. М., Забеднов П. В., Зленко М. А. [Электронный ресурс]. – Режим доступа : nami.ru/upload/AT_metall.pdf
2. Получение титана с заданным содержанием кислорода / С. И. Давыдов, В. Г. Шевченко, А. В. Овчинников и др. //

Теория и практика металлургии. – 2010. – № 5–6. – С. 6–10.

3. Чепрасов А. И. Получение титано-ванадиевых лигатур из ванадий-содержащих полупродуктов титанового производства: Автореф. дис. к.т.н. Спец. 05.16.03 / А.И. Чепрасов. – М. : МИСиС, 1983. – 27 с.
4. А.с. СССР, 448243 / Гамелкин Б. С., Чепрасов И. М. Способ получения сплавов титана ; заявл. 30.03.73 ; опубл. 30.10.74, Бюл. № 40.
5. Марочник стали и сплавов [Электронный ресурс]. – Режим доступа : http://www.splav.kharkov.com/mat_start.php?name_id=1298

Одержано 24.12.2014

Янко Т.Б. Влияние легирующих элементов алюминия и ванадия на химический состав и микроструктуру титана губчатого

Проведено исследование химического состава и микроструктуры губчатого титана, полученного по технологии комплексного легирования алюминием и ванадием, с заданным содержанием легирующих элементов на уровне химического состава VT-6. На основании химического, микроструктурного и энергодисперсионного анализа установлено, что разработанная технология позволяет получать губчатый титан с содержанием основных легирующих элементов (алюминия и ванадия), соответствующим химическому составу сплава VT-6.

Ключевые слова: микроструктура, легирующие элементы, титан, алюминий, ванадий, восстановление.

Yanko T.B. Effect of the alloying elements aluminum and vanadium on the chemical composition and microstructure of titanium sponge

The investigation of the chemical composition and microstructure of titanium sponge obtained by the technology complex alloying aluminum and vanadium, with the specified content of alloying elements at the level of the chemical composition of VT-6. On the basis of chemical, microstructural and energodispersion analysis it was found that technology allows to obtain titanium sponge with the content of the main alloying elements (aluminum and vanadium), corresponding to the chemical composition of alloy VT-6.

Key words: microstructure, alloying elements, titanium, aluminum, vanadium, reduction.

ЗАВИСИМОСТЬ КАЖУЩЕЙСЯ ПЛОТНОСТИ МЕТАЛЛИЗОВАННОГО МОЛИБДЕНОВОГО КОНЦЕНТРАТА ОТ РЕЖИМОВ ТЕПЛОВОЙ ОБРАБОТКИ И СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА В ШИХТЕ

Исследованы фазовые и структурные превращения в процессе углеродотермического восстановления оксидного молибденового концентрата. Проведено изучение влияния некоторых технологических параметров процесса углеродотермического восстановления таблеток на основе оксидного молибденового концентрата на степень их разбухания, а также причин, вызывающих это явление, для целенаправленного регулирования его в промышленных условиях.

Ключевые слова: оксидный молибденовый концентрат, углеродотермическое восстановление, фазовые превращения, структурные превращения, степень восстановления, разбухание.

Введение

Существующие процессы получения легирующих материалов на основе молибдена методом жидкофазных реакций имеют существенные недостатки, связанные преимущественно со значительными потерями молибдена в виде возгонов триоксида молибдена, определенными тепловыми потерями и использованием дорогостоящих восстановителей (порошки Si, Al, SiCa) и специальных сплавов [1, 2].

Оксидный молибденовый концентрат (КМо), содержащий до 85 % триоксида молибдена, служит основным сырьем в ферросплавном производстве молибдена, а также применяется при выплавке сталей как легирующий компонент [1, 2]. Представляется перспективным получение молибденовых легирующих материалов на основе КМо в гетерогенной системе методами порошковой металлургии [3]. Подтверждены высокие технико-экономические показатели их использования в сталеплавильном производстве [4, 5].

Проблемы создания экономически выгодных технологий производства легирующих материалов на основе молибдена с заданными свойствами остаются актуальными. Но предприятия металлургического комплекса являются источником вредных выбросов в окружающую среду, создают напряженную экономическую обстановку в районах их расположения. Кроме причинения вреда окружающей среде и здоровью человека, на этих предприятиях с отходами теряются такие ценные легирующие элементы, как молибден. В связи с этим исследования механизма фазовых и структурных превращений соединений молибдена крайне необходимы для разработки оптимальных технологических параметров его восстановления и регулирования свойств целевого продукта и снижения безвозвратных потерь молибдена.

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 КМо 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 обработке при температурах 1073-1473 К в течение 1 часа. В качестве исходного материала для образцов использовали КМо, соответствующий ТУ 14-5-88-77, с добавками графита в виде циклонной пыли. 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 [6]. Режим сканирования 40 кВ, 20 мА. Рентгеноструктурный фазовый анализ проводили с использованием комплекса программ PDWin 2.0 и дополнительной справочной литературы [7, 8].

Микроструктуру образцов исследовали на растровом электронном микроскопе JSM 6360LA производства японской фирмы JEOL по описанной в работе [9] методике. Работу выполнили при ускоряющем напряжении 20 кВ и диаметре электронного зонда 4 нм.

Угар легирующих элементов при выплавке стали, как расходная 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, повышению 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 [10]. 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 [11]. Поэтому механизм роста таблеток необходимо рассматривать в тесной связи с процессами восстановления.

Из рис. 1 видно, что после тепловой обработки при температуре 1073 К прослеживается снижение плотности таблеток по сравнению с «сырыми» образцами. Это объясняется газификацией связующего и части углерода.

Восстановительные процессы при данной температуре еще недостаточно развиты (рис. 2), и основной фазой в образцах выступает оксид MoO_2 . Микроструктура – пористая, состоит из разупорядочено расположенных спеченных частиц с отчетливо выраженными гранями.

После тепловой обработки при 1173 К плотность таблеток практически не изменилась по сравнению с предыдущим случаем. Отмечено относительно небольшое ее повышение в большинстве образцов. Это, по-видимому, связано с повышением активности углерода, переходом большего количества MoO_3 в MoO_2 и уменьшением потерь сублимацией. Как следствие, в таблетках уменьшается суммарный объем микропустот, который остается на месте сублимирующих молекул MoO_3 .

Повышение температуры тепловой обработки до 1273 К в образцах с содержанием углерода 17,4 % масс. и 18,7 % масс. приводит к дальнейшему повышению плотности, а в образцах с более низким содержанием углерода плотность уменьшается. Это может быть объяснено активизацией при данной температуре процессов восстановления и карбидообразования (рис. 2). На фотографии микроструктуры (рис. 2, в) отчетливо выделяются 2 вида частиц: округлые, спеченные между собой частицы (по-видимому, восстановленная фаза молибдена или карбида молибдена) и кристаллообразные (по-видимому, частицы сопутствующих рудных примесей). Образования в виде паутины в верхнем правом углу фотографии могут быть следствием осаждения паро-газовой фазы. При этом большую склонность к карбидообразованию будут иметь образцы с более высоким содержанием углерода. Образцы с меньшим

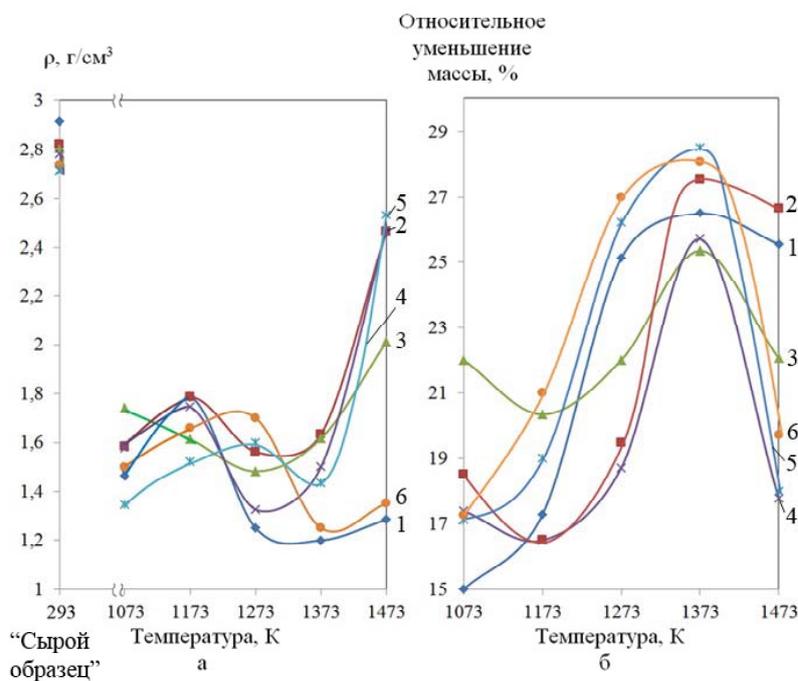


Рис. 1. Зависимость плотности (а) и изменения массы (б) продуктов углеродотермического восстановления КМо от температуры процесса с добавкой углеродистого восстановителя (соответственно условным обозначениям) в количестве, % масс.: 9,1 – (1), 13 – (2), 14,5 – (3), 16 – (4), 17,4 – (5), 18,7 – (6)

содержанием углерода более склонны к восстановительным процессам с образованием безуглеродистых продуктов. По-видимому, процессы спекания карбидных частиц в данных условиях более развиты, чем спекание частиц молибдена.

В температурном интервале 1273-1474 К (рис. 1, а) наблюдается повышение плотности образцов с содержанием углерода 13 % масс., 14,5 % масс. и 16 % масс. возрастающими темпами. Это объясняется развитием восстановительных процессов с активизацией реакций газификации углерода и активным участием в восстановлении монооксида углерода. Повышение диффузионной активности атомов и количества частиц восстановленной фазы приводит к активизации процессов их спекания.

Однако одной из основных причин затруднения спекания являются частицы оксидных примесей кальция, кремния, алюминия, магния и другие, которые находятся между частицами восстановленной фазы, уменьшают поверхность их контакта, снижая степень диффузии и взаимодействия частиц.

В образцах с наиболее высоким содержанием углерода (17,4% масс. и 18,7% масс.) прослеживается снижение плотности при 1373 К с ее повышением после восстановления при 1473 К (рис. 1, а). Это, по-видимому, объясняется повышенным количеством остаточных пор, которые образуются после газификации углерода. При температуре 1373 К диффузионная активность атомов вероятно еще не настолько высокая, что-

бы реализовались процессы затягивания пор и уменьшения их объема. А с повышением температуры тепловой обработки до 1473 К в данных образцах прослеживается повышение плотности. При чем это более ярко выразилось в таблетках с более низким содержанием углерода (17,4 % масс.), а следовательно, меньшим количеством пор от газификации углерода, что согласуется с выдвинутым предположением.

Наиболее низкая плотность в температурном интервале 1273-1473 К (рис. 1, а) выявлена в таблетках с наименьшим содержанием углерода (9,1 % масс.). Данная закономерность объясняется повышением упругости паров MoO_3 в образцах с повышением температуры тепловой обработки. При недостаточном количестве углеродистого восстановителя происходит сублимация молекул оксида MoO_3 без перевода его в низшие оксиды молибдена с более низкой упругостью паров [12]. Происходит образование значительного количества пор после сублимации MoO_3 , что и приводит к уменьшению плотности таблеток. Увеличение плотности при повышении температуры тепловой обработки с 1373 К до 1473 К (рис. 1, а), по-видимому, связано с образованием оплавленных уплотненных участков поверхности образцов с проявлением явления импеданса [11]. При этом затрудняется выход паро-газовой фазы, содержащей оксиды молибдена, из образца со снижением темпов потери массы образца, образования микропор и уменьшения плотности (рис. 1, а, б).

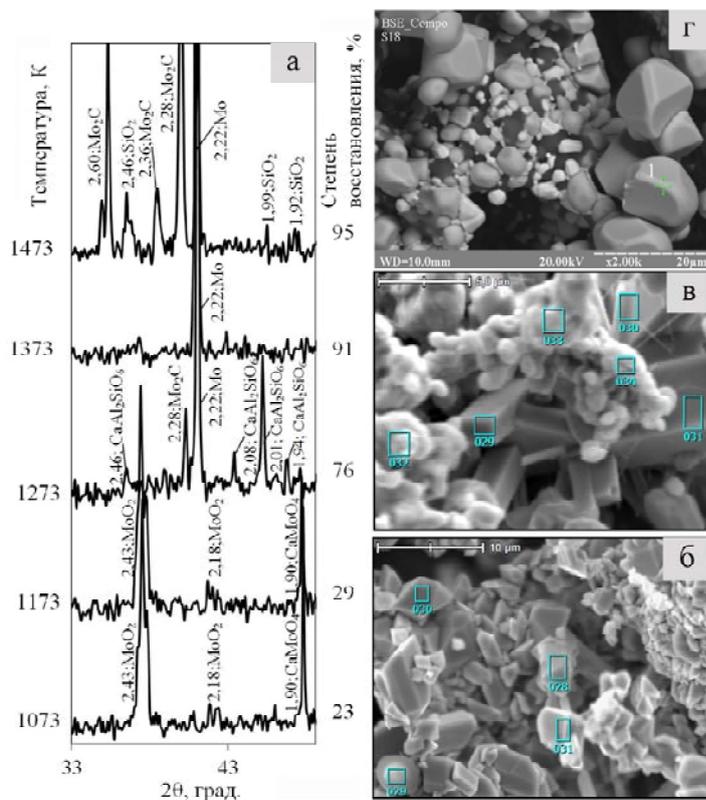


Рис. 2. Участок дифрактограмм (а) и фотографии микроструктуры продуктов углеродотермического восстановления КМо с содержанием 14,5 % масс. углеродистого восстановителя с увеличением × 4000 (б), × 7000 (в), × 2000 (г) восстановленных при температурах: б – 1073 К; в – 1273 К; г – 1473 К соответственно

Из рис. 1, б видно, что в таблетках, с содержанием 14,5 % масс. углерода отмечено наибольшее уменьшение массы по сравнению с другими образцами при температуре тепловой обработки 1073 К, что может быть объяснено соотношением содержания оксидов молибдена и углерода, обеспечивающего оптимальную площадь их контакта для протекания восстановительных процессов. Следует учесть, что на данных этапах процесса реакции газификации углерода затруднены, равновесие данных реакций смещено в сторону образования углерода и диоксида углерода [11]. Следовательно, решающее значение при относительно низких температурах имеют реакции восстановления твердым углеродом. При этом не исключается возможность переноса и осаждения сублимирующих молекул MoO_3 из паро-газовой фазы на твердый восстановитель [11].

При анализе температурного интервала 1073-1373 К прослеживается тенденция более интенсивного повышения темпов потери массы образцов с повышенным содержанием углерода (17,4 % масс. и 18,7 % масс.) и с наиболее низким его содержанием (9,1 % масс.) при температурах 1073-1273 К и замедление темпов потери массы при 1373 К. В случае с образцами со значением содержания углерода 13 % масс., 14,5 % масс. и 16 % масс. темпы уменьшения массы имели замедление в температурном интервале 1073-1173 К с последующим увеличением при 1273 К и максимальном ускорении данных темпов при 1373 К. Для высокоуглеродистых образцов (17,4 % масс. и 18,7 % масс. углерода) полученная закономерность может быть объяснена активацией реакций газификации углерода с увеличением температуры с повышением парциального давления СО в системе и ее восстановительного потенциала. В образцах с более высоким содержанием углерода по отношению к оксидам молибдена парциальное давление СО будет выше, чем в образцах с более низким содержанием углерода. Повышенное содержание СО в системе приводит к повышению значения участия газовой фазы как восстановителя, что приводит к активизации восстановительных процессов, учитывая несовершенство контакта твердых тел: оксида и углерода или карбидов.

Повышенные темпы потери массы таблеток с наименьшим содержанием углерода (9,1 % масс.) объясняется тем, что при повышении температуры увеличивается количество потерь сублимацией молекул оксидов MoO_3 , которые не имели возможности взаимодействия с восстановителем при его недостатке.

В образцах с содержанием углерода 13 % масс., 14,5 % масс. и 16 % масс. некоторое замедление темпов потери массы с повышением температуры тепловой обработки с 1073 К до 1173 К, по-видимому, вызвано повышением активности углерода, активизацией восстановительных процессов и уменьшением потерь массы при сублимации триоксида молибдена. С повышением активности углерода как восстановителя повышается значение сублимации молекул оксидов молибдена с последующим их осаждением на углероде как механизма переноса оксидов через паро-газовую фазу к восстановителю [11]. Ускорение темпов потери массы в образцах с содержанием углерода 13 % масс., 14,5 %

масс. и 16 % масс. в температурном интервале 1173–1373 К, который выше аналогичного случая с образцами с 17,4 % масс., 18,7% масс., объясняется необходимостью более полной газификации углерода для обеспечения переноса необходимого количества восстановителя к оксидам молибдена. При этом происходит повышение степени восстановления образцов, количества выхода газообразных продуктов реакций и ускорение темпов потери массы. Из рис. 1, б видно, что после тепловой обработки при температуре 1373 К наблюдается уменьшение разности темпов потери массы в исследуемых образцах, что указывает на полноту протекания восстановительных процессов с восстановлением большей части оксидных соединений. Это подтверждается проведенным фазовым анализом (рис. 2), который свидетельствует о том, что таблетки с содержанием 14,5 % углерода после тепловой обработки при 1373 К практически полностью состоят из молибдена металлического, что соотносится с наиболее высокими потерями массы в образцах (рис. 1, б).

Повышение температуры тепловой обработки до 1473 К приводит к снижению относительной потери массы в таблетках. При этом проявляется тенденция снижения относительной потери массы с повышением углерода в образцах. Это объясняется развитием процессов карбидообразования пропорционально содержанию углеродистого восстановителя на ряду с восстановлением до молибдена металлического (рис. 2) с закреплением части атомов углерода в карбидах и, как следствие, снижением количества газообразных продуктов реакции СО и CO_2 . На фотографиях структуры (рис. 2, з) видно округлые частички с выраженными кристаллическими гранями, которые, спекаясь, образуют микропористую структуру. Судя по результатам фазового анализа, более светлые частички, по-видимому, представлены карбидом Mo_2C или Мо. Более темные частицы, по-видимому, относятся к кремний-, алюминий-, кальций- или магнийсодержащим сопутствующим примесям.

Применение металлизированного молибденового концентрата (КММ) для легирования стали 38ХНМ при выплавке в мартеновской печи не вызывает технологических затруднений. Анализ данных по усвоению молибдена опытных плавов и плавов, выплавляемых по обычной технологии [13], показал, что на опытных плавках с присадкой в ковш 100...150 кг КММ степень усвоения составляла 70...90 % (среднее 85,3 %), на плавках с присадкой большего количества КММ (300...520 кг) степень усвоения повысилась до 92 %. Ввод КММ в жидкую ванну и ковш обеспечивает сравнительно высокое усвоение молибдена (на 3...5 % выше по сравнению с вводом ферромolibдена в печь). Качество стали 38ХНМ, выплавленной с применением КММ, соответствует требованиям ОСТ 14.21-77. Более узкие пределы колебания механических характеристик стали опытных плавов по сравнению с характеристиками стали обычных плавов можно объяснить как более стабильным химическим составом нового легирующего материала на основе молибдена, так и более низким содержанием вредных примесей по сравнению с обожженным концентратом [14].

Заключення

Определены закономерности влияния температуры тепловой обработки и содержания углеродистого восстановителя в образцах на основе КМо на их кажущуюся плотность и относительное уменьшение массы. Выявлена тесная взаимосвязь явления разбухания таблеток в процессе углеродотермического восстановления с фазовыми и структурными превращениями, протекающими в образцах. Определена возможность участия сублимирующей паро-газовой фазы MoO_3 в восстановительных процессах и процессах снижения плотности образцов. Учтено влияние выделяющихся газообразных продуктов (CO и CO_2) реакций восстановления и реакций газификации углерода на характер восстановительных процессов, карбидообразование и порообразование. Выявлена возможность оплавления отдельных участков образцов с затруднением газо- и массопереноса с проявлением явления импеданса, что существенно влияет на характер фазовых превращений, разбухание таблеток и относительное уменьшение их массы.

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 молибденосодержащих оксидных материалов. При этом развитие ресурсосбережения обеспечивает уменьшение загрязнения окружающей среды техногенными отходами, что приводит к снижению экологической напряженности в регионе.

Список литературы

1. Гасик М. И. Теория и технология электрометаллургии ферросплавов: учебник для вузов / М. И. Гасик, Н. П. Лякишев – М. : СП Интернет Инжиниринг. – 1999. – 764 с.
2. Зеликман А. Н. Молибден / А. Н. Зеликман. – М. : Металлургия. – 1970. – 440 с.
3. Григорьев С. М. Совершенствование технологии восстановления металлизированного молибденового концен-

трата / [С. М. Григорьев, Т. Н. Нестеренко, И. Е. Лукошников и др.] // Сб. «Металлургия». – Запорожье : ЗГИА. – 2004. – № 9. – С. 42–44.

4. Григорьев С. М. Технично-економические показатели развития металлургии губчатых и порошковых лигатур на примере металлизированного молибденового концентрата / С. М. Григорьев // Черные металлы. – 2005. – № 3. – С. 26–29.
5. Григор'єв С. М. Інноваційна доцільність виробництва металізованого молібденового концентрату в Україні / С. М. Григор'єв // Держава та регіони. Серія: Економіка та підприємництво. – Запоріжжя : КПУ. – 2010. – № 1. – С. 97–100.
6. Горелик С. С. Рентгенографический и электроннооптический анализ / [С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков]. – М. : Металлургия. – 1970. – 366 с.
7. Миркин Л. И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов / Л. И. Миркин. – М. : Государственное издательство физико-математической литературы. – 1961. – 863 с.
8. Нарита К. Кристаллическая структура неметаллических включений в стали / К. Нарита. – М. : Металлургия, 1969. – 166 с.
9. Практическая растровая электронная микроскопия / Под. Ред. Дж. Гоулдстейна, Х. Яковица. – М. : Мир, 1978. – 656 с.
10. Григорьев С. М. Кинетические закономерности комбинированного восстановления оксидных молибденовых концентратов / [С. М. Григорьев, П. Н. Острик, Л. Н. Игнатов и др.] // Сталь. – 1987. – № 10. – С. 87–90.
11. Елютин В. П. Взаимодействие окислов металлов с углеродом / В. П. Елютин, Ю. А. Павлов, В. П. Поляков, Б. М. Шеболдаев. – М. : Металлургия, 1976. – 360 с.
12. Казенас Е. К. Термодинамика испарения оксидов / Е. К. Казенас, Ю. В. Цветков – М. : Издательство ЛКИ, 2008. – 480 с.
13. Сборник технологических инструкций по выплавке стали в основных дуговых электропечах. – Запорожье : «Днепроспецсталь». – 1990. – 588 с.
14. Григорьев С. М. Особенности легирования стали 38ХНМ молибденом металлизированного концентрата / [С. М. Григорьев, Г. А. Колобов, М. С. Карпунина и др.] // Сб. «Металлургия». – Запорожье : ЗГИА. – 2005. – № 11. – С. 24–30.

Одержано 19.03.2015

Петрищев А.С. Залежність уявлюваної щільності металізованого молібденового концентрату від режимів теплового оброблення і вмісту вуглецю у шихті

Досліджено фазові і структурні перетворення в процесі вуглецевотермічного відновлення оксидного молібденового концентрату. Вивчено вплив деяких технологічних параметрів процесу вуглецевотермічного відновлення таблеток на основі оксидного молібденового концентрату на ступінь їх розбухання, а також причин, що викликають це явище, для цілеспрямованого регулювання його в промислових умовах.

Ключові слова: оксидний молібденовий концентрат, вуглецевотермічне відновлення, фазові перетворення, структурні перетворення, ступінь відновлення, розбухання.

Petryshchev A. Dependence of seeming tightness of metallized molybdenum concentrate on conditions of thermal handling and carbon content in mix material

Phase and structural transformations at process of carbothermic reduction of oxide molybdenum concentrate are investigated. Influence of some technological factors of tablets carbothermic reduction process of on the basis of oxide molybdenum concentrate on extent of their swelling are studied and also the reasons resulting this phenomenon for its purposeful regulating in industrial conditions are shown.

Key words: oxide molybdenum concentrate, carbothermic recoveries, phase changes, structural transformations, restoration extent, swelling.

РОЛЬ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА В ПОВЫШЕНИИ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ

Приведены результаты исследований по повышению свойств сталей за счет применения комбинированных обработок, обеспечивающих получение многофазной структуры, в которой наряду с различными составляющими (мартенситом, нижним бейнитом, карбидами и др.) присутствует повышенное количество метастабильного аустенита, частично превращающегося в мартенсит при нагружении.

Ключевые слова: мартенсит, метастабильный аустенит, внутренний ресурс, механические свойства.

Введение

Одним из важнейших направлений современного материаловедения является создание сплавов с метастабильной структурой, способной под влиянием внешних воздействий к самоорганизации [1–3], что позволяет им адаптироваться к условиям нагружения и иметь свойства существенно более высокие, чем обычно достигаемые в настоящее время. Началом работ в этом направлении можно считать исследования, выполненные в середине прошлого века И. Н. Богачевым и Р. И. Минцем. Ими была высказана и реализована идея получения в сплавах на основе железа, титана, меди метастабильных твердых растворов, претерпевающих в процессе испытания механических свойств или эксплуатации мартенситные превращения. Это принципиально отличалось от общепринятого их использования в процессе упрочняющих технологий на стадии изготовления изделий. Новые представления позволили разработать высокоэффективные кавитационностойкие стали [4–6]. В дальнейшем установлено, что сплавы с метастабильным аустенитом обладают повышенной износостойкостью при гидроабразивном износе [7], абразивном [8], ударно-абразивном [9] воздействиях, сухом трении [10] и усталостном нагружении [11]. В этих сплавах может быть получен высокий уровень механических свойств [12–13]. Это обусловлено тем, что на развитие мартенситных превращений, протекающих при нагружении, расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия и, соответственно, меньшая доля идет на разрушение [14, 15]. Кроме того, в процессе развития мартенситных превращений происходит не только упрочнение, но и релаксация микронапряжений, вследствие чего повышается работоспособность микрообъемов сплавов [16, 17]. Этому способствует динамическое старение [17]. В процессе нагружения протекают также такие структурные изменения как образование дефектов упаковки, увеличение плотности дислокаций, двойникование и др. В работах [18–20] сплавы с метастабильным аустенитом предложено рас-

сматривать в качестве адаптационных материалов, в которых основную роль в приспособлении их к внешним нагрузкам играют мартенситные превращения. Эти сплавы являются синергетическими системами, способными к самоорганизации структуры под влиянием внешних воздействий. Большинство исследований, выполненных к настоящему времени, посвящено высоколегированным сталям и чугунам, в которых метастабильный аустенит является основной структурой. В работах [21–24] обобщены многолетние исследования автора с сотрудниками по созданию экономнолегированных сплавов различных структурных классов и назначения, а также упрочняющих технологий на основе принципа получения многофазных структур, одной из которых является метастабильный аустенит. Для получения высокого уровня свойств его количеством и стабильностью необходимо управлять с учетом исходных химического, фазового составов и условий нагружения. При этом важно также использовать сочетание различных известных механизмов упрочнения и сопротивления разрушению. Такой подход существенно расширяет представления о необходимости получения метастабильного аустенита в структуре нелегированных, низко- и среднелегированных сталей и чугунов. Метастабильный аустенит рассматривается в работах автора как важнейший внутренний ресурс сплавов, позволяющий существенно повысить их свойства, уменьшить или в ряде случаев исключить полностью дорогие легирующие элементы, используемые для этой же цели. Последнее играет важную роль в ресурсосбережении.

В данной работе приведены результаты исследований по повышению механических свойств сталей и износостойкости за счет комбинированных обработок, основанных на принципе получения в структуре повышенного ($\geq 25\%$) количества метастабильного аустенита, его упрочнения и сохранения при этом способности претерпевать мартенситные превращения при нагружении [25].

Материал и методика исследований

Объектом исследований являлись марганцевые стали 06Г8, (06-07)Г(14-24), 100Г6Ф, а также цементруемая сталь 18ХГТ, пружинная 60С2 и инструментальная 9ХС (табл. 1). Они были выбраны в связи с тем, что в них легко можно было получить повышенное количество метастабильного аустенита. Комбинированные обработки включали термическое (в ряде случаев химико-термическое) и деформационные воздействия на металл (рис. 1), осуществляемые в различных сочетаниях и последовательности. Схемы комбинированных обработок приведены на рис. 2. Они включали нагрев и выдержку в межкритическом интервале температур, изотермическую закалку и низкотемпературный отпуск, а также холодную или теплую пластическую деформацию. В ряде случаев осуществлялась лазерная обработка. Деформация проводилась растяжением, дробеструйной обработкой и обкаткой роликом. Фазовый состав определялся рентгеновским методом на установке ДРОН-3. Механические свойства на растяжение проводились по ГОСТ 9457-88. Образцы на износ испытывались на машине МИ1-М по схеме колодка-ролик и ролик-ролик. Контртелом служила сталь М76, термообработанная на твердость ~ 60 HRC. Нагрузка при испытании по первой схеме составляла $P = 75$ МПа, скорость скольжения $V = 0,13$ м/с. При испытаниях по второй схеме $P = 320$ МПа, скорость вращения нижнего ролика составляла $V = 0,98$ м/с, а скорость проскальзы-

вания верхнего ролика $V = 0,09$ м/с. За эталон выбиралась соответствующая сталь после типовой для нее термообработки. Потеря массы образцов определялась с точностью до 0,0001 г.

Таблица 1 – Химический состав исследованных сталей

Сталь	Содержание элементов, масс. %			
	C	Mn	Si	Другие
06Г8	0,05	7,80	0,23	–
06Г14	0,06	13,60	0,25	–
06Г16	0,06	16,10	0,22	–
06Г20	0,06	19,60	0,23	–
07Г22	0,07	22,40	0,24	–
07Г24	0,07	23,70	0,21	–
100Г6Ф	1,05	6,2	0,40	0,30 V
18ХГТ	0,17	0,90	0,50	1,09 Cr; 0,05 Ti
60С2	0,59	0,70	1,70	$\leq 0,3$ Cr; $\leq 0,4$ Ni
9ХС	0,92	0,60	1,60	1,2 Cr

Примечание: S и P $\leq 0,03$ % каждого.

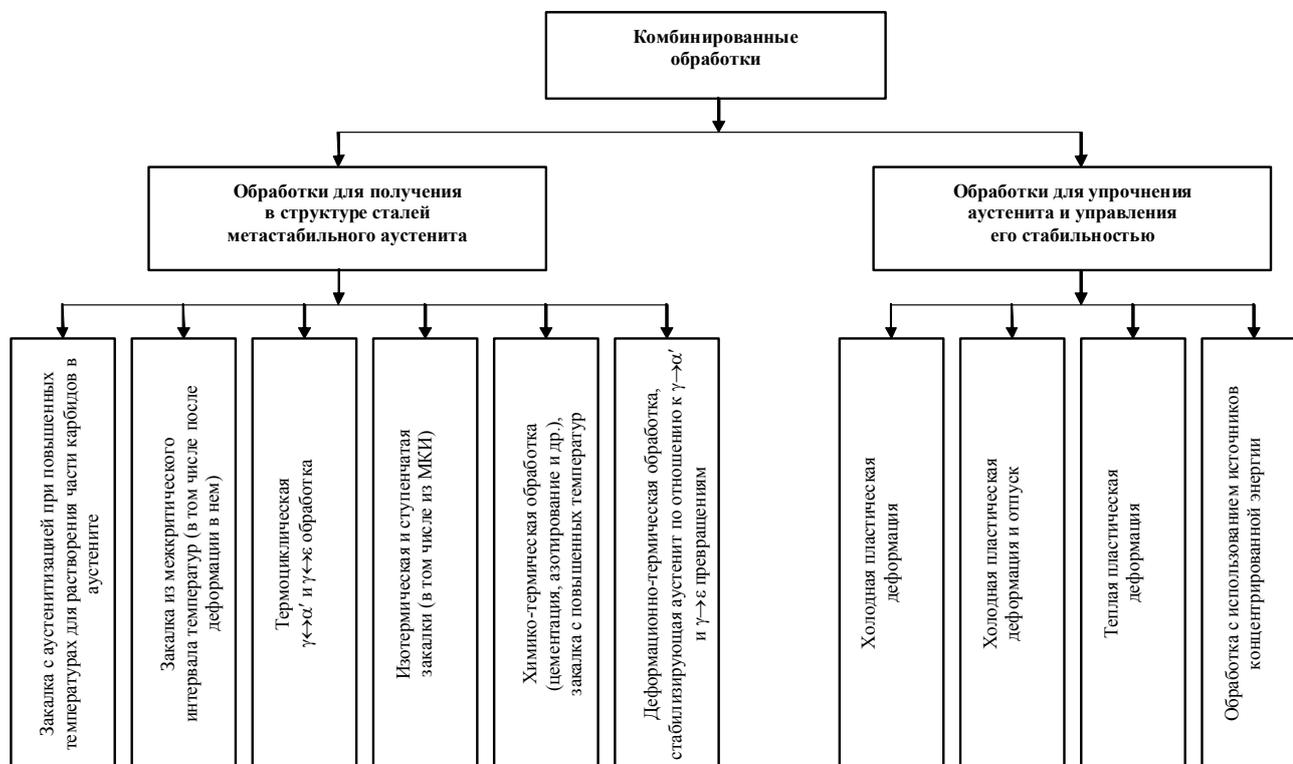


Рис. 1. Комбинированные обработки, обеспечивающие получение в структуре сталей метастабильного аустенита, а также упрочнение и управление стабильностью

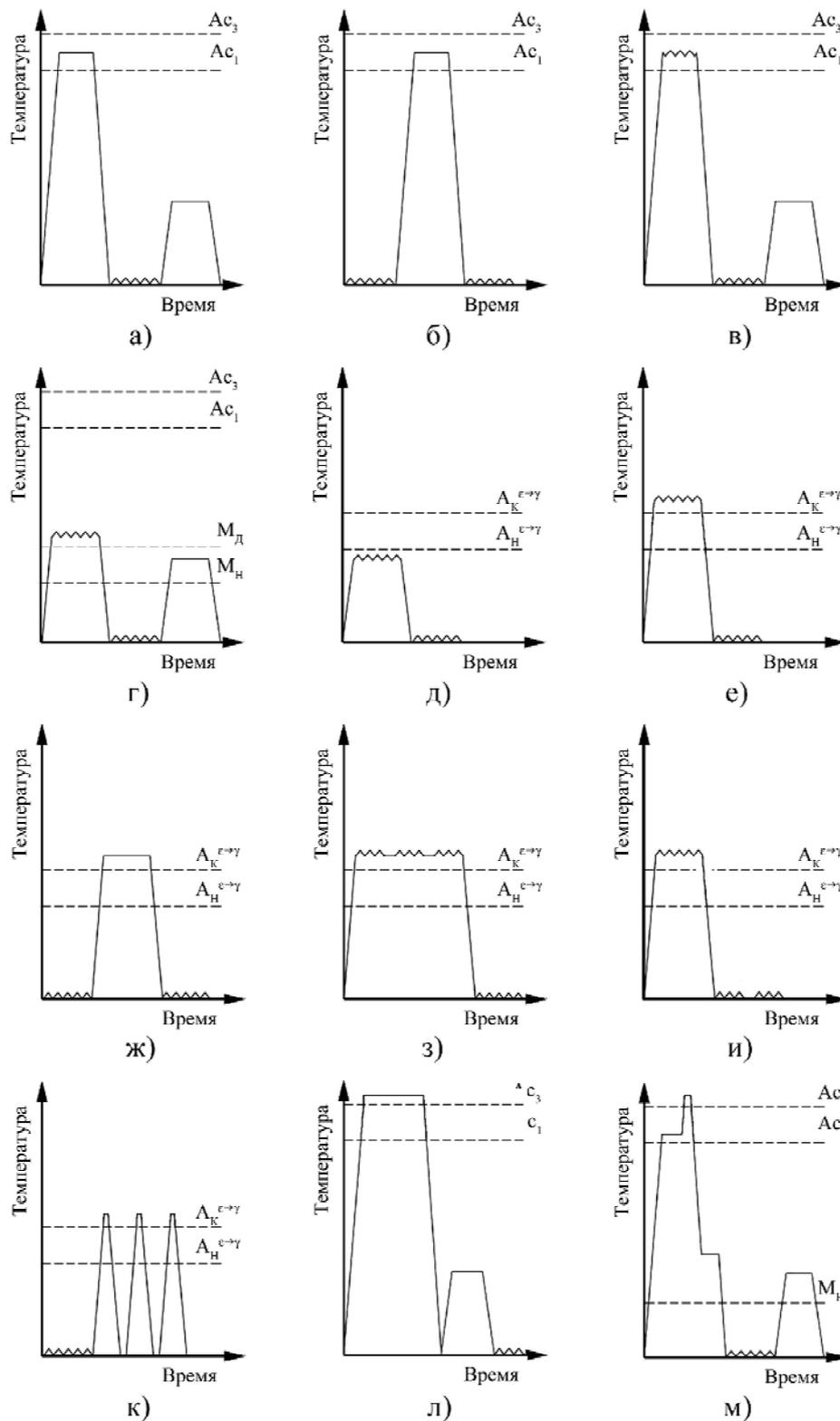


Рис. 2. Схема комбинированных обработок исследованных сталей

Результаты исследований и их обсуждение

Марганцевые стали получают в настоящее время все большее применение в промышленности. Во многих случаях они являются альтернативой более дорогим никельсодержащим сталям, зачастую не только не

уступая, но и превосходя их по свойствам. Марганцевые стали характеризуются большим разнообразием структур и фазовых превращений при охлаждении и деформации. В них легко может быть получен в структуре наряду с другими составляющими метастабиль-

ный аустенит, упрочнением и стабильностью которого необходимо управлять по отношению к мартенситным превращениям, протекающим при нагружении применительно к конкретным условиям испытаний или эксплуатации [21–24]. Существенное повышение свойств низкоуглеродистых марганцевых сталей может быть достигнуто применением комбинированных деформационно-термических обработок. Рассмотрим это применительно к сталям, имеющим структуру α' -06Г8, $\alpha' + \varepsilon + \gamma$ -06Г14 и $\varepsilon + \gamma$ -(06-07)Г(16-24). Сталь 06Г8 после закалки от 900 °С и низкого отпуска (250 °С, 1 ч) имеет в структуре 100 % α - мартенсита (α') и следующий уровень механических свойств: $\sigma_{0,2} = 850$ МПа, $\sigma_B = 1100$ МПа, $\delta = 10$ %, $\psi = 45$ %. Холодная пластическая деформация (ХПД) с обжатием 7 % приводит к возрастанию $\sigma_{0,2}$ и σ_B на 100 и 150 МПа, соответственно, и существенно снижает пластичность ($\delta = 3$ %; $\psi = 10$ %). Большая, чем указанная выше, степень ХПД приводит к образованию трещин и не может быть использована. Комбинированная обработка этой стали, включающая нагрев в межкритический интервал (МКИ) температур (630 °С, 1 ч), для получения в структуре наряду с α - фазой 30–40 % вторичного метастабильного аустенита, последующую после охлаждения ХПД ($\varepsilon = 10$ %) и низкотемпературный отпуск при 250 °С, 1 ч (рис. 2, а), позволяет обеспечить хорошее сочетание прочностных и пластических свойств: $\sigma_{0,2} = 1100$ МПа, $\sigma_B = 1200$ МПа, $\delta = 25$ %, $\psi = 54$ %. Это обусловлено получением в α - фазе повышенной плотности дислокаций и развитой субструктуры, появлением межфазных границ большой протяжённости в связи с образованием вторичного аустенита (микродуплексная структура). Кроме того, после ХПД сохраняется 18 % аустенита, количество которого уменьшается до 8 % за счет превращения его в мартенсит в процессе испытаний механических свойств на растяжение до образования шейки (эффект самозакалки при нагружении). Это является важным фактором повышения временного сопротивления и сохранения повышенной пластичности.

Установлено, что проведение предварительной ХПД рассматриваемой стали ускоряет образование вторичного аустенита при нагреве в МКИ температур. Так деформация на 10 % позволяет получить после выдержки 20 мин в нем такое же количество вторичного аустенита, как и после часа без предварительной ХПД. С учётом этого комбинированная обработка (рис. 2, б), включающая двукратное ХПД ($\varepsilon = 10$ %) с промежуточным нагревом в МКИ (630 °С, выдержка 15–20 мин), обеспечивает механические свойства: $\sigma_{0,2} = 1180$ МПа, $\sigma_B = 1300$ МПа, $\delta = 15$ %, $\psi = 50$ %.

В рассматриваемой стали аустенит в структуре может быть получен проведением деформации в МКИ [26]. Так деформация стали 06Г8 при 630 °С на 20 % позволяет получить в структуре наряду с α - мартенситом 40 % метастабильного аустенита. Последующая ХПД на 10 % вызывает частичное его превращение в

α - мартенсит. Доля последнего в структуре возрастает на 25 %. Заключительной обработкой для уменьшения уровня внутренних напряжений является низкий отпуск (250 °С, 1 ч). Указанная комбинированная обработка (рис. 2, в) обеспечивает повышенный по сравнению с закалкой и низким отпуском уровень механических свойств: $\sigma_{0,2} = 1120$ МПа, $\sigma_B = 1330$ МПа, $\delta = 14$ %, $\psi = 45$ %. Так же, как и в предыдущих случаях, важную роль в формировании механических свойств играет наряду с другими факторами протекание в упрочненном аустените мартенситных превращений при испытании механических свойств.

Теплая деформация сталей, содержащих 16–22 % марганца, со структурой $\varepsilon + \gamma$ уже при 130–200 °С приводит к существенному изменению фазового состава. Принципиальным отличием деформации в указанном интервале температур от ХПД при комнатной температуре является то, что снижению количества ε - фазы соответствует не только увеличение доли α - мартенсита, но и γ - фазы. Поскольку возрастание доли α - мартенсита при пластической деформации в указанном интервале температур намного меньше, чем снижение количества ε - фазы, то увеличение содержания аустенита, сопровождающееся уменьшением доли ε - фазы, свидетельствует о $\varepsilon \rightarrow \gamma$ переходе [27]. Обычно при ХПД протекание $\gamma \rightarrow \alpha''$ превращения наряду с $\varepsilon \rightarrow \gamma$ маскирует последнее, т. к. не удается зафиксировать увеличение количества аустенита. Именно поэтому общепринято считать, что при деформации мартенситные превращения протекают в следующей последовательности: $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha''$. Аустенит может превращаться в α'' - мартенсит, если температура деформации расположена ниже $M_d^{\gamma \rightarrow \alpha''}$, независимо от того образуется ε - фаза или нет. Это обычно не принимается во внимание. Между тем, $\varepsilon \rightarrow \gamma$ превращение при деформации должно быть даже более предпочтительно, чем $\varepsilon \rightarrow \alpha''$, на развитие которого указывается во многих работах. В ε - фазе есть дефекты упаковки ГЦК, облегчающие ее переход в аустенит [11]. При деформации интервал $\varepsilon \rightarrow \gamma$ превращения в высокомарганцевых сталях, находящийся при относительно невысоких температурах (150–250 °С), понижается [28]. В свою очередь, ХПД вызывает повышение температуры микрообъемов металла до уровня, когда обратное превращение уже может протекать при нагреве. Поскольку деформация при одних условиях вызывает образование ε - фазы, а при других – ее переход в аустенит, была изучена возможность использования $\gamma \leftrightarrow \varepsilon$ переходов, осуществляемых непосредственно в процессе пластической деформации, для повышения механических свойств Fe-Mn сплавов. Деформацию осуществляли по различным схемам. Наилучший результат на стали 06Г16 получен в том случае, когда вначале деформацией при температурах выше $A_d^{\varepsilon \rightarrow \gamma}$ ε - фазу переводили в аустенит, а затем деформацией ниже $M_d^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ упрочняли его и вызывали образование небольшого количества ε - фазы. Основное развитие $\gamma \leftrightarrow \varepsilon$ превращения получают при после-

дующем нагріванні в процесі испытаний механічних властивостей. Деформація со степенями 50 % при 200 °С підвищує межі текучості і міцності, відповідно, в 1,6 і 1,2 рази по порівнянню з закаленим станом ($\sigma_{0,2} = 420$ МПа, $\sigma_B = 854$ МПа), а відносне подовження ($\delta = 35$ %) приблизно на 10 % вище. ХПД на 10 %, проведена після цього (рис. 2, д), ще більше збільшує міцнісні властивості ($\sigma_{0,2} = 874$ МПа, $\sigma_B = 1200$ МПа), оскільки зростає кількість ϵ - і α'' -фаз, а також густина дислокацій, але зберігає пластичність на достатньому рівні ($\delta = 17$ %, $\psi = 35$ %). Це обумовлено тим, що в процесі испытаний механічних властивостей відбувається не тільки додаткове упрочнення, але і релаксація мікронапружень.

Найбільше сильно стабілізує аустенит в двохфазних ($\epsilon + \gamma$) сталях по відношенню до утворення ϵ -мартенсита при охолодженні після теплої деформації при 400 °С. Її проведення при більш високих температурах (600–800 °С) зменшує ефект стабілізації, так як поряд з деформаційним упрочненням аустенита протікають процеси, знижуючі його наклеп. Деформація сталі 06Г20 при 400 °С на 10, 20 і 30 % стабілізує аустенит і зменшує кількість ϵ -фази в структурі с 55 (після закалки) до 35, 12 і 0 % відповідно. З збільшенням ступеня попередньої деформації при 400 °С межа міцності сталі 06Г20 зростає з $\sigma_B = 710$ МПа (після закалки) до $\sigma_B = 960$ МПа після ХПД со ступеню $\epsilon = 30$ %. Межа текучості при деформації до $\epsilon = 20$ % змінюється мало по порівнянню з його рівнем після закалки і зростає на 90–100 МПа після деформації на 30 %. Важливо підкреслити, що відносне подовження при збільшенні ступеня теплої деформації до 20 % досягає максимуму ($\delta = 56$ –60 %). При подальшому зростанні ступеня деформації до 30 % воно зменшується і незначительно відрізняється від рівня, отриманого після закалки ($\delta = 20$ –25 %). Порівняння змін пластичності сталі 06Г20, підданої попередній теплої деформації при 400 °С, і розвитку в ній мартенситних перетворень при наступному навантаженні дозволяє зробити висновок, що для отримання найбільшої пластичності необхідно, щоб при испытанні механічних властивостей утворення мартенситних фаз відбувалося з оптимальною інтенсивністю [29]. В цьому випадку поряд з упрочненням в сталі протікають релаксаційні процеси, зменшуючі можливість утворення мікротріщин. Занадто інтенсивне утворення мартенситних фаз при навантаженні, так же як і недостатнє розвиток фазових перетворень, не дозволяє реалізувати запас пластичності.

Хороший комплекс механічних властивостей в сталі 06Г20 може бути отриманий, як і в попередніх випадках, після теплої деформації і додаткової ХПД. Деформація при 400 °С на 20 % і наступна ХПД такої ж ступеня дозволяють отримати механічні властивості: $\sigma_{0,2} = 890$ МПа, $\sigma_B = 1040$ МПа, $\delta = 18$ %. Чем

вище ступінь попередньої теплої деформації, тим більш високий рівень міцнісних властивостей може бути отриманий після однієї і тієї ж ступені остаточної ХПД. Наступну слід вибирати з урахуванням величини попереднього упрочнення і, відповідно, ступеня стабільності аустенита. Комбінована обробка сталі 06Г20, включаючи попередню деформацію при 400 °С на 30 %, і наступну ХПД на 20 % (рис. 2, е) забезпечують: $\sigma_{0,2} = 960$ МПа, $\sigma_B = 1160$ МПа, $\delta = 18$ %. Такі властивості не можуть бути досягнуті в цій сталі після звичайної застосовуваної ХПД. Хороше поєднання механічних властивостей в сталях со структурою $\epsilon + \gamma$ можна отримати комбінованою обробкою, включаючи попередню і остаточну ХПД з проміжним нагрівом, забезпечуючим завершення $\epsilon \rightarrow \gamma$ перетворення. Встановлено, що ХПД з наступним нагрівом до 400 °С, в результаті якого відбувається завершення $\epsilon \rightarrow \gamma$ перетворення викликає стабілізацію аустенита по відношенню до деформаційного $\gamma \rightarrow \epsilon$ перетворення і не викликає суттєвого впливу на $\gamma \rightarrow \alpha''$. Чем більш ступінь попередньої ХПД, тим менше кількість ϵ -фази утворюється після нагріву на 400 °С при охолодженні. ХПД і нагрів на 400 °С забезпечують більш високий рівень міцнісних властивостей, чем закалка, зберігаючи достатню пластичність. В табл. 2 наведені дані для сталей 07Г22 і 07Г24, підданих різним обробкам.

Найкраще поєднання механічних властивостей досягається після двократною ХПД на 20 % з проміжним нагрівом на 400 °С (рис. 2, ж). Обнаружено, що поєднання багаторазовою деформації (~5 %) при кімнатній температурі з проміжними короткочасними нагрівом до 400 °С суттєво підвищує пластичність. Суммарне подовження зразків сталі 07Г22 досягає 90 %.

Значне підвищення міцнісних властивостей двохфазних ($\epsilon + \gamma$) сталей при збереженні у них достатньої пластичності може бути досягнуто диференційованою обробкою, що включає в себе загальне і локальне впливу на сплав. В результаті такого впливу в його різних частинах відбуваються неоднакові фазові і структурні перетворення. Внаслідок цього в матеріалі виникають градієнти структурно-фазового стану.

Вивчалася можливість застосування диференційованою обробки для сталі 06Г22, що має після закалки при 900 °С в структурі 55 % ϵ - і 45 % γ -фаз. Плоскі зразки товщиною 2 мм локально деформували з обжатием 30 % в профілюваних валках при 400 °С ($M_d = 200$ °С). Чередуються виступи і впадини шириною 1,5 мм розташовувалися вздовж зразка. Як уже відзначалося, деформація при 400 °С стабілізує аустенит по відношенню до утворення ϵ -фази при охолодженні. В результаті локальної теплої деформації в сталі були отримані ділянки аустенита, являючогося метастабільним і претерпеваю-

шего при нагружении $\gamma \rightarrow \epsilon$ и $\gamma \rightarrow \alpha''$ превращения. В недеформированных участках структура остается двухфазной с примерно равным количеством ϵ - и γ - фаз.

Для увеличения количества ϵ - фазы до 80–85 % в этих участках проводили ХПД с небольшими степенями обжата (~ 10 %), рис. 2, з. В результате получены следующие свойства: $\sigma_{0,2} = 670$ МПа, $\sigma_B = 950$ МПа, $\delta = 28$ %. Прочностные характеристики стали 07Г22 после дифференцированной обработки значительно выше, чем после закалки, тогда как относительное удлинение примерно такое же. Аналогичные результаты получены и в том случае, когда сначала проводили общую деформацию при 400 °С, а затем локальную – при комнатной температуре (рис. 2, и).

Таблица 2 – Влияние ХПД и нагрева на 400 °С на механические свойства сталей 06Г22 (числитель) и 06Г24 (знаменатель)

Обработка	Механические свойства		
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
1. Закалка от 900 °С	336/230	756/714	27/45
2. То же, что и 1 + ХПД 20 %	726/664	954/926	11/17
3. То же, что и 2 + отпуск 400 °С, 1 ч	450/400	916/855	24/34
4. То же, что и 3 + ХПД на 20 %	920/870	1160/1060	15/23
5. То же, что и 4 + отпуск 250 °С, 1 ч	985/920	1190/1100	18/25

Хорошее сочетание свойств в марганцевых сталях типа 07Г22 можно получить после дифференцированной обработки, включающей общую ХПД и локальную лазерную обработку (рис. 2, к). Она вызывает обратные $\alpha'' \rightarrow \gamma$ или $\epsilon \rightarrow \gamma$ превращения, увеличивающие количество аустенита в заданных участках, расположенных через 1,5–2 мм вдоль образцов толщиной 2 мм, а также обработок, включающих общую теплую деформацию при 400 °С и локальную лазерную обработку ($\sigma_{0,2} = 590$ –640 МПа, $\sigma_B = 930$ –980 МПа, $\delta = 23$ –27 %). В отличие от предыдущего случая, в стабилизированном аустените под влиянием напряжений, вызванных лазерной обработкой, количество мартенситных (ϵ - и α'' -) фаз возрастает.

Аналогичный эффект получен в стали 100Г6Ф. После закалки с 1100 °С в воде она имеет преимущественно аустенитную структуру. Локальная лазерная термообработка, создающая упрочненные и неупрочненные участки, чередующиеся с шагом 2 мм, позволяет в обработанных участках повысить твердость с 28 HRC до 52 HRC. Последнее вызвано образованием большого количества а-мартенсита, что обусловлено высоким уровнем напряжений при лазерной обработке, вызывающих распад метастабильного аустенита. Испытания при сухом трении по схеме колодка – ролик показали,

что износостойкость повысилась в 1,5 раза по сравнению с ее уровнем после закалки с 1100 °С.

Эффективность комбинированных обработок, предусматривающих получение повышенного количества метастабильного аустенита, показана также на низколегированных сталях. Сталь 18ХГТ была зацементирована при 950 °С (6 ч), закалена без подстуживания в масле и отпущена при 180 °С 1 ч. В результате количество метастабильного аустенита в поверхностном слое составляет ~ 80 %, остальное – мартенсит отпуска и карбиды. Заключительной обработкой являлась деформация дробью (рис. 2, л). Количество метастабильного аустенита уменьшилось до 45 % за счет образования мартенсита деформации. После испытаний на износ, проведенных по схеме ролик – ролик, количество метастабильного аустенита уменьшилось до 18 % за счет $\gamma \rightarrow \alpha''$ превращения. Относительная износостойкость возросла в 1,5 раза по сравнению с уровнем, достигаемым после стандартной обработки, обеспечивающей структуру отпущенного мартенсита и карбидов.

Комбинированная обработка стали 60С2, обеспечивающая получение повышенного количества метастабильного аустенита и последующее его упрочнение, заключалась в следующем: сталь нагревали в МКИ на 780 °С, выдерживали 60 мин, проводили аустенитизацию при 900 °С 4 мин, после чего охлаждали в соляной ванне при 350 °С 10 мин, а затем – на воздухе. В структуре наряду с нижним бейнитом и мартенситом содержалось 28 % остаточного метастабильного аустенита. При этом получены механические свойства: $\sigma_{0,2} = 785$ МПа, $\sigma_B = 1050$ МПа, $\delta = 33$ %. Последующими обработками являлись ХПД ($\epsilon = 7$ %) и отпуск при 250 °С 1 ч (рис. 2, м). В результате упрочнения остаточного аустенита и его частичного превращения в мартенсит прочностные характеристики возросли до $\sigma_{0,2} = 990$ МПа, $\sigma_B = 1200$ МПа, а относительное удлинение осталось на достаточно высоком уровне ($\delta = 17$ %). Последнее может быть объяснено развитием при испытании механических свойств деформационного мартенситного превращения.

Целесообразность применения комбинированной обработки с использованием предложенного принципа показана на инструментальной стали 9ХС. Она была закалена с 930 °С в соляной ванне с температуры 250 °С и выдержана в ней 30 мин, после чего охлаждена на воздухе и отпущена при 180 °С 1 ч. В результате этой термообработки наряду с нижним бейнитом в структуре присутствовало 35 % остаточного аустенита. Окончательной обработкой являлась пластическая деформация обкаткой роликом. В результате количество остаточного аустенита уменьшилось в поверхностном слое до 10–15 % за счет образования мартенсита деформации. Твердость при этом возросла с 55 до 62 HRC. Износостойкость, определенная по схеме колодка – ролик, увеличилась в 1,4 раза по сравнению с таковой после стандартной обработки, обеспечивающей структуру отпущенного мартенсита и карбидов.

Выводы

1. Комбинированные обработки, обеспечивающие получение в структуре наряду с другими составляющими метастабильного аустенита, последующее упрочнение, сохраняющее его способность к динамическим мартенситным превращениям при нагружении, применимы для широкого круга сталей и позволяют повышать их свойства.

2. При выборе схем и режимов комбинированных обработок, необходимо учитывать исходный фазовый состав сталей и превращения, протекающие при различных воздействиях, предусмотренных технологией, а также условия нагружения при испытаниях свойств и эксплуатации.

Список литературы

1. Лякишев Н. П. Новые направления в технологии получения материалов с заданными свойствами / Н. П. Лякишев // *Металлы*. – 1992. – № 2. – С. 5–8.
2. Иванова В. С. Синергизм механических свойств и экстремальных технологий управления структурой металла / В. С. Иванова, В. С. Баланкин, О. А. Банних // *Металлы*. – 1992. – № 2. – С. 11–20.
3. Прусаков Б. А. Проблемы материалов в XXI веке / Б. А. Прусаков // *МиТОМ*. – 2001. – № 1. – С. 3–18.
4. Богачев И. Н. Кавитационное разрушение железоуглеродистых сплавов / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. – М. : Машгиз, 1959. 170 с.
5. Богачев И. Н. Повышение кавитационно-эрозионной стойкости деталей машин / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. М. : Машиностроение, 1964. – 143 с.
6. Богачев И. Н. Новые кавитационно-стойкие стали для гидротурбин и их термообработка / И. Н. Богачев, Л. С. Малинов, Р. И. Минц. М. : НИИИНФОРМ Тяжмаш, 1967. – 47 с.
7. Богачев И. Н. Гидроабразивная стойкость хромомарганцевых сталей / И. Н. Богачев, Л. С. Малинов, В. П. Коробейников // *Энергомашиностроение*. – 1967. – № 7. – С. 27–30.
8. Попов В. С. Износостойкость пресс-форм огнеупорного производства / В. С. Попов, Н. Н. Брыков, Н. С. Дмитриенко. – М. : Металлургия, 1971. – 57 с.
9. Филиппов М. А. Стали с метастабильным аустенитом / М. А. Филиппов, В. С. Литвинов, Ю. Р. Немировский. М. : Металлургия, 1988. 256 с.
10. Коршунов Л. Г. Износостойкость и структурные превращения нестабильных аустенитных сталей при трении / Л. Г. Коршунов // *Контактная прочность неметаллических сплавов*. – Свердловск : УПИ. – 1972. – С. 72–86.
11. Богачев И. Н. Структура и свойства железомарганцевых сплавов / И. Н. Богачев, В. Ф. Еголаев. – М. : Металлургия, 1973. – 295 с.
12. Zackay V. F. The Enhancement of Ductility in High – Strength Steels / V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr, R. Bush // *Trans. ASM*. – 1969. – Vol. 60. – № 1. – P. 252–259.
13. Малинов Л. С. Упрочнение нестабильных Ст-Mn-N сталей / Л. С. Малинов, Т. Д. Эйсмонтд // *Известия АН СССР. Металлы*. – 1969. – № 2. – С. 113–120.
14. Малинов Л. С. Влияние предварительной пластической деформации на кавитационную стойкость хромомарганцевых сталей / Л. С. Малинов, Т. Д. Эйсмонтд // *ФХММ*. – 1968. – № 6. – С. 691–692.
15. Малинов Л. С. Влияние мартенсита деформации на свойства сталей Fe-Ст-Mn / Л. С. Малинов, А. П. Чейлях, К. Н. Соколов // *Известия АН СССР. Металлы*. – 1988. – № 2. – С. 78–83.
16. Малинов Л. С. Кинетика образования ε-фазы в легированных железо-марганцевых сплавах. Автореф. дис. ... канд. техн. наук : спец. 15.16.01. – Свердловск : УПИ, 1963. – 20 с.
17. Богачев И. Н. Релаксация напряжений в хромомарганцевой аустенитной стали 30X10Г10 / И. Н. Богачев, Б. А. Потехин // *ФММ*. – 1964. – Т. 18. – № 5. – С. 257–259.
18. Малинов Л. С. Аналогия некоторых принципов, лежащих в основе адаптации живых организмов и сплавов с метастабильным аустенитом, в которых реализуется эффект самозакалки при нагружении, а также разработка технологий на этой основе / Л. С. Малинов // *Строительство, материаловедение, архитектура*. – Днепропетровск : ПГСА. – 2002. – Вып. 15. – Ч. 1. – С. 79–83.
19. Малинов Л. С. Стали и чугуны с метастабильным аустенитом – разновидность адаптационных материалов с самоорганизацией структуры, вызванной внешним воздействием / Л. С. Малинов // *Тез. докл. X Региональной научн. и научн.-техн. конф.* – Мариуполь : ПГТУ. – 2003. – 84 с.
20. Малинов Л. С. Стали и чугуны с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении – разновидность адаптационных материалов, повышающих свои свойства при внешнем воздействии за счет самоорганизации структуры / Л. С. Малинов // *Металл и литье Украины*. – 2003. – № 11–12. – С. 3–8.
21. Малинов Л. С. Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мартенситных превращений / Л. С. Малинов / Автореф. дис. ... д-ра. техн. наук : спец. 15.16.01. – Екатеринбург : УПИ. – 1992. – 35 с.
22. Малинов Л. С. Использование принципа получения метастабильного аустенита, регулирования его количества и стабильности при разработке экономнолегированных сплавов и упрочняющих обработок / Л. С. Малинов // *МиТОМ*. 1996. № 2. С. 35–39.
23. Малинов Л. С. Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Харьков : ННЦ ХФТИ, 2007. – 352 с.
24. Малинов Л. С. Повышение свойств сталей и высокопрочного чугуна получением в их структуре метастабильного аустенита и реализации эффекта самозакалки при нагружении / Л. С. Малинов // *Металлы*. – 1999. – № 6. – С. 67–76.
25. Малинов Л. С. Спосіб обробки сталей. Патент України UA № 12399A, C21D 1/00. / Л. С. Малинов. – 1997. – Бюл. № 1.
26. Упрочнение низкоуглеродистой высокопрочной стали в межкритическом интервале температур / [И. Ю. Пышминцев, В. А. Корзников, Р. З. Валиев, В. А. Хотинин] // *МиТОМ*. – 1999. – № 5. – С. 11–15.
27. Малинов Л. С. Фазовые превращения при деформации в высокомарганцевом сплаве / Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, Л. А. Голубович // *МиТОМ*. – 1976. – № 2. – С. 13–15.

28. Лысак Л. И. Физические основы термической обработки стали / Л. И. Лысак, Б. И. Николин. – К. : Техника, 1975. – 304 с.
29. Фазовые превращения при нагружении и механические свойства предварительно деформированной стали Г20 / [Л. С. Малинов, К. Н. Соколов, Н. Я. Казачкова, Е. Я. Харланова] // Изв. Вузов. Черн. металлургия. – 1973. – № 9. – С. 138–141.

Одержано 30.03.2015

Малинов Л.С. Роль метастабільного аустеніту у підвищенні властивостей сталей

Наведено результати досліджень підвищення властивостей сталей за рахунок використання комбінованих обробок, що забезпечують одержання багатофазної структури, в якій поряд з різними складовими (мартенситом, нижнім бейнітом, карбідами тощо) присутній у підвищеній кількості метастабільний аустеніт, що частково перетворюється у мартенсит при навантаженні.

Ключові слова: мартенсит, метастабільний аустеніт, внутрішній ресурс, механічні властивості.

Malinov L. Role of metastable austenite in increasing steels properties

The results of research on increasing steel properties by combined treatments providing obtaining the multiphase structure with various components (martensite, lower bainite, carbide etc.) with increased amount of metastable austenite partly transformed in martensite under loading are given.

Key words: martensite, metastable austenite, internal resource, mechanical properties.

УДК 669.295:621.762.01

Канд. техн. наук Д. В. Павленко

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПОРОШКОВ ТИТАНА НА ПРОЧНОСТЬ СПЕЧЕННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ

Исследованы параметры различных партий порошков титана, получаемых из отсевов титановой губки. Установлено, что различия в морфологии частиц не приводят к изменениям прочности образцов, изготавливаемых из исследуемых порошков титана методом твердофазного спекания.

Ключевые слова: порошок, титан, частица, титановая губка, плотность, пористость, морфология, состав, прочность.

Постановка проблемы в общем виде и анализ публикаций

Методы порошковой металлургии находят все более широкое применение при производстве авиационной техники [1]. Особую роль в этом играют порошковая металлургия титана. Такая тенденция связана как с необходимостью снижения себестоимости получения изделий, так и с возможностью реализации технологического цикла производства без дорогостоящего металлургического передела титановой губки. Активно развивающиеся в настоящее время альтернативные методы получения порошков титана, например, такие как процессы электрохимического восстановления FFC, OS, EMR и PRP [2, 3] являются залогом снижения стоимости получения изделий и дальнейшего активного развития технологий порошковой металлургии.

Порошки титана являются исходным сырьем для реализации перспективной технологии получения деформированных полуфабрикатов, из которых могут быть изготовлены ответственные детали газотурбинных двигателей [4]. Они являются основной составляющей определяющей как свойства изготавливаемых из них изделий, так и их себестоимость. В связи с этим к ним предъявляется комплекс требований как с технической, так и экономической сторон.

Стоимость, например, порошков сферической формы, получаемых методом диспергирования расплава металла, может на порядок превышать стоимость порошков, получаемых путем дробления и размол твердых материалов. В связи с этим, учитывая концепцию, направленную на разработку новой, ресурсосберегающей технологии получения деформированных титановых полуфабрикатов методами порошковой металлургии [4], для синтеза спеченных полуфабрикатов применяли наиболее дешевые порошки титана марки ПТ5, производства Запорожского металлургического опытно-промышленного завода.

Основными факторами, определяющими свойства порошков является метод и способ получения. Порош-

ки, изготовленные в одинаковых условиях, могут различаться по ряду критериев, что отражается на качестве изготавливаемых из них изделий. Так частицы порошков могут различаться по размеру, форме, особенностям морфологии поверхности, наличием окисных пленок, твердости, пикнометрической и насыпной плотности и ряду других параметров. Изучение особенностей частиц применяемых порошков и их влияние на прочность изготавливаемых из них путем твердофазного спекания изделий является актуальной задачей для развития технологий порошковой металлургии титана.

Для получения спеченных заготовок, являющихся исходными для получения деформированных полуфабрикатов методом интенсивной пластической деформации, параметры качества порошков должны быть стабильными и не изменяться в течении времени хранения. Известно [5], что в процессе длительного хранения поверхность частиц интенсивно окисляется. Окисленный слой препятствует образованию прочных металлических связей между частицами в процессе консолидации и является одним из источников газовых примесей.

Цели и задачи исследования

Целью настоящей работы являлось оценка стабильности параметров порошков титана, а также изучение их влияния на прочность синтезируемых из них путем твердофазного спекания изделий. Основные задачи заключались в исследовании параметров частиц и их технологических свойств различных партий порошков, а также прочности спеченных из них образцов при статических нагрузках.

Материалы и методы исследований

Исследовали порошки титана марки ПТ5 производства Запорожского металлургического опытного завода (ЗМОЗ). Порошки титана получали путем дополнительного размол и последующего отсева нефракционных отходов, получаемых при дроблении гарнисажной части блока титана губчатого марки ТГ-100. Размол выполняли в шаровой мельнице. Учитывая, что для про-

изводства используемых порошков титана применяли нефракционные отходы титановой губки, их стоимость является минимальной в сравнении с порошками титана получаемых другими способами.

Для оценки влияния особенностей технологии получения порошков и их хранения исследовали пять проб порошков, изготовленных в одинаковых условиях в разное время (рис. 1). Учитывая, что качество порошков в пределах требований технических условий могут существенно различаться, исследовали основные физические и технологические свойства порошков. Исследовали пять различных партий порошков (табл. 1). Партии порошков были изготовлены с промежутком в несколько лет.

Таблица 1 – Характеристики исследованных порошков титана

№ партии порошка	Исследуемый порошок титана
1	Серийной производимый порошок титана ПТ5 (ТУ У14-10-026-98)
2	Порошковая смесь: порошок титана ПТ5 с оксидом титана TiO_2 .
3	Отсев губки титановой без дополнительного размола
4	Отсев губки титановой без дополнительного размола после длительного хранения
5	Отсев губки титановой после дополнительного размола



Рис. 1. Общий вид исследованных партий порошков титана

Для исследованных порошков определяли насыпную и пикнометрическую плотность, размеры, форму и морфологию поверхности частиц. Для спеченных из исследованных порошков образцов оценивали общую пористость и характеристики прочности при растяжении. Насыпную плотность определяли в соответствии с требованиями [6]. Использовали метод волюметра Скотта. Взвешивание навесок и порошков в мерном стакане выполняли на электронных весах с точностью 0,001 г.

Пикнометрическую плотность частиц порошков определяли в соответствии с требованиями [7]. Использовали пикнометр объемом 10 мл. Пикнометр заполняли порошком на 2/3 объема. В качестве диспергирующей жидкости использовали этиловый спирт. Дегазацию заполненного пикнометра выполняли путем вакууммирования до давления 0,06 МПа.

Гранулометрический состав определили методом сухого просеивания порошков в соответствии с требованиями [8] и микроскопическим методом [9]. Морфологию частиц порошков исследовали на стереографическом микроскопе Leica PM L82 и растровом электронном микроскопе РЭМ-106И во вторичных электронах. Порошки фиксировались на предметном столике углеродной токопроводящей клейкой лентой, что позволило изучить химический состав и провести измерение линейных размеров отдельных частиц в режиме высокого вакуума. Количественную обработку изображений выполняли в системе ImagePro Plus. Морфологию частиц оценивали по методике работы [5].

Для получения информации о химическом составе частиц использовали метод энергодисперсионного анализа. Исследования выполняли с использованием блока ЭДАР растрового электронного микроскопа РЭМ-106И.

Общую пористость определяли методом гидростатического взвешивания [11]. Образцы погружали в дистиллированную воду, температуру которой контролировали при помощи ртутного термометра. Для защиты открытых пор от проникновения воды поверхность образцов перед взвешиванием покрывали защитной пленкой.

Спекание прессовок выполняли в вакуумной печи СНВЭ-1.3.1/16И₃ при давлении 10^{-5} Па, температуре 1250 °С в течение 3 часов. Заготовки охлаждали совместно с печью.

Из каждой партии порошка выполняли прессование при давлении 700 МПа и последующее вакуумное спекание призматических заготовок, из которых путем механической обработки изготавливали цилиндрические образцы для испытаний на прочность при статическом нагружении (рис. 2, а). Испытания на растяжение выполняли в соответствии с требованиями [13]. Использовали образцы с гладкой головкой (рис. 2, б). Для каждого образца проводили измерение пористости методом гидростатического взвешивания.

Результаты исследований и их обсуждение

Наиболее качественные порошки титана, содержание примесей в которых не превышает одного процента, изготавливают из центральной части титанового блока – крицы. Малое содержание примесей в крице делает ее вязкой, что ограничивает использование

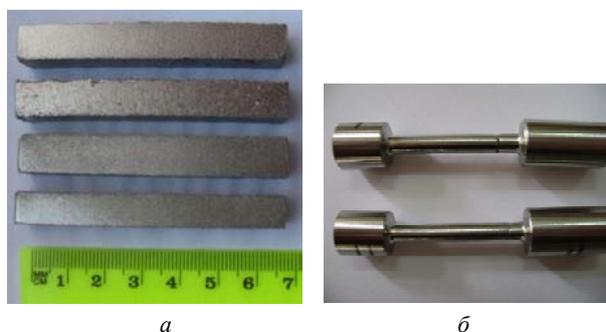


Рис. 2. Спеченные заготовки (а) и общий вид образца (б) для испытаний на растяжение

возможности механического размола без вспомогательных операций гидрирования и дегидрирования, увеличивающих стоимость порошка. В условиях ЗМОЗ, расположенного на рабочих площадках титаномagneйового комбината, серийно производящего титановую губку, необходимый гранулометрический состав порошков, оговоренный ТУ, получали путем селективной выборки частиц требуемого размера из большого объема нефракционных отходов, образующихся в процессе диспергирования крицевой и гарнисажной частей титанового блока. Отсевы, получаемые при дроблении рассеивали для получения титанового порошка требуемого гранулометрического состава. Особенностью технологии получения порошков на данном этапе являлся номер помола. Порошки, получаемые при первом размолу титанового блока, при одинаковом гранулометрическом составе принципиально отличаются от порошков, получаемых в процессе последующих размолу титановой губки. Основные отличия заключаются в строении поверхности и пикнометрической плотности частиц порошков.

При исследовании морфологии частиц порошков установлено, что для всех исследованных партий они имели развитую поверхность. Как было показано в работе [14], спекание происходит более эффективно с увеличением дисперсности и шероховатости поверхности частиц. Наличие окислов, которые восстанавливаются при спекании, способствуют активированию диффузионной подвижности атомов на поверхности частиц порошка. При восстановлении окислов на поверхности частиц неметаллические контакты заменяются металлическими.

Результаты измерения плотности исследованных партий порошков показали (табл. 2), что значения насыпной плотности, в отличие от пикнометрической статистически не различаются.

Анализ морфологии поверхности частиц позволил установить основные количественные характеристики их размерности. Для исключения влияния на результаты измерений агрегаций, исследования выполняли для изолированных частиц порошка (рис. 3).

Параметры частиц порошков, согласно рекомендациям работы [12], оценивали диаметром окружности, описанной вокруг ее контура, степенью разности (аспектом), а также округлостью частицы, определяемой отношением квадрата периметра контура к его площади. Значение фрактальной размерности позволило оценить степень развитости границ контура частиц порошков. Анализ количественных характеристик частиц порошков показал (табл. 3), что независимо от способа получения они имеют очень близкие, статистически не различимые значения, что позволяет считать их идентичными, с точки зрения морфологии строения поверхности и формы. Исключением являлись частицы порошков № 1 и № 3, которые имели меньшее значение диаметра частиц.

Электронно-микроскопические исследования внешнего вида частиц порошков выполняли для наиболее различающихся по размеру частиц порошков № 3 и № 5. Следует отметить, что поверхность частиц порошка № 3 более гладкая в сравнении с порошком № 5 (рис. 4), что соответствует установленной при количественном анализе значениям фрактальной размерности.

Таблица 2 – Плотность исследованных порошков титана

№ партии порошка	Насыпная плотность, кг/м ³	Пикнометрическая плотность, кг/м ³
1	1350±140	5751±29
2	1380±160	4244±7
3	1470 ±60	4334±11
4	1270±180	4627±16
5	1500±80	4566±17



Рис. 3. Общий вид исследованных порошков титана (× 40): а – № 1; б – № 2; в – № 3; г – № 4; д – № 5

Таблица 3 – Параметры частиц исследованных порошков

№ партии порошка	Аспект		Диаметр, мкм		Округлость		Фрактальная размерность	
	Ср. знач.	СКО	Ср. знач.	СКО	Ср. знач.	СКО	Ср. знач.	СКО
1	2,08	0,92	8,63	2,2	2,98	3,06	1,13	0,05
2	1,83	0,75	29,5	10,4	2,26	2,64	1,10	0,03
3	2,19	0,95	4,89	1,4	2,80	3,02	1,11	0,05
4	1,87	0,78	32,13	12,6	2,62	3,04	1,09	0,03
5	1,80	0,81	36,68	19,08	2,65	3,79	1,16	0,04

Примечание: Ср. знач. – среднее значение; СКО – среднеквадратическое отклонение.

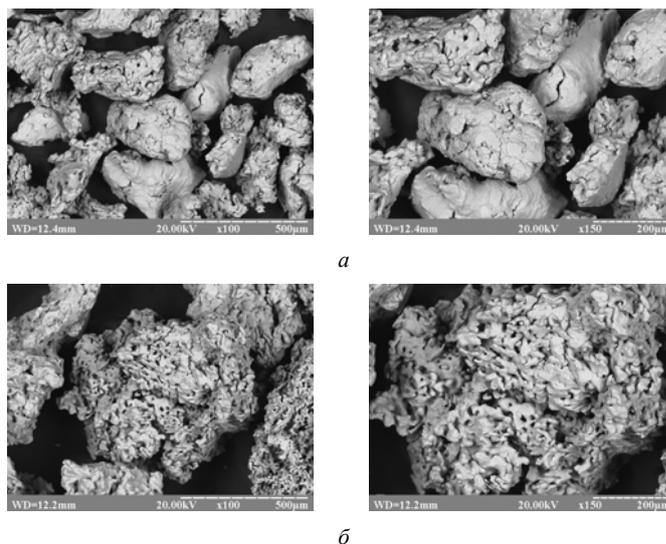


Рис. 4. Частицы порошков партии № 3 (а) и № 5 (б)

Особую роль в качестве изделий, изготавливаемых из металлических порошков играют примеси. Загрязнение частиц порошков металлическими и неметаллическими примесями является одним из основных механизмов, определяющих их конечное содержание в изделиях, получаемых путем твердофазного спекания. Металлические примеси в частицах порошка титана можно разделить на две категории: металлы, входящие в состав сплава и являющиеся легирующими элементами, и металлы, содержание которых ограничено техническими условиями на сплав. Попадание в сплав примесей первой группы не приводит к изменению химического состава и свойств синтезируемого сплава. К ним можно отнести железо и алюминий. Их учет необходим для расчета массы легирующих элементов, при подготовке смеси порошковых компонентов. Содержание в смеси порошковых компонентов примесей второй группы должно быть строго ограничено, что обеспечит их предельную концентрацию, в соответствии с требованиями к сплаву. Источниками попадания негазовых примесей в сплав являются их наличие в блоке титана губчатого.

Анализ спектрограмм исследованных порошков показал, что по химическому составу все партии порошков соответствуют требованиям технических условий (табл. 4). В пробах порошка партии № 5 отмечается незначительное количество (менее 1 %) железа (рис. 6).

Для анализа химического состава поверхности частиц порошков исследовали распределение химических элементов в режиме картирования. Исследования различных зон частиц порошка ПТ5 показали присутствие

Таблица 4 – Химический состав порошков ПТ5 в соответствии с ТУ У14-10-026-98

Химический состав, %			
Ti	Массовая доля примесей не более, %		
	Fe	Cl	N
основа	0,15	0,08	0,09

на их поверхности таких металлов как алюминий и железо, а также кремния (рис. 7, табл. 5). Их наличие может являться источником порообразования в процессе консолидации частиц порошков вакуумным спеканием. Содержание железа и его рассеяние указывает на то, что вероятно частицы железа находятся на поверхности частиц порошка вследствие взаимодействия с элементами технологической оснастки. Однако, с точки зрения предельной концентрации в заготовке и конечной детали, их содержание находится в допустимых пределах.

Результаты испытаний на растяжение образцов, синтезированных из всех исследованных партий порошков показали (табл. 6), что несмотря на установленные различия в физических свойствах порошков, а также морфологии поверхности частиц исследованных порошков, пределы прочности образцов статистически не различимы. Все испытанные образцы имели низкие значения характеристик пластичности. Относительное удлинение не превышало 6 %, относительное сужение 3 %. В процессе испытаний шейка на всех образцах практически не образовывалась (рис. 8). Значения общей пористости, определённой на образцах для испытаний на растяжение различаются незначительно (табл. 6).

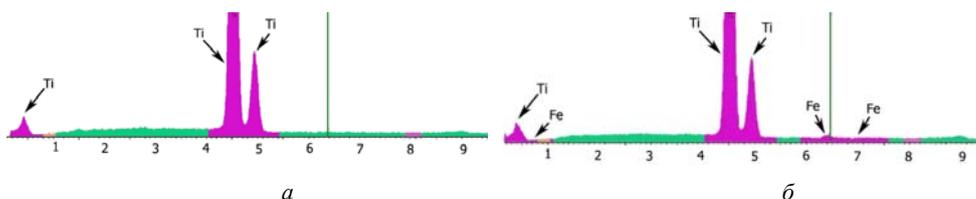


Рис. 6. Спектрограммы порошков № 3 (а) и № 5 (б)

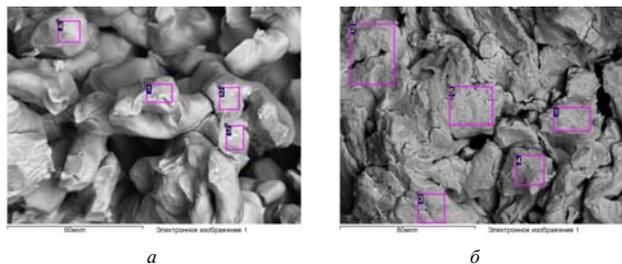


Рис. 7. Зоны анализа поверхности частиц порошков ПТ5

Таблица 5 – Содержание примесей в различных зонах частиц порошка ПТ5 (% по массе)

Ti	Al	Si	Fe	Итого
98,93±0,05	0.1±0,03	0,07±0,06	1±0,6	100

Таблица 6 – Результаты измерения пористости образцов и испытаний на растяжение

№ партии порошка	Пористость, θ %	Предел прочности, σ_b МПа
1	9,30±0,46	345±10
2	9,82±0,78	298±54
3	9,88±0,9	301±39
4	9,58±1,06	316±67
5	9,37±0,87	305±72



Рис. 8. Фрактография излома образца после испытания на растяжение

Выводы и перспективы дальнейших исследований

Результаты исследований параметров порошков и получаемых из них спеченных образцов указывают на стабильность механических свойств независимо от партии и времени хранения порошков. Различия в морфологии частиц и особенностях строения их поверхности, в исследованном диапазоне, не приводят к статистически значимым различиям в прочности при статических нагрузках.

Таким образом, порошки титана, получаемые из отсевов при рассеивании титановой губки производства Запорожского металлургического опытного завода могут быть использованы как основа для получения качественных полуфабрикатов титановых сплавов.

Список литературы

1. Martin Jackson Titanium – 21st century // Materials world. № 3. – 2007. – P. 32–34.
2. George Zheng Chen The FFC cambridge process for metal production: principle, practice and prospect: 3rd

International Slag Valorisation Symposium transition to sustainable materials management 19–20 March 2013 Leuven, Belgium. – P. 217–233.

3. Wang Bixia. ZhouLianb: Lan Xinzhea; Zhao Xichenga and Cui Jingtaoc. Rare Metal Materials and Engineering, Volume 39. Issue 9; September 2010. – P. 1513–1518.
4. Павленко Д. В. Материаловедческие аспекты ресурсосберегающей технологии получения титановых полуфабрикатов / Д. В. Павленко // Технологические системы. – 2013. – № 4(65). – С. 21–29.
5. S. Axelsson Surface Characterization of Titanium Powders with X-ray Photoelectron Spectroscopy [Электронный ресурс] / S. Axelsson Режим доступа на 01.11.2014 <http://publications.lib.chalmers.se/records/fulltext/164534.pdf>
6. ГОСТ 19440-94 Порошки металлические. Определение насыпной плотности. – Введ. 1997-01-01. – Минск : Межгос. совет по стандартизации, метрологии и сертификации, 1996. – 15 с.
7. ГОСТ 22662-77 Порошки металлические. Методы седиментационного анализа. Введ. 1977-11-08. – М : Изд-во стандартов, 2001. – 7 с.
8. ГОСТ 18218-94 Порошки металлические. Определение размеров частиц сухим просеиванием. Введ. 1997-01-01. Минск : Межгос. совет по стандартизации, метрологии и сертификации, 1996. – 11 с.
9. ГОСТ 23402-78 Порошки металлические. Микроскопический метод определения размеров частиц. Введ. 1980-01-01. – М. : Изд-во стандартов, 1974. – 16 с.
10. John Slotwinski Properties of Metal Powders for Additive Manufacturing: A Review of the State of the Art of Metal Powder Property Testing [Электронный ресурс] / John Slotwinski Режим доступа на 01.11.2014 <http://dx.doi.org/10.6028/NIST.IR.7873>.
11. ГОСТ 18898-89 Изделия порошковые. Методы определения плотности, содержания масла и пористости.

- Введ 1991-01-01. М: Государственный совет СССР по управления качеством продукции и стандартам, 1990. – 12 с.
12. John Slotwinski Properties of Metal Powders for Additive Manufacturing: A Review of the State of the Art of Metal Powder Property Testing [Электронный ресурс] / John Slotwinski Режим доступа на 01.11.2014 <http://dx.doi.org/10.6028/NIST.IR.7873>.
13. ГОСТ 1497-84 Металлы. Методы испытаний на растяжение. Введ. 1986-01-01. – М. : Изд-во стандартов, 2006. – 22 с.
14. Кипарисов С. С. Порошковая металлургия / С. С. Кипарисов, Г. А. Либенсон. – М. : 1980. – 496 с.

Одержано 30.03.2015

Павленко Д.В. Вплив параметрів порошків титану на міцність спечених напівфабрикатів

Досліджено параметри різних партій порошків титану, одержуваних з відсіву титанової губки. Встановлено, що відмінності в морфології частинок не призводять до змін міцності зразків, виготовлених з досліджуваних порошків титану методом твердофазного спікання.

Ключові слова: порошок, титан, частка, титанова губка, щільність, пористість, морфологія, склад, міцність.

Pavlenko D. Influence the parameters of titan powders strength sintered semi-finished products

The parameters of the different titanium powders batches which are derived from the screenings of titanium sponge have been investigated. It has been proved that the differences in particle morphology do not cause changes in the strength and durability of the samples manufactured from them using solid phase sintering method.

Key words: powder, titanium, particles, titanium sponge, density, porosity, morphology, composition, strength.

УДК 669.295

А. Е. Капустян¹, д-р техн. наук А. В. Овчинников¹, канд. техн. наук В. В. Павлов²¹ Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье² ГП «Государственный научно-исследовательский и проектный институт титана», ДП «Запорожский металлургический опытно-промышленный завод», г. Запорожье

ИНТЕГРИРОВАННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕТОДОВ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ И СВАРКИ

Показана необходимость изготовления изделий из титана и его сплавов на Украине. Разработана интегрированная технология сварки прутковых полуфабрикатов из спеченных титановых сплавов. Проведены микроструктурные и фрактографические исследования, а также механические испытания полуфабрикатов. На основании проведенных экспериментов получены прутковые заготовки серийных размеров.

Ключевые слова: титан, порошковая металлургия, сварка, полуфабрикат, структура.

Введение

Прутковая заготовка является одним из основных полуфабрикатов для изготовления различных изделий из титана и его сплавов. Ее доля на рынке заготовок составляет более 50 %. Однако, основная часть прутковых заготовок из титана импортируется в Украину, что ставит страну в зависимость от внешних поставок полуфабрикатов из титана и его сплавов [1]. Это повышает актуальность исследований в направлении полуфабрикатов из титана по альтернативным технологиям.

Технологии получения материалов из металлических порошков уже достаточно долгое время находят широкое применение в технике [2]. Одной из основных технологий получения титановых сплавов без переплава титановой губки является порошковая металлургия (ПМ) [3]. Существенный недостаток ПМ – сложность получения заготовок больших размеров, в частности длинномерных заготовок. Технологии сварочного производства позволяют решить данную проблему путем получения монолитных соединений деталей небольших размеров. Для соединения заготовок в виде тел вращения также с технологической точки зрения одним из наиболее рациональных способов является сварка трением, обладающая рядом преимуществ перед сваркой плавлением [4].

Цель настоящей работы заключалась в определении свариваемости спеченного титана конвекционной сваркой трением.

Методика

В качестве исходного материала использовали промышленные порошки титана марки ПТ5 (ТУ 14-10-026-98) и гидрида титана производства ГП «Государственный научно-исследовательский и проектный институт титана», ГП «Запорожский металлургический опытно-промышленный завод». Заготовки для прутка изготавливали

методом порошковой металлургии, химический состав которых соответствовал сплаву ВТ1-0 (ГОСТ 19807-91). Формообразование заготовок Ж 40 мм, длиной 80 мм (рис.1) проводили путем прессования на гидравлическом прессе с давлением 700 МПа. Спекание проводили в вакуумной печи СНВЭ-1.3.1/16И₃ при температуре 1250±20 °С и давлении 13,3 Па в течение 3 ч, охлаждение с печью. Микроструктурные исследования осуществляли с использованием инвертированного микроскопа отраженного света «Observer.D1m». Механические испытания проводились в соответствии с требованиями ГОСТ 1497-84. Микротвердость образцов определяли в соответствии с требованиями ГОСТ 9450-76 на приборе ПМТ-3 при нагрузке 50 г.

Результаты

Исследования структуры проведены на травленых шлифах, изготовленных в продольном сечении сварных образцов пористостью 5...7 %. Микроструктура прессованных полуфабрикатов представляла собой однофазный α-сплав с размерами зерен порядка 40...70 мкм и порами, по границам структурных составляющих, размерами 18...30 мкм (рис. 2, а).



Рис. 1. Сваренные заготовки, полученные на основе метода порошковой металлургии

Анализ макроструктуры сварных соединений позволил установить, что по границе соединения порошковых заготовок имеет место тонкая светлая полоса сварного шва шириной до 1 мм. В сварном шве видимых пор, просматривающихся в основном металле образцов, не обнаружено. С каждой стороны от шва в зоне термомеханического влияния (ЗТМВ) зерна α -сплава имели размер до 50 мкм; поры носили единственный характер, до 2 мкм с преимущественным расположением по границам α -пластин (рис. 2, б). Микроструктура шва представляла собой фрагменты зерен α -фазы, размерами до 7 мкм (рис. 2, в). Дефектов металлургического характера в сварном шве и ЗТМВ не обнаружено.



Рис. 2. Микроструктура сваренных заготовок из спеченного титана типа ВТ1-0: а – основной металл; б – ЗТМВ; в – сварной шов

При получении титановых сплавов методом ПМ поры являются неотъемлемой частью структуры. Однако их количество (5...7%) и размеры существенно не меняют характер разрушения сплава при статических нагрузках, что следует из анализа поверхности разрушения образцов для механических испытаний (рис. 3).



Рис. 4. Прутки \varnothing 40 мм, полученные на основе метода порошковой металлургии и сварки

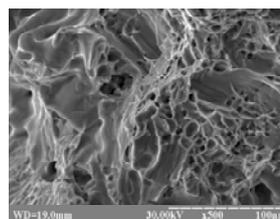


Рис. 3. Фрактограмма поверхности разрушения разрывных образцов спеченного титана

Из анализа фрактограмм можно сделать вывод, что поры не являются инициаторами зарождения трещин. Их негативное влияние состоит в ослаблении площади поперечного сечения образца. Можно утверждать, что роль пор в уменьшении сопротивлению разрушения незначительна. Уровень механических свойств материала складывается из свойств металлической матрицы и прочности межзеренных границ.

В целом, значения механических свойств спеченных титановых сплавов находились на уровне механических свойств литых сплавов того же состава (табл. 1).

Таблица 1 – Механические свойства полуфабрикатов из сплава ВТ1-0 полученных по разным технологиям

Технология получения	Механические свойства	
	σ_b , МПа	δ , %
деформирование ГОСТ 26492-85	≥ 345	≥ 20
литье [5]	≥ 350	≥ 17
спекание + сварка	340...380	5,5...10

Разрушение, в большинстве случаев, происходило в зоне, удаленной от сварного шва. Одной из причин этого является формирование металла повышенной плотности с дисперсной структурой в области сварного шва. Такое строение способствует повышению прочностных характеристик по сравнению с основным металлом спеченной заготовки. Таким образом, можно говорить, что прочность сварного соединения не ниже прочности основного материала.

Микротвердость основного металла составляла 1,6–2,4 ГПа, ЗТМВ и шва 2,6–3,0 ГПа (2,5...2,9). Повышение микротвердости также можно объяснить уплотнением металла и измельчением структуры.

На основании проведенных экспериментов были получены заготовки серийных размеров (рис. 4).

Разработанная технология на основе метода ПМ в сравнении с технологией литья имеет более высокий коэффициент использования материалов, не включает процесс переплава титана, обеспечивает стабильный состав и механические свойства материала и может быть использована для получения серийных прутковых заготовок.

Научная новизна и практическая значимость

В настоящей работе установлены закономерности изменения структуры и механических свойств соединений спеченных титановых сплавов, сформированных в результате конвекционной сварки трением. Показана принципиальная возможность получения качественных сварных соединений при изготовлении длиномерных полуфабрикатов (прутков) на основе интегрированной технологии, включающей ПМ и конвекционную сварку трением.

Выводы

1. Получены образцы сварных соединений из спеченных титановых заготовок сплава ВТ1-0 методом конвекционной сварки трением.
2. Исследования структуры сварных соединений спеченных титановых заготовок позволили установить, что при сварке микроструктура основного металла, состоящая из зерен α -фазы размерами 40...70 мкм, трансформируется для сварного шва и ЗТМВ в пластинчатое строение α - фазы. Остаточные поры в сварном шве практически отсутствовали, в ЗТМВ их размер составлял до 5 мкм при 30 мкм в основном металле.
3. Из анализа результатов испытаний на растяжение следует, что достигаемый уровень механических свойств сварного соединения спеченных титановых сплавов соизмерим с основным металлом.

4. Разработанная интегрированная технология на основе метода ПМ в сравнении с технологией литья имеет более высокий КИМ, не включает процесс переплава титана, обеспечивает стабильный состав и механические свойства материала и может быть использована для получения прутковых заготовок.

5. На основании проведенных экспериментов получены прутковые заготовки серийных размеров, которые по уровню механических свойств соответствуют литым сплавам титана аналогичного состава.

Список литературы

1. Роль минерально-ресурсной базы титана Украины в мире / Л.С. Галецкий, Е.А. Ремезова // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2011 в СНГ» (Львов, 25-28 апр. 2011 г.). – К.: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 22–27.
2. Получение деформированных заготовок из титановых сплавов на основе методов порошковой металлургии / [Павленко Д. В., Овчинников А. В., Капустян А. Е., Скребцов А. А.] // Сб. тр. междунар. конф. «Ti-2013 в СНГ» (Донецк, 26–29 мая 2013 г.). – К. : РИО ИМФ им. Г. В. Курдюмова НАН Украины. – С. 307–312.
3. Фундаментальные и прикладные работы по термической и термомеханической обработке титановых сплавов для авиационной и ракетно-космической техники / А. И. Хорев // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2011 в СНГ» (Львов, 25–28 апр. 2011 г.). – К. : РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 314–321.
4. Сварка трением: справ / В. К. Лебедев, И. А. Черненко, Р. Михальски, В. И. Вилль. – Л. : Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1987. – 236 с.
5. Влияние исходной структуры на механизмы разрушения и механические свойства субмикроструктурного титана / Коваленко Т. А., Овчинников А. В. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2010. – № 1. – С. 72–80.

Одержано 07.04.2015

Капустян О.Є., Овчинников О.В., Павлов В.В. Інтегровані технології одержання напівфабрикатів з титанових сплавів на основі методів порошкової металургії і зварювання

Показано необхідність виготовлення виробів з титану і його сплавів на Україні. Розроблена інтегрована технологія зварювання пруткових напівфабрикатів з спечених титанових сплавів. Проведено мікроструктурні і фрактографічні дослідження, а також механічні випробування напівфабрикатів. На підставі проведених експериментів отримано пруткові заготівки серійних розмірів.

Ключові слова: титан, порошкова металурія, зварювання, напівфабрикат, структура

Капустян А., Ovchinnikov A., Pavlov V. Integrated technology of semis from titanium-based alloys by powder metallurgy and welding

The necessity of the products manufacture made of titanium and its alloys in Ukraine is shown. An integrated bar-shaped semi-finished welding technology of sintered titanium alloys is developed. Microstructural and fractographic investigations and mechanical tests of semi-finished products were conducted. On the basis of the experiments the bar stock of industrial dimensions are obtained.

Key words: titanium, stainless steel, powder metallurgy, welding, prefabricated structure.

АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И ВОЗМОЖНОСТИ ИХ ПРИМЕНЕНИЯ В СОВРЕМЕННЫХ УСЛОВИЯХ (обзор)

Применение аддитивных технологий является перспективным направлением в развитии различных отраслей промышленности, особенно таких как высокоточное машиностроение и авиадвигателестроение, позволяющим получать как готовые изделия, так и изготавливать необходимую в промышленности технологически сложную оснастку. Применение АМ-технологий позволяет объединить в себе главные преимущества таких методов получения изделий как порошковая металлургия и литейное производство.

Ключевые слова: порошок, форма, фракционный состав, слой, энергия, спекание, построение, свойства.

На сегодняшний день все чаще можно услышать о перспективах внедрения аддитивных технологий в той или иной сфере деятельности, что, безусловно, связано с преимуществами, предоставляемыми их применением.

Но что же из себя представляют аддитивные технологии (от английского *Additive Fabrication* или *Additive Manufacturing AM*) – эти технологии предполагают изготовление изделия по данным цифровой модели (или САД-файла) методом послойного добавления материала [1].

Таким образом, формирование изделия происходит послойно, шаг за шагом путем добавления (тем или иным способом) слоя определенного материала, отверждения или фиксации этого слоя в соответствии с конфигурацией сечения САД-модели и соединения каждого последующего слоя с предыдущим [2]. Взамен существующей технологии обработки металлов резаньем, когда материал как бы «отнимается».

К основным преимуществам аддитивных технологий можно отнести следующие:

1. Возможность изготовления деталей сложной геометрии, необходим только САД модели..
2. Возможность оперативно менять геометрию деталей.
3. Высокий коэффициент использования материала.

Организация ASTM International (American Society for Testing and Materials), которая занимается разработкой технических стандартов для широкого спектра материалов, изделий, систем и услуг классифицирует аддитивные технологии следующим образом, разделяя их на 7 категорий:

1. **Material extrusion** – «выдавливание материала»
2. **Material etting** – «разбрызгивание материала» «струйные технологии»
3. **Binder jetting** – «разбрызгивание связующего»;
4. **Sheet lamination** – «соединение листовых материалов»;
5. **Vat photopolymerization** – «фотополимеризация в

ванне»;

6. **Powder bed fusion** – «расплавление материала в заранее сформированном слое»;

7. **Directed energy deposition** «прямой подвод энергии непосредственно в место построения».

В международном сообществе, устоявшейся классификации аддитивных технологий пока не принято [1]. Различные авторы подразделяют их:

- по применяемым строительным или модельным материалам (жидкие, сыпучие, полимерные, металлопорошковые и т. д.);
- по источнику энергии (лазер или электронный луч);
- по методам подвода энергии для фиксации слоя построения (с помощью теплового воздействия, облучения ультрафиолетовым или видимым светом, посредством связующего состава и т. д.);
- по методам формирования слоя.

Говоря об аддитивных технологиях подразумеваются, конечно же, технологии «трехмерной печати» (3-D printing), которые с каждым годом набирают все большую популярность. Технология «трехмерной печати» появилась в конце 80-х гг. XX в. Пионером в этой области являлась компания 3D Systems, которая разработала первую коммерческую стереолитографическую машину – SLA – Stereolithography Apparatus (1986 г). До середины 90-х гг. она использовалась главным образом в научно-исследовательской и опытно-конструкторской деятельности, связанной с оборонной промышленностью [2].

SLA - технология трехмерной печати использует сырье в виде жидкого фотополимера, который затвердевает под воздействием светового излучения лазера, образуя твердую поверхность в точке проекции лазера.

Основные плюсы этой технологии:

- отличная точность позиционирования, гладкость поверхности;
- изготовление моделей любой сложности (тонкостенные и мелкие детали);
- довольно высокая, по сравнению с другими техно-

логиями, скорость создания объекта;

- отсутствие каких-либо технологических проблем с печатью (перегрев, расслаивание, обрушение под весом, сбой маршрута головки, плохое прилипание, отклеивание углов)

К недостаткам можно отнести:

- невысокую физическую прочность изготовленных объектов;

- ограничения в выборе материалов (возможность задействовать только специальные типы фотополимеров);

- необходимость в ультрафиолетовой засветке объекта после печати, для окончательного затвердевания.

На сегодняшний же день самой распространенной является FDM — технология, заключающаяся в послойном наплавлении пластика, который непрерывно подается на контур будущей детали через тонкое формовочное сопло.

Достоинства данного метода состоят в следующем:

- недорогое и широко распространенное сырье для печати (полимеры и пластик);

- простая в изготовлении и ремонте механическая часть устройства;

- возможность использования обширной палитры цветов для печати;

- невысокая стоимость печати.

Недостатками являются:

- растекание пластика из-за нагрева за границами печатаемой области;

- ограничение применения других материалов кроме тех, которые можно расплавить и продавить;

- чувствительность к перепадам температур во время процесса печати.

Последнее, пожалуй, единственное, что принципиально отличает два вида аддитивных технологий — это способ подачи материала. Первый вид: сначала формируют слой, например, насыпают на рабочую платформу дозу порошкового материала и разравнивают порошок с помощью ролика или «ножа», создавая таким образом ровный слой материала определенной толщины; затем выборочно (селективно) обрабатывают порошок в сформированном слое лазером или иным способом (электронным лучом), скрепляя частички порошка (сплавляя или склеивая) в соответствии с текущим сечением исходной САД-модели. Эта технология в англоязычной традиции называется «Bed Deposition» (рис. 1), т. е. предполагается, что имеется некая платформа – Bed (англ. – постель), на которой сначала формируют слой, а затем в этом слое выборочно отверждают строительный материал. Положение плоскости построения неизменно. При этом часть строительного материала (в данном случае - порошка) остается в созданном слое нетронутой. Этой технологии достаточно точно соответствует термин «селективный синтез» или «селективное лазерное спекание» (по-английски SLS – Selective Laser Sintering). В этом методе используется измельченный порошок (возможно

использование порошков титана, алюминия и др.) который спекается лазером в точке контакта и наращивает тем самым структуру изготавливаемого объекта (рис. 1). То есть в этой технологии инструментом отверждения является лазер, который здесь, в отличие от лазерной стереолитографии (SLA-технологии), является источником тепла [2]. «Селективное лазерное спекание» смело можно назвать самой интересной и ценной, на сегодняшний день, технологией, с точки зрения точного машиностроения, и, в частности, авиастроения.

К достоинствам данного метода необходимо отнести прежде всего:

- возможность осуществлять печать объектов без использования поддерживающих структур, под нависающими поверхностями (в отличие от технологии ***Direct deposition*** рис. 3). В данном случае сам порошок служит поддержкой и не дает модели разрушиться пока она окончательно не сформируется (рис. 1);

- кроме того можно использовать разнообразные материалы для печати;

- при этом можно достичь высокой прочности изделий, при использовании соответствующего материала (на сегодняшний день в качестве сырья доступны нейлон, стекло, пластик, керамика, различные металлы);

К недостаткам данной технологии относятся:

- сложность последующей обработки (обжига) после печати, в специальной печи для окончательного спекания порошка (если это необходимо);

- усадка детали после обжига достигающая порой значений 30% (а в среднем 8-10% в зависимости от используемого материала) от исходного объема, что накладывает ограничения на допуски точности, и требует последующей механической обработки для приведения к требуемым значениям параметров качества;

- порошок летуч и при неправильно подобранных режимах работы, способен засорять рабочее пространство и ухудшать качество печати;

- сложность и громоздкость оборудования, используемого в основном при промышленном производстве (например, необходимость защиты порошков титана от окисления путем применения защитных газов или использования вакуумного оборудования);

- не возможность применения данного метода как технологии восстановления и ремонта деталей;

- возможно спекание порошинок соседствующих с порошинками в месте построения;

- эта технология не позволяет изготавливать детали с закрытыми полостями;

- высокая стоимость оборудования, а главное высокая стоимость сырья (сферического порошка).

Схема хода лазера и послойного построения детали по технологии селективного лазерного спекания представлена на рисунке 2.

Второй вид аддитивных технологий – «Direct Deposition» можно перевести, как «прямое или непосредственное осаждение (материала)», т. е. непосредственно в точку, куда подводится энергия и где происходит в данный момент построение фрагмента детали.

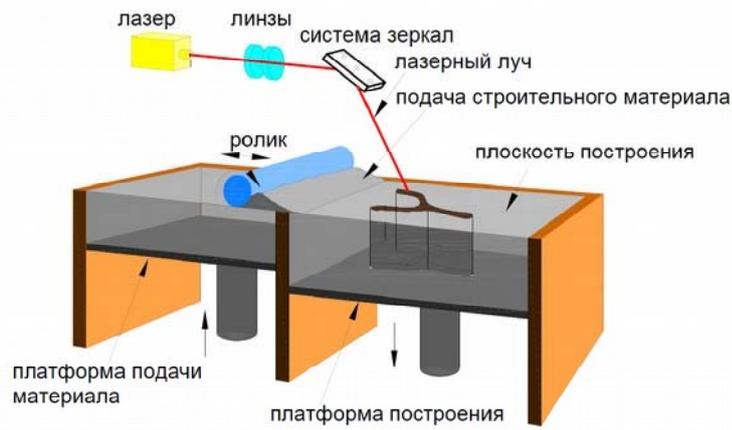


Рис. 1. SLS технология (Bed deposition) [2]

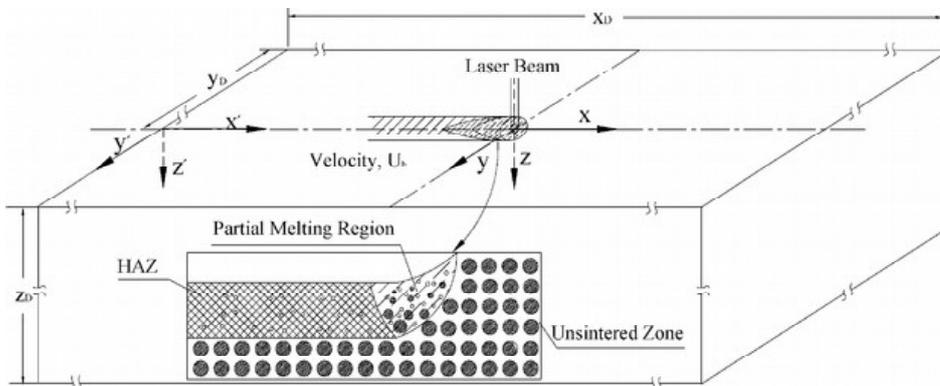


Рис. 2. Схема построения детали по технологии SLS [3]

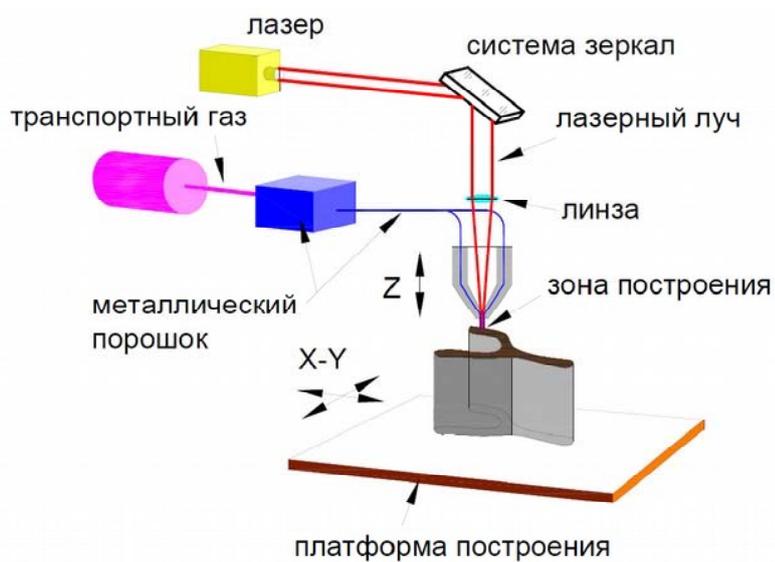


Рис. 3. Технология Direct deposition [2]

Иными словами, в отличие от первого вида, здесь не формируется слой строительного материала, а материал подается в конкретное место, куда в данный момент времени подводится энергия и где идет процесс формирования детали.

Преимуществом данной технологии 3-D печати является то, что ее можно использовать в качестве метода восстановления деталей с различной конфигурацией, а так же для формирования закрытых полостей при послойном построении.

Общей особенностью технологий Direct deposition является необходимость применения специальных поддержек – своеобразных якорей, которые удерживают строящуюся деталь от термических деформаций. При построении деталей из порошков по технологии Bed deposition в этом нет необходимости, деталь при построении находится в массиве порошка, и не спеченный порошок сам выполняет функцию поддержек. При сплавлении металлических порошков концентрация тепловой энергии в рабочей камере чрезвычайно высока, и без удерживающих «якорей» деталь может «уплыть», покособиться и даже повредить элементы дозирующей системы машины. Кроме того, удаление поддержек – это достаточно ответственный процесс. Необходимо, во-первых, снять остаточные напряжения для чего нужно иметь соответствующее термическое оборудование. Во-вторых, необходимо иметь подходящий инструмент для аккуратного отделения построенной детали от платформы и последующего удаления поддерживающих структур. В-третьих, необходимо оборудование для пост-обработки построенных деталей, что является значительным недостатком технологии Direct deposition. Кроме того, АМ-машины – это целый комплекс, включающий в себя устройства для просеивания и смешения порошков, загрузки, разгрузки и очистки машины, системы фильтрации и охлаждения, системы хранения порошков, системы генерации и подачи инертных газов и др [2].

Обычно, когда говорят о серийном производстве, подразумевают количество, измеряемое тысячами или сотнями тысяч единиц. Однако существует и другое серийное производство, измеряемое десятками или сотнями изделий. Таких изделий, зачастую сложной геометрии, из специальных материалов достаточно много в авиационной промышленности, космической индустрии, энергетическом машиностроении и ряде других отраслей. И именно там возникает особый интерес к АМ-технологиям, «непосредственному выращиванию» металлических изделий, в качестве альтернативы традиционным технологическим методам для производства не прототипов или опытных образцов, а вполне товарной продукции. Причем, мотивацией здесь является не возможность создать что-то уникальное, с необычными свойствами, а экономическая целесообразность. В ряде случаев при объективных расчетах реальных затрат аддитивные технологии оказываются менее дорогостоящими, чем традиционные.

Развитию АМ-технологий в этом секторе промышленности, безусловно, способствовало существенное расширение номенклатуры металлопорошковых материалов. Если в начале нулевых годов это был перечень не более 5-6 наименований, то сегодня предлагаются десятки видов разнообразных композиций от обычных конструкционных сталей до жаропрочных сплавов и драгметаллов. И этот перечень стремительно расширяется [2].

В тоже время АМ-технологии дают новые возможности и для более традиционных форм производства, позволяя изготавливать сложную оснастку. Например, пресс-форма может быть выращена вместе с каналами охлаждения произвольной конфигурации, что невозможно сделать при обычных методах механообработки.

Иными словами, каналы охлаждения прокладываются в массиве формы так, как необходимо, а не так, как позволяют традиционные технологии. Применение литейных форм с равномерным или регулируемым охлаждением позволяет сократить время пребывания отливки в форме до 30%. В данном случае АМ-технологии это не противопоставление, а предложение новых возможностей для оптимизации затрат и повышения эффективности производства.

Обслуживание серийного производства также связано с необходимостью изготовления специальных приспособлений, шаблонов, кондукторов и т. д., и здесь применение АМ-технологий может быть экономически эффективно. Многие компании сталкиваются с проблемой оценки реального объема производства какого-либо изделия. От этого зависят затраты на технологическую подготовку. И все чаще возникает вопрос, какую стратегию принять: вырастить партию деталей на АМ-машине или делать «нормальную» оснастку, но с риском, что через короткое время потребуется внесение изменений и оснастку придется переделывать.

Отдельным вопросом при внедрении аддитивных технологий является выбор сырья, который не так уж и велик. В настоящее время не существует общих требований к металлопорошковым композициям, применяемым в АМ-технологиях. Разные компании-производители АМ-машин предписывают работу с определенным перечнем материалов, обычно поставляемых самой этой компанией. В разных машинах используются порошки различного фракционного состава, которые классифицируют по условному диаметру частиц, подразделяя их на нанодисперсные с диаметром частиц менее 0,1 мкм, ультрадисперсные с диаметром 0,1–1,0 мкм, высокодисперсные от 1,0 до 10 мкм, мелкие от 10 до 40 мкм, средние от 40 до 250 мкм и крупные от 250 до 1000 мкм. Одним из параметров, характеризующих порошок, является величина d_{50} – средний диаметр частиц. Например, если d_{50} равно 40 мкм, это означает, что у 50 % частиц порошка размер частиц меньше или равен 40 мкм. Общеизвестным является тот факт, что чем больше частиц одного диаметра в партии порошка, тем луч-

ше качество получаемых из него металлопорошковых композиций. Вот почему порошки после изготовления дополнительно сортируют по размерам частиц [2], с чем мы не совсем согласны, поскольку это не согласуется с правилом Плато [5].

Общим требованием к порошкам для АМ-машин является сферическая форма частиц. Это связано, во-первых, с тем, что такие частицы более компактно укладываются в определенный объем [2]. Что также противоречит правилу Плато [5]. К тому же в работе [6] показано, что частицы угловатой формы могут обеспечить меньшую пористость порошковых изделий, а также, в отличие от сферических порошков, могут быть скомпактированы в холодном состоянии [7].

И, во-вторых, необходимо обеспечить «текучесть» порошковой композиции в системах подачи материала с минимальным сопротивлением (Direct deposition). Это как раз достигается при сферической форме частиц, поскольку порошинки, имеющие угловатую форму, обладают невысокой текучестью.

Основными технологиями получения порошков для АМ-машин, которые позволяют изготавливать порошки необходимого размера и обеспечивают выполнение этих требований, являются газовая атомизация, вакуумная атомизация и центробежная атомизация [2,8].

При газовой атомизации металл расплавляют в плавильной камере (обычно в вакууме или в инертной среде) и затем сливают в управляемом режиме через специальное устройство – распылитель, где производится разрушение потока жидкого металла струей инертного газа под давлением.

Процесс вакуумной атомизации происходит за счет растворенного в расплаве газа. Суть его состоит в следующем. Атомайзер состоит из двух камер – плавильной и распылительной. В плавильной камере создают избыточное давление газа (водород, гелий, азот), который растворяется в расплаве. Во время атомизации металл под действием давления в плавильной камере поступает вверх к сопловому аппарату, выходящему в распылительную камеру, где создают вакуум. Возникающий перепад давления побуждает растворенный газ к выходу на поверхность капель расплава и «взрывает» капли изнутри, обеспечивая при этом сферическую форму и мелкодисперсную структуру порошка.

Наконец, технология центробежной атомизации предполагает распыление расплава, создаваемого электрической дугой между прутком материала и вольфрамовым электродом.

Нет никакой гарантии, что купив материал у одного производителя и дополнительное количество у другого, вы получите изделия одинакового качества. Все это диктует необходимость стандартизации материалов для АМ-технологий. Здесь тоже необходима большая исследовательская работа, поскольку современные методы, применяемые для оценки свойств материалов для традиционных технологий, не могут быть применены к аддитивным технологиям в силу наличия анизотропии,

неизбежной при послойном принципе создания изделия.

Таким образом, можно сделать вывод, что применение АМ-технологий является перспективным направлением в развитии различных отраслей производства позволяющим получать как готовые изделия, так и необходимую в промышленности технологически сложную оснастку.

Технологии 3-D печати позволили объединить в себе не только преимущества порошковой металлургии такие, как высокий коэффициент использования материала, что не получается достичь методами литья, а также и преимущества литейного производства, такие, как получение деталей сложной формы и различной конфигурации, но даже превзошла их.

Не смотря на все достоинства и преимущества, которые предоставляет использование 3-D печати остается ряд проблем, которые сдерживают распространение этой технологии в промышленных масштабах. Одной из них является необходимость тщательных исследований свойств (механических, физических) получаемых изделий из различных порошковых материалов, в зависимости от таких факторов как влияние фракционного состава и формы самих частиц, что безусловно, является очень важным в таких ответственных отраслях производства как авиастроение. А так же необходимость отработки технологических режимов процесса спекания под конкретные порошковые материалы и изделия. Хотя следует отметить, что на сегодняшний день уже существует ряд деталей, изготовленных методами 3-D печати, которые устанавливаются на газотурбинные двигатели производства зарубежных компаний [9,10]. В то время как развитие отечественного рынка АМ-технологий находится на начальной стадии. Еще одной проблемой является дороговизна оборудования для 3-D печати, но исходя из опыта предприятий, которые внедряют в своем производстве технологии послойного выращивания изделий можно сделать вывод, что главным сдерживающим фактором на пути к широкому применению АМ-технологий является дороговизна сырья для печати. Особенно это сказывается при использовании порошков титана как легированных, так не легированных, и основную роль в ценообразовании здесь играет не столько стоимость легирующих элементов, а сколько стоимость самой технологии получения порошков необходимой сферической формы (которая составляет около 500–700 долларов за килограмм).

Поэтому нами предложено исследование технологии (и отработки режимов) получения изделий методами 3-D печати с использованием не сферических порошков зарубежного производства, а порошков неправильной формы, получаемых на отечественных предприятиях, что позволит в несколько раз снизить стоимость готовых изделий, благодаря чему станет возможным внедрение АМ-технологий на отечественных предприятиях, занимающихся, в частности, авиадвигат-

телестроением. Так же планируется исследование технологии сфероидизации этих порошков для дальнейшего их применения при производстве деталей методами 3-D печати. В этом направлении нами ведутся интенсивные исследования, результаты которых в ближайшее время будут опубликованы.

Список литературы

1. Довбыш В. М. Аддитивные технологии и изделия из металла / В. М. Довбыш, П. В. Забеднов, М. А. Зленко // Библиотечка литейщика. – 2014. – № 9. – С. 14–71.
2. Зленко М. А. Аддитивные технологии в машиностроении / Зленко М. А., Попович А. А., Мутылина И. Н. – Санкт-Петербург : Издательство политехнического университета, 2013. – 221 с.
3. Bin xiao Partial melting and resolidification of metal powder in selective laser sintering / Bin Xiao and Yuwen Zhang // Journal of thermophysics and heat transfer. – 2006. – Vol. 20, №. 3. – P. 439–448.
4. Powder Metal Technologies and Applications Volume 7 of ASM Handbook. – ASM International, 1998. – 2762 p.
5. МакЛин Д. Границы зерен в металлах / Д. МакЛин. – М. : Metallurgizdat, 1960. – 325 с
6. Водородная технология титановых сплавов / А. А. Ильин, Б. А. Колачев, В. К. Носов, А. М. Мамонов; под общ. ред. А. А. Ильина. – М. : МИСИС.– 2002. – 392 с.
7. Порошковая металлургия титановых сплавов / Под ред. Ф. Х. Фроус и Дж. Е. Смугерски : пер. с англ. под ред. С. Г. Глазунова. – М. : Металлургия, 1985.-263 с.
8. Сфероидизация порошков в дуговой плазме / Порошковая металлургия / [С. А. Макарова, Р. Т. Гольшевская, Н. А. Кошелев, О. Н. Кузовлева] // Сталь. – 1985. – № 8. – 79–82.
9. 3D принтер по металлу [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.novator-grp.ru/rus/catalog/274>
10. 3D-принтер и металл – настоящее и будущее трехмерной печати металлом [Электронный ресурс]. – 2014. – Режим доступа: <http://3dtoday.ru/industry/a-3d-printer-and-metal-present-and-future-three-dimensional-printing-metal.html>

Одержано 11.12.2014

Джуган О.А., Овчинников О.В., Ольшанецкий В.Ю. Аддитивні технології і можливості їх застосування в сучасних умовах (огляд)

Застосування адитивних технологій є перспективним напрямком у розвитку різних галузей промисловості, особливо таких, як високоточне машинобудування і авіадвигунобудування, що дозволяє отримувати як готові вироби, так і виготовляти необхідне в промисловості технологічно складне оснащення. Застосування АМ-технологій дозволяє об'єднати в собі головні переваги таких методів отримання виробів як порошкова металлурія та ливарне виробництво.

Ключові слова: порошок, форма, фракційний склад, шар, енергія, спікання, побудова, властивості.

Dzhugan A., Ovchinnikov A., Olshanetskiy V. Additive technologies and capabilities of their applications in modern conditions (review)

The use of additive technology is a promising direction in the development of various industries, especially such as precision mechanical engineering and aircraft engine manufacturing, which allow obtaining both finished products and making technologically complex tools needed in the industry. The use of AM technology allows to combine the main advantages of such methods products manufacturing as powder metallurgy and foundry.

Key words: powder, form, fractional composition, layer, the energy, sintering, building, properties.

ДОСЛІДЖЕННЯ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ЧАСТИН БРУХТУ БРОНЕБІЙНИХ ПІДКАЛІБЕРНИХ СНАРЯДІВ З МЕТОЮ ЇХ РАЦІОНАЛЬНОЇ УТИЛІЗАЦІЇ

Досліджено осердя бронейного підкаліберного снаряду з метою визначення можливостей його подальшої раціональної утилізації. Порівняльним хімічним та рентгеноструктурним аналізом встановлено природу матеріалу частинок та зв'язуючої речовини досліджуваного матеріалу. Встановлено, що матеріал боеприпасу близький до твердого сплаву типу ВН, що в подальшому необхідно враховувати, обираючи метод утилізації.

Ключові слова: карбід вольфраму, снаряд, утилізація, металобрухт, твердий сплав, фазовий склад, порошкова металургія.

Вступ

На сьогодні на металургійних підприємствах використовується значна частка металобрухту з невизначеним хімічним складом. Це призводить до ряду негативних наслідків, пов'язаних з ускладненнями отримання необхідного марочного складу готової металопродукції та можливим нераціональним використанням високоцінних матеріалів. Вторинна сировина, яка вміщує значну частку вольфраму, отримується підприємствами у вигляді відходів твердих сплавів та металевих вольфраму і сплавів. Вагому частину вольфрамівського брухту складає матеріал бронейних підкаліберних снарядів. В Україні щорічно утилізується близько 100 000 тонн снарядів. Тому дослідження частин снарядів з метою визначення можливості їх подальшої раціональної утилізації є достатньо актуальним.

Матеріал та методи дослідження

Оскільки бронейний підкаліберний снаряд (БПС) складається з декількох частин, виготовлених з різних сплавів, у цій роботі проводили дослідження осердя боеприпасу з міцного матеріалу великої густини.

Мікроструктуру та хімічний склад вивчали з використанням електронного мікроскопа РЕМ-106 И при прискорювальній напрузі від 20 до 30 кВ та силі струму зонда від 4 μ А до 30 μ А у вторинних та відбитих електронах. Діаметр зонду складав від 1000 до 200 нм.

Рентгеноструктурний аналіз зразків проводили з метою вивчення фазового складу сплаву на дифрактометрі ДРОН-1 у мідному K_{α} випромінюванні з монохроматизацією дифракційних променів.

Мікротвердість окремих структурних складових визначали за ГОСТ 9450-76 на приладі ПМТ-3 при навантаженні 50 Н.

Густину брухту визначали методом гідростатичного зважування.

Результати дослідження та їх обговорення

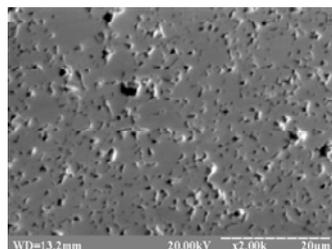
Гідростатичним зважуванням було визначено середнє значення густини – 14,13 г/см³, яке знаходиться на рівні густини твердих сплавів. Мікротвердість досліджуваних зразків складала 14,7 ГПа, що практично відповідає твердості карбіду вольфраму (15 ГПа) [1].

Відомо, що технологія виготовлення виробів з карбідів тугоплавких металів базується на рідиннофазному спіканні порошків, при нагріванні яких матеріал зв'язки розтоплюється і рівномірно розподіляється по об'єму виробу [2]. При цьому внаслідок оплавлення частинок карбіду вольфраму в примезових зонах утворюється твердий розчин та інтерметаліди. В результаті утворюється структура, яка складається із зв'язуючої фази та рівномірно розташованих дисперсних карбідів. Подібну картину спостерігали під час дослідження мікроструктури нетравлених зразків (рис. 1 а, б). Відповідна структура із чітко вираженою глобулярною формою порошинок, оточених матеріалом зв'язки, характерна для порошкових матеріалів.

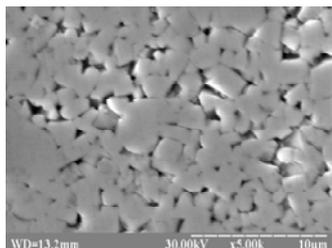
Для встановлення природи матеріалу частинок та зв'язуючої речовини було проведено порівняльний аналіз отриманих зразків сердечника боеприпасу та типового представника твердих матеріалів сплаву ВК.

Порівняння структури БПС з мікроструктурою стандартного сплаву типу ВК (див. рис. 1 в, г) дозволяє зробити висновки щодо певної подібності мікроструктур, а саме спостерігаються глобулярні частинки, відокремлені зв'язуючою речовиною. Проте, як видно з рис. 1, матеріал зв'язки у класичному сплаві типу ВК при приготуванні мікрошліфа підлягає більш інтенсивному зношуванню, що, можливо, свідчить про більш низький рівень дифузійного зв'язку на поверхні поділу карбідна частинка – матеріал зв'язки. Дослідний матеріал навпаки відзначався більшою стійкістю до викришування матеріалу зв'язки. За результатами дослідження мікро-

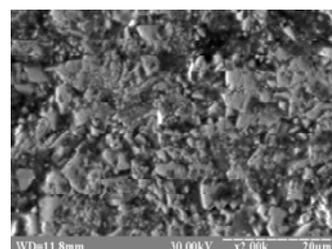
структури було зроблено припущення, що сплав сердечника боєприпасу відноситься до сплавів типу ВН із нікелевою зв'язкою.



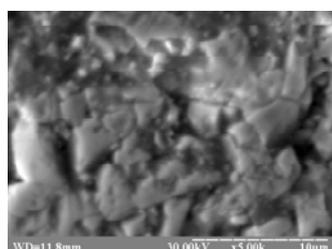
a



б



в



г

Рис. 1. Мікроструктура матеріалу сердечника (*a* – $\times 2000$; *б* – $\times 5000$) та стандартного сплаву типу ВК (*в* – $\times 2000$; *г* – $\times 5000$)

Додатковим підтвердженням того, що досліджуваний матеріал, виготовлений за технологією рідиннофазного спікання, були результати вивчення фрактограм поверхонь руйнування осердя при ударному навантаженні (рис. 2). У процесі дослідження спостерігали переважно інтеркристалітний характер розвитку тріщини, що свідчить про механізм руйнування, характерний для матеріалів, виготовлених порошковою металургією. Площини сколу окреслювали форму частинок із середнім розміром порошинок у границях 1–3 мкм.

Порівняльним рентгеноспектральним мікроаналізом двох типових структурних складових – зерна та зв'язки, що розташовувалась між зернами твердої фази, встанов-

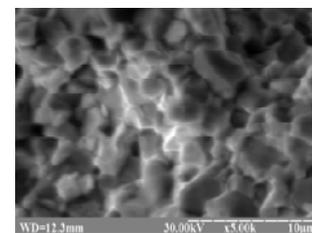
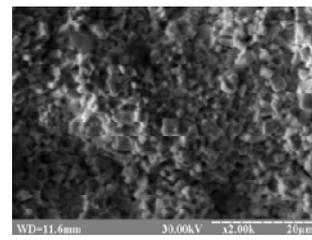


Рис. 2. Типові поверхні руйнування досліджуваного матеріалу

лено хімічний склад досліджуваного матеріалу і сплаву типу ВК у відповідності до місця отримання характеристичного спектра (табл. 1).

Встановлено, що хімічний склад зерен в обох випадках майже ідентичний, на відміну від матриці. Як видно з табл. 1, основними елементами, що складають матрицю стандартного ВК сплаву, є кобальт та залізо (вочевидь залізо було використано для зменшення вартості матеріалу). Хімічний склад зв'язки досліджуваного сплаву суттєво відрізняється, оскільки виявлено присутність близько 5 % (мас.) нікелю з незначними домішками кобальту та заліза (близько 0,2 % мас.). Отже підтверджується припущення про те, що досліджуваний сплав близький до твердого сплаву типу ВН із нікелевою зв'язкою.

Визначення способу утилізації та встановлення напрямків подальшого використання потребує проведення досліджень по визначенню фазового складу структурних складових металобрухту, оскільки вольфрамовмісні частинки сплавів відповідного класу можуть мати як гомогенну природу, так і існувати у вигляді хімічних сполук. За результатами рентгеноструктурного аналізу встановлено, що сплав сердечника боєприпасу складається з карбиду вольфраму WC, γ -твердого розчину на основі нікелю та інтерметаліду Ni₃Fe (рис. 3). Використання у зазначеному матеріалі нікелевої зв'язки обумовлює низькі температури спікання сплаву, у зв'язку з чим утворення перехідних фаз на межі поділу між WC та γ -твердим розчином не спостерігалось.

Отже, детальний аналіз хімічного та фазового складу дає змогу зробити припущення, що матеріал сердечника близький до твердого сплаву марки ВН6; тому в подальшому пропонується використовувати досліджуваний сплав в двох напрямках. Перший напрямок – безпосереднє використання даного сплаву як твердого сплаву типу ВН, другий – регенерація сплаву для отримання карбідної складової WC, наприклад, у діелектричному середовищі [3].

Таблиця 1 – Хімічний склад структурних складових сердечника БПС та твердих сплавів

Матеріал		Масова частка елементів, %			
		W	Co	Ni	Fe
Матеріал сердечника БПС	Зерно	94,95±5	-	0,7±0,1	0,1±0,1
	Зв'язка	65,98±5	0,22±0,1	5,0±0,5	0,26±0,1
Сплав типу ВК	Зерно	93,92±5	-	-	0,14±0,1
	Зв'язка	85,32±5	2,94±0,5	0,5±0,1	2,92±0,1
Сплав ВН6 ТУ У 28.4-30153645.001-2001		93,5 (WC)	-	6,0	<0,5

Примітка: кількість вуглецю не визначалась, оскільки за даною методикою його визначення дає велику похибку.

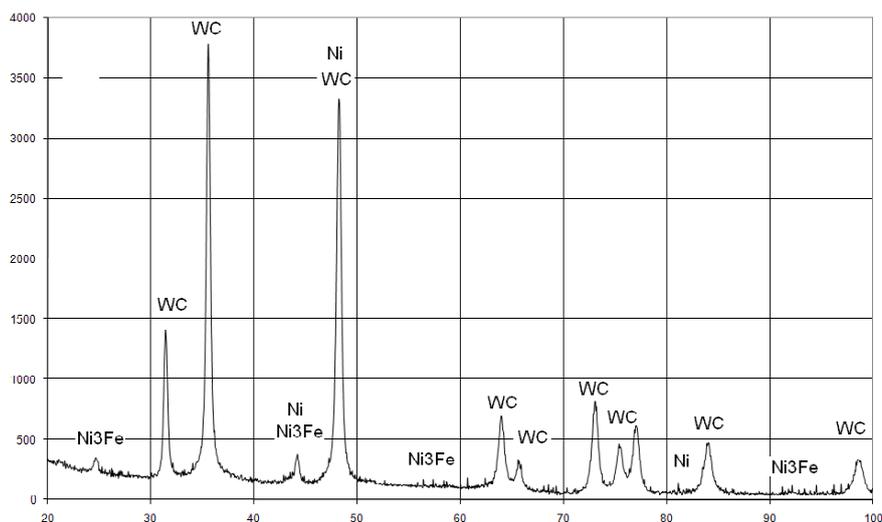


Рис. 3. Дифрактограма отримана від дослідного сплаву

Висновки

1. Встановлено, що матеріал сердечника бронебійних підкаліберних снарядів за хімічним та фазовим складом близький до твердого сплаву ВН6. Основою сердечника боєприпасу є карбід вольфраму WC, який має значний опір статичним навантаженням і високу границю теплостійкості. Матриця складається з твердого розчину на основі нікелю та інтерметаліду Ni₃Fe.

2. Подальший напрямок утилізації необхідно обирати в залежності від потреб металургійного підприємства. Досліджуваний сплав можна використовувати при виготовленні інструментів з твердого сплаву типу ВН

або проводити регенерацію сплаву для отримання карбідної складової.

Список літератури

1. Тугоплавкие материалы в машиностроении: справочник / ред. А. Т. Туманов, К. И. Портной. – М. : Машиностроение, 1967. – 392 с.
2. Андриевский Р. А. Порошковое материаловедение / Р. А. Андриевский. – М. : Металлургия, 1991. – 205 с.
3. Колобов Г. А. Новые технологии переработки отходов вольфрама и твердых сплавов / Г. А. Колобов, В. С. Панов // Металлургия. – 2013. – Вып. 1. – С. 65–73.

Одержано 14.12.2014

Грешта В.Л. Исследование химического состава частей лома бронебойных подкалиберных снарядов с целью их рациональной утилизации

Исследован сердечник бронебойных подкалиберных снарядов с целью определения возможностей их дальнейшей рациональной утилизации. Сравнительным химическим и рентгеноструктурным анализом установлена природа материала частиц и связки исследуемого материала. Показано, что материал боеприпаса близок к твердому сплаву типа ВН, что в дальнейшем необходимо учитывать при выборе метода утилизации.

Ключевые слова: карбид вольфрама, снаряд, утилизация, металлолом, твердый сплав, фазовый состав, порошковая металлургия.

Greshta V. Research of scrap parts composition of apds for their rational usage

The core of APDS is researched to determine the opportunities for its further rational application. The nature of the material particles and the binder of the material is established by comparative chemical and X-ray analysis. It is shown that the material of shells is similar to a hard alloy of VN type. In the future it is necessary to take into consideration such a method of utilizing.

Key words: tungsten carbide, shell, waste, scrap metal, hard alloy, phase composition, chemical composition.

III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 531. 31/39:519.85

Канд. физ.-мат.наук И. А. Костюшко
Запорожский национальный университет, г. Запорожье

КРИТИЧЕСКИЙ СЛУЧАЙ УСТОЙЧИВОСТИ РАВНОВЕСИЯ ДВУХЗВЕННОГО МАЯТНИКА СО СЛЕДЯЩЕЙ И КОНСЕРВАТИВНОЙ СИЛАМИ С УЧЕТОМ В ШАРНИРАХ НЕЛИНЕЙНЫХ МОМЕНТОВ

Рассмотрен маятник Циглера с вязкоупругими шарнирами, дополнительно нагруженный консервативной и следящей силой. Решена задача устойчивости положения равновесия в нелинейной постановке. Показана дестабилизация равновесия системы малыми диссипативными силами. Найдено значение консервативной силы, при котором дестабилизации не происходит. Рассмотрен критический случай устойчивости одного нулевого и пары чисто мнимых корней характеристического уравнения.

Ключевые слова: маятник Циглера, устойчивость движения, дестабилизация движения, критический случай, вязкоупругие шарниры, нелинейные моменты, следящая и консервативная силы.

Уравнения движения

Рассмотрим маятник Циглера, представляющий собой систему двух невесомых стержней K_1K_2, K_2K_3 одинаковой длины l (рис. 1).

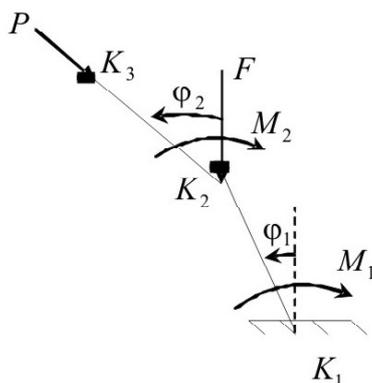


Рис. 1. Маятник Циглера под действием следящей и консервативной сил

Шарниры обладают вязкоупругими свойствами, так что восстанавливающие моменты в них равны

$$M_1 = -A\theta_1 - B\dot{\theta}_1 - C\dot{\theta}_1^3 - D\theta_1^2\dot{\theta}_1,$$

$$M_2 = -A(\theta_2 - \theta_1) - B(\dot{\theta}_2 - \dot{\theta}_1) - C(\dot{\theta}_2 - \dot{\theta}_1)^3 - D(\theta_2 - \theta_1)^2(\dot{\theta}_2 - \dot{\theta}_1)$$

Здесь A, B, C, D – заданные положительные постоянные. В шарнире K_2 и на свободном конце K_3 расположены две одинаковые массы m . На свободный конец маятника K_3 действует следящая сила P , направленная вдоль стержня K_2K_3 , на шарнир K_2 действует постоянная по величине и направлению консервативная сила P , направленная вертикально вниз.

Положение маятника определяется углами φ_1 и φ_2 . Уравнения движения системы запишем согласно уравнений Лагранжа

$$\frac{d}{dt} \left(\frac{\partial L}{\partial \dot{\varphi}_k} \right) - \frac{\partial L}{\partial \varphi_k} = Q_k - \frac{\partial W}{\partial \dot{\varphi}_k}, \quad k = 1, 2, \quad (1)$$

где $L = K - \Pi$, K, Π – кинетическая и потенциальная энергии соответственно, имеющие следующий вид

$$2K = ml^2(2\dot{\varphi}_1^2 + \dot{\varphi}_2^2 + 2\dot{\varphi}_1\dot{\varphi}_2 \cos(\varphi_1 - \varphi_2)), \quad (2)$$

$$\Pi = \frac{1}{2} A\varphi_1^2 + \frac{1}{2} A(\varphi_2 - \varphi_1)^2 + Fl(\cos\varphi_1 - 1). \quad (3)$$

Q_k – обобщенная сила, соответствующая i -й координате, так что

$$Q_1 = Pl \sin(\varphi_1 - \varphi_2), \quad Q_2 = 0; \quad (4)$$

W – диссипативная функция Рэллея

$$W = \frac{1}{2} B \dot{\varphi}_1^2 + \frac{1}{2} B (\dot{\varphi}_2 - \dot{\varphi}_1)^2 + \frac{1}{4} C \dot{\varphi}_1^4 + \frac{1}{4} C (\dot{\varphi}_2 - \dot{\varphi}_1)^4 + \frac{1}{2} D \varphi_1^2 \dot{\varphi}_1^2 + \frac{1}{2} D (\varphi_2 - \varphi_1)^2 (\dot{\varphi}_2 - \dot{\varphi}_1)^2 \quad (5)$$

точка означает дифференцирование по времени t .

Подставляя соотношения (2)–(5) в (1), получаем уравнения движения маятника

$$\begin{cases} 2ml^2 \ddot{\varphi}_1 + ml^2 \ddot{\varphi}_2 \cos(\varphi_1 - \varphi_2) + ml^2 \dot{\varphi}_2^2 \sin(\varphi_1 - \varphi_2) = \\ = A(\varphi_2 - 2\varphi_1) + B(\dot{\varphi}_2 - 2\dot{\varphi}_1) - \\ - C\dot{\varphi}_1^3 + C(\dot{\varphi}_2 - \dot{\varphi}_1)^3 + D(\varphi_2 - \varphi_1)^2 (\dot{\varphi}_2 - \dot{\varphi}_1) - \\ - D\varphi_1^2 \dot{\varphi}_1 + Fl \sin \varphi_1 + Pl \sin(\varphi_1 - \varphi_2), \\ ml^2 \ddot{\varphi}_1 \cos(\varphi_1 - \varphi_2) + ml^2 \ddot{\varphi}_2 + ml^2 \dot{\varphi}_1^2 \sin(\varphi_1 - \varphi_2) = \\ = -A(\varphi_2 - \varphi_1) - B(\dot{\varphi}_2 - \dot{\varphi}_1) - \\ - C(\dot{\varphi}_2 - \dot{\varphi}_1)^3 - D(\varphi_2 - \varphi_1)^2 (\dot{\varphi}_2 - \dot{\varphi}_1). \end{cases} \quad (6)$$

Вводим безразмерное время $\tau = t \sqrt{\frac{A}{ml^2}}$, приводим

систему (6) к безразмерному виду

$$\begin{cases} 2\varphi_1'' + \varphi_2'' \cos(\varphi_1 - \varphi_2) + \varphi_2'^2 \sin(\varphi_1 - \varphi_2) = \varphi_2 - 2\varphi_1 + \\ + b(\varphi_2' - 2\varphi_1') - c\varphi_1'^3 + c(\varphi_2' - \varphi_1')^3 + d(\varphi_1 - \varphi_2)^2 (\varphi_2' - \varphi_1') - \\ - d\varphi_1^2 \varphi_1' + f \sin \varphi_1 + p \sin(\varphi_1 - \varphi_2), \\ \varphi_1'' \cos(\varphi_1 - \varphi_2) + \varphi_2'' + \varphi_1'^2 \sin(\varphi_2 - \varphi_1) = \varphi_1 - \varphi_2 - \\ - b(\varphi_2' - \varphi_1') - c(\varphi_2' - \varphi_1')^3 - d(\varphi_2 - \varphi_1)^2 (\varphi_2' - \varphi_1') \end{cases} \quad (7)$$

где

$$b = \frac{B}{\sqrt{Aml^2}}, \quad c = \frac{C}{ml^3} \sqrt{\frac{A}{m}}, \quad d = \frac{D}{\sqrt{Aml^2}}, \quad f = \frac{Fl}{A}, \quad p = \frac{Pl}{A} -$$

безразмерные параметры задачи; штрих означает дифференцирование по τ .

Записывая систему (7) в нормальной форме, введя новые переменные $z_1 = \varphi_1$, $z_2 = \varphi_2$, $z_3 = \varphi_1'$, $z_4 = \varphi_2'$ и разлагая нелинейные слагаемые полученной системы в ряды Маклорена, ограничиваясь членами третьего порядка, приходим к новой системе дифференциальных уравнений следующего вида

$$\begin{cases} z_1' = z_3, \\ z_2' = z_4, \\ z_3' = (p + f - 3)z_1 + (2 - p)z_2 - 3bz_3 + 2bz_4 - \\ - (z_1 - z_2)(z_3^2 + z_4^2) - \frac{b}{2}(z_1 - z_2)^2(5z_4 - 7z_3) + \\ + \frac{1}{6}(z_1 - z_2)^3(3 - p) - z_1(z_1 - z_2)^2(p + f - 3) - \\ - z_2(z_1 - z_2)^2(2 - p) - \frac{1}{6}fz_1^3 + 2c(z_4 - z_3)^3 - \\ - cz_3^3 + 2d(z_1 - z_2)^2(z_4 - z_3) - dz_1^2z_3 + \dots \\ z_4' = (4 - f - p)z_1 + (p - 3)z_2 + 4bz_3 - 3bz_4 + \\ + (z_1 - z_2)(2z_3^2 + z_4^2) + \frac{1}{2}b(z_1 - z_2)^2(-10z_3 + 7z_4) + \\ + z_1(z_1 - z_2)^2\left(f + \frac{5}{3}p - 5\right) + z_2(z_1 - z_2)^2\left(\frac{7}{2} - \frac{5}{3}p\right) - \\ - 3c(z_4 - z_3)^3 + cz_3^3 - \\ - 3d(z_1 - z_2)^2(z_4 - z_3) + dz_1^2z_3 + \\ + \frac{1}{12}f[(2z_1 - z_2)^3 + z_3^3] + \dots \end{cases} \quad (8)$$

Исследование устойчивости по первому приближению

Система первого приближения согласно (8) имеет вид

$$\begin{cases} z_1' = z_3, \\ z_2' = z_4, \\ z_3' = (p + f - 3)z_1 + (2 - p)z_2 - 3bz_3 + 2bz_4, \\ z_4' = (4 - f - p)z_1 + (p - 3)z_2 + 4bz_3 - 3bz_4. \end{cases} \quad (9)$$

Записывая соответствующее характеристическое уравнение

$$\lambda^4 + 6b\lambda^3 + \lambda^2(b^2 - 2p - f + 6) + \lambda(2b - bf) - f + 1 = 0, \quad (10)$$

согласно критерия Рауса-Гурвица получаем условия асимптотической устойчивости системы (7)

$$\begin{cases} f < 1, \\ p < \tilde{p}, \quad \tilde{p} = \frac{6b^2 - 3b^2f - 4f + \frac{5}{2}f^2 + 16}{6(2 - f)}. \end{cases} \quad (11)$$

При

$$\begin{cases} f = 1, \\ p < \tilde{p}, \quad \tilde{p} = \frac{1}{6}\left(3b^2 + \frac{29}{2}\right) \end{cases} \quad (12)$$

характеристическое уравнение (10) имеет один нулевой корень и три корня с отрицательными действительными частями.

При

$$\begin{cases} f < 1, \\ p = \tilde{p}, \quad \tilde{p} = \frac{6b^2 - 3b^2f - 4f + \frac{5}{2}f^2 + 16}{6(2-f)} \end{cases} \quad (13)$$

уравнение (10) имеет пару чисто мнимых корней и два корня с отрицательными действительными частями.

При

$$\begin{cases} f = 1, \\ p = \tilde{p}, \quad \tilde{p} = \frac{6b^2 + 29}{12} \end{cases} \quad (14)$$

получаем один нулевой и пару чисто мнимых корней уравнения (10).

В случаях (12)–(14) присутствие нулевого и чисто мнимых корней характеристического уравнения подразумевает критический случай устойчивости. Следовательно проблему устойчивости следует решать, учитывая нелинейные слагаемые системы (8). Случаи (12), (13) исследованы в работе [1]. Установлено, что в случае (12) тривиальное решение системы (8) всегда асимптотически устойчиво. В случае (13) можно найти значение критической нагрузки f^* , такое что при $f < f^*$ имеет место асимптотическая устойчивость, а при $f^* < f < 1$ – неустойчивость нулевого положения равновесия системы (8).

Критический случай устойчивости одного нулевого и пары чисто мнимых корней

Рассмотрим случай (14). Характеристическое уравнение (10) принимает вид

$$\lambda^4 + 6b\lambda^3 + \frac{1}{6}\lambda^2 + b\lambda = 0$$

и имеет один отрицательный $\lambda_1 = -6b$, один нулевой $\lambda_2 = 0$ и два мнимых корня $\lambda_{3,4} = \pm \tilde{\lambda}i, \tilde{\lambda} = \frac{1}{\sqrt{6}}$.

При выполнении условий (14) система (8) примет вид

$$\begin{cases} \dot{z}_1 = z_3, \\ \dot{z}_2 = z_4, \\ \dot{z}_3 = \left(\frac{b^2}{2} + \frac{5}{12}\right)z_1 - \left(\frac{b^2}{2} + \frac{5}{12}\right)z_2 - 3bz_3 + 2bz_4 + Z_3(z_1, z_2, z_3, z_4), \\ \dot{z}_4 = \left(-\frac{b^2}{2} + \frac{7}{12}\right)z_1 - \left(-\frac{b^2}{2} + \frac{7}{12}\right)z_2 + 4bz_3 - 3bz_4 + Z_4(z_1, z_2, z_3, z_4); \end{cases}$$

$$\begin{aligned} Z_3(z_1, z_2, z_3, z_4) = & -(z_1 - z_2)(z_3^2 + z_4^2) - \\ & \frac{b}{2}(z_1 - z_2)^2(5z_4 - 7z_3) - \left(\frac{7b^2}{12} + \frac{23}{72}\right)(z_1 - z_2)^3 - \\ & - \frac{1}{6}z_1^3 + 2c(z_4 - z_3)^3 - cz_3^3 + 2d(z_1 - z_2)^2(z_4 - z_3) - \\ & - dz_1^2z_3 + \dots; \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} Z_4(z_1, z_2, z_3, z_4) = & (z_1 - z_2)(2z_3^2 + z_4^2) + \\ & + b(z_1 - z_2)^2\left(-5z_3 + \frac{7}{2}z_4\right) + \\ & + z_1(z_1 - z_2)^2\left(\frac{5b^2}{6} + \frac{1}{36}\right) - \\ & - z_2(z_1 - z_2)^2\left(\frac{5b^2}{6} + \frac{19}{36}\right) - 3c(z_4 - z_3)^3 + \\ & + cz_3^3 - 3d(z_1 - z_2)^2(z_4 - z_3) + dz_1^2z_3 + \\ & + \frac{1}{12}\left[(2z_1 - z_2)^3 + z_2^3\right] + \dots \end{aligned} \quad (15)$$

Здесь многоточие означает совокупность слагаемых порядка не ниже четвертого. Если задачу не удастся решить слагаемыми третьего порядка, то необходимо рассмотреть слагаемые более высокого порядка.

В (15) введем новую переменную $x = a_1z_1 + a_2z_2 + a_3z_3 + a_4z_4$. Коэффициенты $a_i (i = \overline{1,4})$ выбираем таким образом, чтобы для линейных слагаемых системы (15) выполнялось равенство $\frac{dx}{d\tau} = 0$. В итоге находим:

$$a_1 = -b\frac{6b^2 + 41}{6b^2 + 5}, a_2 = b\frac{6b^2 + 29}{6b^2 + 5}, a_3 = \frac{6b^2 - 7}{6b^2 + 5}, a_4 = 1.$$

В новых переменных (x, z_2, z_3, z_4) система (15) примет вид:

$$\begin{cases} \dot{x}' = a_3\tilde{Z}_3(x, z_2, z_3, z_4) + a_4\tilde{Z}_4(x, z_2, z_3, z_4), \\ \dot{z}_2' = z_4, \\ \dot{z}_3' = \frac{1}{12b(6b^2 + 41)} \times \\ \times \left[-(6b^2 + 5)^2x - 12b(6b^2 + 5)z_2 - (180b^4 + 1488b^2 + 35)z_3 + \right. \\ \left. + (180b^4 + 1044b^2 + 25)z_4 \right] + \tilde{Z}_3(x, z_2, z_3, z_4), \\ \dot{z}_4' = \frac{1}{12b(6b^2 + 41)} \times \\ \times \left[(6b^2 + 5)(6b^2 - 7)x + 12b(6b^2 - 7)z_2 + (42b^2 - 1)(6b^2 + 49)z_3 - \right. \\ \left. - (6b^2 + 35)(42b^2 - 1)z_4 \right] + \tilde{Z}_4(x, z_2, z_3, z_4); \end{cases} \quad (16)$$

где

$$\tilde{Z}_i(x, z_2, z_3, z_4) = Z_i \left(\frac{x - a_2 z_2 - a_3 z_3 - a_4 z_4}{a_1}, z_2, z_3, z_4 \right), i = 3, 4.$$

В системе (16) вводим две комплексно-сопряженные переменные

$$\begin{aligned} x_1 &= c_1 x + c_2 z_2 + c_3 z_3 + c_4 z_4, \\ y_1 &= \overline{x_1} = \overline{c_1 x + c_2 z_2 + c_3 z_3 + c_4 z_4}. \end{aligned}$$

Здесь черта означает сопряжение. Константы

c_i ($i = \overline{1, 4}$) выбираем так, чтобы для линейных слагаемых системы (16) выполнялись соотношения

$$\frac{dx_1}{dt} = i\tilde{\lambda}x_1, \quad \frac{dy_1}{dt} = -i\tilde{\lambda}y_1. \text{ Приравнявая в данных уравнениях коэффициенты при независимых переменных } x, z_i \text{ (} i = \overline{1, 4} \text{) находим}$$

$$\begin{aligned} c_1 &= \frac{6b^2 + 5}{12b(6b^2 + 41)}, \quad c_2 = \frac{1}{6b^2 + 41}, \\ c_3 &= -\frac{(42b^2 - 1)(7 - 6b^2 + 41\sqrt{6bi} + 6\sqrt{6b^3i})}{12b(6b^2 + 41)(36b^4 + 204b^2 + 1)}, \\ c_4 &= -\frac{5}{492b} - \frac{18b}{41(6b^2 + 41)} + \frac{36b^3 + 30b - \sqrt{6i}(30b^2 + 1)}{12(36b^4 + 204b^2 + 1)}. \end{aligned}$$

В переменных (x, x_1, y_1, z_3) система (16) переписывается следующим образом

$$\begin{cases} x' = a_3 \tilde{Z}_3 + a_4 \tilde{Z}_4, \\ x_1' = i\tilde{\lambda}x_1 + (c_1 a_3 + c_3) \tilde{Z}_3 + (c_1 a_4 + c_4) \tilde{Z}_4, \\ y_1' = -i\tilde{\lambda}y_1 + (\overline{c_1 a_3} + \overline{c_3}) \tilde{Z}_3 + (\overline{c_1 a_4} + \overline{c_4}) \tilde{Z}_4, \\ z_3' = k_1 x + k_2 x_1 + k_3 y_1 + k_4 z_3 + \tilde{Z}_3; \end{cases} \quad (17)$$

где

$$\tilde{Z}_i = \tilde{Z}_i(x, m_1 x_1 + m_2 y_1 + m_3 x + m_4 z_3, z_3, n_1 x_1 + n_2 y_1 + n_3 x + n_4 z_3), \quad (i = 3, 4),$$

m_i, n_i, k_i – известные постоянные, представляющие собой линейные комбинации коэффициентов c_i, b ($i = \overline{1, 4}$).

Согласно основной теореме о критических случаях [2] ищем функцию $u(x, x_1, y_1)$, удовлетворяющую дифференциальному уравнению

$$\begin{aligned} &\frac{\partial u}{\partial x} (a_3 \tilde{Z}_3 + a_4 \tilde{Z}_4) + \\ &+ \frac{\partial u}{\partial x_1} [i\tilde{\lambda}x_1 + (c_1 a_3 + c_3) \tilde{Z}_3 + (c_1 a_4 + c_4) \tilde{Z}_4] + \\ &+ \frac{\partial u}{\partial y_1} [-i\tilde{\lambda}y_1 + (\overline{c_1 a_3} + \overline{c_3}) \tilde{Z}_3 + (\overline{c_1 a_4} + \overline{c_4}) \tilde{Z}_4] = \\ &= k_1 x + k_2 x_1 + k_3 y_1 + k_4 u. \end{aligned} \quad (18)$$

В(18)

$$\tilde{Z}_i = \tilde{Z}_i(x, m_1 x_1 + m_2 y_1 + m_3 x + m_4 u, u, n_1 x_1 + n_2 y_1 + n_3 x + n_4 u), \quad (i = 3, 4).$$

Функцию u ищем в виде $u(x, x_1, y_1) = l_1 x + l_2 x_1 + l_3 y_1$. Подстановка последнего выражения в (18) определяет неизвестные значения констант

$$l_1 = -\frac{k_1}{k_4}, \quad l_2 = -\frac{k_2}{k_4 - \tilde{\lambda}i}, \quad l_3 = -\frac{k_3}{k_4 + \tilde{\lambda}i}. \text{ Таким образом,}$$

задача об устойчивости для системы (17) эквивалентна аналогичной задаче для системы

$$\begin{cases} x' = a_3 \tilde{Z}_3 + a_4 \tilde{Z}_4, \\ x_1' = i\tilde{\lambda}x_1 + (c_1 a_3 + c_3) \tilde{Z}_3 + (c_1 a_4 + c_4) \tilde{Z}_4, \\ y_1' = -i\tilde{\lambda}y_1 + (\overline{c_1 a_3} + \overline{c_3}) \tilde{Z}_3 + (\overline{c_1 a_4} + \overline{c_4}) \tilde{Z}_4, \end{cases} \quad (19)$$

где

$$\tilde{Z}_i = \tilde{Z}_i(x, F_1 x + F_2 x_1 + F_3 y_1, l_1 x + l_2 x_1 + l_3 y_1, G_1 x + G_2 x_1 + G_3 y_1), \quad (i = 3, 4),$$

$$F_1 = m_3 + m_4 l_1, \quad F_2 = m_1 + m_4 l_2, \quad F_3 = m_2 + m_4 l_3,$$

$$G_1 = n_3 + n_4 l_1, \quad G_2 = n_1 + n_4 l_2, \quad G_3 = n_2 + n_4 l_3.$$

Используя метод нормальной формы [3, 4], существует полиномиальное преобразование переменных

$$\begin{aligned} x &= v + P_3(v, v_1, w_1), \\ y_1 &= w_1 + R_3(v, v_1, w_1), \\ x_1 &= v_1 + Q_3(v, v_1, w_1), \end{aligned}$$

где

$$\begin{aligned} x &= v + P_3(v, v_1, w_1), \\ y_1 &= w_1 + R_3(v, v_1, w_1), \\ x_1 &= v_1 + Q_3(v, v_1, w_1), \end{aligned}$$

$$\begin{cases} v' = C^{(3,0,0)} v^3 + C^{(1,1,1)} v v_1 w_1, \\ v_1' = i\tilde{\lambda}v_1 + C_1^{(2,1,0)} v^2 v_1 + C_1^{(0,2,1)} v_1^2 w_1, \\ w_1' = -i\tilde{\lambda}w_1 + \overline{C}^{(0,1,2)} v_1 w_1^2 + \overline{C}^{(2,0,12)} v^2 w_1. \end{cases} \quad (21)$$

Здесь значения $C^{(3,0,0)}, C^{(1,1,1)}$ равны коэффициентам

при $x^3; x x_1 y_1$ разложения $a_3 \tilde{Z}_3 + a_4 \tilde{Z}_4;$

$C_1^{(2,1,0)}, C_1^{(0,2,1)}$ – коэффициенты при $x^2 x_1, x_1^2 y_1$ разло-

жения $(c_1 a_3 + c_3) \tilde{Z}_3 + (c_1 a_4 + c_4) \tilde{Z}_4;$ $\overline{C}^{(0,1,2)}, \overline{C}^{(2,0,12)}$ –

коэффициенты при $y_1^2 x_1, x^2 y_1$ разложения

$(\overline{c_1 a_3} + \overline{c_3}) \tilde{Z}_3 + (\overline{c_1 a_4} + \overline{c_4}) \tilde{Z}_4;$ функции \tilde{Z}_i определены

формулами (20).

В системі (21) делаем заміну змінних $v_1 = \rho(\cos\theta + i\sin\theta)$, $w_1 = \rho(\cos\theta - i\sin\theta)$, виділяя в отриманій системі дійсні та мнимі частини, приходимо до задачі об устійності для системи наступного виду:

$$\begin{cases} v' = C^{(3,0,0)}v^3 + C^{(1,1,1)}v\rho^2 + U_*(v, \rho, \theta), \\ \rho' = \operatorname{Re}C_1^{(2,1,0)}v^2\rho + \operatorname{Re}C_1^{(0,2,1)}\rho^3 + R(v, \rho, \theta). \end{cases} \quad (22)$$

Функції U_* , R при достаточнo малых ρ, v и любом θ удовлетворяют условиям:

$$|U_*(v, \rho, \theta)| < C(|v| + |\rho|)^4, |R(v, \rho, \theta)| < C(|v| + |\rho|)^4,$$

где $C > 0$ – постоянная.

Если положение равновесия $v = \rho = 0$ для уравнений (22) (где θ – произвольная функция времени) будет устойчиво или асимптотически устойчиво, или неустойчиво при любом выборе функций U_* , R , то положение равновесия $x = x_1 = y_1 = 0$ для системы (19) будет соответственно устойчиво или асимптотически устойчиво, или неустойчиво. Этот же вывод справедлив и для положения равновесия $z_1 = z_2 = z_3 = z_4 = 0$ системы (15).

Систему (22) перепишем в виде:

$$\begin{cases} v' = U_*^{(3)}(v, \rho) + U_*(v, \rho), \\ \rho' = R^{(3)}(v, \rho) + R(v, \rho). \end{cases}$$

Рассмотрим две формы четвертого порядка

$$\begin{aligned} G(v, \rho) &= vR^{(3)} - \rho U_*^{(3)} = \\ &= v\rho \left[v^2 \left(\operatorname{Re}C_1^{(2,1,0)} - C^{(3,0,0)} \right) \right]_+ \\ &+ \rho^2 \left(\operatorname{Re}C_1^{(0,2,1)} - C^{(1,1,1)} \right), \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} P(v, \rho) &= vU_*^{(3)} + \rho R^{(3)} = \\ &= C^{(3,0,0)}v^4 + v^2\rho^2 \left[v^2 \left(C^{(1,1,1)} + \operatorname{Re}C_1^{(2,1,0)} \right) \right]_+ \\ &+ \rho^4 \operatorname{Re}C_1^{(0,2,1)}. \end{aligned}$$

Форма $G(v, \rho)$ не является знакоопределенной. В этом случае [2] нулевое положение системы (22) будет неустойчиво, если существует хотя бы одна вещественная прямая $G(v, \rho) = 0$, на которой $P(v, \rho)$ может принимать положительные значения, и асимптотически устойчиво, если на всех вещественных прямых $G(v, \rho) = 0$ форма $P(v, \rho)$ может принимать только отрицательные значения.

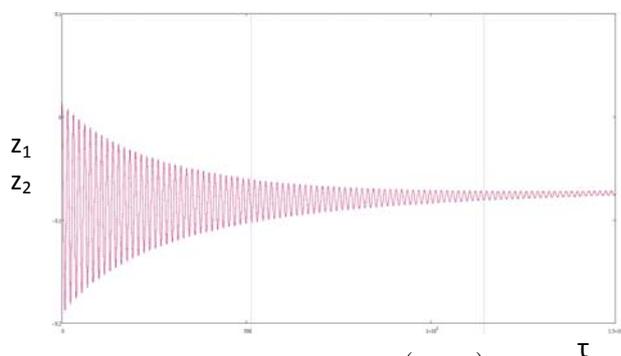


Рис. 2. Зависимость $z_i(\tau)$ ($i = 1, 2$) при $b = 10, c = 0,1, d = 5$

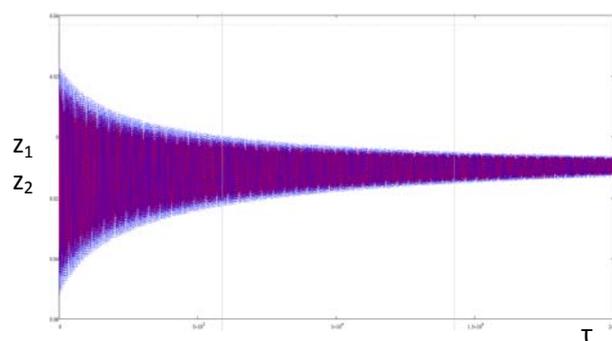


Рис. 3. Зависимость $z_i(\tau)$ ($i = 1, 2$) при $b = 2,5, c = 8, d = 10$

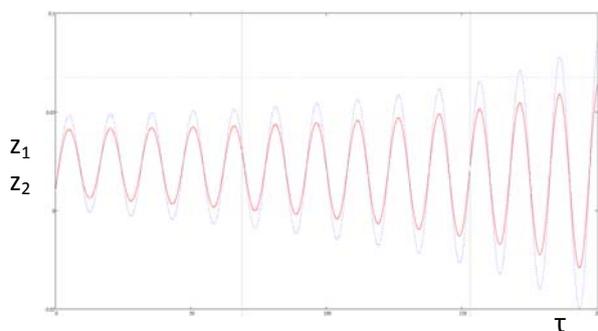


Рис. 4. Зависимость $z_i(\tau)$ ($i = 1, 2$) при $b = 0,1, c = 0,2, d = 5$

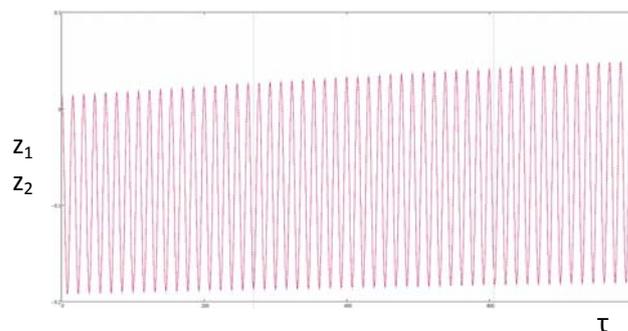


Рис. 5. Зависимость $z_i(\tau)$ ($i = 1, 2$) при $b = 10, c = 0,1, d = 0,005$

Уравнение $G(v, \rho) = 0$ задает следующие прямые:

$$v = 0, \quad \rho = 0, \quad \rho = \sqrt{\frac{C^{(3,0,0)} - \operatorname{Re} C_1^{(2,1,0)}}{\operatorname{Re} C_1^{(0,2,1)} - C^{(1,1,1)}}}.$$

На этих прямых нужно проверить знак формы $P(v, \rho)$.

Так как $P(0, \rho) = \rho^4 \operatorname{Re} C_1^{(0,2,1)}$, то $\operatorname{sign} P(0, \rho) = \operatorname{sign} \operatorname{Re} C_1^{(0,2,1)}$. В частном случае задачи при $c = d = 0$ получаем

$$\operatorname{Re} C_1^{(0,2,1)} = \frac{9b(144b^2 + 509)(36b^4 + 1)}{(216b^2 + 1)^2} > 0, \text{ что означает}$$

неустойчивость нулевого положения равновесия системы (15) для любых положительных значений параметра b .

В общем случае задачи $b^2 + c^2 + d^2 \neq 0$ можно найти область изменения указанных параметров, где имеет место асимптотическая устойчивость. Эта область ограничена системой неравенств:

$$\begin{cases} b > \sqrt{\frac{\sqrt{31081} - 169}{72}}; \\ c + 2d > \frac{4b(169b^2 + 509)}{3(72b^4 + 338b^2 - 35)}. \end{cases} \quad (23)$$

Костюшко І.А. Критичний випадок стійкості рівноваги двохланкового маятника із стежачою і консервативною силами з обліком у шарнірах нелінійних моментів

Розглянуто маятник Циглера з в'язкопружними шарнірами, додатково навантажений консервативною і стежачою силою. Розв'язано задачу стійкості положення рівноваги в нелінійній постановці. Показана дестабілізація рівноваги системи малими дисипативними силами. Знайдено значення консервативної сили, при якому дестабілізації не відбувається. Розглянуто критичний випадок стійкості одного нульового і пари чисто уявних коренів характеристичного рівняння.

Ключові слова: маятник Циглера, стійкість руху, дестабілізація руху, критичний випадок, в'язкопружні шарніри, нелінійні моменти, стежача і консервативна сили.

Kostushko I. Critical case of stability of equilibrium of double-link pendulum with tracker and conservative forces recognition in hinges of nonlinear moments

The Tsigler pendulum with the viscoelastic hinges, in addition loaded with conservative and watching force is considered. The problem of stability of balance position in nonlinear statement is solved. Destabilization of system balance with small dissipative forces is shown. Value of conservative force at which destabilizations doesn't occur is found. Critical case of stability of one zero and steams of purely imaginary roots of the characteristic equation is considered.

Key words: Tsigler pendulum, stability of movement, movement destabilization, a critical case, viscoelastic hinges, the nonlinear moments, watching and conservative forces.

Вне указанной области имеет место неустойчивость нулевого положения равновесия системы (15).

На рис. 2–5 приведено численное решение дифференциальных уравнений (15) при начальных условиях $z_i(0) = 0,01$ ($i = \overline{1,4}$). Рис. 2, 3 соответствуют выбору параметров задачи b, c, d , удовлетворяющих условиям (23). Рис. 4, 5 соответствуют значениям указанных параметров, находящихся вне области (23).

Согласование численных и аналитических результатов свидетельствуют о достоверности последних.

Список литературы

1. Куземко А. В. Устойчивость равновесия двухзвенного маятника со следящей и консервативной силами с учетом в шарнирах нелинейных моментов / Куземко А. В. // Вісник запорізького національного університету : Математичне моделювання і прикладна механіка. – 2010. – № 2. – С. 76–83.
2. Малкин И. Г. Теория устойчивости движения / И. Г. Малкин. – М. : Едиториал УРСС, 2004. – 432 с.
3. Журавлев В. Ф. Основы теоретической механики / В. Ф. Журавлев. – М.: Изд-во Физико-математической литературы, 2001. – 320 с.
4. Журавлев В. Ф. Прикладные методы в теории колебаний / В. Ф. Журавлев, Д. Климов. – М. : Наука, 1988. – 328 с.

Одержано 06.10.2014

РАСЧЕТ ДВУМЕРНЫХ ТЕПЛОВЫХ СТАЦИОНАРНЫХ ПЕРИОДИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ В МНОГОСЛОЙНЫХ ПЛИТАХ

Предложен метод расчета тепловых стационарных, периодических по пространственной координате, полей в многослойных плитах. На верхней границе плиты температура описывается четной периодической функцией. На нижней границе плиты температура нулевая. На общих границах слоев выполняется условие непрерывности температурного поля и равенство тепловых потоков. Решение обобщено для случая известных температур на верхней и нижней границах плиты, заданных периодическими функциями с одинаковыми периодами. Приведены примеры результатов числовых исследований для разных граничных условий. Проведен сравнительный анализ и сделаны выводы.

Ключевые слова: многослойные плиты, гармоническое уравнение, рекуррентные соотношения, последовательности податливости, закон Фурье.

Введение

Составными элементами многих инженерных сооружений являются многослойные плиты, пластины, основания, оболочки. Это связано с тем, что за счет слоистости материалов можно добиться уменьшения веса, улучшение звукоизоляционных, теплоизоляционных свойств при уменьшении их стоимости. При разработке соответствующих сооружений необходимо уметь рассчитывать результаты действий различных физических полей на многослойные конструкции. Особый интерес представляют разработка аналитических методов, поскольку в этом случае можно гарантировать требуемую точность вычислений и исследовать влияние физических и механических характеристик конструкций на их поведение. Однако такие решения можно получить лишь в исключительных случаях. Одним из важных видов физических полей является тепловое поле. Таким образом, задача аналитического описания теплового поля в многослойной плите с плоскопараллельными слоями актуальна. Более подробному анализу построения и применения модели, описывающей теплопроводность многослойных конструкций, посвящена работа [1].

Решению задач термоупругости посвящены такие фундаментальные исследования как, например, [2–4]. Известны различные способы получения точных и приближенных аналитических решений. Так метод однородных решений используется в работах [5, 6]. Метод Грина, с использованием аппарата обобщенных функций, используется в работе [7]. Метод жесткостных функций в применении к подобным задачам применялся в [8]. Приближенные методы анализа термоупругих многослойных пленок обсуждаются в [9].

В данной работе используется идея метода матриц податливости, введенная в работе [10]. Метод матриц

податливости есть модификация метода функций податливости, который для задач теплоупругости рассмотрены в работах [11–13]. Предложен подход, где неизвестные функции раскладываются в ряды Фурье, а для нахождения неизвестных коэффициентов используются рекуррентные соотношения и метод функций податливости, который используется в задачах теории упругости как уже зарекомендовавший себя метод нахождения достоверных результатов.

Физическая постановка

Имеется многослойная плита, на верхней и нижней границе которой известна температура, причем тепловое поле в плите стационарно. Количество слоев равно m . Будем рассматривать двумерную задачу, то есть полагать, что вдоль одного из направлений температурное поле не изменяется. На границе верхнего слоя температура описывается четной периодической функцией, а на нижней границе нижнего слоя температура считается нулевой. На общей границе двух соседних слоев выполняется условие непрерывности температурного поля и равенство тепловых потоков (закон Фурье). Каждый слой характеризуется толщиной h_i и коэффициентом теплопроводности α_i . Ставится задача про определение функций, которыми характеризуются изменения температурного поля в каждом слое.

Математическая постановка

В каждом слое вводим локальную декартову систему координат с началом на верхней границе соответствующего слоя так, чтобы все оси OZ_i лежали на одной прямой и были направлены вглубь слоя (рис. 1). Перейдем к безразмерным величинам таким образом, чтобы период функции, описывающий температуру на верхней границе, был равен 2π . Задача сводится к ре-

шению гармонического уравнения для каждой из функций $T_i(x, z)$, описывающей температуру в i -том слое:

$$\frac{\partial^2 T_i}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T_i}{\partial z^2} = 0, \quad i = 1, \dots, m. \quad (1)$$

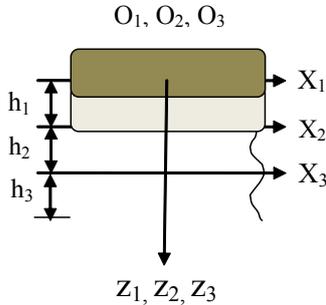


Рис. 1. Локальная система координат для $m = 3$ слоев

Граничные условия задаются для верхней границы верхнего слоя и для нижней границы нижнего слоя

$$T_1(x, 0) = f(x) = \frac{f_0}{2} + \sum_{n=1}^{\infty} f_n \cdot \cos(nx), \quad (2)$$

$$T_m(x, h_m) = 0. \quad (3)$$

Условия сопряжения слоев задаются следующими соотношениями

$$T_i(x, h_i) = T_{i+1}(x, 0), \quad (4)$$

$$\alpha_i \cdot \frac{\partial T_i}{\partial z}(x, h_i) = \alpha_{i+1} \cdot \frac{\partial T_{i+1}}{\partial z}(x, 0). \quad (5)$$

В формулах (4), (5) i изменяется от 1 до $m - 1$.

Метод решения

Однослойная плита. Рассмотрим один из слоев. В этом подразделе для удобства индекс i – номер слоя, будем опускать, поэтому (1) запишется следующим образом

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = 0. \quad (6)$$

В предположении, что $T(x, z)$ является четной периодической функцией с периодом 2π , с использованием разложения в ряд Фурье на интервале $(-\pi, \pi)$, общее решение примет вид

$$T(x, z) = \frac{c_1 z + c_2}{2} + \sum_{n=1}^{\infty} (A_n \cdot e^{nz} + B_n \cdot e^{-nz}) \cdot \cos(nx). \quad (7)$$

Для определения произвольных постоянных, входящих в (7), необходимо использовать граничные условия.

Введем понятия вспомогательных последовательностей для слоя

$$\{\eta_n\}_{n=0}^{\infty}, \quad \{\varepsilon_n\}_{n=0}^{\infty},$$

которые связаны с температурой и потоком на поверхности слоя следующим образом:

$$T(x, 0) = \frac{\eta_0}{2} + \sum_{n=1}^{\infty} \eta_n \cdot \cos(nx), \quad (8)$$

$$\frac{\partial T}{\partial z}(x, 0) = \frac{\varepsilon_0}{2} + \sum_{n=1}^{\infty} n \cdot \varepsilon_n \cdot \cos(nx). \quad (9)$$

Искомая функция выражается через элементы введенных вспомогательных последовательностей

$$T(x, z) = \frac{\varepsilon_0 z + \eta_0}{2} + \sum_{n=1}^{\infty} (\eta_n \cdot ch(nz) + \varepsilon_n \cdot sh(nz)) \cdot \cos(nx). \quad (10)$$

Таким образом, для определения температуры в слое достаточно найти две его вспомогательные последовательности.

Многослойная плита. Для многослойной плиты, состоящей из m слоев достаточно определить $2m$ вспомогательных последовательностей. Покажем, что на самом деле достаточно знать только вспомогательные последовательности первого слоя.

Температура в i -том слое определяется формулой

$$T_i(x, z) = \frac{\varepsilon_{i0} z + \eta_{i0}}{2} + \sum_{n=1}^{\infty} (\eta_{in} \cdot ch(nz) + \varepsilon_{in} \cdot sh(nz)) \cdot \cos(nx). \quad (11)$$

Используя (11), температура на нижней границе i -го слоя запишется в виде

$$T_i(x, h_i) = \frac{\varepsilon_{i0} h_i + \eta_{i0}}{2} + \sum_{n=1}^{\infty} (\eta_{in} \cdot c_{in} + \varepsilon_{in} \cdot s_{in}) \cdot \cos(nx). \quad (12)$$

тут введены обозначения

$$ch(nh_i) = c_{in}, \quad sh(nh_i) = s_{in}.$$

По определению вспомогательных последовательностей в $(i+1)$ -том слое имеем

$$T_{(i+1)}(x, 0) = \frac{\eta_{(i+1)0}}{2} + \sum_{n=1}^{\infty} \eta_{(i+1)n} \cdot \cos(nx). \quad (13)$$

Подставив (12) и (13) в условие сопряжения слоев (4), получаем рекуррентные соотношения

$$\begin{cases} \eta_{(i+1)0} = \varepsilon_{i0} \cdot h_i + \eta_{i0}, \\ \eta_{(i+1)n} = \eta_{in} \cdot c_{in} + \varepsilon_{in} \cdot s_{in}. \end{cases} \quad (14)$$

В развернутом виде условия сопряжения (5) запишутся следующим образом

$$\begin{aligned} \alpha_i \cdot \left(\frac{\varepsilon_{i0}}{2} + \sum_{n=1}^{\infty} (n \cdot \eta_{in} \cdot s_{in} + n \cdot \varepsilon_{in} \cdot c_{in}) \cos(nx) \right) = \\ = \alpha_{i+1} \left(\frac{\varepsilon_{(i+1)0}}{2} + \sum_{n=1}^{\infty} n \cdot \varepsilon_{(i+1)n} \cdot \cos(nx) \right). \end{aligned}$$

Отсюда получаем еще два рекуррентных соотношения

$$\begin{cases} \varepsilon_{(i+1)0} = \frac{\alpha_i}{\alpha_{i+1}} \cdot \varepsilon_{i0}, \\ \varepsilon_{(i+1)n} = \frac{\alpha_i}{\alpha_{i+1}} \cdot (\eta_{in} \cdot s_{in} + \varepsilon_{in} \cdot c_{in}). \end{cases} \quad (15)$$

Таким образом, зная вспомогательные последовательности первого слоя по формулам (14), (15) можно найти вспомогательные последовательности второго, третьего и т. д. слоев.

Из граничных условий (2) можно найти элементы вспомогательной последовательности η_{10} , η_{1n} по формулам

$$\begin{aligned} \eta_{10} &= \frac{2}{\pi} \int_0^{\pi} f(x) \cdot dx, \\ \eta_{1n} &= \frac{2}{\pi} \int_0^{\pi} f(x) \cdot \cos(xn) dx. \end{aligned} \quad (16)$$

В следующем пункте мы укажем способ нахождения последовательностей ε_{10} , ε_{1n} с использованием того факта, что температура на нижней границе нулевая.

Аналоги матриц податливости. Для каждого слоя введем последовательности $\{d\}_{n=0}^{\infty}$, связанные с вспомогательными последовательностями i -го слоя соотношениями

$$\eta_{in} = \varepsilon_{in} \cdot d_{in}. \quad (17)$$

Вычислим величину $\eta_{(i+1)n}$ двумя способами с использованием (14), (15) и (17).

$$\begin{aligned} \eta_{(i+1)n} &= \varepsilon_{(i+1)n} \cdot d_{(i+1)n} = \\ &= \Delta_i \cdot \varepsilon_{in} \cdot (s_{in} \cdot d_{in} + c_{in}) \cdot d_{(i+1)n}, \\ \eta_{(i+1)n} &= \eta_{in} \cdot c_{in} + \varepsilon_{in} \cdot s_{in} = \\ &= \varepsilon_{in} \cdot (d_{in} \cdot c_{in} + s_{in}). \end{aligned} \quad (19)$$

Здесь вводится обозначение $\frac{\alpha_i}{\alpha_{i+1}} = \Delta_i$.

Приравняв (18) и (19), получаем соотношение

$$\begin{aligned} \Delta_i \cdot \varepsilon_{(i+1)n} \cdot (s_{in} \cdot d_{in} + c_{in}) \cdot d_{(i+1)n} = \\ = \varepsilon_{in} \cdot (d_{in} \cdot c_{in} + s_{in}) \end{aligned}$$

из которого определяются элементы последовательности податливости, начиная для элементов нижнего слоя

$$d_{in} = -\frac{s_{in} - \Delta_i \cdot c_{in} \cdot d_{(i+1)n}}{c_{in} - \Delta_i \cdot s_{in} \cdot d_{(i+1)n}}. \quad (20)$$

Аналогично находим рекуррентные соотношения для первых слагаемых разложения с нулевыми индексами для (11)

$$d_{i0} = \Delta_i \cdot d_{(i+1)0} - h_i. \quad (21)$$

Из граничных условий (3) и формулы (11) следует равенство

$$\begin{aligned} T_m(x, h_m) &= \frac{\varepsilon_{m0} h_m + \eta_{m0}}{2} + \\ &+ \sum_{n=1}^{\infty} (\eta_{mn} \cdot c_{mn} + \varepsilon_{mn} \cdot s_{mn}) \cdot \cos(nx) = 0, \end{aligned}$$

из которого получаем

$$\eta_{m0} = -\varepsilon_{m0} h_m, \quad \eta_{mn} = -\frac{\varepsilon_{mn} \cdot s_{mn}}{c_{mn}}. \quad (22)$$

Используя (17), (22), находим элементы последовательности податливости нижнего слоя

$$d_{m0} = -h_m, \quad d_{mn} = -th(nh_m), \quad (23)$$

с которых начинаются вычисления элементов последовательностей податливости.

Таким образом, используя (20), (21), (23) находятся все последовательности $\{d_{in}\}_{n=0}^{\infty}$ вплоть до d_{1n} , а следовательно ε_{1n} . В результате приведенных аналитических выкладок можно описать выражения для теплового поля $T_i(x, z)$ для каждого слоя по формуле (12).

Алгоритм решения

1. Определяем значения элементов последовательности податливости на нижнем m -ом слое d_{m0} и d_{mn} по формулам (23).

2. Последовательно находим элементы последовательности податливости $\{d_{in}\}_{n=0}^{\infty}$ для каждого слоя, начиная с нижних слоев, а именно, для $i = m-1$, $i = m-2, \dots, i = 1$ по формулам (21), (20).

3. Определяем η_{10}, η_{1n} по формулам (16).

4. Определяем ε_{10} и ε_{1n} по формулам (17).

5. По рекуррентным соотношениям (14), (15) получаем значения элементов вспомогательных последовательностей, связанных с температурой и потоком на поверхности слоев $\eta_{i0}, \eta_{in}, \varepsilon_{i0}$ и ε_{in} для $i = 2, i = 3, \dots, i = m$.

6. Записываем выражения для теплового поля в каждом слое по формуле (11).

Если мы хотим получить приближенное решение поставленной задачи, то задается число N и в приведенном алгоритме n меняется от 1 до N .

Температура в многослойной плите при неоднородных условиях

Пусть в граничных условиях (2) функция $f(x)$ произвольная, тогда её можно представить в виде

$$f(x) = \overline{f(x)} + \tilde{f}(x),$$

здесь $\overline{f(x)}$ – четная функция, $\tilde{f}(x)$ – нечетная функция, обе функции являются периодическими с периодом 2π . Следовательно, решение поставленной задачи можно записать в виде суперпозиции двух функций

$$T_i(x, z) = \overline{T_i(x, z)} + \tilde{T}_i(x, z), \quad (24)$$

где $\overline{T_i(x, z)}$ – ранее полученное решение для случая четной функции, а для $\tilde{T}_i(x, z)$ решение получаем аналогично с условием нечетности функции

$$\tilde{T}_i(x, z) = \sum_{n=1}^{\infty} (\tilde{\eta}_{in} \cdot ch(nz) + \tilde{\varepsilon}_{in} sh(nz)) \cdot \sin(nx). \quad (25)$$

Тут используются формулы

$$\tilde{\eta}_{1n} = \frac{2}{\pi} \int_0^{\pi} f(x) \cdot \sin(xn) dx, \quad \tilde{\varepsilon}_{1n} = \frac{\tilde{\eta}_{1n}}{d_{1n}},$$

где d_{in} находятся по формуле (20) при условии, что $d_{mn} = -th(nh_m)$ и рекуррентные соотношения

$$\begin{cases} \tilde{\eta}_{(i+1)n} = \tilde{\eta}_{in} \cdot c_{in} + \tilde{\varepsilon}_{in} \cdot s_{in}, \\ \tilde{\varepsilon}_{(i+1)n} = \frac{\alpha_i}{\alpha_{i+1}} \cdot (\tilde{\eta}_{in} \cdot s_{in} + \tilde{\varepsilon}_{in} \cdot c_{in}). \end{cases}$$

В случае, если известна ненулевая температура на нижней границе в условии (4), то задачу разбиваем на две подзадачи, когда температура равна нулю на нижней границе для первой подзадачи, а затем на верхней для второй подзадачи. Решение происходит по приведенному методу для каждого случая, после чего находится суперпозиция решений.

Пример расчета

Исследовалось влияние коэффициентов теплопроводности среднего слоя на распределение температуры в трехслойной плите. Для этого рассмотрим плиту с безразмерными толщинами $h_1 = h_2 = h_3 = 1$. На верхней границе верхней плиты задается функция $f(x) = 1 + \cos x - \cos 2x$, а на нижней границе нижней плиты температура поддерживается нулевой.

Рассмотрим случаи следующих коэффициентов теплопроводности:

- а) $\alpha_1 = \alpha_2 = \alpha_3 = 1$; б) $\alpha_1 = \alpha_3, \alpha_2 = 10\alpha_3$; в) $\alpha_1 = \alpha_3, \alpha_2 = 0,1\alpha_3$.

Поскольку функция $f(x)$ есть тригонометрический полином 2-й степени, то для получения точного решения достаточно удержать две гармоники кроме нулевой. На графиках (рис. 2, а, б, в)) изображена температура на границах слоев в рамках одного периода для случаев а, б, в.

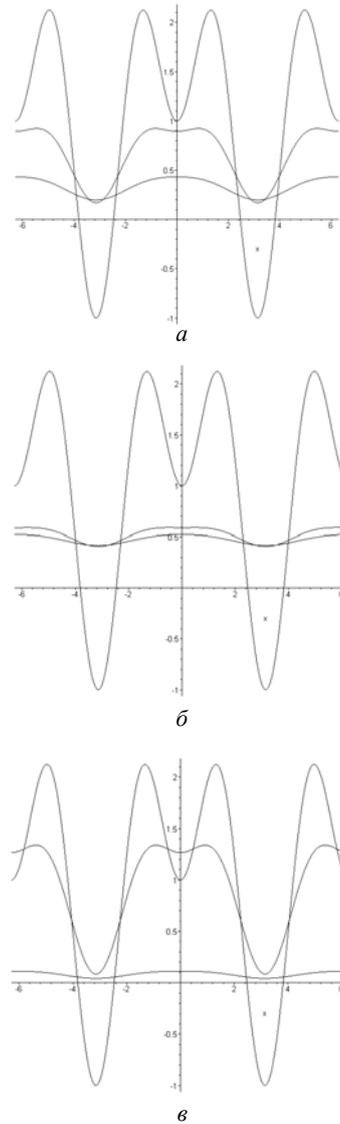


Рис. 2. Температура на границах слоев

На графиках (рис. 3, а, б, в) изображена температура по глубине плиты в сечениях $x = 0$, $x = \frac{\pi}{2}$, $x = \pi$ при тех же, сформулированных выше, условиях.

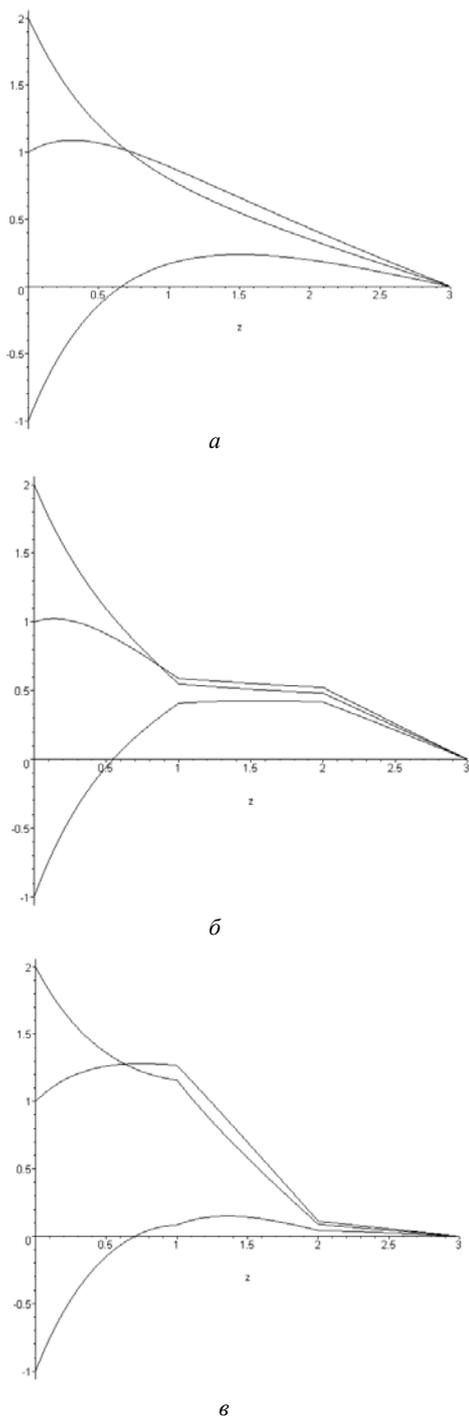


Рис. 3. Температура в сечениях по глубине плиты

Из анализа рис.2 и рис.3 можно сделать вывод, что в слоях с высоким значением коэффициента теплопроводности температура мало изменяется, а в слоях под ними температура является практически постоянной

по горизонтальной координате и линейной по глубине. Это согласуется с физическим смыслом, что подтверждает достоверность полученных результатов.

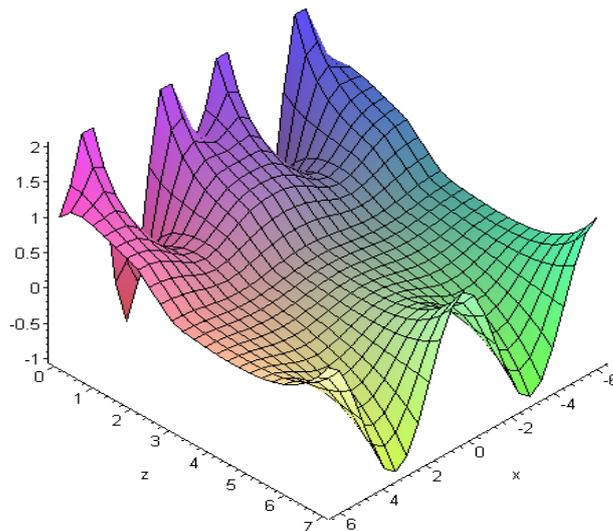


Рис. 4. Температура в трехслойной плите при неоднородных условиях

Для иллюстрации случая, когда ненулевая температура задается на обеих границах плиты, приведен трехмерный график функции температуры для трех слоев (рис. 4). Здесь на верхней границе верхней плиты задается функция $f(x) = 1 + \cos x - \cos 2x$, а на нижней границе нижней плиты $g(x) = \cos x$. Слои задаются толщинами $h_1 = 2, h_2 = 1, h_3 = 4$ и коэффициентами теплопроводности $\alpha_1 = 3, \alpha_2 = 1, \alpha_3 = 5$. Как видим, средний слой имеет практически нулевую температуру, а температурные колебания происходят в верхнем и нижнем слоях.

Выводы

В работе предложен метод точного решения двумерной стационарной задачи о распределении температур в многослойной плите с плоскопараллельными границами. Заданные функции, описывающие температуру на верхней и нижней границах, считаются периодическими с одинаковыми периодами. Используется модификация метода матриц податливости, которая хорошо зарекомендовала себя при решении задач теории упругости для многослойных тел. Основным преимуществом данного метода есть линейное возрастание объема вычислений с ростом количества слоев.

Предложенные и апробированные в работе алгоритмы в дальнейшем планируется использовать для систематического изучения свойств существенно многослойных конструкций, находящихся под действием тепловых полей с большими градиентами.

Список литературы

1. Ухин Д. В. Математическая модель расчета температуры многослойной конструкции дорожной одежды в условиях перемены температур / Д. В. Ухин // Вестник ВолгАСУ. Сер. : Стр-во и архит. 2010 – Вып. 17(36). – С. 66–69.
2. Подстригач Я. С. Теплоупругость тел неоднородной структуры / Я. С. Подстригач, В. А. Ломакин, Ю. М. Коляно // М. : Наука, 1984. – 368 с.
3. Коваленко А. Д. Основы термоупругости / Коваленко А. Д. – К. : Наук. Думка, 1970. – 307 с.
4. Кудинов В. А. Аналитические решения задач теплопередачи и термоупругости для многослойных конструкций / В. А. Кадинов, Э. М. Каргашов, В. В. Калашников // М. : Высшю шк. – 2005. – 430 с.
5. Алтухов Е. В. Метод однородных решений в трехмерных задачах термоупругости для транспортных пластин / Е. В. Алтухов // Теорет. и прикл. мех. (Киев). – 2003. – № 37. – С. 8–13.
6. Алтухов Е. В. Однородные решения трехмерных задач о распространении гармонических волн в транспортных термоупругих пластинах / Е. В. Алтухов, В. П. Шевченко // Доп. НАН України. – 2007. – № 4. – С. 49–53.
7. Процюк Б. В. Метод функций Грина в осесимметричных задачах пружности та термопружності кусково-однорідних ортотропних тіл / Б. В. Процюк // Мат. методи та фіз.-мех. поля. – 2000. – 43, № 1. – С. 94–101.
8. Горынин Г. Л. Метод жесткостных функций в задачах расчета многослойных стержней при температурных нагрузках / Горынин Г. Л., Немировский Ю. В. // Мат. методи та фіз.-мех. поля. – 2012. – 55, № 2. – С. 144–155.
9. Neng-Hus Zhang Thermoelastic stresses in multilayered beams / Neng-Hus Zhang // Thin Solid Films. – 2007. – 515. – P. 8402–8406.
10. Величко О. В. Плоска деформація пружної багатошарової плити під дією періодичної системи навантажень / О. В. Величко // Вісник Дніпропетровського університету. Серія Механіка. – Дніпропетровськ: видавництво Дніпропетровського університету – 2004. – № 6. – Вип. 8. – Т. 1. – С. 162–170.
11. Велико І. Г. Просторова термопружна деформація багатошарової основи / І. Г. Велико, І. Г. Ткаченко // Вісник Дніпропетровського ун-ту. Механіка. – 2004. – Вип. 8. – Т. 1. – № 6. – С. 154–161.
12. Величко І. Г. Просторова та осесиметрична термопружна деформація багатошарової основи / І. Г. Величко, І. Г. Ткаченко // Вісник Дніпропетровського ун-ту. Механіка. – 2004. – Вип. 8. – Т. 2. – № 6/2. – С. 36–43.
13. Ткаченко І. Г. Двовірна мішана задача термопружності для багатошарової основи / І. Г. Ткаченко // Прикладні пробл. механіки та математики. – 2005. – Вип. 3 – С. 70–78.

Одержано 20.11.2014

Бойко С.Б., Величко І.Г. Розрахунок двовимірних теплових стаціонарних періодичних полів в багатошарових плитах

Запропоновано метод розрахунку теплових стаціонарних, періодичних по просторовій координаті, полів у багатошарових плитах. На верхній межі плити температура описується парною періодичною функцією. На нижній межі плити температура нульова. На спільних кордонах шарів виконується умова безперервності температурного поля і рівність теплових потоків. Розв'язання узагальнено для випадку відомих температур на верхній і нижній межах плити, заданих періодичними функціями з однаковими періодами. Наведені приклади результатів числових досліджень для різних граничних умов. Проведено порівняльний аналіз і зроблені висновки.

Ключові слова: багатошарові плити, гармонійне рівняння, рекурентні співвідношення, послідовності піддатливості, закон Фур'є.

Velichko S., Boyko I. Calculation of two-dimensional stationary periodic thermal fields in multilayered plates

Methods for calculating thermal stationary periodic fields in the multidimensional case are given. On the upper boundary plate temperature is described with even periodic function. On the lower boundary plate temperature is zero. On the common boundary layers, the condition of continuity of the temperature field and heat flow equation is fulfilled. Generalized solution for periodic functions defined on the upper and lower boundaries of the plates was found. The examples of the results of numerical studies for different input data are given. A comparative analysis and conclusions have been done.

Key words: multilayer plates, harmonic equation, recurrence relations, compliance sequence, the laws of Fourier.

ЧИСЕЛЬНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ДЕФОРМАЦІЇ ПЛИТИ У ВИПАДКУ ПОВНОГО ТА ІДЕАЛЬНОГО КОНТАКТІВ НА МЕЖІ ЗАКРІПЛЕННЯ

Розглядається деформація навантаженої стійки у вигляді прямокутного паралелепіпеда в умовах плоского деформованого стану. На нижній межі, вздовж якої стійка спряжена з абсолютно жорстким півпростором, розглянуто два типи умов: повний та ідеальний контакт. Проводиться аналіз впливу умов закріплення на розподіл напружень.

Ключові слова: стійка, умови закріплення, повний контакт, ідеальний контакт, плоска деформація.

Вступ

Дослідження конструкцій, елементами яких є прямокутні плити, є актуальним науковим напрямком. Задача визначення напружень, які виникають у твердому тілі, на яке тисне інше тверде тіло, відноситься до класу контактних задач теорії пружності [1], при цьому міцність тіла залежить від умов його закріплення.

У світі постійно зростають темпи промислового та аграрного виробництва, тому все більш актуально стає необхідність перевезення великої кількості важких вантажів на залізничних платформах, у кузовах вантажних машин, на палубах трансатлантичних лайнерів та у багажних відділеннях літаків. При перевезенні вантажів їх потрібно закріплювати. Існує багато способів закріплення, описаних, наприклад, у [2]. Безпека транспортування вантажів та їх схоронність суттєво залежать від правильності розміщення та закріплення вантажу. Недостатнє закріплення вантажу на транспортному засобі може призвести до його пошкодження, втрати або виникненню аварійної ситуації у зв'язку із зміщенням погано закріпленого вантажу [3, 4]. Таким чином, транспортування ненадійно закріпленого вантажу дорогами загального користування небезпечно для інших учасників дорожнього руху. У зв'язку з чим представлене дослідження є актуальним.

Метою цієї роботи є розробка математичної моделі процесу деформування стійки в найпростішому випадку статичної пружної плоскої деформації та проведення чисельних досліджень на основі побудованої моделі.

Отримано точний розв'язок задачі у вигляді рядів Фур'є, коефіцієнти яких є функціями від вертикальної координати. Приведено чисельні приклади, які ілюструють вплив межових умов на розподіл напружень у плиті. Подібні задачі для випадку параболічного штампу докладно розв'язані в [5].

Постановка задачі

Розглянемо випадок, коли вантаж розміщується на спеціальних стійках і фіксується. Стійки закріплюються

таким чином, щоб виключити їх рух як абсолютно твердого тіла, але ж основа стійки може бути або механічно зчеплена з платформою, або довільно стояти на платформі таким чином, щоб виключити горизонтальні рухи. З точки зору механіки мова йде про повний (зчеплення) або ідеальний (проковзування) контакти.

В якості моделі стійки будемо розглядати прямокутний паралелепіпед скінченної довжини, вісь якого паралельна осі Oz і який знаходиться в умовах плоскої деформації. Якщо візьмемо один з перетинів $z = \text{const}$, то матимемо задачу про вигін смуги, що займає область $0 \leq x \leq l$, $0 \leq y \leq h$ (рис. 1). На верхню межу смуги тисне гладкий абсолютно жорсткий штамп, який переміщується вертикально. Оскільки ми розглядаємо статичну задачу, то будемо вважати, що в кінцевому положенні рівняння лінії, яку описує нижня межа штампу відомо і має вигляд $y = f(x)$, $x \in [0, l]$ (рис. 2), значить, виконується умова

$$v(x, h) = f(x) - h. \quad (1)$$

Визначимо тепер межові умови, які відповідатимуть двом видам закріплення стійки, що аналізуються. Гладкість штампу означає, що на верхній межі смуги дотичні напруження нульові:

$$\tau_{xy}(x, h) = 0. \quad (2)$$

За аналогією з [6] вважаємо, що бокові сторони смуги зчеплені з тонкими листами – діафрагмами, що дозволяють точкам смуги, які з ними зчеплені, вільно переміщуватися в горизонтальному напрямку і не дозволяють переміщуватися у вертикальному напрямку. Математичний запис описаних умов має вигляд

$$v(0, y) = 0, v(l, y) = 0. \quad (3)$$

У випадку зчеплення будемо вважати, що нижня межа смуги (при $y = 0$) спаяна з абсолютно жорсткою

осною. Це означає, що вертикальні та горизонтальні переміщення точок смуги, які лежать на цій межі, дорівнюють нулю, тобто

$$u(x,0) = 0, \quad v(x,0) = 0. \quad (4)$$

Для випадку ідеального контакту вертикальні переміщення та дотичні напруження точок смуги, що лежать на нижній межі, дорівнюють нулю:

$$v(x,0) = 0, \quad \tau_{xy}(x,0) = 0. \quad (5)$$

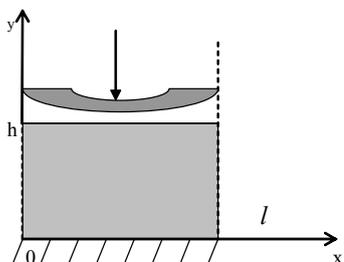


Рис. 1.

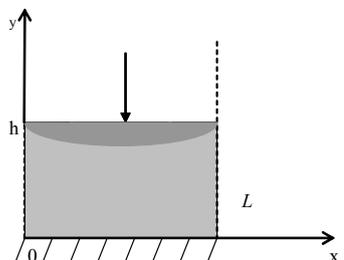


Рис. 2.

Таким чином, нам потрібно знайти функції, які задовольняють системі рівнянь Ламе і межовим умовам (1)–(4) для випадку зчеплення та межовим умовам (1)–(3), (5) у випадку ідеального контакту. Зауважимо, що оскільки $\sigma_x(0, y) = 0$, то при такій деформації нормальні напруження на бокових діафрагмах будуть дорівнювати нулю.

Метод розв'язання

Оскільки функція $v(x, y)$ задовольняє однорідним межовим умовам (1)–(3), то будемо її шукати у вигляді тригонометричного ряду за синусами як і в [5]:

$$(x, y) = \sum_{k=1}^{\infty} V_k(y) \sin(\alpha k x). \quad (6)$$

Тут $\alpha = \pi/l$.

У цьому випадку розклади функції $u(x, y)$, $\sigma_x(x, y)$, $\sigma_y(x, y)$, $\tau_{xy}(x, y)$ у тригонометричні ряди матимуть вигляд:

$$u = \sum_{k=1}^{\infty} U_k(y) \cos(\alpha k x), \quad \sigma_x = \sum_{k=1}^{\infty} S_k(y) \sin(\alpha k x),$$

$$u = \sum_{k=1}^{\infty} U_k(y) \cos(\alpha k x), \quad \sigma_x = \sum_{k=1}^{\infty} S_k(y) \sin(\alpha k x). \quad (7)$$

Встановимо тепер зв'язок між функціями V_k, U_k, S_k, M_k та T_k . Для цього підставимо розклади (6) та (7) в кожне з рівнянь системи Ламе [1]. Отримаємо такі розклади:

$$V_k = (A_k + yB_k)ch(\alpha ky) + (C_k + yD_k)sh(\alpha ky),$$

$$U_k = 2 \left(\frac{(1-\nu)}{\alpha k} B_k + \nu C_k + \nu y D_k \right) ch(\alpha ky) + 2 \left(\frac{(1-\nu)}{\alpha k} D_k + \nu A_k + \nu y B_k \right) sh(\alpha ky),$$

$$S_k = -2\mu \left((3-2\nu) B_k + \alpha k C_k + \alpha ky D_k \right) ch(\alpha ky) + \left((3-2\nu) D_k + \alpha k A_k + \alpha ky B_k \right) sh(\alpha ky),$$

$$M_k = 2 \left(\alpha k A_k + \alpha ky B_k + (1-2\nu) D_k \right) sh(\alpha ky) + \left(\alpha k C_k + \alpha ky D_k + (1-2\nu) B_k \right) ch(\alpha ky),$$

$$T_k = \mu \left[\begin{aligned} & (A_k(1+2\nu)\alpha k + 2D_k)ch(\alpha ky) + \\ & B_k\alpha k(1+2\nu)y \cdot ch(\alpha ky) + \\ & (C_k(1+2\nu)\alpha k + 2B_k)sh(\alpha ky) + \\ & D_k\alpha k(1+2\nu)y \cdot sh(\alpha ky) \end{aligned} \right]. \quad (8)$$

Тут A_k, B_k, C_k, D_k – довільні константи.

Із межових умов (1)–(4) або (1)–(3), (5) із врахуванням розкладів (6), (7) та виразів (8) матимемо системи лінійних рівнянь відносно невідомих A_k, B_k, C_k та D_k . Розв'язок відповідної системи для випадку зчеплення має вигляд:

$$\begin{cases} A_k = 0, \\ B_k = \nu\alpha k\Omega(2ch(\alpha kh) + \alpha kh(1+2\nu)sh(\alpha kh)), \\ C_k = -\Omega(2(1-\nu)ch(\alpha kh) + \alpha kh(1+\nu-2\nu^2)sh(\alpha kh)), \\ D_k = \Omega(\alpha kh\nu(1+2\nu)ch(\alpha kh) - (1-\nu-2\nu^2)sh(\alpha kh)), \end{cases} \quad (9)$$

де позначено $\Omega = \delta_k / [2\nu\alpha kh - (1-\nu)sh(2\alpha kh)]$.

Аналогічно знайдено розв'язок системи у випадку ідеального контакту:

$$\begin{cases} A_k = 0, \\ B_k = -\alpha k\Psi(1+2\nu), \\ C_k = \Psi(2 + \alpha kh(1+2\nu)cth(\alpha kh)), \\ D_k = 0, \end{cases} \quad (10)$$

тут позначено $\Psi = \delta_k / 2sh(\alpha kh)$.

Підставивши знайдені коефіцієнти (9) або (10) в ряди (6), (7) для нормальних напружень σ_x, σ_y та дотичних напружень τ_{xy} матимемо шукані розв'язки вказаних функцій у тригонометричні ряди. Отриманні результати застосуємо для аналізу впливу умов закріплення на нижній межі плити на розподіл у ній нормальних та дотичних напружень.

Результати чисельного моделювання

Наведемо результати чисельного моделювання деформації плити штампом у випадках, коли на нижній межі виконуються умови зчеплення та ідеального контакту. Візьмемо $l = \pi$, $h = 1$, $\nu = 0,25$. Напруження будемо відносити до модуля зсуву μ .

Будемо вважати, що поверхня штампу представляє собою одну хвилю синусоїди, тобто рівняння верхньої межі смуги після деформації буде мати вигляд

$$f(x) = h - p \sin x, \quad (11)$$

де p – достатньо мале додатне число, яке має розмірність довжини і характеризує вигін поверхні штампу.

У цьому випадку вертикальні переміщення точок смуги описуються формулою:

$$v(x, h) = f(x) - h = -p \sin x. \quad (12)$$

Розкладемо функцію (12) у ряд Фур'є і отримаємо рівність:

$$-p \sin x = \sum_{k=1}^{\infty} \delta_k \sin kx.$$

В силу однозначності розвинення функції в ряд Фур'є матимемо, що лише один із коефіцієнтів δ_k відмінний від нуля, а це означає, що для отримання точного розв'язку нам достатньо в рядах (6), (7) утримати лише перші доданки.

Отримаємо явні розклади функцій переміщень та напружень окремо для кожного з випадків:

1) Повний контакт. З формул (9) для отримаємо чисельні значення констант:

$$A_1 = 0, B_1 = 0,546p, C_1 = -1,638p, D_1 = -0,07p.$$

З урахуванням цього наведемо вирази для напружень та переміщень у випадку зчеплення:

$$\begin{aligned} u &= p(-0,035y \cdot chy + (-0,105 + 0,273y)shy)\cos x, \\ v &= p(0,546y \cdot chy + (-1,638 - 0,07y)shy)\sin x, \\ \sigma_x &= -\mu p((-1,092 + 0,035y)chy + (0,245 - 0,243y) \cdot shy)\sin x, \\ \sigma_y &= -\mu p((-3,276 - 0,175y)chy + (-0,105 + 1,365y) \cdot shy)\sin x, \\ \tau_{xy} &= \mu p((-0,14 + 0,819y) \cdot chy + (-1,365 + 0,105y)shy)\cos x. \end{aligned} \quad (13)$$

Зауважимо, що в рамках заданої точності виконуються відповідні межові умови та рівняння теорії пружності.

2) Ідеальний контакт. З формул (10) отримаємо наступні чисельні значення констант:

$$A_1 = 0, B_1 = -0,638p, C_1 = 1,689p, D_1 = 0.$$

Вирази для напружень та переміщень у випадку проковзування приймають вид:

$$\begin{aligned} u &= p(0,113 \cdot chy + 0,319yshy)\cos x, \\ v &= p(0,638y \cdot chy - 1,689shy)\sin x, \\ \sigma_x &= \mu p(1,389chy + 0,319y \cdot shy)\sin x, \\ \sigma_y &= -\mu p(3,265chy - 1,595y \cdot shy)\sin x, \\ \tau_{xy} &= -\mu p(0,957y \cdot chy + 1,257shy)\cos x. \end{aligned} \quad (14)$$

Для цього випадку також можна безпосередньо переконатися, що в рамках заданої точності виконуються відповідні межові умови та рівняння теорії пружності.

Далі наведемо результати чисельних розрахунків для двох видів межових умов: випадку зчеплення (13) та випадку ідеального контакту (14).

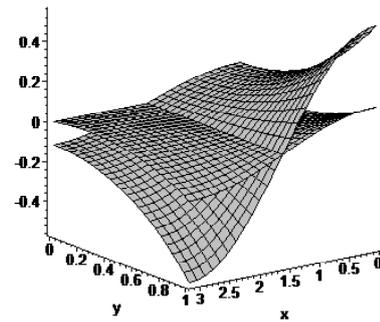


Рис. 3. Переміщення $u(x, y)/p$

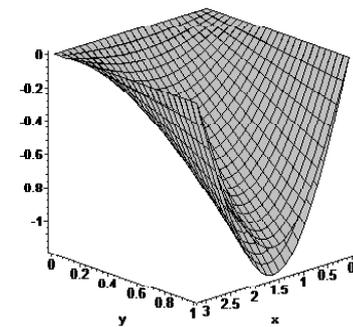


Рис. 4. Переміщення $v(x, y)/p$

На рис. 3–4 зображено типові графіки функцій горизонтальних та вертикальних переміщень точок плити для двох типів межових умов при значенні товщини $h = 1$.

Аналіз графіків 3–6 показав, що вертикальні переміщення $\frac{v(x, y)}{p}$ практично не залежать від виду межових умов;

горизонтальні переміщення $\frac{u(x, y)}{p}$ для

$x \in (0; \pi/2)$ більші для випадку ідеального контакту, а для $x \in (\pi/2; \pi)$ більші для випадку зчеплення; в точці $x = \pi/2$ графіки переміщень перетинаються. Нормальні напруження $\frac{\sigma_x(x, y)}{\mu p}$ для ідеального контакту

більші ніж у випадку зчеплення, а нормальні напруження $\frac{\sigma_y(x, y)}{\mu p}$ для ідеального контакту менші, ніж для ви-

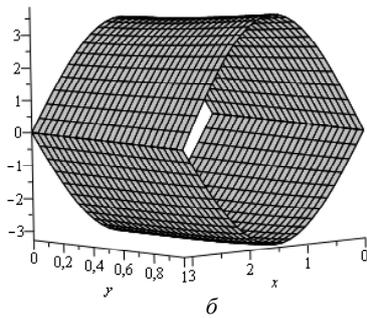
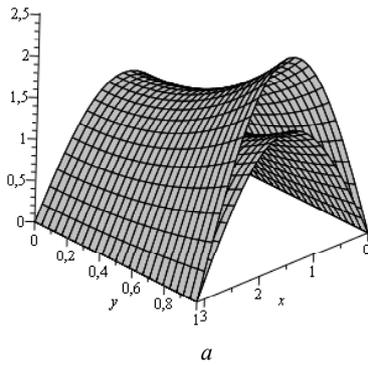


Рис. 5. Нормальні напруження: $a - \frac{\sigma_x(x, y)}{\text{МПа}}$, $b - \frac{\sigma_y(x, y)}{\text{МПа}}$

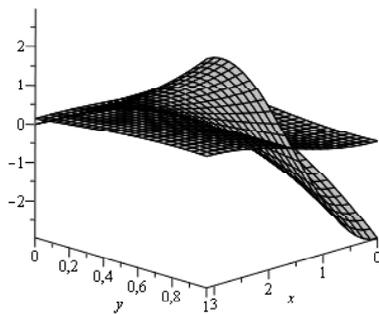


Рис. 6. Дотичні напруження $\frac{\tau_{xy}(x, y)}{\text{МПа}}$

падку зчеплення. Дотичні напруження в смугі у випадку ідеального контакту незначно відрізняються від нуля, а у випадку зчеплення відбувається значний перерозподіл дотичних навантажень. Як можна побачити, межові умови на нижній межі найбільш сильно впливають на перерозподіл дотичних навантажень у плиті.

Штефан Т.А. Численне моделювання деформації плити в случае полного и идеального контактов на границе закрепления

Рассматривается деформация нагруженной стойки в виде прямоугольного параллелепипеда в условиях плоского деформированного состояния. На нижней границе, вдоль которой стойка сопряжена с абсолютно жестким полупространством, рассмотрены два типа условий: полный и идеальный контакт. Проводится анализ влияния условий закрепления на распределение напряжений.

Ключевые слова: стойка, условия закрепления, полный контакт, идеальный контакт, плоская деформация.

Shtefan T. Numerical modeling of the deformation plate in case of complete and perfect contact at the border consolidation

We consider the deformation of the loaded rack in the form of direct parallelepiped in terms of plane strain state. At the lower boundary, along which the stable coupled with rigid half-space, considered two types of conditions: a complete and perfect contact are considered. The analysis of the effects of consolidation on the stress distribution.

Key words: front, fixing condition, complete contact, perfect contact, elastic deformation.

Висновки

У даній роботі наведена математична постановка задачі про плоску деформацію однорідної невагомої ізотропної пружної смуги, яка знаходиться під тиском зі сторони абсолютно жорсткого штамп. Розв'язано статичну задачу методом розкладу функцій переміщень та навантажень в тригонометричні ряди. Отримано точний розв'язок задачі у вигляді рядів Фур'є, коефіцієнти яких є функціями від вертикальної координати.

Розглянуто два типи межових умов на межах, які не контактують зі штампом, а саме умови зчеплення та умови ідеального контакту. Для обох задач отримані розрахункові формули та проведено детальний чисельний аналіз.

Список літератури

1. Ворovich И. И. Механика контактных взаимодействий / Ворovich И. И., Александров В. М. – М. : Физматлит, 2001. – 670 с.
2. Егоров С. А. Совершенствование методики расчета элементов крепления в статически неопределимых схемах закрепления единичного груза / Егоров С. А., Гребенюк, Л. А., Хорунжин, С. Ю. // Известия ТРАССИБА. – Омский государственный университет путей сообщения (Омск) : Вып. № 4. – 2011. – С. 87–94.
3. Калитвенцев А. Ю. Совершенствование методов размещения и крепления грузов на автомобильном транспорте / Калитвенцев А. Ю. // Актуальные проблемы эксплуатации АТС. Матер. междунар. научн.-практич. конф. – Владимир, 20–22 ноября 2007. – С. 64–67.
4. «Правила безопасного размещения и крепления грузов в кузове автомобильного транспортного средства», Респ. Беларусь, утв. 10 октября 2005 г., Постановление № 58.
5. Величко О. В. Вплив геометричних і пружних характеристик плити на положення зон можливої пластичної деформації / О. В. Величко, Т. О. Штефан // Вісник ХНУ. Секція МІА. – Харків. – 2013. – № 1063. – С. 51–56.
6. Власов В. З. Балки, плиты и оболочки на упругом основании / В. З. Власов, Н. Н. Леонтьев. – Москва : ГИФМЛ, 1960. – 490 с.

Одержано 01.10.2014

УДК 669.15-192.017:621.357.7

Канд. техн. наук Е. В. Колесник, канд. техн. наук А. П. Клименко

ГВУЗ «Украинский государственный химико-технологический университет», г. Днепропетровск

РАСЧЕТНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПОКРЫТИЙ ЭЛЕКТРООСАЖДЕННЫМ ЖЕЛЕЗОМ И СПЛАВАМИ НА ЕГО ОСНОВЕ

По данным индентирования поверхности определена вязкость разрушения электроосажденных покрытий на основе железа. Показано влияние легирования никелем и хромом на вязкость разрушения электроосажденного железа. Установлена взаимосвязь между вязкостью разрушения и наличием преимущественных ориентировок кристаллов в покрытиях.

Ключевые слова: вязкость разрушения, электроосажденные покрытия, текстура, преимущественные ориентировки кристаллов, электроосажденное железо, Fe-Ni, Fe-Cr.

Введение

Покрытия электроосажденным железом применяются для восстановления размеров и одновременного поверхностного упрочнения стальных деталей машин, изношенных в процессе эксплуатации [1]. Для повышения комплекса свойств электроосажденного железа может осуществляться его легирование различными элементами [1, 2], в частности – хромом [3], никелем [4], марганцем [5]. Определение механических свойств электроосажденных сплавов на основе железа является достаточно актуальной практической задачей, однако малая толщина покрытий затрудняет или делает невозможным применение большинства стандартных методов испытаний, предусмотренных для массивных образцов. В связи с этим предложены различные косвенные методы определения показателей механических свойств расчетным путем, в частности – использующие в качестве исходных данных результаты, полученные методами индентирования поверхности.

Одним из важнейших показателей механических свойств, характеризующих конструкционную прочность, является вязкость разрушения. В качестве критерия вязкости разрушения используется критический коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} – одна из характеристик трещиностойкости материалов [6].

Состояние вопроса

Широко распространенный метод статических испытаний массивных металлических образцов с надрезом и трещиной [6] не пригоден для определения вязкости разрушения тонких покрытий, что вызывает необходимость расчетного определения этого показателя. Анализ литературных источников показал наличие большого числа работ, посвященных определению критерия вязкости разрушения по результатам индентирования поверхности, в основном – применительно к керамическим материалам. Так, применение методов

микро- и наноиндентирования для этих целей рассматривается в работах [7] и [8, 9] соответственно.

Математическая модель для расчетного определения вязкости разрушения с учетом длины радиальных трещин, получаемых при микроиндентировании поверхности материала алмазной четырехгранной пирамидой (рис. 1), была предложена авторами работы [10]. При этом критерий вязкости разрушения (с размерностью МПа·м^{1/2}) может быть рассчитан по формуле

$$K_{Ic} = k \left(\frac{E}{H} \right)^{1/2} \left(\frac{P}{c} \right)^{3/2}, \quad (1)$$

где k – коэффициент пропорциональности;
 E – модуль упругости материала, МПа;
 H – твердость материала по Виккерсу, МПа;
 P – нагрузка на индентор, Н;
 c – длина радиальной трещины, м.

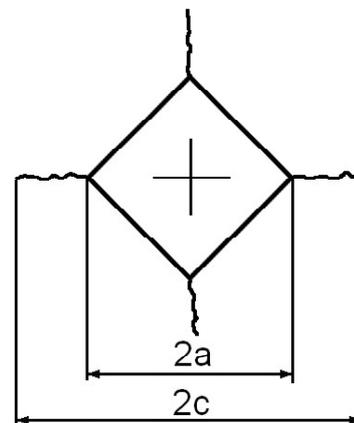


Рис. 1. Схематическое изображение отпечатка индентора и радиальных трещин: a – полуширина отпечатка; c – длина трещины

На основании исследований, проведенных в работе [11], предложено значение коэффициента пропорциональности $k = 0,016$. Данная модель нашла достаточно широкое применение на практике [7, 12, 13], а также получила некоторое дальнейшее развитие в работах [14–16]. В качестве варианта расчетной формулы для определения вязкости разрушения по длине радиальной трещины следует также отметить уравнение, приведенное в работе [17] и использованное, например, в работе [18]:

$$K_{Ic} = 0,035 \left(\frac{c}{a} \right)^{-1/2} \left(M \frac{E}{H} \right)^{2/5} H a^{1/2} M^{-1}, \quad (2)$$

где a – полуширина отпечатка, м;

M – коэффициент стеснения.

Следует также упомянуть наличие модели для расчета критерия вязкости разрушения для случая применения конического алмазного индентора [19].

Модель для определения вязкости разрушения по величине твердости по Виккерсу без использования длины радиальных трещин предложена автором работы [20] и нашла экспериментальное подтверждение в работе [21]. Согласно этой модели для композитов WC-Co расчет производился по формуле:

$$K_{Ic} = 2,15 \cdot 10^{-6} \left(\frac{E}{H} \right)^{0,6} \left(1 + 0,012 \frac{E}{H} \right)^{-0,6} H^{-1,5}. \quad (3)$$

В работе [15] показано хорошее соответствие результатов, полученных согласно этой модели, данным полученным в работе [11], где расчет производился с учетом длины радиальных трещин.

Следует отметить, что рассмотренные модели в основном применялись для массивных керамических образцов, хотя есть примеры их применения и для покрытий. Так, в работе [12] метод индентирования применен для покрытий сплавом Cr-C, при этом сами авторы признают возможную неточность в определении вязкости разрушения, обусловленную малой толщиной и анизотропией покрытий.

В работе [22] приведена несколько адаптированная формула, предназначенная для определения критерия вязкости разрушения в электроосажденных металлических покрытиях:

$$K_{Ic} = 0,074 \left(\frac{P}{c} \right)^{3/2}. \quad (4)$$

Таким образом, методы расчетного определения вязкости разрушения по результатам индентирования поверхности хотя и построены на общих принципах, но отличаются определенным разнообразием и могут использовать в качестве исходных данных длину радиальных трещин либо твердость по Виккерсу. Разнообразие рассмотренных методов, а также недостаток данных об их применении для тонких металлических покрытий требуют их экспериментальной проверки.

Целью данной работы стало расчетное определение вязкости разрушения покрытий электроосажденным железом и сплавами Fe-Cr, Fe-Ni, а также сравнительная оценка существующих методов расчета с точки зрения достоверности результатов, получаемых на тонких электроосажденных металлических покрытиях.

Материал и методика исследования

Покрытия электроосажденным железом толщиной 50 мкм получали при катодной плотности тока 10 А/дм² и температуре электролита 55 °С. В качестве подложки использовали стальной лист марки 08кп толщиной 0,5 мм. Состав электролита: FeSO₄·7H₂O – 400 г/л (80 г/л в пересчете на ионы железа) Al₂(SO₄)₃·18H₂O – 100 г/л, рН=2-3. Для получения покрытий электроосажденными сплавами Fe-Ni и Fe-Cr в указанный электролит железнения дополнительно вводили сульфаты соответствующих металлов – NiSO₄·7H₂O, Cr₂(SO₄)₃·6H₂O в концентрации 1 г/л в пересчете на ионы металла. При осаждении использовали растворимый железный анод.

Критерий вязкости разрушения K_{Ic} определяли расчетным путем согласно методикам, описанным выше, с применением формул (1)–(4). При этом для расчета по формулам (1)–(3) в связи с малой толщиной покрытий вместо твердости по Виккерсу использовали значения микротвердости, определение которой выполняли стандартным способом на микротвердомере ПМТ-3. Для получения радиальных трещин производили индентирование поверхности покрытий на твердомере Виккерса ИТ 5010 с нагрузкой 49 Н и временем выдержки под нагрузкой 12,5 с. Длину радиальных трещин на полученных отпечатках измеряли при помощи металлографического микроскопа (рис. 2). Для расчета K_{Ic} по формуле (1) использовали рекомендуемое в [11] значение $k = 0,016$. В формуле (2) использовали значение $M = 2$, рекомендуемое в [17] для хрупких материалов, поскольку для электроосажденного железа характерен высокий уровень напряжений, повышенная твердость и низкая пластичность.

Морфологию поверхности покрытий исследовали на растровом электронном микроскопе РЭМ-106И. Фазовый состав покрытий и наличие преимущественных ориентировок кристаллов определяли рентгеновским методом на дифрактометре ДРОН-3 в излучении меди.

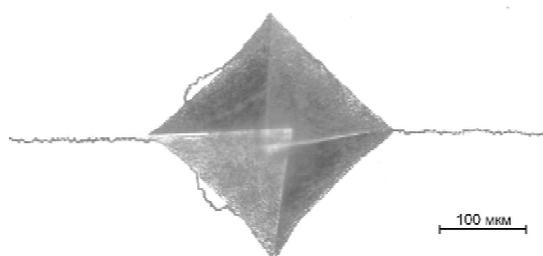


Рис. 2. Отпечаток индентора и типичные трещины в покрытии электроосажденным сплавом Fe-Ni (фон удален для лучшего отображения трещин)

Анализ полученных результатов

Результаты сравнительной оценки вязкости разрушения покрытий электроосажденным железом и сплавами Fe-Ni, Fe-Cr определенной согласно различным методам расчета, показали существенное расхождение значений между рассмотренными методами (табл. 1). Причиной такого расхождения, очевидно, является применение в расчетных формулах эмпирических коэффициентов, значения которых для формул (1)–(3) отработывались, в основном, на массивных керамических материалах. Кроме того, рассмотренные методики не учитывают толщину образцов, их структурное состояние, наличие дефектов кристаллического строения, кристаллографической текстуры и ряда других возможных факторов.

Таблица 1 – Критерий вязкости разрушения K_{Ic} электроосажденных покрытий, определенный согласно различным методам расчета, МПа· м^{1/2}

Покрытие	Расчетная формула			
	(1)	(2)	(3)	(4)
Fe	1,24	3,94	52,16	0,87
Fe-Ni	2,59	5,12	53,92	1,79
Fe-Cr	2,96	5,14	61,83	1,98

Следует отметить явно заниженный уровень значений вязкости разрушения, полученных по формулам (1), (2) и (4), хотя последняя и рекомендуется в работе [22] для металлических покрытий. Так, в работе [6] отмечается, что вязкость разрушения конструкционных сплавов на основе железа, алюминия, титана (определенная на массивных образцах) обычно находится в пределах 15–200 МПа либо может превышать этот диа-

пазон значений. В данном случае, даже с учетом того факта, что для электроосажденных покрытий характерен высокий уровень остаточных напряжений и высокая степень дефектности структуры, представляется маловероятными значения вязкости разрушения на уровне 1–6 МПа· м^{1/2}, полученные при расчете по формулам (1), (2), (4). Таким образом, наиболее вероятными результатами являются значения, рассчитанные по формуле (3) согласно методике Ложье (Laugier) [20, 21], показавшие вязкость разрушения покрытий на уровне 43–62 МПа· м^{1/2}. Однако, следует отметить, что поскольку в расчете использовали числовое значение коэффициента, уточненное Ложье для композитов WC-Co, эти результаты можно рекомендовать скорее для сравнительного применения, например – для сравнительной оценки влияния легирующих элементов на вязкость разрушения электроосажденного железа.

По данным фазового анализа исследованные электроосажденные сплавы Fe-Ni и Fe-Cr представляют собой твердые растворы на основе решетки α -Fe. Анализ рентгеновских дифрактограмм полученных образцов показал (рис. 3), что в сплавах Fe-Ni и Fe-Cr помимо аксиальной ориентировки кристаллов $\langle 211 \rangle$, характерной для электроосажденного железа без легирования, присутствует также ярко выраженная ориентировка $\langle 111 \rangle$. Причем, ее объемная доля явно выше в сплаве Fe-Cr, чем в Fe-Ni, о чем можно судить по соотношению интегральных интенсивностей соответствующих дифракционных максимумов на рис. 3, б и 3, в.

Сопоставляя полученные результаты с расчетными значениями критерия вязкости разрушения (табл. 1), можно связать наблюдаемое повышение K_{Ic} при легировании электроосажденного железа никелем и хромом с появлением аксиальной ориентировки кристаллов $\langle 111 \rangle$ в структуре покрытий, так как большей объемной доле ориентировки $\langle 111 \rangle$ (сплав Fe-Cr) соот-

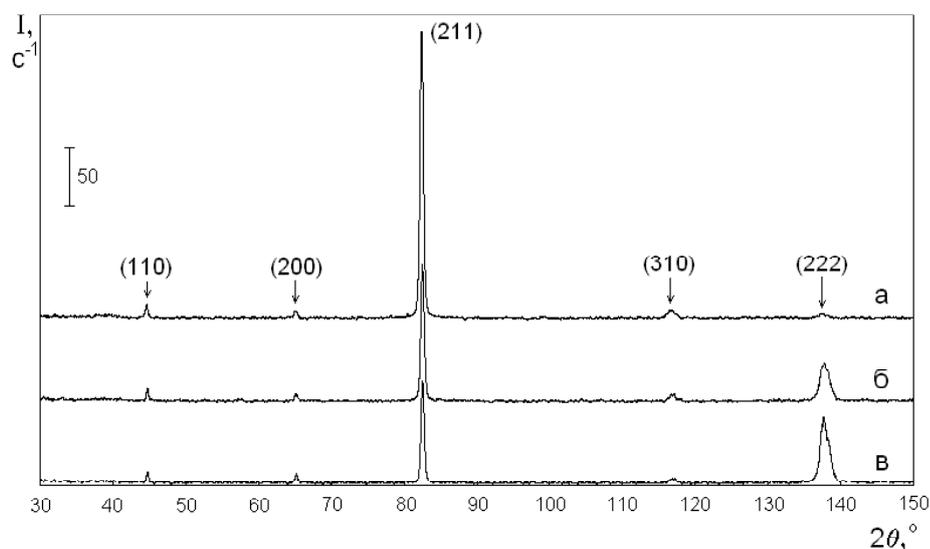


Рис. 3. Дифрактограммы электроосажденного железа (а) и сплавов Fe-Ni (б), Fe-Cr (в)

ветствует более высокая вязкость разрушения. Подтверждением этого предположения также можно считать электронно-микроскопические данные о морфологии поверхности (рис. 4), которые указывают на то, что при легировании железа никелем и хромом в структуре покрытий помимо крупных кристаллов с четкой гранкой (хорошо наблюдаемых в чистом железе (рис. 4, а) и соответствующих ориентировке $\langle 211 \rangle$) появляется вторая составляющая – мелкие игольчатые кристаллы (очевидно, соответствующие ориентировке $\langle 111 \rangle$). Причем в покрытиях сплавом Fe-Cr, обладающими наибольшей вязкостью разрушения, объемная доля игольчатых кристаллов выше (рис. 4, в), чем в сплаве Fe-Ni (рис. 4, б).

Причиной наблюдаемого повышения вязкости разрушения сплавов на основе железа с появлением аксиальной ориентировки кристаллов $\langle 111 \rangle$, вероятно, является тот факт, что в объемно-центрированной кубической решетке α -Fe в кристаллографическом направлении $\langle 111 \rangle$ наблюдается наибольшее значение модуля Юнга (276 ГПа) [23] по сравнению с другими кристаллографическими направлениями. В то время как для направления $\langle 211 \rangle$ его величина составляет 215 ГПа. Также следует отметить тот факт, что плоскость (111) в решетке α -Fe является менее плотно упакованной, чем плоскость (211) (на 1 нм² приходится 7,0 и 9,9 атомов соответственно), что связано с меньшими искажениями решетки при внедрении индентора в материал и в свою очередь – с меньшей склонностью к образованию трещин. Другой (либо дополнительной) возможной причиной повышения вязкости разрушения может быть существенное измельчение кристаллов, со-

путствующее формированию аксиальной ориентировки $\langle 111 \rangle$ (рис. 4).

С учетом полученных результатов в дальнейшем может представлять научно-практический интерес выявление влияния концентрации легирующих элементов на вязкость разрушения электроосажденных покрытий на основе железа и установление взаимосвязи с преимущественными ориентировками кристаллов, а также – дальнейшие исследования с целью уточнения значения числового коэффициента, используемого в формуле (3), применительно к покрытиям сплавами на основе железа.

Выводы

1. Выполнено расчетное определение вязкости разрушения покрытий электроосажденным железом и сплавами Fe-Ni, Fe-Cr по данным индентирования поверхности. Методика Ложье для определения критерия вязкости разрушения K_{Ic} по величине твердости материала представляется наиболее достоверной из рассмотренных.

2. Установлено, что исследованные электроосажденные сплавы Fe-Ni и Fe-Cr обладают более высокой вязкостью разрушения по сравнению с электроосажденным железом. Возможной причиной повышенной вязкости разрушения является наличие в структуре сплавов аксиальной ориентировки кристаллов $\langle 111 \rangle$, что связано с повышенным значением модуля Юнга в данном кристаллографическом направлении в решетке α -Fe, а также – с измельчением кристаллов, сопутствующим формированию ориентировки $\langle 111 \rangle$.

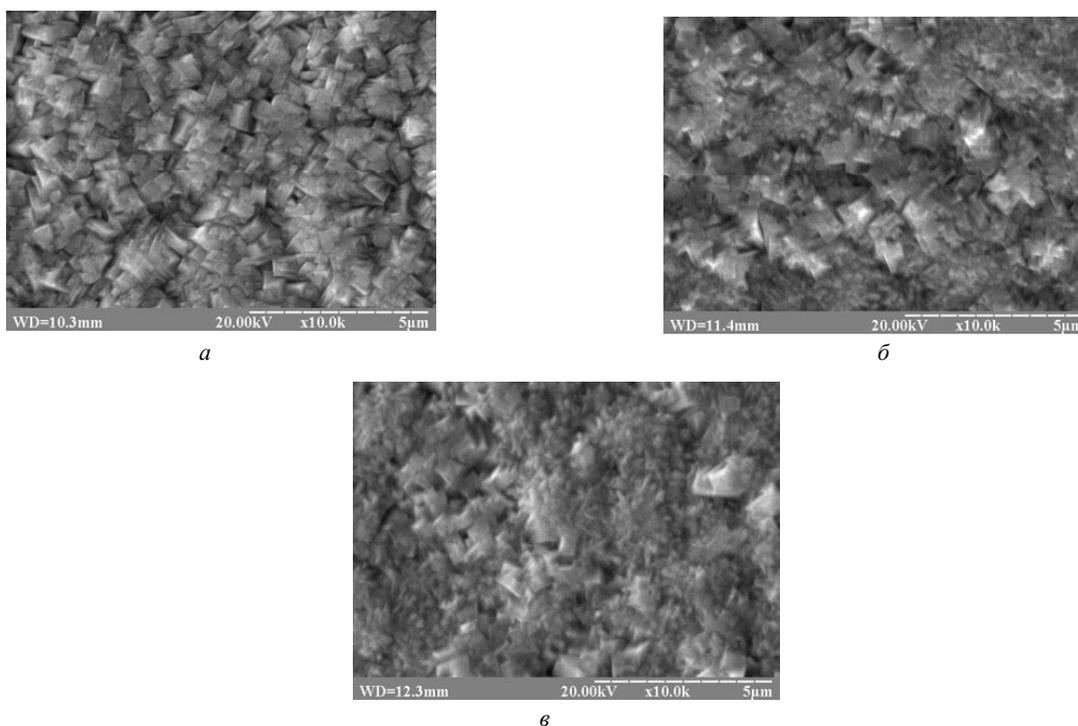


Рис. 4. Морфология поверхности электроосажденного железа (а) и сплавов Fe-Ni (б), Fe-Cr (в), $\times 10000$

Список літератури

- Петров Ю. Н. Электролитическое осаждение железа / Ю. Н. Петров, Г. . Гурьянов, Ж. И. Бобанова и др. – Кишинев : Штиинца, 1990. – 195 с.
- Kolesnyk Ie. Influence of metal ions in iron-plating solution on structure formation of electrodeposited iron-based coatings / Ie. Kolesnyk // *Chimia*. – 2013. – № 7/8. – 75 p.
- Колесник Е. В. Особенности формирования структуры электроосажденных Fe-Cr покрытий / Е. В. Колесник, М. Т. Величко // *Металознавство та термічна обробка металів*. – 2013. – № 4. – С. 64–68.
- Колесник Е. В. Особенности структурообразования электроосажденных сплавов Fe-Ni / Е.В. Колесник // *Науковий вісник Національного гірничого університету*. – 2013. – № 5. – С. 62–66.
- Колесник Е. В. Структура электроосажденного железа, легированного марганцем / Е. В. Колесник, И. Д. Захаров // *Металознавство та термічна обробка металів*. – 2013. – № 1. – С. 69–72.
- Золоторевский С. М. Механические свойства металлов / С. М. Золоторевский. – М. : *Металлургия*, 1983. – 352 с.
- Perez N. Fracture mechanics / N. Perez. – New York : Springer US, 2004. – 284 p.
- Головин Ю. И. Исследование механических свойств материалов методом наноиндентирования (обзор) / Ю. И. Головин // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. – 2009. – № 2. – С. 37–52.
- Головин Ю. И. Наноиндентирование и механические свойства твердых тел в субмикроробъектах, тонких приповерхностных слоях и пленках (обзор) / Ю. И. Головин // *Физика твердого тела*. – 2008. – № 12. – С. 2113–2142.
- Lawn B. R. Elastic/plastic indentation damage in ceramics: the median/radial crack system / B. R. Lawn, A. G. Evans, D. B. Marshall // *Journal of the American Ceramic Society*. – 1980. – № 9–10. – P. 574–581.
- Anstis G.R. A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness: I, Direct crack measurements / G.R. Anstis, P. Chantikul, B.R. Lawn, D.B. Marshall // *Journal of the American Ceramic Society*. – 1981. – № 9. – P. 533–538.
- Influence of substrate roughness and lateral spacing on morphology and brittleness of different Cr-C PVD coatings / J. M. Soro, L. Lelait, J. E. van Duysen et al. // *Journal of the American Ceramic Society*. – 1998. – № 9. – P. 1490–1496.
- Прочная керамика на основе оксида алюминия, получаемая с использованием магнитно-импульсного прессования композиционных нанопорошков / [В. В. Иванов, А. С. Кайгородов, В. П. Хрустов и др.] // *Российские нанотехнологии*. – 2006. – № 1–2. – С. 201–207.
- Dukino R.D. Comparative measurement of indentation fracture toughness with Berkovich and Vickers indenters / R.D. Dukino, M.V. Swain // *Journal of the American Ceramic Society*. – 1992. – № 12. – P. 3299–3304.
- Laugier M. T. Palmqvist toughness in WC-Co composites viewed as a ductile/brittle transition / M. T. Laugier // *Journal of Materials Science Letters*. – 1987. – № 7. – P. 768–770.
- Laugier M. T. Hertzian indentation of ultra-fine grain size WC-Co composites / M. . Laugier // *Journal of Materials Science Letters*. – 1987. – № 7. – P. 841–843.
- Колесников Ю. В. Механика контактного разрушения / Ю. В. Колесников, Е. М. Морозов. – М. : *Наука*, 1989. – 220с .
- Определение трещиностойкости хрупких сверхтвердых материалов на наноуровне / [А. И. Сошников, Н. А. Львова, К. В. Гоголинский, В. Ф. Кулибаба] // *Нанотехника*. – 2006. – № 1. – P. 64–67.
- Крень А. П. Использование энергетического подхода для определения трещиностойкости полиметилметакрилата индентированием / А. П. Крень, В. А. Рудницкий // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. – 2008. – № 12. – С. 55–57.
- Laugier M. T. A microstructural model relating fracture toughness and hardness in WC-Co composites / M. . Laugier // *Powder Metallurgy International*. – 1986. – № 18. – . 330–332.
- Laugier M. T. Comparison of toughness in WC-Co determined by a compact tensile technique with model predictions / M. T. Laugier // *Journal of Materials Science Letters*. – 1987. – № 7. – P. 779–780.
- Ковенский И. М. Металловедение покрытий / И. М. Ковенский, В. . Поветкин. – М. : *Интермет инжиниринг*, 1999. – 296 с.
- Courtney T.H. Mechanical behavior of materials / T.H. Courtney. – Long Grove, IL, USA: *Waveland Press*, 2000. – 733 p.

Одержано 17.10.2014

Колесник Є.В., Клименко О.П. Розрахункове визначення в'язкості руйнування покриттів електроосадженим залізом та сплавами на його основі

За даними індентування поверхні визначено в'язкість руйнування електроосаджених покриттів на основі заліза. Показано вплив легування нікелем та хромом на в'язкість руйнування електроосадженого заліза. Установлено взаємозв'язок між в'язкістю руйнування і наявністю переважних орієнтувань кристалів у покриттях.

Ключові слова: в'язкість руйнування, електроосажені покриття, текстура, переважні орієнтування кристалів, електроосажене залізо, Fe-Ni, Fe-Cr

Kolesnyk Ie., Klymenko O. Calculation determination of fracture toughness of coatings by electrodeposited iron and alloys on its base

According to the data of surface indentation fracture toughness of electrodeposited iron-based coatings is determined. The influence of nickel and chromium alloying on fracture toughness of electrodeposited iron is shown. The interdependence between fracture toughness and presence of preferred crystal orientations in the coatings is established.

Key words: fracture toughness, electrodeposited coatings, texture, preferred orientations of crystals, electrodeposited iron, Fe-Ni, Fe-Cr

БИМОДАЛЬНЫЕ ИЗГИБНЫЕ КОЛЕБАНИЯ КОНСОЛЬНОГО СТЕРЖНЯ

Методом Рэля-Ритца построено общее решение системы дифференциальных уравнений собственных изгибных колебаний консольного стержня. Показано, что при наличии симметрии сечения колебания вдоль осей симметрии являются нормальными. Построено и проанализировано уравнение траектории свободного конца стержня.

Ключевые слова: консольный стержень, обобщённые координаты, уравнение колебаний, частотное уравнение, фигуры Лиссажу.

Введение

Дальнейшее совершенствование технологий высококачественной механической обработки делает актуальным исследование колебаний обрабатываемого инструмента (резцы, фрезы) [1]. Моделирование колебаний резца сводится к исследованию колебаний консольного стержня. Представляет интерес определение траектории свободного конца консоли с учётом возможности движения в двух независимых направлениях.

Материалы и методика исследований

В работе с использованием сочетания метода Рэля-Ритца и приближений, принимаемых в сопротивлении материалов, решается задача о бимодальных собственных колебаниях консольного стержня.

Теория и анализ полученных результатов. Пусть однородный призматический стержень массой m и длиной ℓ закреплён консольно (рис. 1).

Форму поперечного сечения пока будем считать до известной степени произвольной. На рис. 1 сечение изображено в форме прямоугольника лишь в иллюстративных целях. Модуль Юнга материала обозначим через E . Ограничимся рассмотрением изгибных собственных колебаний.

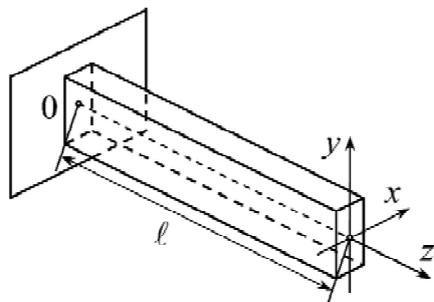


Рис. 1. Консольный стержень

Вычислим кинетическую энергию стержня. Пусть $f(z)$ – функция прогиба. Будем считать, что в точке $z = 0$ стержня выполнена жёсткая заделка, а точка $z = \ell$ стержня свободна. Тогда имеет смысл принять граничные условия в следующем виде [2]: $f(0) = 0$, $f'(0) = 0$, $f''(\ell) = 0$, $f'''(\ell) = 0$. Таким условиям удовлетворяет, например, функция

$$f(z) = \frac{z^2}{2\ell} - \frac{z^3}{3\ell^2} + \frac{z^4}{12\ell^3}.$$

При вычислении кинетической энергии стержня будем считать, что в случае малых колебаний смещением точек вдоль оси Oz можно пренебречь. Тогда уравнения движения центра тяжести поперечного сечения, расположенного в точке с координатой z , следует принять в виде

$$\begin{cases} x(z, t) = f(z) \cdot q_1(t); \\ y(z, t) = f(z) \cdot q_2(t). \end{cases} \quad (1)$$

Здесь $q_1(t)$, $q_2(t)$ – две обобщённые координаты (их количество соответствует принимаемому нами количеству степеней свободы рассматриваемой колебательной системы). Пространственный фактор $f(z)$ в этих двух соотношениях мы не различаем, поскольку изгибы в горизонтальной плоскости xOz и в вертикальной плоскости yOz происходят одинаково (с точностью до масштабирующего коэффициента, который можно считать отнесённым к множителям q_1 , q_2).

Выделим дифференциально малый элемент длины dz стержня, расположенный в точке с координатой z . Поскольку стержень однороден, то масса этого элемента $dm = \frac{m}{\ell} dz$. В момент времени t компоненты векто-

ра скорости этого элемента вдоль осей Ox , Oy равны \dot{x} , \dot{y} (точка означает производную по времени). Квадрат скорости

$$v^2 = (\dot{x})^2 + (\dot{y})^2 = [f(z)]^2 \cdot [\dot{q}_1^2 + \dot{q}_2^2].$$

Элементарная кинетическая энергия

$$dT = \frac{(dm)v^2}{2} = \frac{m[\dot{q}_1^2 + \dot{q}_2^2]}{2\ell} \cdot [f(z)]^2 dz.$$

Суммируя энергии по всем элементам длины, получаем:

$$T = \frac{a}{2} \cdot [\dot{q}_1^2 + \dot{q}_2^2].$$

Здесь обозначено

$$a = \frac{m}{\ell} \cdot \int_0^{\ell} [f(z)]^2 dz.$$

Вычислим потенциальную энергию упругой деформации стержня, считая, что имеются только нормальные напряжения. Предположим пока, что изгиб стержня обусловлен действием момента M_x , поворачивающего поперечное сечение вокруг оси Ox (рис. 2, слева). Нейтральная линия стержня при этом оказывается плоской кривой в плоскости yOz .

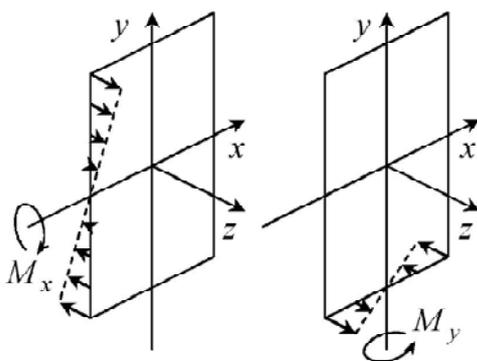


Рис. 2. Распределение нормальных напряжений в поперечном сечении

В поперечном сечении возникает нормальное напряжение σ_1 , линейно распределённое по ординате y (и независимое от абсциссы x). Закон этого распределения имеет вид [3]:

$$\sigma_1 = \frac{M_x}{I_x} \cdot \eta.$$

Здесь I_x – осевой момент инерции сечения относительно оси Ox . Выражая отношение $\frac{M_x}{I_x}$ из известного [3] уравнения чистого изгиба балки $y'' = \frac{M_x}{EI_x}$ (здесь

вторая производная взята по продольной координате z), получаем:

$$\sigma_1 = Ey'' \cdot \eta = Ef''(z)q_2(t) \cdot \eta.$$

Предположим теперь, что изгиб стержня обусловлен действием момента M_y , поворачивающего поперечное сечение вокруг оси Oy (рис. 2, справа). Нейтральная линия стержня при этом оказывается плоской кривой в плоскости xOz . В поперечном сечении возникает нормальное напряжение σ_2 , линейно распределённое по абсциссе x (и независимое от ординаты y). Закон этого распределения имеет вид:

$$\sigma_2 = \frac{M_y}{I_y} \cdot \xi.$$

Здесь I_y – осевой момент инерции сечения относительно оси Oy . Аналогично получаем

$$\sigma_2 = Ef''(z)q_1(t) \cdot \xi.$$

При описании распределения напряжений σ_1 и σ_2 по площади поперечного сечения мы для указания на конкретную точку сечения используем упорядоченную пару чисел (ξ, η) . Это координаты, отмеряемые по осям Ox и Oy . Координаты (x, y) отмеряются по тем же осям, но используются для описания смещения центра тяжести сечения из равновесного положения.

Предположим теперь, что оба момента, M_x и M_y , действуют одновременно. Подразумевая линейность закона Гука, можно использовать принцип суперпозиции. Общее нормальное напряжение при совместном действии двух силовых факторов возникает в результате наложения двух независимых вкладов σ_1 и σ_2 . При этом достаточно построить обычную алгебраическую сумму, поскольку силы, фактически действующие на произвольный элемент $dS = d\xi d\eta$ площади поперечного сечения, являются векторами, направленными вдоль одной и той же оси – оси Oz . Тогда

$$\sigma = \sigma_1 + \sigma_2 = Ef''(z)[\xi q_1(t) + \eta q_2(t)].$$

Напряжённое состояние материала стержня, следовательно, можно рассматривать как одноосное, но неоднородное. Поэтому для вычисления локального значения объёмной плотности потенциальной энергии упругой деформации в точке (ξ, η, z) примем выражение $w = \frac{\sigma^2}{2E}$. Тогда полное значение этой энергии составляет

$$\Pi = \iiint w dV = \iiint \frac{\sigma^2}{2E} dz dS.$$

С использованием (2) получаем:

$$\Pi = \frac{E}{2} \int_0^{\ell} [f''(z)]^2 dz \left(q_1^2 I_y + 2q_1 q_2 J_{xy} + q_2^2 I_x \right).$$

Здесь согласно [4] обозначено:

$$I_y = \iint \xi^2 dS, \quad I_x = \iint \eta^2 dS, \quad J_{xy} = \iint \xi \eta dS.$$

Последний интеграл есть центробежный момент инерции сечения относительно осей Ox , Oy [4]. Обозначим также

$$c_{11} = EI_y \int_0^{\ell} [f''(z)]^2 dz, \quad c_{22} = EI_x \int_0^{\ell} [f''(z)]^2 dz, \\ c_{12} = c_{21} = EJ_{xy} \int_0^{\ell} [f''(z)]^2 dz.$$

Коэффициенты c_{ik} образуют симметричную матрицу квазиупругих констант. Окончательно:

$$\Pi = \frac{1}{2} \left(c_{11} q_1^2 + 2c_{12} q_1 q_2 + c_{22} q_2^2 \right).$$

Легко показать, что эта квадратичная форма является положительно определённой. Следовательно, точка $(q_1, q_2) = (0, 0)$ является положением устойчивого равновесия, а рассматриваемая система и в самом деле обладает колебательными свойствами.

Составим систему уравнений Лагранжа для консервативной механической системы [5]:

$$\frac{d}{dt} \left(\frac{\partial T}{\partial \dot{q}_j} \right) - \frac{\partial T}{\partial q_j} = - \frac{\partial \Pi}{\partial q_j}, \quad j = 1, 2.$$

Используя выражения для кинетической и потенциальной энергий системы, получаем:

$$\begin{cases} a\ddot{q}_1 + c_{11}q_1 + c_{12}q_2 = 0; \\ a\ddot{q}_2 + c_{12}q_1 + c_{22}q_2 = 0. \end{cases} \quad (3)$$

Получили систему обыкновенных дифференциальных уравнений. Ниже к этой системе будут присовокуплены начальные условия в виде четырёх значений $q_1(0)$, $\dot{q}_1(0)$, $q_2(0)$, $\dot{q}_2(0)$, необходимые для построения частных решений.

Общее решение системы (3) ищем в виде $q_j(t) = A_j \sin(\omega t + \varphi)$. Подставляя эти выражения в систему (3), получаем:

$$\begin{pmatrix} c_{11} - a\omega^2 & c_{12} \\ c_{12} & c_{22} - a\omega^2 \end{pmatrix} \begin{pmatrix} A_1 \\ A_2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 0 \\ 0 \end{pmatrix}. \quad (4)$$

Т. к. эта система однородна, то для существования нетривиальных решений её матрица должна быть вырожденной. Отсюда имеем частотное уравнение:

$$(a\omega^2 - c_{11})(a\omega^2 - c_{22}) - c_{12}^2 = 0.$$

Его решения

$$\omega_{1,2}^2 = \frac{c_{11} + c_{22} \pm \sqrt{(c_{11} - c_{22})^2 + 4c_{12}^2}}{2a}. \quad (5)$$

Получили спектр собственных частот. С использованием этих частот получаем общее решение системы (3) в виде:

$$\begin{cases} q_1(t) = A_{11} \sin(\omega_1 t + \varphi_1) + A_{12} \sin(\omega_2 t + \varphi_2); \\ q_2(t) = A_{21} \sin(\omega_1 t + \varphi_1) + A_{22} \sin(\omega_2 t + \varphi_2). \end{cases}$$

Начиная с этого момента, амплитуды A_{ji} мы должны сопровождать двумя индексами. Первый индекс совпадает с номером j координаты q_j , а второй указывает, на какой частоте происходит колебание с этой амплитудой. Как видим, режим колебаний в общем случае оказывается бигармоническим.

При $\omega = \omega_1$ или $\omega = \omega_2$ система (4) оказывается вырожденной. Следовательно, между амплитудами A_{ji} должна существовать линейная зависимость. Найдём её.

Рассмотрим один частный случай, когда колебания являются гармоническими и происходят на частоте ω_1 . Частное решение

$$\begin{cases} q_1(t) = A_{11} \sin(\omega_1 t + \varphi_1); \\ q_2(t) = A_{21} \sin(\omega_1 t + \varphi_1). \end{cases}$$

Из системы (4) получаем $A_{21} = \kappa_{21} A_{11}$, причём

$$\kappa_{21} = \frac{a\omega_1^2 - c_{11}}{c_{12}}.$$

Рассмотрим другой частный случай, когда колебания являются гармоническими и происходят на частоте ω_2 . Частное решение

$$\begin{cases} q_1(t) = A_{12} \sin(\omega_2 t + \varphi_2); \\ q_2(t) = A_{22} \sin(\omega_2 t + \varphi_2). \end{cases}$$

Из системы (4) получаем $A_{22} = \kappa_{22} A_{12}$, причём

$$\kappa_{22} = \frac{a\omega_2^2 - c_{11}}{c_{12}}.$$

Коэффициенты κ_{21} , κ_{22} являются коэффициентами формы, т. к. они определяют собственные формы

колебаний в рассматриваемой системе. Эти коэффициенты имеют простой смысл. Пусть начальные условия таковы, что обе обобщённые координаты, q_1 и q_2 , колеблются по гармоническому закону с частотой ω_1 . Тогда в моменты наибольшего отклонения от положения равновесия отклонение второй координаты будет в κ_{21} раз больше отклонения первой. Именно это и определяет форму (т. е. конфигурацию) системы. Роль коэффициента κ_{22} аналогична, но при осуществлении гармонических колебаний с частотой ω_2 .

С использованием коэффициентов формы общее решение системы (3) можно представить в виде

$$\begin{cases} q_1 = A_{11} \sin(\omega_1 t + \varphi_1) + A_{12} \sin(\omega_2 t + \varphi_2); \\ q_2 = \kappa_{21} A_{11} \sin(\omega_1 t + \varphi_1) + \kappa_{22} A_{12} \sin(\omega_2 t + \varphi_2). \end{cases}$$

Теперь это решение содержит четыре неопределённых коэффициента: A_{11} , A_{12} , φ_1 , φ_2 . Их можно найти с использованием четырёх начальных условий (начальное значение и начальная скорость каждой обобщённой координаты).

Рассмотрим различные частные решения. При практических расчётах мы можем иметь дело с поперечными сечениями различных геометрий. Если поперечное сечение имеет хотя бы одну ось симметрии (далее мы рассмотрим только такие случаи), то эта ось является главной осью [4]. Центробежный момент инерции J_{xy} относительно главных осей равен нулю [4]. Для нас это означает, что $c_{12} = 0$. Тогда система (3) принимает вид

$$\begin{cases} a\ddot{q}_1 + c_{11}q_1 = 0; \\ a\ddot{q}_2 + c_{22}q_2 = 0. \end{cases} \quad (6)$$

Решение этой системы очевидно:

$$\begin{cases} q_1(t) = A \cos \omega_1 t + B \sin \omega_1 t; \\ q_2(t) = C \cos \omega_2 t + D \sin \omega_2 t. \end{cases} \quad (7)$$

Здесь $\omega_1 = \sqrt{\frac{c_{11}}{a}}$, $\omega_2 = \sqrt{\frac{c_{22}}{a}}$. Именно такой спектр собственных частот мы и получили бы из (5) при условии $c_{12} = 0$. В этом случае координаты q_1 , q_2 становятся главными (нормальными). Каждая из них независимо совершает гармоническое колебание на своей собственной частоте.

Рассмотрим теперь два случая.

В первом случае будем считать, что частоты равны: $\omega_2 = \omega_1$. Это возможно, если $c_{22} = c_{11}$, т.е. если $I_x = I_y$. Такое равенство имеет место, например, для круглых и квадратных сечений.

Рассмотрим движение свободного конца стержня в плоскости $z = \ell$. Пусть в момент времени $t = 0$ свободному концу стержня придали координаты $x = x_0$, $y = y_0$ и свободно отпустили. Согласно (1) имеем:

$$\begin{cases} x_0 = f(\ell) \cdot q_1(0); \\ y_0 = f(\ell) \cdot q_2(0). \end{cases}$$

Тогда начальные условия сформулируем в виде (два последних соотношения соответствуют отсутствию начальной скорости):

$$\begin{cases} q_1(0) = \frac{x_0}{f(\ell)}; \\ q_2(0) = \frac{y_0}{f(\ell)}; \\ \dot{q}_1(0) = 0; \\ \dot{q}_2(0) = 0. \end{cases}$$

Подставляя сюда уравнения (7), находим: $B = D = 0$,

$A = \frac{x_0}{f(\ell)}$, $C = \frac{y_0}{f(\ell)}$. Тогда частное решение принимает вид

$$\begin{cases} q_1(t) = \frac{x_0}{f(\ell)} \cos \omega_1 t; \\ q_2(t) = \frac{y_0}{f(\ell)} \cos \omega_1 t. \end{cases}$$

Окончательно, уравнения движения свободного конца

$$\begin{cases} x(t) = x_0 \cos \omega_1 t; \\ y(t) = y_0 \cos \omega_1 t. \end{cases}$$

Исключая отсюда t , получаем уравнение траектории движения свободного конца стержня: $\frac{y}{y_0} = \frac{x}{x_0}$.

Таким образом, в этом случае свободный конец стержня возвращается назад по прямой, проходящей через начало координат.

Во втором случае будем считать, что частоты различны: $\omega_2 \neq \omega_1$. Это возможно, например, для прямоугольных сечений с различными сторонами. Повторяя все рассуждения о начальных условиях, получаем

$$\begin{cases} x(t) = x_0 \cos \omega_1 t; \\ y(t) = y_0 \cos \omega_2 t. \end{cases} \quad (8)$$

Эта система также задаёт уравнение траектории движения $y = y(x)$ (в параметрическом виде). Форма (8) оказывается удобной для численного построения фигуры Лиссажу [6], каковой фигурой теперь и будет яв-

ляться траектория движения. Напомним, фигура Лиссажу может оказаться самопересекающейся незамкнутой кривой, если частоты ω_1 и ω_2 несоизмеримы. Поэтому представляет интерес вычислить отношение этих частот. Имеем:

$$\frac{\omega_1}{\omega_2} = \sqrt{\frac{c_{11}}{c_{22}}} = \sqrt{\frac{I_y}{I_x}}.$$

Если эта величина окажется рациональным числом, то частоты ω_1 и ω_2 соизмеримы. Тогда фигура Лиссажу окажется самоналагающейся периодически повторяющейся. Общий период колебаний $x(t)$ и $y(t)$ может быть найден как наименьшее общее кратное периодов $T_1 = 2\pi/\omega_1$ и $T_2 = 2\pi/\omega_2$. Если же отношение $\frac{\omega_1}{\omega_2}$ – иррациональное число, то частоты ω_1 и ω_2 несоизмеримы. Общий период не существует вовсе, а траектория незамкнута.

Выводы

В работе методом Рэлея-Ритца построено общее решение системы дифференциальных уравнений, описывающих собственные изгибные колебания консоль-

ного призматического стержня. Показано, что при наличии симметрии сечения стержня колебания вдоль осей симметрии являются нормальными колебаниями. Построено уравнение траектории свободного конца стержня и установлено, что его график – фигура Лиссажу. Вычислено отношение собственных частот (рациональность которого определяет замкнутость траектории), в зависимости от геометрических параметров сечения.

Список литературы

1. Altintas Y. Manufacturing automation : metal cutting mechanics, machine tool vibrations, and CNC design / Yusuf Altintas. – Cambridge : Cambridge University Press, 2012. – 382 p.
2. Пановко Я. Г. Введение в теорию механических колебаний / Пановко Я. Г. – М. : Наука, 1971. – 240 с.
3. Соппротивление материалов / [Писаренко Г. С., Агарев В. А., Квитка А. Л. и др.]. – [4-е изд.]. – К. : Вища шк., 1979. – 696 с.
4. Геометрические характеристики плоских сечений [Эл. ресурс]. – Режим доступа : www.soprotmat.ru/geom.htm.
5. Савельев И. В. Основы теоретической физики / Савельев И. В. – М. : Наука, 1991. – 496 с.
6. Анпилогов Д. И. Введение в теорию колебаний / Анпилогов Д. И., Снижко Н. В. : Пальмариум, 2014. – 172 с.

Одержано 07.04.2015

Анпілогов Д.І. Бімодальні згинальні коливання консольного стрижня

Методом Релея-Рітца побудовано загальний розв'язок системи диференціальних рівнянь власних згинальних коливань консольного стрижня. Показано, що за наявності симетрії перетину коливання уздовж осей симетрії є нормальними. Побудовано та проаналізовано рівняння траєкторії вільного кінця стрижня.

Ключові слова: консольний стрижень, узагальнені координати, рівняння коливань, частотне рівняння, фігури Лісажу.

Anpilov D. Bimodal flexural vibrations of a cantilever beam

The general solution of the system of differential equations of natural flexural oscillations of a cantilever beam is received by Rayleigh-Ritz method. It is shown that if symmetry of the cross section is presence then oscillations along the axes are normal. The trajectory equation of the free end of the beam is constructed and analyzed.

Key words: cantilever beam, generalized coordinates, equation of oscillations, frequency equation, Lissajous figures.

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

УДОСКОНАЛЕННЯ ЛОГІСТИКИ ДОСТАВКИ МЕТАЛОПРОДУКЦІЇ ОПТИМАЛЬНИМ ФОРМУВАННЯМ ВАГОННИХ ВІДПРАВЛЕНЬ

Вступ

Організація процесу відправлення плоского металопрокату споживачам на підприємстві починається з організації роботи складу готової продукції. Характерною особливістю виготовлення такої продукції є випадковий характер коливання ваги вантажних місць, що обумовлено технологією виробництва. Завдяки цій особливості постає питання ефективного використання вантажопідйомності транспортних засобів, які використовуються для перевезень металопродукції.

Постановка проблеми та її зв'язок із важливими науковими чи практичними завданнями

Вирішення задачі оптимального використання вантажопідйомності залізничних вагонів дозволяє зменшити потрібну кількість рухомого складу для перевезень продукції. В свою чергу, це впливає на вартість провізних платежів та розмір плати за користування вагонами, оскільки при оптимізації один і той же обсяг вантажу може бути перевезений меншою кількістю вагонів.

Згідно з Меморандумом про порозуміння між Кабінетом Міністрів України та підприємствами гірничо-металургійного комплексу, який схвалено розпорядженням Кабінету Міністрів України від 5 червня 2013 р. №413-р, підприємства гірничо-металургійного комплексу України, зокрема, повинні забезпечити нарощення обсягів виробництва продукції та сприяти прискоренню обробки вантажів у рухомому складі залізничного транспорту. Тому підвищення ефективності використання вантажопідйомності вагонів при організації перевезень продукції металургійних підприємств є важливим науково-практичним завданням.

Аналіз останніх досліджень і публікацій

Характерними особливостями перевезень продукції металургійних підприємств є значні обсяги та інтенсивність. Тому зазвичай перевезення здійснюються залізничним транспортом [1]. Критеріями оптимізації функціонування внутрішньовиробничих логістичних систем, як правило, є мінімальна собівартість виробництва і мінімальний час циклу при забезпеченні заданого рівня якості готової продукції [2]. Проблема недостатнього використання вантажопідйомності транспортного засобу безпосередньо пов'язана з частим небажанням або невмінням комплектувати відправку від різних вантажовідправників [3].

Найголовнішою проблемою функціонування мікрологістичної системи металургійного комбінату є забезпечення відвантаження готової продукції споживачам у встановлені терміни, в повному обсязі та при мінімальних логістичних витратах.

Виділення невирішених раніше частин загальної проблеми, котрим присвячується означена стаття

Необхідність виконання запропонованих досліджень обумовлена наступними факторами:

- технічна застарілість схем розміщення та кріплення металопродукції у вагонах. Більшість створених у минулому схем навантаження були розраховані на рухомий склад вантажопідйомністю до 65 тонн, вони вимагають удосконалення з причини збільшення частки вагонів вантажопідйомністю 69–71 тонн у загальному вагонообороті металургійних підприємств (їх частка становить понад 90 %);
- для рухомого складу більшої вантажопідйомності за вимогами нормативних документів зменшується припустима нерівномірність навантаження вагону відносно осевих ліній. При вирішенні задачі оптимального розміщення у рухомому складі вантажних місць різної маси більшість методів досліджень виявляються не пристосованими;
- типорозміри виливниць, які використовуються металургійними підприємствами, також історично були пристосовані до формування вантажних місць такої маси, при якій забезпечувалось раціональне використання вагонів вантажопідйомністю до 65 тонн;
- поширене в останні роки застосування багатооборотних засобів кріплення – металевих піддонів масою до 5 тонн – суттєво зменшує можливу масу вантажу у вагоні. Це також потребує удосконалення існуючих методик;
- використання вагонів операторських компаній сприяє зменшенню коливань вантажопідйомності вагонів у рухомому складі. Це обумовлює потребу у спрощенні методів підбору вантажних місць для раціонального завантаження вагонів в конкретних умовах певних металургійних підприємств.

Мета статті

Метою роботи є удосконалення логістики доставки металопродукції за рахунок використання оптимізаційних методів та розробки методів планування і формування вантажних відправлень плоского металопрокату при використанні залізничного транспорту.

Матеріали та методика досліджень

Дослідження виконувались на прикладі одного з виробничих підрозділів металургійного комбінату ВАТ «Запоріжсталь». Виконаний аналіз надходження до складу готової продукції піввагонів за їх вантажопідйомністю, представлений на рисунку 1, показав, що найбільшу частку займає рухомий склад вантажопідйомністю 69 тонн (44 %) і 70 тонн (36 %).

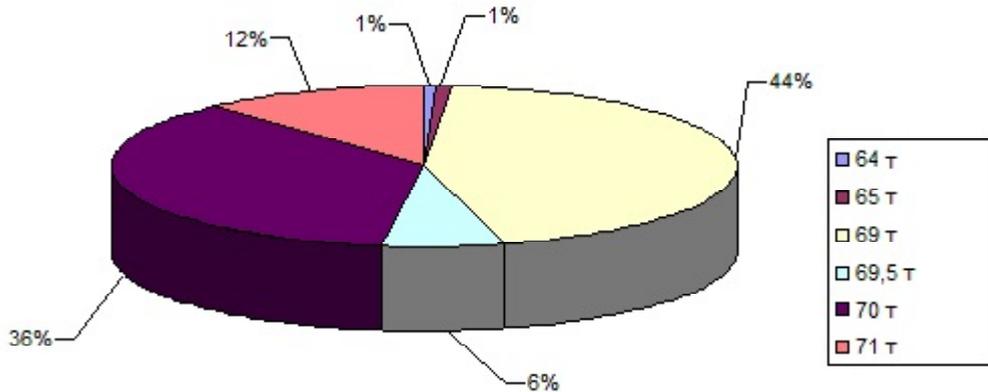


Рис. 1. Аналіз надходження вагонів за їх вантажопідйомністю

Результати дослідження основних схем розміщення та кріплення прокату [4], які застосовуються на підприємстві, наведені в таблиці 1.

Таблиця 1 – Розподіл обсягів відправлення прокату за схемами перевезень

Гарячекатаний прокат			Холоднокатаний прокат		
Вид вантажного місця	Схема	Доля відвантажених вагонів, %	Вид вантажного місця	Схема	Доля відвантажених вагонів, %
Пачки листів	4.2.12	0,02	Стрічка у рулонах	15.31	0,75
	4.2.13	0,02		15.32, 15.33	0,13
	4.2.14	0,28	Всього		0,87
	4.2.14	0,06	Пачки листів	4.2.12, 4.2.13	0,04
	4.2.4	0,11		4.2.14	18,82
Всього		0,49		4.2.4	1,32
Рулони	15.10	3,70		4.2.5	0,15
	15.11	10,80		4.2.6	0,06
	15.15	0,34	4.2.7	2,9	
	15.18	9,20	Всього		23,32
	15.18	0,02	Рулони	15.15	24,24
	15.5	0,02		15.31	16,6
	15.6	0,50		15.32	8,98
	15.11	0,02		15.33	0,9
Всього		24,56	Всього		50,73
Разом		25,10	Разом		74,90

За даними таблиці 1 при відвантаженні гарячекатаних рулонів найбільшу частоту мають схеми 15.10, 15.11, 15.18, холоднокатаних – 15.15, 15.31, 15.32.

Аналіз використання вантажопідйомності вагонів при даних схемах навантаження рулонів металопрокату приведений у таблицях 2–6.

Таблиця 2 – Основні статистичні характеристики схем 15.10, 5.11

Параметр	Схема 15.10		Схема 15.11		
	Місяць	Значення	Місяць	Значення	
				4 місяця	5 місяць
Середня величина недовантаження, т	1	10,07	1	13,13	1,83
	2	10,85	2	12,45	2,25
	3	10,40	3	13,93	2,33
Стандартне відхилення	1	1,07	1	1,94	1,27
	2	1,37	2	2,35	1,61
	3	0,61	3	0,78	1,84
Коефіцієнт варіації	1	0,1065	1	0,147	0,691
	2	0,1265	2	0,189	0,714
	3	0,0583	3	0,056	0,790

Таблиця 3 – Основні статистичні характеристики схеми 15.18

Параметр	Місяць	Кількість вантажних місць				
		4	5	9	10	11
Середня величина недовантаження, т	1	13,13	1,83	5,78	6,78	1,99
	2	12,45	2,25	5,80	–	–
	3	13,93	2,33	–	–	–
Стандартне відхилення	1	1,94	1,27	3,13	6,10	0,68
	2	2,35	1,61	1,46	–	–
	3	0,78	1,84	–	–	–
Коефіцієнт варіації	1	0,1475	0,6917	0,5414	0,8999	0,3430
	2	0,1890	0,7141	0,2526	–	–
	3	0,0562	0,7907	–	–	–

Розрахунок характеристик розподілу для схеми 15.15 наведений у таблиці 4.

Таблиця 4 – Основні статистичні характеристики схеми 15.15

Параметр	Місяць	Кількість вантажних місць			
		4	6	8	10
Середня величина недовантаження, т	1	10,67	4,88	8,85	7,77
	2	12,59	5,35	4,84	8,95
	3	11,75	4,00	7,53	8,02
Стандартне відхилення	1	0,91	3,08	5,60	2,80
	2	2,00	3,74	4,71	3,28
	3	3,30	3,07	1,97	0,00
Коефіцієнт варіації	1	0,085	0,630	0,632	0,359
	2	0,158	0,698	0,972	0,366
	3	0,280	0,765	0,261	0,216

Встановлення емпіричного закону розподілу досліджуваної величини, – ваги рулонів, проводимо на основі статистичної інформації. Результати статистичної обробки представлені у вигляді таблиць і гістограм, зображених у таблицях 7, 8 і на рисунках 2, 3.

У таблиці 7 приведений емпіричний розподіл маси гарячекатаних рулонів.

Таблиця 5 – Основні статистичні характеристики схеми 15.31

Параметр	Місяць	Кількість вантажних місць							
		5	6	8	9	10	11	12	13
Середня величина недовантаження, т	1	6,09	27,32	16,44	4,08	3,79	3,20	1,94	2,71
	2	7,34	–	3,51	4,43	3,10	3,12	2,72	–
	3	6,09	4,48	21,17	7,26	5,87	3,76	1,35	–
Стандартне відхилення	1	3,07	0,04	–	0,51	2,97	1,87	2,09	1,53
	2	3,27	–	2,86	2,52	2,90	1,78	1,79	–
	3	3,34	2,58	0,05	3,75	3,98	2,22	1,13	–
Коефіцієнт варіації	1	0,5	0,001	–	0,12	0,78	0,58	1,07	0,56
	2	0,44	–	0,81	0,56	0,93	0,57	0,66	–
	3	0,54	0,57	0,002	0,51	0,67	0,59	0,84	–

Таблиця 6 – Основні статистичні характеристики схеми 15.32

Параметр	Місяць	Кількість вантажних місць				
		6	7	8	10	12
Середня величина недовантаження, т	1	10,10	32,46	26,92	7,59	2,91
	2	17,33	28,37	–	4,88	3,70
	3	1,38	–	4,01	7,46	–
Стандартне відхилення	1	6,58	–	–	6,91	2,46
	2	6,38	–	–	2,72	3,08
	3	1,14	–	–	3,72	–
Коефіцієнт варіації	1	0,65	–	–	0,90	0,84
	2	0,36	–	–	0,55	0,83
	3	0,82	–	–	0,49	–

Таблиця 7 – Емпіричний розподіл маси гарячекатаних рулонів

№ інтервалу	Границі інтервалу $x_i - x_{i+1}$, т		Частота попадання результатів спостережень в інтервал m_i	Відносна частота (частість) f_i	Інтегральна функція $F(x)$
1	3,22	4,14	4	0,0007	0,0007
2	4,14	5,06	16	0,0028	0,0035
3	5,06	5,98	192	0,0336	0,0371
4	5,98	6,91	256	0,0448	0,0819
5	6,91	7,83	148	0,0259	0,1078
6	7,83	8,75	0	0,0000	0,1078
7	8,75	9,67	15	0,0026	0,1105
8	9,67	10,59	40	0,0070	0,1175
9	10,59	11,51	502	0,0879	0,2054
10	11,51	12,43	993	0,1739	0,3793
11	12,43	13,36	916	0,1604	0,5397
12	13,36	14,28	2422	0,4242	0,9639
13	14,28	15,20	170	0,0298	0,9936
14	15,20	16,12	36	0,0063	1,0000
Сума			5710	1,0000	1,0000

За результатами таблиці 7 найбільша частота попадання результатів спостережень присутня в інтервалі (13,36 т... 14,28 т).

Гістограма емпіричного розподілу маси гарячекатаних рулонів наведена на рисунку 2.

У таблиці 8 приведений емпіричний розподіл маси холоднокатаних рулонів.

Гістограма емпіричного розподілу маси холоднокатаних рулонів наведена на рисунку 3.

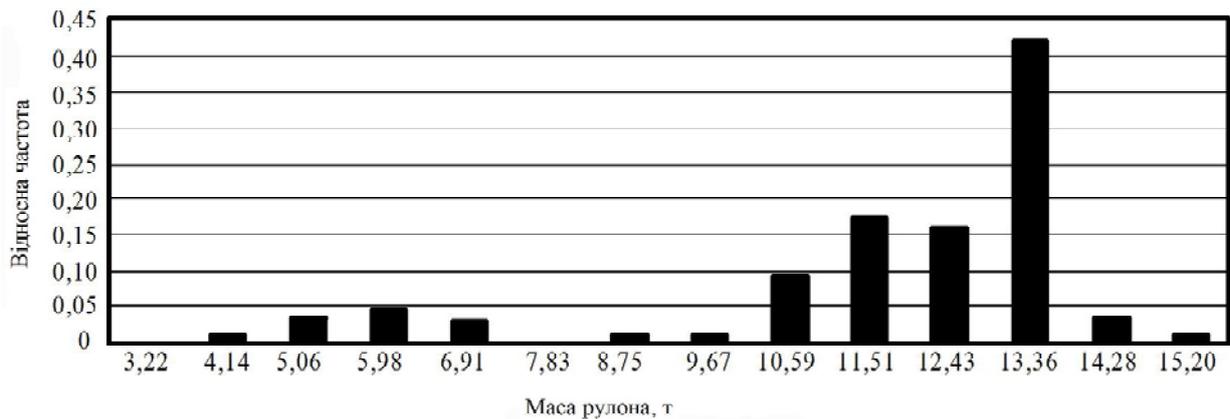


Рис. 2. Гістограма емпіричного розподілу маси г/к рулонів

Таблиця 8 – Емпіричний розподіл маси холоднокатаних рулонів

№ інтервалу	Границі інтервалу $x_i - x_{i+1}$, т		Частота попадання результатів спостережень в інтервал m_i	Відносна частота (частість) f_i	Інтегральна функція $F(x)$
1	1,28	2,25	2	0,0003	0,0003
2	2,25	3,22	11	0,0016	0,0019
3	3,22	4,18	64	0,0096	0,0116
4	4,18	5,15	787	0,1188	0,1304
5	5,15	6,12	2527	0,3816	0,5121
6	6,12	7,09	1188	0,1794	0,6915
7	7,09	8,06	58	0,0087	0,7003
8	8,06	9,02	29	0,0043	0,7047
9	9,02	9,99	82	0,0123	0,7171
10	9,99	10,96	569	0,0859	0,8030
11	10,96	11,93	626	0,0945	0,8975
12	11,93	12,89	334	0,0504	0,9480
13	12,89	13,86	333	0,0502	0,9983
14	13,86	14,83	11	0,0016	1,0000
Сума			6621	1,0000	1,0000

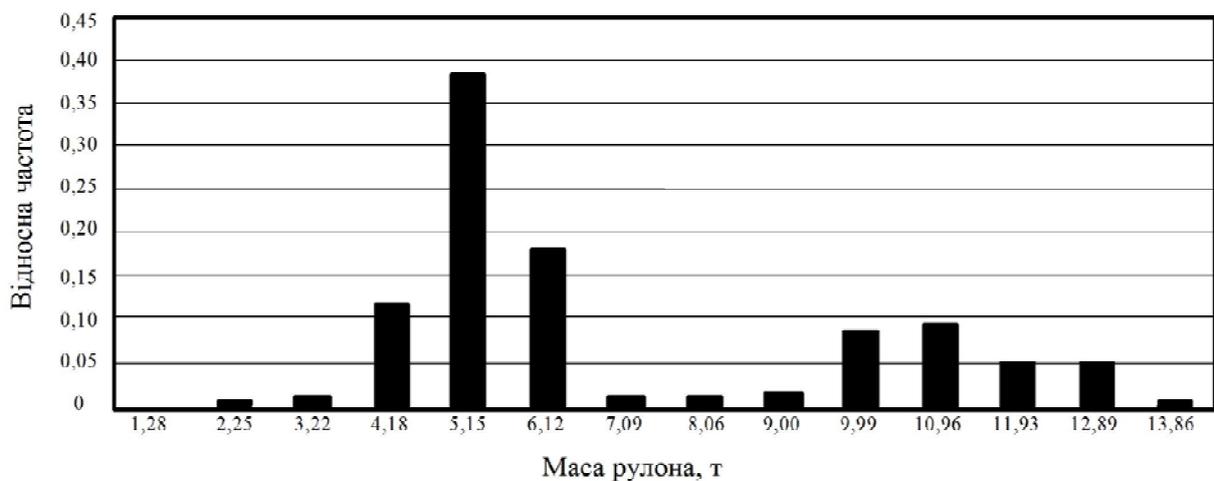


Рис. 3. Гістограма емпіричного розподілу маси х/к рулонів

Поставлену задачу будемо вирішувати методом лінійного програмування.

Загальну постановку задачі лінійного програмування можна записати в такому вигляді:

$$\sum_{k=1}^n (c_k x_k) \Rightarrow \max(\min) \sum_{k=1}^n a_{ik} k_k \leq b_i, i = 1, 2, \dots, m, \quad x_k \geq 0, k = 1, 2, \dots, n, \quad (1)$$

де a_i, b_i, c_i – задані числа.

Позначимо через x_1, x_2, \dots, x_n масу рулонів. При цьому цільова функція – мінімум логістичних витрат на 1 т готової продукції (упаковка рулонів, здійснення навантажувально-розвантажувальних операцій, використання лісоматеріалів для закріплення вантажу у вагоні) буде мати вигляд:

$$z = \frac{\sum \mathcal{Z}_i^{\text{лог}}}{\sum a_i \cdot x_i} = \frac{\sum \mathcal{Z}^{\text{пак}} + \sum \mathcal{Z}^{\text{навант}} + \sum \mathcal{Z}^{\text{ліс}}}{\sum a_i \cdot x_i} \rightarrow \min, \quad (2)$$

де $\sum \mathcal{Z}_i^{\text{лог}}$ – сумарні логістичні витрати, пов'язані з відвантаженням рулонів x_i маси, грн.;

a_i – кількість рулонів x_i маси, од.;

$\sum \mathcal{Z}^{\text{пак}}$ – витрати на пакування, грн.;

$\sum \mathcal{Z}^{\text{навант}}$ – витрати, пов'язані з використанням навантажувально-розвантажувальних механізмів, грн.; визначаються за формулою:

$$\sum \mathcal{Z}^{\text{навант}} = B^{1\text{кр}\cdot\text{год}} \cdot t_u^{1p} \cdot n_p, \quad (3)$$

де $B^{1\text{кр}\cdot\text{год}}$ – вартість 1 крано-години, грн.;

t_u^{1p} – середня тривалість циклу завантаження одного рулону;

n_p – загальна кількість рулонів згідно зі схемою відвантаження, од.;

$\sum \mathcal{Z}^{\text{ліс}}$ – витрати на лісоматеріали для закріплення рулонів у вагоні, грн.; визначаються за формулою:

$$\sum \mathcal{Z}^{\text{ліс}} = H_{\text{ліс}}^{\text{ліс}} \cdot B^{1\text{м}^3}, \quad (4)$$

де $H_{\text{ліс}}^{\text{ліс}}$ – норма використання лісоматеріалів на 1 вагон згідно з конкретною схемою відвантаження, мі;

$B^{1\text{м}^3}$ – вартість 1 м³ лісоматеріалів, грн.

Складаємо обмеження на вагу нетто вантажу у вагоні, що дорівнює вантажопідйомності вагона за винятком ваги використаних піддонів і необхідних лісоматеріалів для кріплення вантажу (відповідно до схем розміщення та кріплення вантажів):

$$a_1 x_1 + a_2 x_2 + \dots + a_n x_n = q_e - z \cdot m_n - m_{\text{ліс}}, \quad (5)$$

де a_1, a_2, a_n – кількість рулонів, які є симетричними відносно повздовжньої вісі вагону;

q_e – вантажопідйомність вагона, т;

m_n – маса піддона, що використовується у схемі відвантаження, т;

z – кількість використаних піддонів, од.;

$m_{\text{ліс}}$ – маса лісоматеріалів для закріплення рулонів, т.

При цьому є обмеження на вагу рулонів:

$$b_{\text{max}} \leq x_1, x_2, \dots, x_n \leq b_{\text{min}}, \quad (6)$$

де $b_{\text{max}}, b_{\text{min}}$ – відповідно мінімальна і максимальна межа маси рулонів у замовленні, які є в наявності на складі і допускаються до використання в схемах навантаження, т.

ЦХП-1 потрібно провести відвантаження холоднокатаних рулонів у вагон, вантажопідйомністю 70 т, відповідно до схеми 15.31. При цьому перед бригадами відвантаження постають такі умови: максимальне використання ванта-

жопідійомності вагона, згідно з замовленням відвантаження проводиться великими рулонами (8–14 т). Згідно зі схемою навантаження, для доставки використовується 2 багатооборотних металевих піддона, масою 1,9 т кожен. Необхідна кількість лісоматеріалів для кріплення рулонів – 0,07 т.

Складаємо математичну модель задачі. Позначимо x_1 , x_2 – вага симетричних рулонів і x_3 – вага рулону, розташованого на перетині поздовжньої і поперечної осі вагона. Тоді згідно зі схемою буде використано 2 рулони масою x_1 , розташованих біля торців вагона (необхідно дотримуватися умов рівності мас щодо поперечної осі для рівномірності завантаження транспортного засобу). Знадобиться 2 рулони, масою x_2 , і 1 рулон, масою x_3 . Цільова функція буде мати вигляд:

$$z = \frac{1800 \cdot 5 + 200 \cdot 0,2 \cdot 5 + 0,1 \cdot 1200}{2x_1 + 2x_2 + x_3} = \frac{9320}{2x_1 + 2x_2 + x_3} \rightarrow \min.$$

За умови таких обмежень отримуємо:

$$2x_1 + 2x_2 + 2x_3 = 70,0 - 2 \cdot 1,9 - 0,07 = 66,13 \text{ т};$$

$$8 \leq x_1, x_2, x_3 \leq 14; \quad x_1, x_2, x_3 \geq 0.$$

Вибір рулонів від 8 до 14 тонн проводиться на підставі наявності на складі готової продукції рулонів з наближеною до цих значень вагою. Вирішення завдання проводиться в MS Excel методом цілеспрямованого перебору опорних розв'язок задачі лінійного програмування. Він дозволяє за кінцеве число кроків знайти оптимальне розв'язання, або встановити, що оптимальне розв'язання відсутнє.

Висновки і перспективи подальшого використання результатів

Запропоновано метод розв'язання задачі удосконалення логістики доставки металопродукції оптимальним формуванням вагонних відправлень шляхом перебору значень параметрів вантажних місць (маси рулонів). Згідно з алгоритмом виконується пошук екстремуму цільової функції (мінімум логістичних витрат) при лінійних обмеженнях. Використання на практиці розроблених заходів дозволяє зменшити потрібну кількість рухомого складу, вартість провізних платежів та розмір плати за користування вагонами, оскільки при оптимізації один і той же обсяг вантажу потребує для перевезення меншої кількості вагонів.

Список літератури

1. Бабушкін Г. Ф. Імітаційне моделювання масових перевезень готової продукції металургійних підприємств автомобільним транспортом / Г. Ф. Бабушкін, С. М. Турпак, С. В. Грицай, Л. О. Васильєва // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – № 3, 2014. – С. 123–125.
2. Цимбалюк О. В. Логистическое управление предприятием в условиях неопределенности как инструмент минимизации технических рисков / О. В. Цимбалюк // *Журнал научных публикаций аспирантов и докторантов*, № 8. – Курск : 2013. – С. 12–14.
3. Устенко М. О. Основні проблеми транспортної логістики / М.О. Устенко // *Вісник економіки транспорту і промисловості*, № 29. – Харків : УкрДАЗТ, – 2010. – С. 274–277.
4. Соглашение о международном железнодорожном грузовом сообщении (СМГС, действует с 1 ноября 1951 г. с изменениями и дополнениями на 1.07.2011 г.)

Одержано 11.09.2014

© Канд. техн. наук С. М. Турпак, С. В. Грицай, Л. О. Васильєва
Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

Turpak S., Gritsay S., Vasilyeva L. Improving the logistics of optimal metal forming carload shipments

ПРОБЛЕМИ УКРАЇНСЬКОЇ ТЕРМІНОЛОГІЇ

25–27 вересня 2014 р. у НУ «Львівська політехніка» відбулася XIII Міжнародна конференція «Проблеми української термінології *СловоСвіт 2014*». Це велика заслуга Технічного комітету стандартизації науково-технічної термінології, який уже протягом понад 20 років збирає фахівців, аспірантів, науковців з різних кінців України від Львова до Луганська, а також з США, Канади, Росії, Білорусі та інших країн.

Цьогорічна конференція зібрала понад 80 учасників. Робота проходила на пленарному засіданні та на засіданнях трьох секцій.

Головний напрямок виступів – удосконалення сучасної української наукової термінології. При цьому аналізувалися теоретичні засади термінознавства, розглядалися сучасна термінологія різних галузей знань, стан нормування та стандартизації термінів природничих і гуманітарних наук.

У багатьох виступах розглядалися проблеми суто лінгвістичні: семантика деяких термінів, синонімія та антонімія в українській термінології, проблеми соціолінгвістики тощо. Аналізувалося використання застарілих, старих, нових і найновіших термінів у промисловості, медицині і правознавстві, в пресі і на телебаченні, аж до недавніх подій – термінологічної лексики Майдану.

З точки зору практичного використання досить велика увага була приділена синонімам, калькам і запозиченням.

Не секрет, що у підручниках, наукових статтях, виданих у нашому краї, є багато кальок з російської мови. Часом необгрунтованих, викликаних недбальством автора, часом таких, що можна розглядати як запозичення з російської мови. Наприклад, нерідко можна зустріти терміни типу *нагрів, відпал* для позначення дії. Їх використання пов'язане з тим, що автори звикли до російських термінів *нагрев, отжиг* і не знають вимог ДСТУ 3966:2009 «Термінологічна робота. Засади і правила розроблення стандартів на терміни та визначення понять». Справа у тому, що у більшості випадків одному російському терміну в українській мові відповідають три, які чітко розрізняють споріднені терміни для означення дії, події і наслідку.

У перші роки проведення цих конференцій деякі фахівці намагалися, посилаючись на словники 20-х–30-х років минулого століття, відродити вживання певних автентичних українських технічних термінів, вважаючи звиклі для нас їхні відповідники неприпустимими кальками російських. Наприклад, *стоп – сплав, топлення – плавлення, вальцювання – прокатування* і т. п. Сьогодні такої категоричності немає. Так, виданий у 2010 році «Англійсько-українсько-англійський словник наукової мови» (автори – О. Кочерга, Є. Мейнарович) у його першій, англо-українській частині через кому або у дужках завжди наводять два варіанти перекладу англійських термінів. Наприклад: alloy – стоп, сплав; melting – топлення, плавлення; slag – шлак, жужіль тощо.

Зараз в українській науковій мові існує проблема надмірного, часом некритичного використання англомовних запозичень. Найбільше це спостерігається у галузі комп'ютерних наук і економіки. З метою максимального використання українських термінологічних одиниць на конференції виступив доцент ЛНУ ім. І. Франка Г. Злобін з пропозицією замінити поширені терміни типу браузер, гаджет, принтер і т. п. на українські, утворивши їх шляхом перекладу відповідних термінів з англійської мови або передачі їх сенсу. Свою пропозицію він обгрутовував тим, що у такому разі призначення, принцип дії або використання приладів будуть зрозуміліші українським користувачам. Проте більшість запропонованих їм термінів мають описовий характер (наприклад, принтер – прилад до друку), що не завжди зручно у практичному використанні.

Обговорюючись на конференції й часом негативний вплив офіційних документів на термінологію. Зокрема, у щойно прийнятому Законі «Про вищу освіту» є розділи, які стосуються *управління* освітою, вищими навчальними закладами, а особи, які здійснюють це управління, тут же називаються *керівниками*. Виникає питання, як називати будь-який подібний процес: управління чи керування?

Конференція приділила увагу також такій проблемі, як відсутність державного органу з відповідними повноваженнями, який займався би проблемами української мови взагалі та термінології зокрема. У перші роки незалежності у складі Держстандарту України існував спеціальний відділ, який займався термінологією. Тоді було розроблено більшість чинних термінологічних стандартів. З часом цей відділ був ліквідований. За минулі 20 років багато що у цих стандартах застаріло, з'явився досвід використання тих чи інших термінів, а відслідковувати ці процеси і вживати необхідні заходи нема кому.

Наприкінці слід зауважити, що конференції «Проблеми української термінології» проводяться регулярно кожні 2 роки і можуть стати зручною трибуною для філологів – аспірантів та осіб, що готують дисертації. Матеріали конференції публікуються у Віснику НУ «Львівська політехніка» «Проблеми української термінології», який входить у базу наукометричних даних.

Термінологічні конференції, що проводить Технічний комітет стандартизації науково-технічної термінології у Львівській політехніці, – дуже важливі заходи, які сприяють збагаченню української термінології та розвитку мови як такої і становлять інтерес не лише для фахівців, але й для широкої громадськості.

Одержано 09.10.2014

© Канд. техн. наук В. М. Плєскач

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя
Pleskach V. Problems carriers of ukrainian terminology

МЕТОД ИСПЫТАНИЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ИЗНАШИВАНИЕ ПРИ НИЗКИХ СКОРОСТЯХ СКОЛЬЖЕНИЯ ПО АБРАЗИВУ

Актуальность и цель работы

В результате исследований, представленных в работе [1] определены основные закономерности абразивного изнашивания сталей и чугунов. Установлен следующий ряд износостойкости металлической основы железуглеродистых сплавов в порядке возрастания износостойкости: феррит-мартенсит-аустенит.

Однако практическое использование данных о закономерностях абразивного изнашивания железуглеродистых сплавов без учета скорости относительного перемещения поверхности трения и абразивной поверхности может привести к ошибочным выводам, поскольку в реальных условиях эксплуатации деталей скорость скольжения по абразиву может изменяться в очень широких пределах от долей миллиметра до десятков миллиметров в секунду.

В связи с этим необходимо определить закономерности изнашивания сплавов системы железо-углерод при различной скорости скольжения по абразиву, причем основные усилия должны быть направлены на проведение испытаний при низких скоростях скольжения.

На первом этапе необходимо обосновать и разработать метод испытаний образцов на абразивное изнашивание при переменной скорости скольжения по абразиву. Нижний предел скорости скольжения изучаемого диапазона должен быть как можно меньше, вплоть до страгивания.

Разработка испытательной методики

Фиксирование скорости скольжения образцов по абразивной поверхности возможно только при испытаниях закрепленным абразивом. В связи с этим базовым методом проведения испытаний принят ГОСТ 17367-71.

Ранее установлено [2], что оптимальной схемой проведения испытаний по ГОСТ 17367-71 является схема «Барабан». Применение схемы «Барабан», позволяет устранить влияние на результаты испытаний таких факторов, как переменная скорость скольжения (схема «Диск») и многократное страгивание при возвратно-поступательном движении по абразиву (схема «Плоскость»). Кроме того, схема «Барабан» свободна от недостатков схемы «Ремень» – отсутствует перемещение абразивного полотна относительно опорных поверхностей, что исключает необходимость использования перфорации.

Схема «Барабан» тем более выгодна, что базовая установка уже создана [3] (рис. 1). Установку использовали при проведении исследований по определению влияния повышенных температур на износостойкость железуглеродистых сплавов при абразивном изнашивании [4]. Для использования установки в рамках настоящих исследований в ее конструкцию внесены изменения, обоснование которых представлено ниже.

С одной стороны исследуемый диапазон скоростей необходимо ограничить ранее установленной максимально допустимой скоростью скольжения образцов по абразиву при стандартных испытаниях на абразивное изнашивание – 86 мм/с [5]. С другой стороны диапазон должен бы быть ограничен значением 0 мм/с. Поскольку это невозможно, нижней границей принята скорость 0,001 мм/с в предположении, что при еще меньших скоростях не происходят принципиальные изменения интенсивности абразивного изнашивания железуглеродистых сплавов.

В начале движения (страгивание) скорость скольжения образца по абразиву изменяется в широком диапазоне от 0 до заданной (номинальной). Предполагается, что в момент страгивания износ материалов повышен, однако скорость скольжения, которой соответствует повышенный износ, точно неизвестна. Поэтому для воспроизведения режима повышенного износа можно использовать периодическое страгивание или постоянное скольжение со скоростью, которой соответствует экстремальный износ образцов.

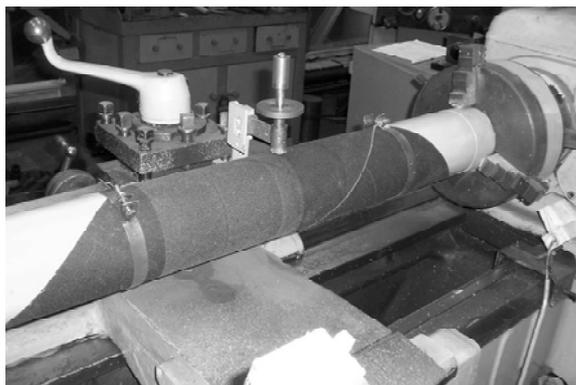


Рис. 1. Установка типа «Барaban» для проведения испытаний металлических материалов на абразивное изнашивание

При достаточно большом значении номинальной скорости скольжения образец в течение короткого промежутка времени (ускорение и замедление) движется со скоростью, соответствующей некоторой экстремальной интенсивности изнашивания. Поэтому достоинство испытаний образцов при периодическом страгивании заключается в гарантированном многократном повторении режима экстремальной интенсивности изнашивания. В то же время недостатком этого способа является неизвестность точного значения экстремальной скорости скольжения и «захват» тех скоростей, которые экстремальными не являются. Поэтому возможно искажение результатов испытаний за счет скольжения в различных режимах.

Проведение испытаний образцов в режиме непрерывного страгивания возможно и фактически соответствует испытаниям при такой скорости скольжения, когда интенсивность изнашивания достигает экстремума. Очевидно, что величина критической скорости скольжения мала, но определение ее точного значения требует проведения экспериментов.

Не только интенсивность изнашивания, но и другие характеристики процесса трения зависят от скорости скольжения образцов по абразиву. В связи с этим логично предположить, что при некоторой скорости скольжения наблюдается одновременный экстремум как для интенсивности изнашивания, так и для других характеристик.

Таким образом, способ проведения испытаний образцов на абразивное изнашивание в режиме страгивания состоит в испытаниях при непрерывном скольжении, но с такой скоростью, при которой наблюдается экстремум другой характеристики, например силы трения. Поэтому проведены исследования по определению силы трения в диапазоне скоростей 0,001–86 мм/с. Предварительно разработана установка для проведения испытаний в требуемом диапазоне скоростей.

Для обеспечения возможности изменять скорость скольжения образцов в столь широком диапазоне в испытательной установке должны быть использованы цилиндрические, червячные и винтовые передачи. С помощью уже имеющейся установки типа «Барaban» и понижающего редуктора имеется возможность проводить испытания образцов в диапазоне скоростей скольжения 5–86 мм/с. При этом для уменьшения скорости вращения барабана и, соответственно, скорости скольжения образцов по абразиву используются коробка передач станка 1К62 (цилиндрические передачи) и понижающий редуктор (червячная передача).

Проведение испытаний в области меньших скоростей скольжения требует создания установки с винтовыми передачами, позволяющими уменьшить скорость скольжения до 0,001 мм/с, т. е. в 5000 раз. Поэтому принципиальная схема испытательной установки, которая позволяла бы проводить испытания образцов на абразивное изнашивание в диапазоне 0,001–5 мм/с, должна включать в себя следующие элементы.

Крутящий момент от основного вала передается на вспомогательный вал-винт, на котором крепится суппорт-гайка. На суппорт-гайке жестко устанавливается державка для цанги с образцом. При вращении основного вала суппорт-гайка движется линейно со скоростью, зависящей от частоты вращения основного вала, передаточного числа между основным валом и вал-винтом, а также шага резьбы вал-винта. При значениях этих величин соответственно $(1/60) \text{ с}^{-1}$, 1:1 и 1 мм линейная скорость перемещения суппорт-гайки составит 0,017 мм/с. Снижение линейной скорости до 0,001 мм/с может быть обеспечено применением дополнительного редуктора для передачи крутящего момента от основного вала на вал-винт. Повышение линейной скорости обеспечивается увеличением частоты вращения основного вала.

При проведении испытаний по определению силы трения в зависимости от скорости скольжения образцов по абразиву величина пути трения является единственным параметром, подлежащим корректировке. В данном случае нет необходимости истирать образец на пути трения, который предусматривает ГОСТ 17367-71 (15 м). Даже для максимальной скорости скольжения вполне достаточно пути 200–300 мм. Это значительно упрощает схему установки и позволяет использовать в качестве базового оборудования токарный станок 1К62. Абразивное полотно крепится

на станине станка, а цанга с образцом – на суппорте. Скорость скольжения образца относительно абразива задается частотой вращения шпинделя станка и величиной продольной подачи суппорта. Расчет показывает, что при минимальной частоте вращения (дополнительный редуктор) для обеспечения линейной скорости суппорта 0,001 мм/с необходима подача 0,07 мм/оборот. Минимальная подача, обеспечиваемая конструкцией станка, составляет 0,07 мм/оборот, что позволяет проводить испытания по определению силы трения во всем необходимом диапазоне скоростей скольжения.

Анализ возможных способов и устройств для измерения силы трения скольжения показал, что для исключения случайных погрешностей необходимо использовать один из серийно выпускаемых датчиков силы. Для проведения испытаний выбран датчик серии K200 (Германия). Ожидаемые значения силы трения составляют единицы ньютонов, поэтому необходимо использовать наиболее чувствительный из датчиков данной серии – KM 200K 10N с диапазоном измерения до 10Н (рис. 2). Для регистрации и записи сигналов датчика (напряжение в зависимости от силы трения) используются измеритель и АЦП, сопряженные с ПЭВМ. Преобразование «напряжение – сила трения» выполняется позже, после окончания эксперимента, что позволяет записать максимально возможное количество данных в процессе испытаний.

Проведена градуировка системы измерения силы трения. Державку цанги, которая жестко соединяется с датчиком силы, нагружали стандартными грузами, обеспечивая силу от 0,5 до 10 Н и одновременно фиксируя показания измерителя. По полученным данным построена градуировочная зависимость (рис. 3). Также создан программный модуль, который обеспечивает считывание данных с измерителя и запись их в файл. Система измерения обеспечивает измерение/запись силы трения с частотой 5 с⁻¹.

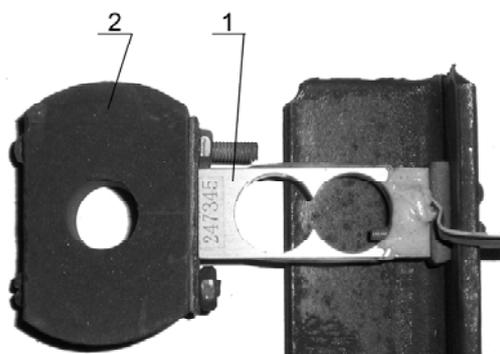


Рис. 2. Датчик KM 200K 10N (1) в сборе с державкой для цанги (2)

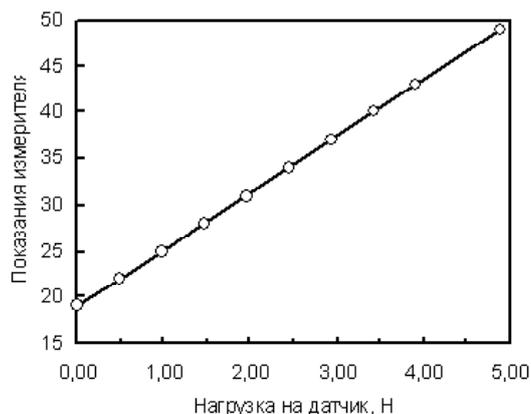


Рис. 3. Результат градуировки системы для измерения силы трения

Смонтирована кинематическая часть установки. Изготовлена новая державка для цанги с образцом (см. рис. 2), которая сопряжена с датчиком силы. Датчик силы в сборе с державкой жестко закреплен на суппорте станка таким образом, что отверстие державки находится над плоской поверхностью направляющей станины. При этом продольная ось датчика силы перпендикулярна направлению движения суппорта. Выполнен монтаж измерительной системы, включающей датчик KM 200K 10N, блок питания 12В, устройство измерения и записи сигнала от датчика.

В процессе скольжения образца по абразивной поверхности происходит периодическое считывание данных с датчика силы трения, измерение сигнала и запись результата в файл. Каждый результат измерения записывается вместе с показанием текущего системного времени компьютера, поэтому после проведения каждого эксперимента получают таблицу вида «системное время – показание измерителя». Фрагмент файла, полученного при скольжении ферритного образца по абразиву со скоростью 0,0018 мм/с представлен в табл. 1.

После окончания эксперимента данные из файла импортируются в приложение Microsoft Excel, где системное время переводится в относительное время испытаний, а показания измерителя – в силу трения с помощью градуировочной зависимости (см. рис. 3). Результат обработки также представлен в табл. 1.

На рис. 6.4 графически представлена зависимость силы трения от времени испытаний при скольжении образца железа по абразивной поверхности со скоростью 0,0018 мм/с.

В первый момент после включения установки сила, действующая на датчик, не увеличивается. На этом промежутке времени выбирается люфт в передачах, поэтому образец не испытывает усилий смещения.

На следующем этапе постепенно увеличивается усилие на образец, но страгивания еще не происходит, поскольку усилие недостаточно велико для преодоления силы трения покоя. Здесь сила, регистрируемая датчиком, непрерывно увеличивается.

В определенный момент происходит страгивание образца, при этом сила, регистрируемая датчиком, скачкообразно уменьшается. Этому соответствует первый локальный минимум на графике (см. рис. 4). В дальнейшем образец непрерывно скользит по абразивной поверхности, и датчик регистрирует силу трения скольжения.

Сила трения для других скоростей исследуемого диапазона определяется аналогично. Увеличение скорости скольжения образцов по абразивной поверхности достигается увеличением подачи суппорта на один оборот шпинделя и увеличением частоты вращения шпинделя.

Например, график силы трения при скорости скольжения образца железа 3,7 мм/с показан на рис. 5.

Видно, что при постоянной скорости скольжения значения силы трения изменяются в широком диапазоне. Это вполне естественно для абразивного изнашивания, поскольку суммарная сила сопротивления скольжению складывается из сил, которые возникают при взаимодействии отдельных зерен абразива с поверхностью трения. Когда вдавленное зерно только начинает пластическую деформацию поверхности трения, сила сопротивления движению минимальна. При дальнейшем перемещении сила увеличивается, аналогично случаю испытания материалов на разрыв. В момент, предшествующий разрушению микрообъема, сила достигает максимума и скачкообразно уменьшается сразу после разрушения и отделения микрообъема от основного металла.

Этот процесс особенно четко проявляется при минимальной скорости скольжения (см. рис. 4). Здесь нагружение микрообъемов происходит медленно, соответственно происходит медленное и практически непрерывное увеличение силы сопротивления движению. Моменты разрушения микрообъемов четко видны на графике, когда сила трения скачкообразно уменьшается от абсолютного максимума до абсолютного минимума за очень короткое время.

Таблица 1 – Результаты измерения силы трения скольжения образца железа по абразивной поверхности со скоростью 0,0018 мм/с

Системное время, с	Показания измерителя	Время эксперимента, с	Сила трения, Н	Примечание
69584,83	19	0,00	0,00	Период времени до включения установки
69585,05	19	0,22	0,00	
69585,27	19	0,44	0,00	
69585,49	19	0,66	0,00	
69585,71	19	0,88	0,00	
69782,89	24	198,06	0,82	Период увеличения силы, прикладываемой к образцу, до момента страгивания
69783,11	24	198,28	0,82	
69783,33	25	198,50	0,98	
69783,55	25	198,72	0,98	
69783,77	25	198,94	0,98	
70030,16	35	445,33	2,62	Период установившегося скольжения
70030,38	35	445,55	2,62	
70030,60	36	445,77	2,78	
70030,82	36	445,99	2,78	
70031,04	36	446,21	2,78	

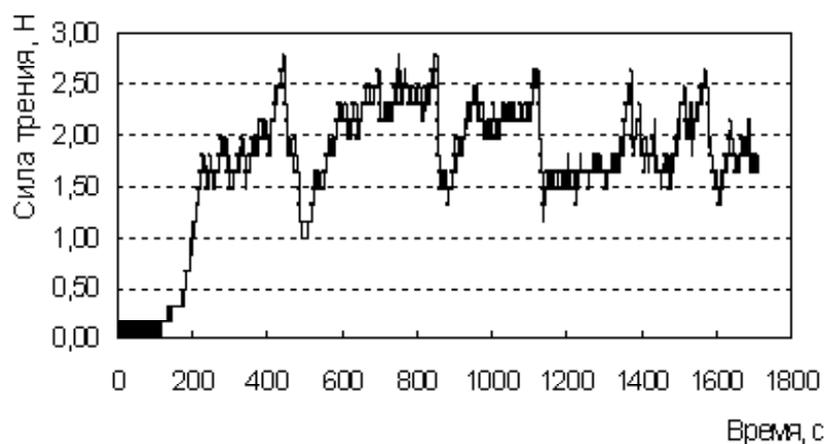


Рис. 4. Сила трения скольжения образца железа при скорости 0,0018 мм/с

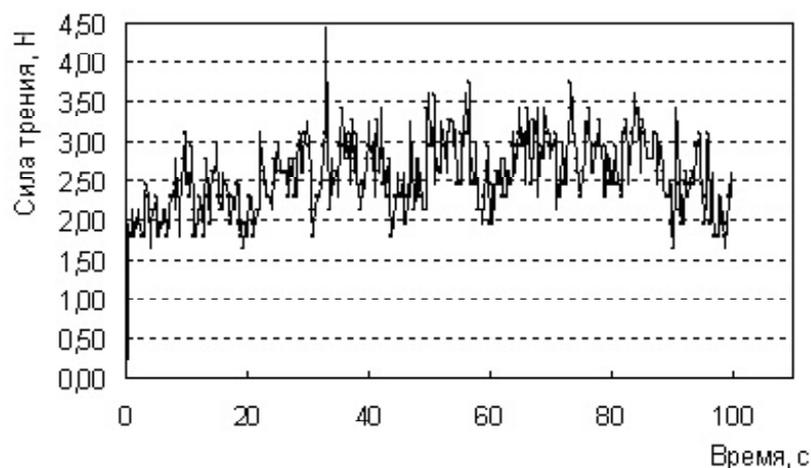


Рис. 5. Сила трия скользяния образца железа при скорости 3,7 мм/с

Тем не менее, несмотря на столь широкий диапазон колебания силы трия, можно проводить сравнение этой характеристики для различных скоростей скользяния по абразиву. Даже визуальное сопоставление графиков показывает существенное различие сил трия для различных скоростей (рис. 6).

Результатом измерения силы трия является множество дискретных значений. Поэтому можно построить распределение частоты для каждого из возможных значений силы трия в установленном диапазоне (рис. 7).

С использованием распределений частот определены математические ожидания силы трия для каждой из скоростей скользяния образцов железоуглеродистых сплавов различной структуры. Это позволяет определить зависимости силы трия от скорости скользяния для каждого структурного состояния.

Установлено, что для образцов железоуглеродистых сплавов в каждом из структурных состояний наблюдаются максимумы силы трия при скоростях скользяния до 5 мм/с. Например, на рис. 8 показана зависимость силы трия от скорости скользяния образцов со структурой феррита (железо) для разных диапазонов скорости.

Аналогичные зависимости получены для образцов со структурой мартенсита и аустенита. Совместное рассмотрение зависимостей для образцов в различном структурном состоянии позволяет сравнить величины сил трия и положение максимумов (рис. 9).

Скорость скользяния, при которой достигаются максимальные значения силы трия, для разных структур несколько различна. Тем не менее, результаты измерений позволяют утверждать, что при скоростях, меньших 0,2 мм/с, происходит монотонное снижение силы трия для всех типов структурного состояния железоуглеродистых сплавов. Поэтому устанавливать нижний предел диапазона скоростей скользяния при проведении основного объема испытаний на слишком малом уровне (0,001 мм/с) нецелесообразно. Вполне допустимо ограничить нижний предел значением 0,1 мм/с.

Таким образом, по результатам измерения силы трия образцов железоуглеродистых сплавов определен диапазон скоростей скользяния, который должна обеспечивать основная испытательная установка. Минимальная скорость должна составлять 0,1 мм/с. Максимальная не должна быть менее 86 мм/с, т.к. данная скорость является нижним пределом ранее исследованного скоростного диапазона.

Этим требованиям отвечает уже имеющаяся установка на базе токарного станка 1К62 (см. рис. 1) в комплекте с дополнительным одноступенчатым червячным редуктором. Однако с помощью этого редуктора можно снизить скорость скользяния лишь до 5 мм/с. Для уменьшения скорости скользяния до 0,1 мм/с предложено использовать двухступенчатый червячный редуктор с передаточным числом не менее 800. Таким образом, при использовании двухступенчатого редуктора обеспечивается диапазон скоростей 0,1–3,5 мм/с, а с помощью одноступенчатого – 5–86 мм/с, что позволит провести запланированный объем испытаний.

Изготовлен и смонтирован второй дополнительный привод установки (рис. 10).

Крутящий момент передается от электродвигателя 1 через двухступенчатый червячный редуктор 2 с передаточным числом 1250 на основной вал станка 3. Электродвигатель в сборе с редуктором (мотор-редуктор) крепится к станине станка 1К62 с помощью специального кронштейна. При эксплуатации установки с дополнительным приводом основной двигатель отключают. Фактическое передаточное число редуктора даже больше, чем планировали (1250 вместо 800), поэтому минимальная скорость скользяния образца по абразиву при испытаниях составляет 0,06 мм/с.

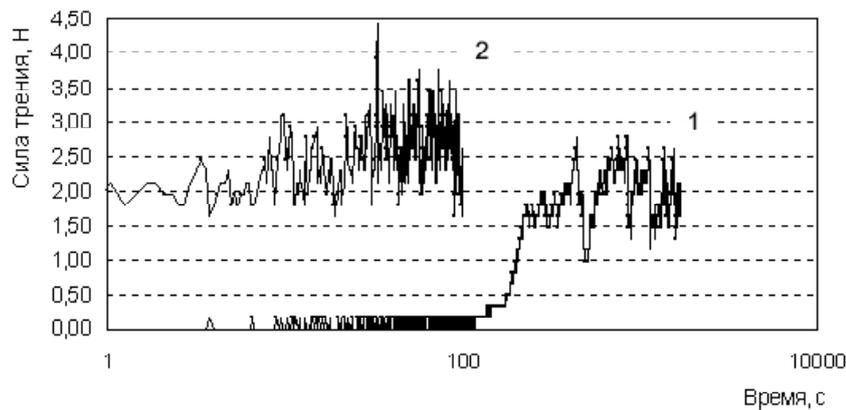


Рис. 6. Сила трения скольжения образца железа при скорости 0,0018 мм/с (1) и 3,7 мм/с (2)

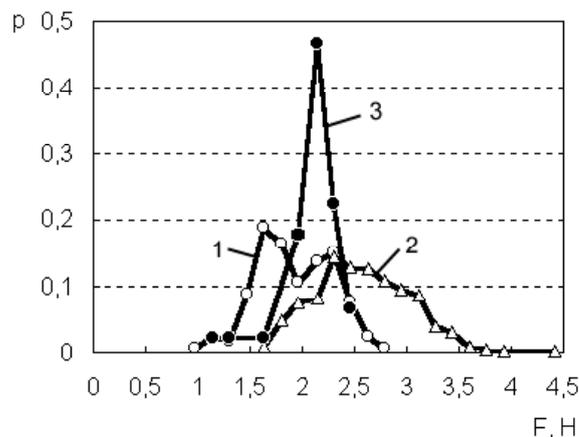


Рис. 7. Распределение частоты результата измерения силы трения при скорости скольжения образца железа 0,0018 мм/с (1), 3,7 мм/с (2) и 86 мм/с (3)

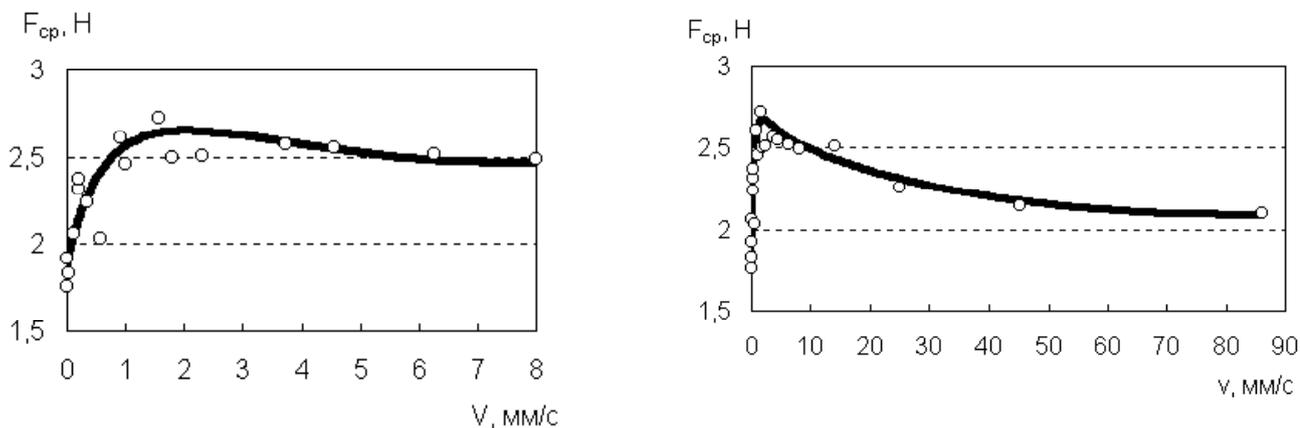


Рис. 8. Зависимость силы трения от скорости скольжения для образцов железа

Следует отметить, что второй дополнительный привод дает еще одну возможность снижения скорости скольжения. При минимальной частоте вращения шпинделя и минимальной подаче суппорта 0,07 мм/оборот линейная скорость движения суппорта составляет 10^{-5} мм/с. Несмотря на то, что испытания с такой малой скоростью не входят в задачи настоящей работы, эта возможность может быть использована в дальнейшем, например, при исследованиях взаимодействия одиночного индентора с металлической поверхностью.

При проведении испытаний образцов при малой скорости скольжения по абразиву необходим способ определения интенсивности их изнашивания, который обладает требуемой точностью и, в то же время, позволяет свести к возможному минимуму время эксперимента. Известный способ определения интенсивности изнашивания образца по потере массы является наиболее надежным, но минимально допустимый износ в нашем случае слишком велик (5,0 мг).

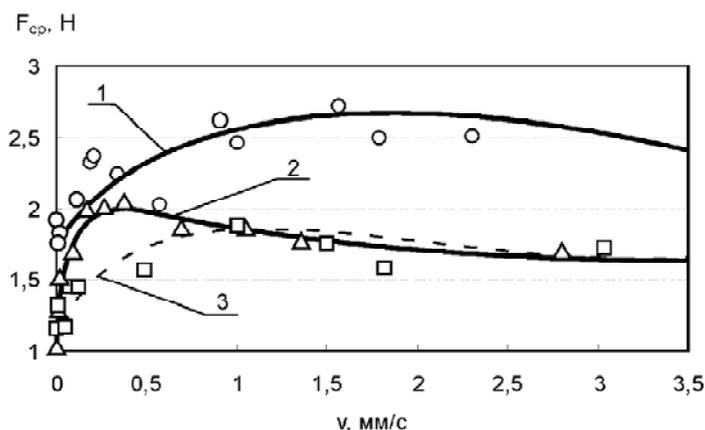


Рис. 9. Область максимума зависимостей силы трения от скорости скольжения по абразивной поверхности образцов железо-углеродистых сплавов в различном структурном состоянии: 1 – феррит; 2 – мартенсит; 3 – аустенит

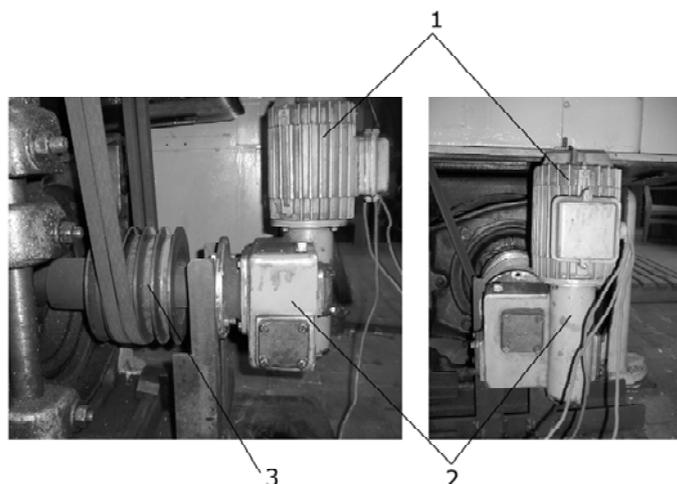


Рис. 10. Дополнительный привод испытательной установки: 1 – электродвигатель; 2 – редуктор; 3 – входной вал

Известны косвенные способы оценки интенсивности изнашивания металлических материалов с помощью анализа акустических сигналов [6], измерения профиля поверхности трения до и после изнашивания [7], а также по изменению размеров следа от индентора на изнашиваемой поверхности [8].

Акустический метод крайне ненадежен и требует специальной аппаратуры. Поэтому время, которое необходимо затратить на отработку применения этого метода, может значительно превышать время, «экономленное» с его помощью.

Метод измерения профиля позволяет достаточно точно определять изношенный объем небольшой величины, однако требует наличия на образце неизношенного участка, что в нашем случае обеспечить невозможно.

Единственным потенциально приемлемым способом определения интенсивности изнашивания образцов остается определение износа по изменению размеров следа от индентора на поверхности трения. Теоретически этим способом можно определять измерение линейного размера образца порядка 1 мкм.

На поверхность трения образца, полученную после скольжения по абразивной поверхности нанесли отпечаток алмазной пирамидой (твердомер Виккерса). Несмотря на грубую шероховатость поверхности, контуры отпечатка были четко видны, и можно измерить его диагональ при помощи оптической системы твердомера. Далее этот образец истирали на небольшом участке пути трения с таким расчетом, чтобы износ образца был менее глубины отпечатка. Предполагалось измерить износ образца по изменению размера отпечатка после изнашивания.

Анализ поверхности образца после изнашивания с отпечатком показал, что достоверно определить размер оставшегося отпечатка невозможно. Если сразу после нанесения отпечатка его контур был четко виден, то даже после непродолжительного скольжения по абразиву контур был сильно искажен бороздами и наплывами металла, образованными в процессе его пластической деформации абразивными зернами.

Таким образом, метод определения износа образца по изменению размеров отпечатка в нашем случае неприемлем. Поэтому при проведении испытаний интенсивность изнашивания образцов следует определять по потере массы, несмотря на достаточно длительное время, которое при низких скоростях скольжения необходимо для достижения износа, подлежащего измерению.

При испытаниях на абразивное изнашивание обязательным является использование образца эталонного материала, чтобы избежать влияния непостоянства свойств абразивной поверхности. Как правило, эталон испытывают в тех же условиях, что и исследуемые образцы.

Такой способ корректен при исследовании влияния свойств материалов на их износ при постоянных условиях изнашивания. Если же проводят исследования влияния на износ самих условий изнашивания, то изменять условия изнашивания эталона нельзя. В противном случае невозможно будет определить влияние условий изнашивания на износ самого эталонного материала.

Другими словами, при исследовании влияния свойств материалов на износ в качестве эталона используют некоторый материал с постоянными свойствами. При исследовании влияния условий трения на износ необходимо дополнительно выбрать некоторый эталонный режим изнашивания, т.е. «эталонном» единичного износа служит износ эталонного материала при эталонном режиме изнашивания.

Для испытания в диапазоне скоростей 0,1–3,5 мм/с в качестве привода использован двухступенчатый червячный мотор-редуктор (см. рис. 10). Испытания в диапазоне 5–86 мм/с проводятся с другим приводом – электродвигатель и одноступенчатый червячный редуктор. При этом смена привода установки – достаточно длительная процедура. На одном листе абразивного полотна необходимо проводить испытания как на эталонной скорости, так и на некоторой произвольной, при этом не переключая приводы установки. Поэтому единственным вариантом эталонной скорости является скорость на уровне 3,5–5,0 мм/с, поскольку такую скорость можно обеспечить при проведении испытаний с любым из приводов.

В соответствии с приведенными рассуждениями испытания железоуглеродистых сплавов на абразивное изнашивание при различной скорости скольжения по абразиву следует проводить следующим образом. При испытаниях в диапазоне скоростей от 0,1–3,5 мм/с на одном листе абразивного полотна истирается эталонный образец железа на скорости 3,5 мм/с и испытуемый образец при некоторой скорости из исследуемого диапазона. При испытаниях в диапазоне скоростей 5–86 мм/с на одном листе абразивного полотна истирается эталонный образец железа на скорости 5 мм/с и испытуемый образец при некоторой скорости из исследуемого диапазона.

Таким образом, за единичный износ принимается износ образца железа при скорости скольжения 3,5 мм/с или 5,0 мм/с. Результат единичного испытания представляют в виде относительного износа, который представляет собой отношение массового износа образца к массовому износу эталона. При этом эталон и образец проходят одинаковый путь трения, соответствующий 100 оборотам барабана. Для определения величины относительного износа образца на данной скорости скольжения проводят два идентичных опыта, определяют два единичных значения относительного износа и вычисляют среднее. При этом последовательность испытания эталона и образца чередуют.

Выводы

В диапазоне скоростей 0,001–86 мм/с определены зависимости силы трения для образцов железоуглеродистых сплавов. Показано, что для каждого типа структурного состояния металлической основы наблюдается экстремум силы трения при определенной скорости скольжения. Для разных структурных состояний эта скорость различна, но при скоростях, меньших 0,2 мм/с, происходит монотонное снижение силы трения для всех образцов.

Список литературы

1. Брыков М. Н. Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании : Научное издание / М. Н. Брыков, В. Г. Ефременко, А. В. Ефременко. – Херсон : Гринь Д.С., 2014. – 364 с.
2. Брыков М. Н. Оптимальная схема стандартных испытаний металлических материалов на изнашивание закрепленным абразивом / М. Н. Брыков // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2003. – № 1. – С. 86–89.
3. Брыков М. Н. Метод испытаний металлических материалов на изнашивание при различной скорости скольжения по абразиву / М. Н. Брыков // Problems of Tribology. – 2003. – № 2. – С. 108–111.
4. Брыков М. Н. Абразивное изнашивание железоуглеродистых сплавов при повышенных температурах / М. Н. Брыков // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2004. – № 2. – С. 31–34.
5. Брыков М. Н. Определение допустимой скорости скольжения образцов по абразиву при стандартных испытаниях на изнашивание / М. Н. Брыков // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2000. – № 1. – С. 39–41.
6. Фадин Ю. А. Оценка потери массы при абразивном изнашивании по данным акустической эмиссии / Ю. А. Фадин, Ю. П. Козырев, В. П. Булатов // Трение и износ. – 1999. – Т. 20. – № 2. – С. 193–196.
7. Cho Y. - J. Surface profile estimation by digital filtering for wear volume calculation / Y. - J. Cho, Y. - P. Koo, J. - H. Jeon // Wear. – 2002. – Vol. 252. – № 3–4. – P. 173–178.
8. Dong-Yoon Chung. A study on the precision wear measurement for a high friction and high pressurized gun barrel by using a diamond indenter / Dong-Yoon Chung, Hosung Kong, Suk-Hyun Nam // Wear. – 1999. – Vol. 225–229. – № 2. – P. 1258–1263.

Одержано 10.03.2015

© Д-р техн. наук М. Н. Брыков

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

Brykov M. Development of method for testing metallic materials at low velocities of sliding against abrasive surface

ВИЗНАЧЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ ПОБУДОВИ ТЯГОВИХ ЕЛЕКТРОПРИВОДІВ ПРОМТРАНСПОРТУ

Вступ

Використання тягового електроприводу в порівнянні з гідромеханічними або гідро-об'ємними дозволяє отримати ряд істотних переваг з точки зору використання рухомих електротехнічних комплексів:

- коефіцієнт корисної дії (ККД) на рівні до 90 %, який мало залежить від швидкості руху самого електротехнічного комплексу (рис. 1) [1];
- необхідність проведення мінімального обсягу регулярних технічних робіт – перевірка стану вузлів, технічних рідин;
- відсутність необхідності попереднього прогріву системи до певної робочої температури;
- висока паливна економічність;
- можливість вирішення проблеми боксування за рахунок регулювання параметрів електромеханічної трансмісії;
- висока ремонтпридатність – можна виконувати ремонт заміною блоків та вузлів, а вартість самого ремонту визначається лише вартістю замінюваного блоку;
- дизель у поєднанні з електричною трансмісією працює завжди в майже постійному режимі, що дозволяє забезпечити роботу на економічній паливній характеристиці і тим самим досягти оптимального рівня витрат палива;
- можливість забезпечення оптимальної тягової характеристики за рахунок регулювання засобами електричної трансмісії;
- можливість виконання вільної компоновки частини вузлів електричної трансмісії дозволяє досягти більш раціонального розміщення елементів тягових електроприводів та забезпечити оптимальний розподіл маси по довжині рухомого електротехнічного комплексу;
- зменшені експлуатаційні витрати [2].

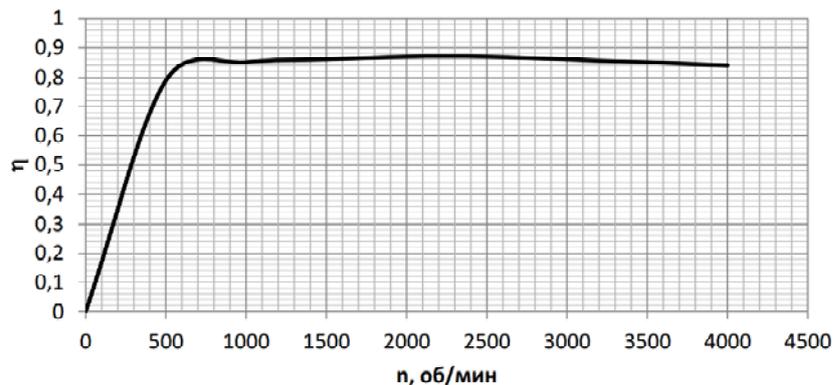


Рис. 1. Залежність ККД тягового двигуна від швидкості обертання вала двигуна

При використанні тягового електроприводу на рухомих електротехнічних комплексах в якості основного механічного рушія з'являються характерні особливості, які зумовлені технологічним призначенням самого комплексу – перевезення пасажирів або перевезення вантажів чи виконання механічної роботи за допомогою навісного обладнання. В обох видах перевезень задаються:

- маса рухомого комплексу;
- максимальна швидкість руху;
- вимоги щодо електричного гальмування;
- умови руху та особливості рушання з місця.

Аналіз літературних даних та постановка проблеми

Сьогодні відсутні готові рішення щодо створення інтелектуальних транспортних технологій та систем. З'являється необхідність удосконалення організації руху транспорту та створення більш продуктивних систем управління транспортом. Потрібен новий узагальнений підхід, нові методи та засоби, що ґрунтуються на безперервному спостереженні за станом усіх підсистем і ланок транспортного комплексу. Доцільним є інтелектуалізація саме транспортних засобів. Це дозволить ефективно вирішувати задачі управління рухом на транспортних сполученнях з урахуванням підготовки завдань розвитку відповідної маршрутної мережі наземного транспорту [3].

Можна виділити три послідовні етапи інформатизації транспортних систем:

- виконання комп'ютерних обчислень для вирішення окремих складових проблем та задач транспортного типу;
- створення галузевих автоматизованих систем управління рухом, транспортними підприємствами й організаціями, впровадження інформаційних технологій на транспорті;
- обладнання транспортних засобів мехатронними вузлами, агрегатами та системами, розвиток транспортної телематики, інтелектуалізація транспортних машин, систем та шляхів сполучення.

Швидкий розвиток засобів та методів інформатизації складних об'єктів та систем, уніфікація і стандартизація рішень не узгоджуються з гетерогенним характером існуючих підсистем та ланок транспортного комплексу, його інформаційним забезпеченням [3].

Об'єкт, мета та завдання дослідження

Проведені дослідження ставили за мету визначення особливостей побудови систем тягових електроприводів для різних видів та конструкцій рухомих електротехнічних комплексів.

Для досягнення поставленої мети вирішувалися такі завдання:

- аналіз практичного досвіду побудови систем тягових електроприводів;
- узагальнення методики визначення структури та параметрів тягових електроприводів при заданих вимогах з боку рухомого електротехнічного комплексу.

Матеріали та методика дослідження

Зазвичай, параметри рушання з місця для першого виду рухомих електротехнічних комплексів задаються з умови створення максимального прискорення. Параметри рушання другого типу комплексів задаються з умови повного використання зчіпної ваги комплексу: сума всіх навантажень від рушійних чи зчіпних коліс електротехнічного комплексу на відповідний йому шлях використовується для створення сили зчеплення між колесами і шляхом, і дозволяє перетворити кругове зусилля на ободі рухомих коліс у зовнішню силу тяги або гальмівну силу (при дії гальм). Зчіпна вага є важливою складовою характеристикою експлуатаційних якостей електротехнічного комплексу. Максимум результуючого дотичного тягового і гальмівного зусиль пропорційний зчіпній вазі і характеризується коефіцієнтом зчеплення. Зчіпна вага розраховується без врахування її можливої зміни під час руху, оскільки при русі вона лише перерозподіляється по рухомих осях. При цьому ланки головного енергетичного ланцюга та кіл керування повинні забезпечувати всі експлуатаційні режими роботи рухомого електротехнічного комплексу при повній надійності роботи окремих елементів структури.

До електричних машин, трансформаторів та тягових перетворювачів частоти встановлюються наступні вимоги [4]:

- вони не повинні втрачати робочого стану при допустимих в експлуатації відхиленнях напруги живлення від номінальних параметрів;
- вони повинні мати найменш можливу масу, бо вони встановлюються на рухомих об'єктах, проте розміри їх повинні бути повністю узгоджені з компоновкою екіпажної частини.

Необхідний пусковий момент двигуна зазвичай перевищує номінальний в 1,5–2 рази, а в умовах роботи на лінії короткочасна потужність двигуна може перевищувати в 1,5–2 рази його номінальну годинну потужність, що призводить до необхідності забезпечення роботи двигуна при значних величинах струмів [5]. Зазвичай двигуна автономних електротехнічних комплексів хоча і працюють без перевантажень за потужністю, проте мають значні перевантаження за струмом та моментом [6].

Одночасне вирішення двох задач – створення значного тягового зусилля та забезпечення високої конструкційної швидкості є можливим шляхом використання редуктора з перемиканням на два передаточних числа або використанням двигуна з компенсаційною обмоткою, який допускає значне ослаблення поля для розширення меж регулювання частоти обертання. Вибір оптимального передаточного числа тягового редуктора значним чином впливає на конструктивні параметри елементів тягових електроприводів і є вихідним моментом при проектуванні будь-якої одиниці рухомого електротехнічного комплексу, хоч на сьогодні існують конструкції редукторів з багатоступінчатою зміною передаточного числа. Даний тип приводу широко використовується на об'єктах електротранспорту Швейцарії і припускає використання двосторонньої зубчастої передачі з вибором більшого передаточного числа, ніж звичайний тяговий редуктор, що є особливо важливим для вантажних локомотивів, вантажівок, тракторів з тяговою електричною передачею.

Для електротехнічних комплексів, орієнтованих в основному на перевезення вантажів чи виконання механічної роботи за допомогою навісного обладнання з використанням опорно-осьових двигунів, бажаним є використання зубчастої передачі з найбільшим передаточним числом [7]. Завдяки цьому тяговий двигун встановлюється більш бистрохідний, меншої маси та габаритів. Обмежують значення передаточного числа, з одного боку, величина кліренсу при прийнятному діаметрі приводного колеса, а з другого боку, механічна напруга в тілі шестерні та на кінці вала двигуна. Значення кліренсу для рейкового транспорту – тобто величина перевищення кожуха зубчастої

передачі над головкою рейки – є величиною нормованою. Для нерейкового транспорту дана величина визначається конструктивними особливостями та компоновкою тягових електроприводів. Найбільше передаточне число отримують при найбільшому можливому діаметрі великого зубчастого колеса по колу ділення та при найменшому діаметрі шестерні.

Рухомі електротехнічні комплекси класифікують за видами тягової передачі (електрична, гідравлічна або механічна), а також залежно від конструкційної швидкості [8]. На автономному залізничному транспорті розповсюджених серій, важких вантажних автомобілях та тракторах використовується, як правило, гідравлічна або електрична тягова передача. Передача потужності від дизеля до колісної пари повинна мати високу надійність і довговічність, мінімальні розміри, масу й вартість, високий коефіцієнт корисної дії ККД в усіх режимах роботи, мінімальні витрати на обслуговування й ремонт. Для сучасних електричних передач характерне збільшення потужності при збереженні майже тих же габаритних розмірів і зменшенні питомих мас елементів передачі. На електричному транспорті застосовують електричні передачі потужності на постійному, змінно-постійному і змінному струмах [9]. Переважне поширення у світовій практиці має тяговий електропривод на постійному струмі. Це пов'язано з тим, що ККД електричної передачі постійного струму при тривалому режимі роботи на швидкості до 160 км/год складає 84–86 %. Але при швидкості роботи понад 160 км/год передача постійного струму поступається передачі змінного струму за ККД та енергетичними показниками. Передача постійного струму має більшу переважувальну здатність, дозволяє легко й порівняно просто автоматизувати процеси регулювання й керування силою тяги та швидкістю руху. Передача складається з тягового генератора постійного струму й тягових двигунів постійного струму. Такі передачі найбільш прості за своєю конструкцією, не мають проміжних перетворювальних ланок (за виключенням систем, які працюють від тягового генератора змінного струму), мають високий ККД. Проте, при збільшенні потужності дизеля під час модернізації такі системи потребують збільшення розмірів тягових машин, що значно ускладнює вписування їх у габарити тягової електропередачі. Крім того, підвищення потужності тягових генераторів постійного струму приводить до різкого зниження їх надійності. Передачі постійного струму застосовуються на тепловозах, що мають секційну потужність до 2200 кВт (тепловози ТЭ1, ТЭ2, ТЭМ1, ТЭМ2, ЧМЭЗ, ТЭЗ, ТЭ10 і ін.), на електромобілях, електротракторах (ДЭТ-250, ДЭТ-320), автобусах з електричною трансмісією (GMC, ЗИС), важких кар'єрних самоскидах «БЕЛАЗ». Передача змінно-постійного струму використовується на вантажному транспорті великої потужності [4]. У передачах змінно-постійного струму в якості тягового генератора застосовується синхронний генератор змінного струму, який при таких же розмірах, що і генератор постійного струму, має більшу потужність і надійність.

У передачах змінно-постійного струму використовуються тягові двигуни постійного струму, тому між генератором і двигунами встановлюють перетворювальну ланку постійного струму. Випрямлячі, зібрані на основі некеруванних напівпровідникових силових діодів, задовольняють більшість вимог щодо умов роботи на автономному залізничному транспорті, більшості рухомих електротехнічних комплексів даної категорії. У зв'язку з встановленням випрямляча ККД передачі зменшується, однак висока експлуатаційна надійність синхронного генератора і тягового випрямляча компенсує це зниження. Такі передачі застосовуються на електротехнічних комплексах з потужністю дизеля 1470–4400 кВт (тепловози ТЭМ7, 2ТЭ116, ТЭП70 і ін.).

На електротехнічних комплексах постійного та змінно-постійного струму застосовують тягові електродвигуни постійного струму з послідовним збудженням. Використання цих двигунів забезпечує автоматичне регулювання оборотів якоря від величини прикладеної напруги і потоку збудження, та не залежать від частоти обертання вала дизельної установки. Застосування двигунів постійного струму незалежного збудження, поліпшує використання зчпної ваги комплексу, підвищує коефіцієнт зчеплення зі шляхом, але при цьому виникає потреба у встановленні спеціального обладнання, що дозволяє регулювати силу тяги залежно від швидкості руху.

В умовах модернізації рухомого складу залізниць світу та нових підходів до побудови рухомих електротехнічних комплексів, збільшення швидкостей руху понад 160 км/год все частіше використовується тяговий електропривод змінного струму [4, 6]. До того ж електротехнічні комплекси з тяговою передачею змінного струму за тої ж маси, що й з іншими видами передач, розвивають більшу силу тяги, що дозволяє використовувати менше число моторизованих осей за тієї ж маси всього комплексу. Найбільш оптимальною тяговою характеристикою, що максимально наближається до ідеальної характеристики, мають рухомі електротехнічні комплекси з електричною передачею (трактори, тепловози, дизель-поїзди, автобуси, комбайни, важкі вантажні автомобілі) у порівнянні з аналогічними машинами, на яких встановлено механічну або гідравлічну передачу потужності.

Незважаючи на високу вартість, велику вагу, значну витрату кольорових металів, складність в обслуговуванні електричною передачею обладнано близько 80 % світового парку тепловозів та майже 98 % парку електромобілів, електротракторів та комбайнів. Це пояснюється тим, що такий тип тягової передачі за багатьма показниками є найбільш ефективним для виконання широкого кола технічних задач, що ставляться перед вказаними комплексами:

- забезпечує високий ККД і надійність в експлуатації;
- забезпечує більші міжремонтні пробіги, повне використання потужності дизеля в широкому діапазоні швидкостей руху;
- дозволяє здійснювати автоматичне регулювання сили тяги та швидкості руху.

Таблиця 1 – Порівняльні характеристики співвідношення споживання енергії на забезпечення власних потреб та виконання тягової роботи

Тип електротехнічного комплексу	Відсоток споживання загальної потужності на забезпечення тягової роботи (межове значення)	Відсоток споживання загальної потужності на забезпечення власних потреб (межове значення)
Електрорухомий склад залізниць постійного струму	55	45
Електрорухомий склад залізниць змінного струму	60	40
Автономний електрорухомий склад залізниць	70	30
Метрополітен	80	20
Міський електрорухомий склад	80	20
Кар'єрні та шахтні електровози	92,75	7,25
Трактори з електричною трансмісією	70	30
Комбайни з електричною трансмісією	75	25
Електромобілі	85	15
Автобуси з електричною трансмісією	75	25
Важкі самоскиди	90	10
Морські судна	85	15

Характеристики споживання енергії електроустановками різних груп відображено в табл. 2. У табл. 2 споживачів власних потреб було умовно розділено на три групи:

1. Електродвигуни охолодження холодильної камери, тягових електродвигунів, високовольтної камери, привод мотор-компресора.
2. Системи автоматики та зв'язку, регулювання і діагностики електротехнічного комплексу, живлення допоміжних електричних апаратів, системи освітлення, інші малопотужні споживачі.
3. Загальна шина постійного струму, опалення й кондиціонування.

Таблиця 2 – Характеристика споживання потужності власних потреб по групах споживачів

Група споживачів власних потреб	1	2	3
Напруга живлення споживачів	середня у порівнянні з напругою тягової мережі	низька у порівнянні з напругою тягової мережі	висока у порівнянні з напругою тягової мережі
Потужність споживачів	до 30 % загальної потужності власних потреб	до 25 % загальної потужності власних потреб	до 45 % загальної потужності власних потреб
Вимоги до стабільності напруги живлення	відхилення до 20 %	відхилення до 5 %	відхилення до 30 %
Вимоги щодо електромагнітної сумісності	середні	високі	низькі
Вимоги щодо перевантажувальної здатності джерела живлення	перевантаження до 30	відхилення до 10 %	відхилення до 15 %

Таким чином, потужність власних потреб становить значну частину від загальної потужності, що відбирається від дизеля.

На електровозах і моторвагонному рухомому складі застосовують таке допоміжне обладнання:

- мотор-компресори для живлення стисненим повітрям гальмівної системи і електропневматичної апаратури;
- мотор-вентилятори для примусової вентиляції устаткування з метою одержання високих значень потужності локомотива при мінімізації його маси.
- мотор-вентилятори для подачі повітря в пасажирські приміщення з метою опалення (це повітря попередньо нагрівається калориферами опалення);
- генератори для живлення кіл керування та освітлення, зарядки акумуляторних батарей;
- мотор-генератори, що встановлюються на електровозах постійного струму з рекуперативним гальмуванням для живлення обмоток збудження тягових двигунів у режимі рекуперації;
- розщеплювачі фаз для електрорухомого складу змінного струму;

- машинні перетворювачі для живлення трифазних асинхронних двигунів допоміжних машин і інших споживачів трифазного струму;
- масляні та водяні насоси, які забезпечують циркуляцію рідини в системі охолодження тягових трансформаторів, реакторів тягових електроприводів;
- системи живлення бортової керуючої системи;
- дільники напруги для живлення електродвигунів допоміжних машин, розрахованих на меншу напругу, генераторів керування.

На всіх типах електрорухомого складу постійного струму коло опалення підключено безпосередньо до контактної мережі. На пасажирських електровозах змінного струму (ЧС4, ЧС8) передбачена окрема вторинна обмотка головного трансформатора напругою 3 кВ для електричного опалення вагонів. Опалення пасажирських салонів електропоїздів змінного струму ЕР9 здійснюється від окремої обмотки головного трансформатора напругою 600 В. На дизель-поїздах змінного струму передбачена загальна шина постійного струму, до якої підключено систему опалення вагонів. На електромобілях, електротракторах, комбайнах система опалення підключається аналогічно до схеми ввімкнення дизель-поїздів змінного струму.

На електровозах постійного струму для привода допоміжних машин застосовують електродвигуни постійного струму послідовного збудження, які підключено безпосередньо до контактної мережі напругою 3 кВ. Така система має найпростішу електричну схему, але електродвигуни постійного струму потужністю до 50 кВт при такій нарузі дуже важкі та мають значні габарити.

Для спрощення системи допоміжних машин на електропоїздах постійного струму нових типів використовують мотор-генератор, що містить один електродвигун постійного струму 3 кВ і генератор трифазного змінного струму напругою 380 В. Від цього генератора одержують живлення асинхронні трифазні електродвигуни всіх допоміжних пристроїв.

Трифазні асинхронні машини для привода допоміжних навантажень застосовують також на електровозах і електропоїздах змінного струму. На пасажирських електровозах змінного струму ЧС4 і ЧС8 у якості допоміжних машин використовують електродвигуни постійного струму, що живляться через випрямлячі.

У тепловозах живлення допоміжного електричного устаткування здійснюється за допомогою трифазної мережі живлення, що має назву мережі забезпечення комфорту й призначеної винятково для цього типу обладнання. До цих навантажень забезпечення комфорту відносяться, зокрема, побутові прилади, нагрівальні прилади або кондиціонери.

Допоміжна мережа автономних поїздів живлення одержує через надлишковий вузол із двох окремих перетворювачів забезпечення комфорту, які мають ідентичну конструкцію та кожний з яких забезпечує живлення половини мережі. У випадку несправності одного із двох перетворювачів інший перетворювач бере на себе живлення всієї мережі й забезпечує, таким чином, достатнє живлення для задоволення потреб комфорту пасажирів [10].

Висновки

У результаті проведеного аналізу отримала подальший розвиток методика визначення структури та параметрів тягових електроприводів промтранспорту шляхом врахування заданих вимог з боку виконавчого механізму, внаслідок чого отримано аналітичні вимоги для різних груп рухомих комплексів щодо особливостей побудови тягових електроприводів, вибору виду двигуна тягових електроприводів з урахуванням розподілу потоків енергії на тягові потреби та забезпечення власних потреб, що дозволяє визначити оптимальну структуру тягових приводів, що є важливим для транспортного машинобудування.

Список літератури

1. A maximum torque per ampere control strategy for induction motor drives / Wasynczuk O., Sudhoff S. D., Corzine K. A. etc. // IEEE Transactions on energy conversion. – 1998. – Vol. 13, № 2. – P. 163–169.
2. Petrov L. P. Die Modellierung der Energieverluste in Asynchronmotoren unter Beachtung der elektromagnetischen Übergangsprozesse / Petrov L. P. // Elektrik. – Vol. 34. – № 7. – 1980. – P. 375–379.
3. Florentsev S. N. Traction Electric Equipment Set for AC Electric Transmission Various Vehicles // Proceedings of International Exhibition & Conference «Power Electronics, Intelligent Motion. Power Quality (PCIM-2009)». 12–14 May 2009. Nuremberg, Germany. – P. 625–627.
4. Кулагін Д. О. Проектування систем керування тяговими електропередачами моторвагонних поїздів : монографія / Д. О. Кулагін. – Бердянськ : ФО-П Ткачук О.В., 2014. – 154 с.
5. Ali Emadi, Energy-Efficient Electric Motors: Selection and Applications / Ali Emadi. – New York. – NY : Marcel Dekker, 2004. – 424 p.
6. Кулагін Д. О. Математична модель тягового асинхронного двигуна з урахуванням насичення магнітних кіл / Кулагін Д. О. // Науковий вісник НГУ. – 2014. – № 6. – С. 103–110.
7. Кулагін Д. О. Математична модель тягового асинхронного двигуна з урахуванням насичення / Кулагін Д. О. // Технічна електродинаміка. – 2014. – № 6. – С. 49–55.

8. Boldea I. Induction Machines Handbook / Ion Boldea, Syed A. Nasar. – CRC Press Boca Raton : London, New York, Washington, D.C, 2002. – 845 p.
9. El-Sharkawi Mohamed A. Fundamental of electric drivers / Mohamed A. El-Sharkawi. – Brooks : Cole production, 2000. – 400 p.
10. Greg C. Stone, Electrical insulation for rotating machines / Greg C. Stone, Hussein Dhirani, Edwards A. Boulter, Ian Culbert. – A John Wiley & Sons, inc., 2004. – 392 p.

Одержано 17.03.2015

© Канд. техн. наук Д. О. Кулагін

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

Kulagin D. The defining features of construction of the traction electric industrial transport

АКАДЕМІК СТЕПАН ТИМОШЕНКО



Кажуть: нашого цвіту – по всьому світу. Дійсно, українців, до того ж відомих українців, багато по всіх світах. Україна дала світові геніальних подвижників слова, культури, освіти, науки і технологій. А чи знаємо та пам'ятаємо ми їх? От у США щорічно згадують Степана Тимошенка, присуджуючи **медаль Тимошенка** за видатні наукові досягнення. А у нас? Україна не може пустити в непам'ять бодай одне ім'я, людину, творіння якої може бути гідним прикладом для нащадків.

Народився Степан Тимошенко у селі Шпотівка Конотопського повіту Чернігівської губернії (нині це Конотопський район Сумської області) 23 грудня 1878 року у родині землеміра Прокопа Тимофійовича Тимошенка та його дружини Юзефіни Яківни Сарнавської, доньки відставного військового. Батько походив з кріпацької родини, отримав початкову освіту у поміщицькому домі, закінчив у Харкові за два роки курси землемірів. Мати закінчила жіночу (Фундуклеївську) гімназію у Києві.

Степан був старшим сином у сім'ї Тимошенків. Через три роки після народження Степана народився Сергій у селі Базилівці, де батько орендував ще й маєток Скоропадських, а ще через чотири роки – Володимир, майбутній визначний український економіст.

Дитячі роки Степана проходили серед сільських дітей. Першою вчителькою хлопця була мама, а згодом його навчає і готує до вступу у Роменське реальне училище талановитий і досвідчений педагог Михайло Коваленко. Наприкінці травня 1889 року Степан успішно складає вступні іспити до училища. Навчався хлопець добре, хоча треба було докласти певних зусиль до вивчення російської мови, – у батьківському домі спілкувалися виключно українською. До речі, його однокласником й товаришем в училищі був Абрам Йоффе, майбутній відомий фізик.

Закінчивши Роменське реальне училище у 1896 році, Степан Тимошенко мав право вступити до двох петербурзьких вузів: Інституту цивільних інженерів та Інституту шляхів сполучення, найкращих вищих технічних навчальних закладів Російської імперії. Перевагу віддав останньому. Тут працювали основоположники транспортної науки – Дмитро Журавський, Белелобський, Ясинський. У 60-х роках читав лекції і керував хімічною лабораторією Дмитро Менделєєв. Опір матеріалів і теорію споруд читали у 20–30-х роках славетні Бенуа Клайперон, Габріель Ламе.

1900 року Степан Тимошенко успішно закінчує інститут і наступного року відбуває рік обов'язкової військової повинності у саперному батальйоні у Петербурзі. Після закінчення служби його приймають лаборантом механічної лабораторії Інституту шляхів сполучення. Навесні 1903 року Тимошенко переходить працювати до щойно організованої механічної лабораторії Петербурзького політехнічного інституту, де працює під керівництвом професора Віктора Кирпичова. Тут він проводить заняття з опору матеріалів та з теоретичної механіки. Наступного року здійснює поїздку до Берліна, Мюнхена, провідних лабораторій вищих технічних шкіл, а 1905 року у зв'язку із закриттям інституту виїздить за кордон на стажування до Німеччини. Працює у Геттингському університеті у Людвіга Прандтля – одного із засновників експериментальної аеродинаміки, визначного вченого з теорії пружності та пластичності. Отримані Тимошенком результати наукової роботи знайшли схвалення у його керівника Л.Прандтля.

У 1906 році 28-річний Степан Тимошенко за рекомендацією В.Кирпичова отримує посаду професора щойно організованого Київського політехнічного інституту. До речі, у той же час професором КПІ стає ще один молодий

вчений – Євген Патон. Тимошенко очолював кафедру опору матеріалів. З цього часу він веде в інституті наукову і викладацьку роботу. Як наслідок цієї роботи у 1911 році виходить остаточна редакція його підручника з опору матеріалів, який перекладався на багато іноземних мов. Ще й сьогодні за цим підручником навчаються майбутні інженери.

Але настав час реакції. Царський уряд вирішив обмежити автономію вищої школи. Виходить реакційний Столипінський циркуляр щодо запровадження низки економічних репресій та посилення політичного тиску. Це спричинило студентські заворушення, протест групи студентів Київської політехніки і викладачів. Серед підписів викладачів стояли й підписи декана інженерно-будівельного факультету Степана Тимошенка та професора Євгена Патона. Тимошенка і ще двох професорів звільнили з роботи. Таким чином, у лютому 1911 року він залишився без роботи.

Після довгих поневірянь йому вдалося отримати роботу консультанта з питань міцності на суднобудівному заводі у Петербурзі. Незабаром він став викладати в Електротехнічному інституті та рідному Інституті шляхів сполучення. Водночас протягом п'яти років Тимошенко веде наукову роботу, дослідження, винаходить загальний метод розв'язання диференціальних рівнянь (згодом названий методом Бубнова). Саме в цей період він написав оригінальну двотомну працю з теорії пружності. За видатні досягнення у розробленні теорії пружності та створення курсу будівельної механіки наприкінці 1911 року молодому вченому присуджують премію і золоту медаль імені Д. Журавського. Тимошенко був першим і останнім лауреатом цієї премії. Це було великою моральною і матеріальною підтримкою для Тимошенка у скрутний час.

У буремні революційні часи, у грудні 1917 року Тимошенко повертається до Києва. Йому запропонована посада професора в Київському політехнічному інституті. Коли до влади прийшов гетьман Скоропадський, а міністром освіти став Микола Василенко, постало питання створення Української Академії Наук (УАН). Провідні вчені об'єдналися у комісію для вироблення концепції та статуту академії, а також законопроекту про заснування УАН. У цій роботі разом з Володимиром Вернадським брав участь і Степан Тимошенко. Він опікувався питаннями створення відділу механіки для теоретичних та експериментальних робіт академії. Восени 1918 року всі 12 членів комісії стали академіками УАН, і Тимошенко очолював організований ним Інститут технічної механіки (нині відомий як Інститут механіки НАН України). Ідея Тимошенка полягала в тому, щоб створити організаційні умови для широкішої взаємодії академічної науки та інженерної практики. Тогочасна Українська Академія Наук вперше у світовій практиці включила до академічних наук технічні науки. Подальше життя підтвердило ефективність нової форми взаємодії вчених, інженерів і виробників.

Тим часом в Україні настають часи зміни влад, безправ'я, розгромів, воєнних дій, окупації. Часи важкі не лише для науки, але й просто для виживання. І тут варто згадати про братів Степана Тимошенка.

Володимир Тимошенко, визначний український економіст, дійсний член Наукового товариства ім. Т. Шевченка (НТШ) і Української Вільної Академії Наук (УВАН). У 1911 році закінчив Інститут комунікацій та економіки Петербурзької політехніки. У 1917 році переїхав в Україну. Був економічним консультантом низки українських урядів та керівником Інституту економічної кон'юнктури при УАН. У січні 1919 року – економічний радник дипломатичної місії УНР на світовій конференції в Парижі. Між іншим, з 30-х років і до кінця життя він працює професором в Інституті харчування того ж таки Стенфордського університету, що й його брат Степан.

Цікавою є постать Сергія Тимошенка, який був архітектором і політичним діячем. Ще будучи студентом Інституту цивільних інженерів у Петербурзі, він став активним діячем Української Студентської Громади. Після закінчення інституту працював у Ковелі, Києві й Харкові (будував будинки в українському стилі). З початком революції 1917 року – член Української Центральної Ради, член Української соціал-демократичної робітничої партії (УСДРП), лідерами якої були Винниченко, Петлюра та інші. Уповноважений уряду України на переговорах з урядом Війська Донського з метою координування спільних воєнних операцій проти більшовиків. У 1919-му та 20-тих роках – міністр шляхів сполучення УНР у кабінетах І. Мазепи, В. Прокоповича і А. Лівіцького. В еміграції до II-ї світової війни жив головним чином у Польщі, був сенатором довоєнної Речі Посполитої; після війни – у Німеччині та США.

Хіба могли брати Тимошенки з такою репутацією залишитися в Україні за радянської влади? Без сумніву, їх спіткала би доля академіка М. Кравчука та багатьох інших відомих українців, які загинули на Соловках, Колимі та в інших місцях «Сибіру несходимого».

Коли денікінці у 1919 році зайняли Київ, Степан Тимошенко покинув Україну і після важких і тривалих мандрів опинився у Загребі, в Королівстві сербів, хорватів і словенів (пізніше – це Югославія), де викладав у Загребському політехнічному інституті. У 1920 році, коли польська та українська армії зайняли Київ, Тимошенку вдалося вивезти у Загреб сім'ю, але на тому зв'язки з батьківщиною припинилися. Залізна ідеологічна завіса, якою відгородився від світу Радянський Союз, невдовзі перетнула всі шляхи додому.

Життя в Югославії було повно поневірянь. Не маючи свого житла, Тимошенко з сім'єю був змушений жити у лабораторних приміщеннях. Перед Тимошенком постала дилема: де жити далі? В Європі у нього було багато друзів та однодумців у наукових колах. До 1922 року він побував в Англії та Німеччині, відновив старі знайомства, встановив нові, зокрема з Петром Капіцею. Європейські колеги були йому ближчі, але в Америці йому пропонували кращі матеріальні умови. Та й наукові перспективи були ширші.

Отже, у 1922 році Тимошенко подався шукати кращої долі до США. Спочатку він стає співробітником однієї невеличкої американської фірми. Його авторитет вже був загальновідомим. І цього ж року він переходить на роботу в компанію «Вестінгауз», читає лекції інженерам компанії з теорії пружності. З 1927 року він стає професором Мічиганського університету. Під час роботи у цьому університеті С.Тимошенко організовує Відділ прикладної механіки при Американському товаристві інженерів-механіків (ASME), започатковує видання журналу «Прикладна механіка». З 1930 року одну за однією видає фундаментальні праці «Опір матеріалів», «Теорія пружності», «Теорія стійкості».

З вересня 1936 року на запрошення адміністрації він очолює кафедру механіки Стенфордського університету поблизу м. Пало-Альто, серця відомої сьогодні на весь світ Силіконової долини. 1944 року у віці 65 років Степан Тимошенко подає у відставку, проте університет пропонує йому посаду професора, який не обіймає керівництва кафедри.

Живучи в США, Тимошенко багато писав, спочатку російською, потім й англійською мовами. Його праці «Курс опору матеріалів» та «Курс теорії пружності» стали класичними. Його підручники та наукові праці перекладені на 36 мов світу і перевидаються й у наш час. (Проте, треба одночасно відмітити, що у вищих навчальних закладах Радянського Союзу вони не використовувалися) Крім наукових праць у 1963 році Тимошенко видав російською мовою свої автобіографічні спогади «Як я пам'ятаю», які пізніше вийшли англійською мовою під назвою «As I remember».

Величезні заслуги Степана Тимошенка і в інженерній справі. За час своєї активної діяльності він розробив теорію стійкості пружних систем, розвинув варіаційні принципи теорії пружності та застосував їх для розв'язання різноманітних інженерних задач (наприклад, розрахунки мостів, рейок, валів, різного роду стрижнів та пластин тощо). Зараз у будівельній механіці використовуються поняття «плита Тимошенка» та «балка Тимошенка». Він розв'язав задачу про концентрацію напружень біля отвору («задача Тимошенка»).

Тимошенко виховав у США цілу плеяду учнів, тому його по праву називають *батьком сучасної американської механіки*. У 1957 році Американське товариство інженерів-механіків (ASME) заснувало спеціальну нагороду – медаль імені Степана Тимошенка, яка присуджується щорічно за видатні заслуги у галузі прикладної механіки. Перша медаль у цьому ж році була присуджена самому Степану Тимошенку. з таким обґрунтуванням: «За безцінний внесок і особистий приклад як лідера нової ери у прикладній механіці».

На XII конгресі з прикладної механіки, який проходив у 1968 році у Стенфорді, професор Н. Форт сказав, що «до прибуття професора С.Тимошенка справжньої механіки у США не було». Наочним доказом цього є меморіальна кімната, присвячена дипломам, сертифікатам та іншим нагородам С.Тимошенка, які відбивають його гігантський вклад у світову науку. Його ім'я присвоєно лабораторії Стенфордського університету та Інституту механіки НАН України. Це справді геніальна постать у науці.



Медаль ім. С. Тимошенка

Тимошенко – член численних академій і наукових товариств: УАН (1918), НТШ (1923), УВАН (1947), почесний член Товариства Українських інженерів Америки (1953); серед неукраїнських Академій наук: член Американської Національної, Англійської Королівської, Італійської, СССР, Польської інженерних наук; почесний член Американського товариства інженерів-механіків. Спілки швейцарських інженерів, член Інтернаціональної асоціації мостів та ін. Тимошенко був почесним доктором багатьох вищих шкіл; мав нагороди і медалі низки держав.

Доробок генія належить цілому світові. І це правильно. Але серце кожного належить своїй і тільки своїй Вітчизні. Степан Тимошенко належав до тих, кого рідна земля зробила вигнанцем не з власної волі. Можливо, найголовніше, найважливіше його слово в науці було б сказане саме тут, в Україні, якби доля у свій час була прихильнішою. Недаремно його завжди тягнуло у рідні місця.

Степан Тимошенко був у Радянському Союзі двічі, 1958 і 1967 року. Приїздив на наукові симпозиуми. Першого разу побував у Львові, Харкові, Києві, Москві, Ленінграді. Тоді він востаннє зустрівся з Абрамом Йоффе – давнім товаришем дитинства у реальному училищі. Під час других відвідин Тимошенко побував у Ромнах, був у Києві, Москві та Ленінграді. У Києві він відвідав заснований ним Інститут механіки та Інститут проблем міцності АН УРСР.

Останні роки Степан Тимошенко провів у Федеративній Республіці Німеччини, у місті Вупперталі, де мешкала його донька Ганна. Тут на 94-му році життя 29 травня 1972 року і перестало битися його серце. За побажанням доньки прах Степана Тимошенка похований біля могили його дружини в американському місті Пало-Альто в Каліфорнії.



Наша Україна дала світові геніальних подвижників слова, культури, освіти, науки і технологій. Тим важливіше нині правдиво відтворити історію розвитку культури і науки в Україні, не пустити в непам'ять бодай одне ім'я, людину, творіння якої може бути гідним прикладом для нащадків, викликати гордість українців. Такою людиною став видатний український вчений ХХ століття Степан Прокопович Тимошенко, який зробив величезний внесок у розвиток інженерної освіти і науки у цілому світі.

До речі, другому співавтовору цього матеріалу у повоєнні роки повезло слухати у Дніпропетровському університеті курс технічної механіки, в якому використовувались роботи в першу чергу С. Тимошенка. Студенти з захопленням і великим задоволенням сприймали цю корисну для них інформацію.

© Канд. техн. наук В. М. Плескач, д-р техн. наук В. Ю. Ольшанецький

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

Pleskach V., Olshanetskiy V. Academician Stepan Timoshenko

ОТРИМАННЯ ВИРОБІВ ПРИ ГАРЯЧОМУ ДЕФОРМУВАННІ ПОРОШКОВИХ ЗАГОТОВОК

Отримання виробів різного експлуатаційного призначення із прогнозованим рівнем щільності та механічних властивостей при заданих параметрах технологічних процесів, виборі відповідних схеми та способу гарячого деформування порошкових заготовок є важливою науковою і практичною проблемою.

Метою роботи є дослідження і розробка пристроїв та технології гарячого деформування порошкових заготовок при отриманні виробів різного експлуатаційного призначення.

Збільшення ступеня деформації на першій стадії гарячого штампування (при осадці) заготовок дозволяє підвищити щільність та механічні властивості виробів. Максимальні значення цих показників досягаються при використанні порошкових заготовок, форма і розміри яких забезпечують деформацію на рівні технологічної пластичності [1]. У зв'язку з цим розроблено пристрій для гарячої деформації (а.с. № 1496921), що дозволяє необхідну точну центровку порошкових заготовок у порожнині матриці при завантаженні, рівномірну деформацію в об'ємі матеріалу та запобігає виникненню тріщин заготовок при штампуванні.

На рис. 1, а пристрій зображено в розрізі; на рис. 1, б – вид зверху на пристрій у різних стадіях процесу пресування: стадія I – початковий стан; стадія II, III – проміжні; IV – остаточна.

Пристрій складається з матриці 1, встановленої на столі 2 преса, виштовхувача 3, перевернутого донори стаканом 4, пуансона 5, виконаного суцільно з дном стаканом 4 в його центрі, клинового штиря 6. На внутрішній стінці 7 стаканом 4 виконаний кільцевий виступ 8 з конічними поверхнями 9. На краях стаканом 4 закріплені клинові стрижні 10. В прорізах 11 матриці розміщені бічні вставки 12, виконані з хвостовиками 13. В хвостовиках є прорізи з конічними поверхнями 14. Кінці хвостовиків 13 виконані з конічними поверхнями 15.

Пристрій працює таким чином. У матрицю 1, встановлену на столі преса 2, на виштовхувач 3 подають порошкову заготовку 16 (стадія I). Зусиллям P стакан 4 переміщується вниз. При цьому виступ 8, діючи на конічні поверхні 15 хвостовика 13, приводить у рух вставки 12, які охоплюють заготовку, центрують її на виштовхувачі 3 і декілька ущільнюють заготовку (стадія II). При подальшому русі стаканом 4 вниз клинові штирі 6 діють на конічні поверхні 14 та повертають вставки 12 у вихідне положення (стадія III). Пуансон 5 пресує заготовку. Вставки 12 зафіксовані від бічного переміщення тим, що їх хвостовики впираються у стінку 7 (стадія IV). Після закінчення пресування пуансон 5 і стакан 4 відводяться вгору, одночасно виштовхувач 3 виштовхує пресовку з матриці, яка видаляється з порож-

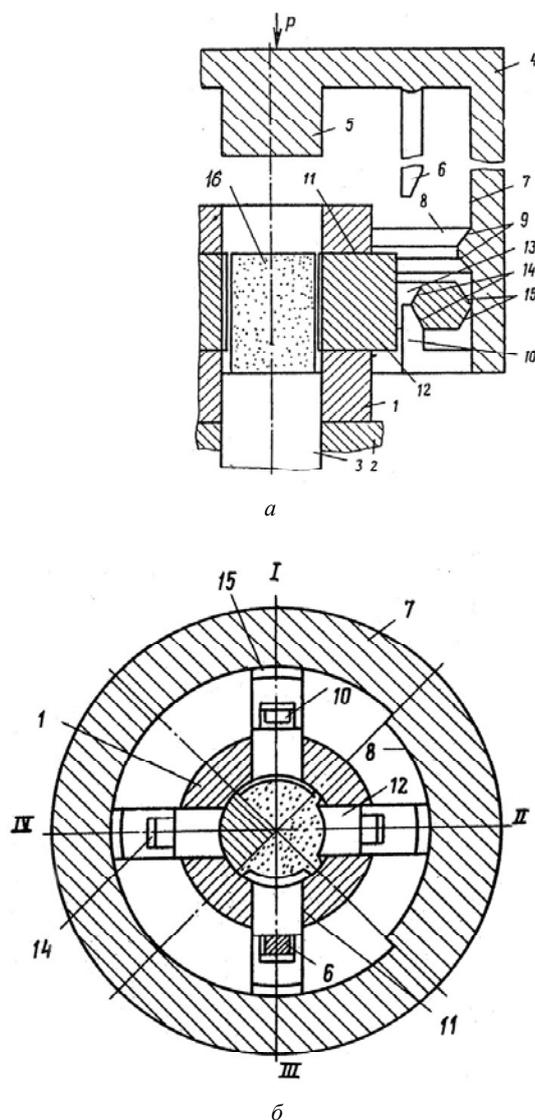


Рис. 1. Схема пристрою для деформації порошкових заготовок

нини стакана через отвір у стінці стакана (на рис. не показано), а клинові стрижні 10, натискуючи на конічні поверхні 14 у прорізи хвостовика 13, повертають бічну вставку 12 у вихідне положення. Після цього процес повторюють.

Підвищення щільності та механічних властивостей порошкового металу, більш рівномірний їх розподіл по об'єму виробів при використанні розробленого пристрою досягається за рахунок примусового центрування та попереднього обжиму заготовки бічними вставками. Виключення зон нерівномірної деформації забезпечує відсутність тріщин утворення виробів при гарячому штампуванні.

Для виготовлення ущільнюючих кілець запірної арматури використовують гостродефіцитні нержавіючі труби. Кільця виготовляють обробкою різанням. Коефіцієнт використання металу не перевищує 0.6. Ресурс за строком служби застосовуваних нержавіючих сталей використовується повністю.

З метою підвищення строку служби запірної арматури розроблена технологія виготовлення ущільнюючих кілець з порошкового титану ПТЕС-1, ПТХ-3-1.

Порошкові заготовки (рис. 2) з відносною щільністю $\theta_o = 85\%$ отримували холодним пресуванням на пресі-автоматі для порошкової металургії К8130 зусиллям $P = 1000$ кН. Заготовки спікали в вакуумі $2,66 \cdot 10^{-2}$ Па протягом 2 годин в печі СНВ-1.3.3/16И.1 при температурі 1100–1200 °С. Нагрів заготовок перед штампуванням до температури 900 °С здійснювали в середовищі аргону. Час нагріву – 2–3 хв. Гаряче штампування кілець (рис. 3) проводили на кривошипному пресі КА2330 зусиллям $P = 1000$ кН. На робочу поверхню матриць і пуансонів пресформи для холодного пресування порошкових заготовок (рис. 4) та штампа для гарячого штампування ущільнюючих кілець (рис. 5) наносили мастило – суспензія дисульфиду молібдену (MoS_2) з індустріальним мастилом (2:1). Необхідну щільність та герметичність виробів забезпечували витіканням металу в конічну порожнину матриці та подальшим допресуванням у процесі гарячого штампування. Відпал штампованих кілець проводили у вакуумі $2,66 \cdot 10^{-2}$ Па при температурі 800 °С протягом 2 годин.

Ефективність розробленої технології гарячого штампування ущільнюючих кілець запірної арматури із порошків

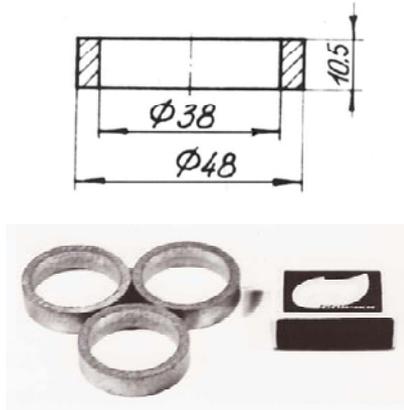


Рис. 2. Холоднопресована заготовка ущільнюючого кільця запірної арматури

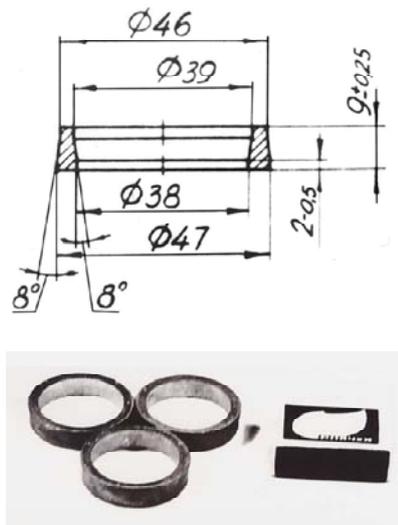


Рис. 3. Гарячештамповане ущільнююче кільце запірної арматури

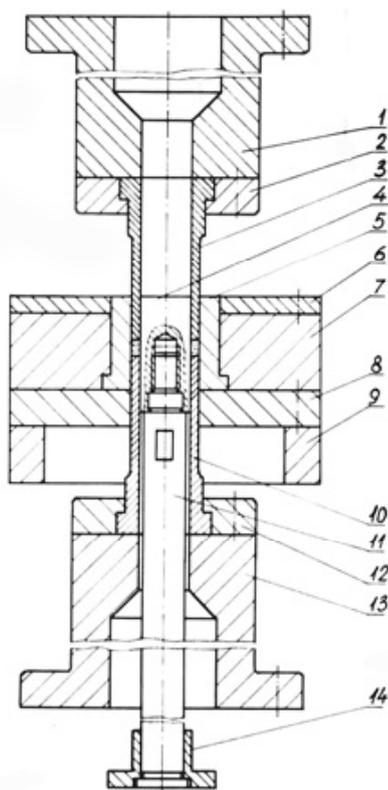


Рис. 4. Прес-форма для холодного пресування порошкових заготовок: 1 – опора; 2 – пуансонотримач; 3 – пуансон верхній; 4 – центральний стрижень; 5 – матриця; 6 – плита; 7 – бандаж; 8 – підкладна плита; 9 – підкладне кільце; 10 – пуансон нижній; 11 – голка; 12 – пуансонотримач; 13 – опора; 14 – втулка

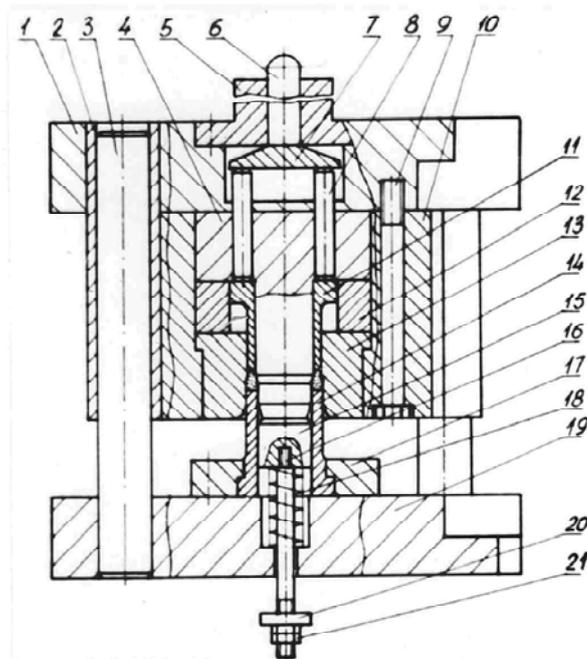


Рис. 5. Штамп для гарячого штампування ущільнюючих кілець: 1 – верхня плита; 2 – направляюча втулка; 3 – колонка; 4 – стрижень центральний; 5 – хвостовик; 6 – штовхач; 7 – диск; 8 – штовхач; 9 – гвинт; 10 – бандаж; 11 – виштовхувач; 12 – кільце; 13 – матриця; 14 – пуансон; 15 – уловлювач; 16 – напрямна; 17 – пуансонотримач; 18 – пружина; 19 – нижня плита; 20 – шайба; 21 – гайка

титану досягається в результаті підвищення у 2 рази строку служби виробів, скорочення об'єму обробки різанням на 30%, підвищення коефіцієнту використання металу до 0,8.

Список літератури

1. Изменение деформационных характеристик порошковых заготовок из порошков титана, меди и алюминия / [Павлов В. А., Носенко М. И., Попов Б. В. и др.] // Порошковая металлургия. – 1987. – № 9. – С. 20–24.

Одержано 25.03.2015

© Канд. техн. наук М. І. Носенко

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

Nosenko M. Getting products during hot deformation of powder blanks

ЭФФЕКТЫ ДИССОЦИАЦИИ ГАЗОВ ПРИ ОСУЩЕСТВЛЕНИИ РАБОЧЕГО ЦИКЛА КОМБИНИРОВАННОГО ДВИГАТЕЛЯ ВНУТРЕННЕГО СГОРАНИЯ

Эффекты диссоциации и рекомбинации газов исследовались в приложении к различным областям знаний в связи с осуществлением и влиянием на показатели цикла газотурбинных и ракетных двигателей, обеспечением требуемых значений и интервалов температуры в зоне плавки и дугового пространства – металлургия, сварочное производство, в активной зоне ядерного реактора – атомная энергетика [1, 2].

В теории комбинированных двигателей внутреннего сгорания (КДВС: ДВС и ГТД) диссоциация и рекомбинация газов ассоциируются с процессами сгорания и расширения; влияние на показатели цикла полагается незначительным: диссоциации – ввиду низкой температуры ($T \leq 2500$ К), рекомбинации – ввиду малой эффективности преобразования выделяющейся теплоты в механическую работу [3]. Имеются также и другие точки зрения: 1) затраты теплоты на диссоциацию газов не могут быть причиной химической неполноты сгорания топлива, т. к. вполне компенсируются в обратном процессе рекомбинации; 2) из-за диссоциации в процессе сгорания существует граница максимальной температуры, для ДВС на углеводородных топливах это $T \approx 3000$ К (ниже теоретически возможной на ≈ 200 К) [4, 5].

Настоящий этап развития двигателестроения отличается повышенными требованиями к эффективности и экономичности продукции, а также жесткими экологическими нормами. В связи с этим обоснованность принимаемых допущений, полное, адекватное и точное описание цикла, минимизация потерь и оптимизация энергетического баланса остаются объектами пристального внимания научных и проектных организаций.

Вибе И. И. оценил потери теплоты относительно низшей теплоты сгорания топлива для бензиновых двигателей: от диссоциации 7 %, от теплоотдачи в стенки цилиндра 4 % [6]. В современных физико-математических моделях КДВС и расчетных методиках учтены только потери от теплоотдачи (меньшие!), диссоциация и рекомбинация, ввиду недостаточной изученности и действующих штампов, не рассматриваются [7, 8], лишь в некоторых работах упоминаются и приводится краткое описание [3, 9]. Поэтому углубление знаний, учет и оценка влияния диссоциации и рекомбинации на показатели КДВС актуальны и остры.

В химии различают реакции прямые и обратные, происходят они одновременно с разной интенсивностью, сущность процесса определяется превалярованием (оценивается по соотношению интенсивностей: скоростей, равенство означает химическое равновесие). В ходе реакции количество вещества может увеличиться, уменьшиться, не измениться. Термический механизм прямых цепных реакций окисления в процессах сгорания разработали Зельдович Я. Б., Звонов В. А., значительный вклад в теорию внесли Разлейцев Н. Ф., Воинов А. Н., Кошкин В. К., Иноземцев Н. В. [5].

В цилиндре и выпускной системе КДВС имеют место диссоциация и рекомбинация газов, составляющих рабочего тела (РТ). Эти процессы взаимосвязаны и взаимозависимы, противоположны: когда диссоциация интенсифицируется, рекомбинация подавляется. Диссоциация – реакция разложения, обратная для реакции окисления; рекомбинация – реакция объединения (ассоциации, например атомов в молекулу), подобна прямой реакции окисления.

Диссоциация газов при низкой температуре $T < 1750$ К очень слабая, зачастую не учитывается, пренебрегается, при $1775 \leq T \leq 2500$ К – становится заметной, значимой, при $2500 < T \leq 6000$ К молекулы разлагаются на атомы, могут проявляться свойства плазмы, при $T \leq 4000$ К начинается ионизация атомов [10]. Степень диссоциации возрастает при повышении температуры и снижении давления [11], влияние этих факторов с течением цикла КДВС противоположное. В КДВС все химические реакции, диссоциации и рекомбинации в т.ч., лимитированы временем: не достаточно – не могут произойти [1].

Тепловой эффект химической реакции зависит от температуры, при которой она происходит, и от изменения количества вещества. Если количество вещества увеличивается, РТ совершает работу за счет своей внутренней энергии, при этом температура понижается. Если количество вещества уменьшается, работу совершает внешняя среда, РТ получает теплоту и его температура повышается. Если же количество вещества не меняется, тепловой эффект отсутствует.

На осуществление диссоциации энергия затрачивается, при рекомбинации наоборот энергия выделяется (эндотермические и экзотермические реакции: идут с поглощением и выделением теплоты – количество равно выделяющемуся при прямой реакции). Это влечет изменение состава и состояния РТ, индикаторной работы цикла и энергии выпускного газа, направляющегося в турбину, перераспределение энергетического баланса.

Оптимальный энергетический баланс означает такое сочетание показателей эффективности, экономичности, мощности, прочности, др., которое обеспечивает соблюдение действующих экологических норм в т.ч. (на данном этапе скорее в первую очередь). При осуществлении цикла КДВС образуются вредные токсичные и канцерогенные вещества: окись углерода (угарный газ) СО, окись и двуокись азота NO, NO₂. Их происхождение связывают обычно с прямыми реакциями окисления, однако они есть следствие диссоциации и рекомбинации в т.ч. [5]: значительны

корреляция эффектов реакций (максимумы концентрации и интенсификация), перекрытие областей определения по температуре.

Каждый горючий элемент углеводородного топлива окисляется в связи с конкретно сложившимися условиями (может происходить одновременно до 10-ти конкурирующих реакций – включая промежуточные), сущность процесса сгорания (набор реакций) определяется по превалированию. Обозначить сущность сгорания, ответить какая именно реакция произойдет, возможно, пользуясь законами химической термодинамики: по соотношению констант равновесия и состоянию химического равновесия. При этом определяются состав РТ, температуры сгорания теоретическая и калориметрическая (действительная) – с учетом снижения ввиду диссоциации [1, 2, 10].

В общем случае в течение цикла КДВС в РТ могут быть представлены составляющие, молекулы: N₂, O₂ – азот и кислород; NO_x: NO, NO₂, N₂O₃, N₂O₄, N₂O₅, – различные окислы азота: окись, двуокись и др.; CO₂, H₂O_{газ} – углекислый газ и вода в парообразном состоянии; CO, H₂ – окись углерода и водород; атомы: N, O, H – азот, кислород, водород; OH – гидроксильная группа; происхождение и состояние составляющих (молекула, атом): исходное состояние, продукты полного и неполного окисления (сгорания), диссоциации и рекомбинации, распада на атомы и ионизации. NO_x, в отличие от др., образуются вне связи с процессом сгорания: вне пламени в высокотемпературной зоне продуктов сгорания (ПС, т.н. термический механизм), причем NO – в цилиндре ДВС, NO₂ – в выпускной системе и окружающей среде после выпуска отработавшего газа. С – углерод в виде сажи (графит), продукт сгорания топлива – твердое агрегатное состояние, не является составляющей РТ.

Реакции диссоциации газов приведены в табл. 1. С течением цикла количества составляющих РТ меняются, в определенные периоды некоторые могут отсутствовать; количества составляющих возможно рассчитать по стехиометрическим соотношениям [5, 7], состав молекулярных ПС приведен в табл. 2.

Таблица 1 – Реакции при стандартных атмосферных условиях и области значимой диссоциации газов

Реакция	T, К	Источник
CO ₂ + 405260 Дж/моль ↔ C + O ₂	1800 ... 2500	[3, 12]
2CO ₂ + 273000 Дж/моль ↔ 2CO + O ₂		[2]
2CO + 238300 Дж/моль ↔ 2C + O ₂		[3]
2H ₂ O + 484360 Дж/моль ↔ 2H ₂ + O ₂	1900... 2500	[3, 6, 12]
2H ₂ O + 564000 Дж/моль ↔ H ₂ + 2OH;	2200 ... 2800	
2NO ₂ + 111790 Дж/моль ↔ 2NO + O ₂	2300 ... 2500	[2, 12, 13]
H ₂ + 435000 Дж/моль ↔ 2H	2500 ... 2800	[10, 12]
O ₂ + 494000 Дж/моль ↔ 2O	2500 ... 2800	[10, 12]

Q_x, Дж/моль – тепловой эффект

Таблица 2 – Состав продуктов сгорания ДВС по объему, % [5]

Газ \ ДВС	N ₂	O ₂	CO ₂	CO	H ₂ O, пар	NO _x
Бензиновый	74...77	0.3...10	5...12	4...5	3.0...5.5	0.01...0.8
Дизель	74...78	2...18	1...12	0.1...0.3	0.5...9.0	0.004...0.5

NO_x: NO – 95 ... 99 %, NO₂ – остальное; N₂O₃, N₂O₄, N₂O₅ – пренебрежимо мало

В [1, 5, 9, 14] тепловые эффекты реакций окисления и диссоциации N, N₂O₃, N₂O₄, N₂O₅ оставлены без внимания; в практических целях использовался и более урезанный список: CO₂, H₂O_{газ} [2, 3]. Количество (N и NO_x) в ПС ДВС на 2–3 порядка меньше каждой наиболее представленной составляющей (табл. 1) и их долей в энергетическом балансе без ущерба достоверности можно пренебречь.

За основу принята известная расчетная методика [8] и соответствующее программное обеспечение DVS-2. Настоящая методика учитывает энергию, участвующую в реакциях диссоциации и рекомбинации составляющих РТ, ниже приводятся ее отличительные особенности.

Уравнение энергии РТ

$$dT = \frac{1}{C_v m} (dQ_c + dQ_w - dQ_{duc}) - T \frac{dm}{m} - (\kappa - 1) \frac{dV}{V} T.$$

Теплота, затраченная на диссоциацию составляющих РТ

$$Q_{\text{дис}} = \sum_i^n (\alpha \cdot v \cdot Q_x)_i,$$

где i, n – порядковый номер и количество газов;

α – степень диссоциации;

V – парциальный объем;

Q_x – тепловой эффект химической реакции.

Уравнение состояния РТ

$$\frac{dp}{p} = \frac{dm}{m} + \frac{dT}{T} - \frac{dV}{V}.$$

Расчитан цикл автомобильного бензинового четырехтактного двигателя МеМЗ-307, учитывалась диссоциация двух составляющих РТ: $\text{CO}_2, \text{H}_2\text{O}_{\text{газ}}$. Установлена индикаторная работа цикла $L_i = 364$ Дж и затраты энергии топлива в связи с диссоциацией за цикл $Q_{\text{цикл}} = 16$ Дж, в принятых ограничениях погрешность базовой методики составляет 4,4 %.

Полученные результаты согласуются с оценкой И. И. Вибе [6], заниженные результаты поясняются учетом диссоциации не всех составляющих РТ.

Список литературы

1. Болдырев О. И. Необходимость учета равновесного состояния продуктов сгорания при термодинамических расчетах ГТД / О. И. Болдырев // Молодой ученый. – 2011. – № 7. – Т.1. – С. 19–24.
2. Щукин А. А. Газовое и печное хозяйство заводов / Щукин А. А. – М.-Л. : Энергия, 1966. – 232 с.
3. Дьяченко В. Г. Теория двигателей внутреннего сгорания : учебник / Дьяченко В. Г. – Харьков : ХНАДУ, 2009. – 500 с.
4. Путилов К. А. Курс физики. Том I. Механика. Акустика. Молекулярная физика. Термодинамика / Путилов К. А. – М. : ГИ ФМЛ, 1963, 560 с.
5. Двигуни внутрішнього згорання: серія підручників у 6 томах. Т. 5. Екологізація ДВЗ / за ред. Марченка А. П., Шеховцова А. Ф. – Харків : Прапор, 2004. – 360 с.
6. Вибе И. И. Новое о рабочем цикле двигателей / Вибе И. И. – М. : Машгиз, 1962. – 272 с.
7. Двигатели внутреннего сгорания : Теория поршневых и комбинированных двигателей / под ред. А. С. Орлина, М. Г. Круглова. – М. : Машиностроение, 1983. – 372 с.
8. Егоров Я. А. Физико-математическая модель рабочего цикла двигателя внутреннего сгорания автотракторного типа : Учебное пособие. – К. : УМК ВО, 1991. – 56 с.
9. Мехтиев Р. И. Расчет концентрации равновесных продуктов сгорания топливовоздушных смесей в ДВС / Мехтиев Р. И., Посвянский В. С., Багиров Х. Б. // Исследование, расчет, конструирование и испытание двигателей. – Харьков : ХПИ, 1981. – Вып. 3. – С. 13–15.
10. Беляев Н. М. Термодинамика / Беляев Н. М. – К. : Вища шк., 1987. – 344 с.
11. Эстеркин Р. И. Теплотехнические измерения при сжигании газового и жидкого топлива : справочное руководство / Эстеркин Р. И., Иссерлин А. С., Певзнер М. И. – Л. : Недра, 1981. – 424 с.
12. Теоретические основы теплотехники. Теплотехнический эксперимент : справочник / под ред. В. А. Григорьева, В. М. Зорина. – М. : Энергоатомиздат, 1988. – 560 с. – (Теплотехника и теплоэнергетика; Кн. 2).
13. Крестовников А. Н. Химическая термодинамика / Крестовников А. Н., Вигдорович В. Н. – М. : Металлургиздат, 1962. – 280 с. – С. 152.
14. Бондаренко Е. В. Образование окислов азота при сгорании моторных топлив / Бондаренко Е. В., Ерохов В. И. – http://vestnik.osu.ru/2004_5_1/5.pdf

Одержано 23.04.2015

© Канд. техн. наук В. А. Мазин

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

Mazin V. Effects of gases dissociation during realization of working cycle of combined internal combustion engine

ПАМ'ЯТІ КОЛЕГИ



16 вересня 2014 року на 95 році пішов з життя професор кафедри прикладної математики Асатурян Асатур Шамірович

Асатур Шамірович Асатурян народився у квітні 1920 р. у вірменському селі Мазра в сім'ї селянина. 1936 року він вступив до Індустріального робітфаку у Баку, який закінчив у 1939 році, тоді ж вступає до лав Червоної Армії. 22 червня 1941 року А.Ш. Асатурян прийняв свій перший бій з фашистами у складі Західного фронту у званні сержанта. 1943 року, після поранення, потрапив до госпіталю.

А незабаром став курсантом Тбіліського артилерійського училища, яке закінчив у жовтні 1944 року з відзнакою у званні лейтенанта.

Захищаючи Батьківщину у складі Західного, Північно-Західного, Північно-Кавказького і Першого Українського фронтів, він виявив себе хоробрим командиром артилерійської гармати. Асатур Шамірович був нагороджений орденами «Червона Зірка», «Вітчизняної війни» I ступеня, «Богдана Хмельницького» III ступеня та іншими

У травні 1947 року А.Ш. Асатурян демобілізувався із армії, і того ж року вступив до Саратовського державного університету. Після закінчення, 1952 року за розподілом був направлений до Уфимського науково-дослідного інституту нафти. 1958 року він захистив кандидатську дисертацію у Московському інституті нафти і газу.

1960 року Асатур Шамірович був прийнятий за конкурсом до Запорізького машинобудівного інституту на кафедру теорії механізмів і машин і теоретичної механіки на посаду доцента. Через сім років захистив докторську дисертацію, тоді ж його обрали завідувачем кафедри обчислювальної математики.

Під його керівництвом 1972 року відкрита аспірантура за двома спеціальностями: «Механіка деформованого твердого тіла» і «Механіка рідини та газу». Асатур Шамірович брав участь у підготовці двох докторів наук і 15 кандидатів наук. Його учні плідно працюють на Україні і за її межами.

Професор А.Ш. Асатурян працював у нашому університеті піввіку, а його загальний трудовий стаж складає понад 70-ти років. Він був відзначений багатьма галузевими відзнаками, а 2000 року Асатуру Шаміровичу було надане звання «Заслужений діяч науки і техніки України».

За період роботи в нашому університеті Асатур Шамірович виявив себе досвідченим спеціалістом, талановитим викладачем і видатним вченим. Добродушна, чуйна людина, він завжди серйозно ставився до роботи. Асатур Шамірович здобув велику повагу та авторитет серед молоді і старшого покоління працівників нашого університету.

Висловлюємо глибоке співчуття рідним та близьким.

Колектив кафедри прикладної математики ЗНТУ

Наукове видання

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні № 2/2014**

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 23.01.2015. Формат 60×84/8
Папір офс. Різогр. Ум. др. арк. 18,83
Тираж 300 прим. Зам. № 651

69063, м. Запоріжжя, ЗНТУ, друкарня, вул. Жуковського, 64

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
ДК № 2394 від 27.12.2005