

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**

**2'2012**

**НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ**

**ВИХОДИТЬ ДВІЧІ НА РІК**

Видається з грудня 1997 року

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

Свідоцтво – серія КВ № 6906.

Засновник та видавець: Запорізький національний технічний університет

Запоріжжя, ЗНТУ  
2012

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

## РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

**Головний редактор:**

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

**Заступники гол. редактора:**

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

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

**Члени редколегії:**

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

д-р техн. наук З. А. Дурягіна (НУ «Львівська

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

політехніка»), Україна

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

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

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

**Редакційно-видавнича рада:**

С. Б. Беліков, В. Ю. Ольшанецький, Ю. М. Внуков, К. С. Бондарчук, Н. М. Кобзар, В. К. Єршова, Н. О. Савчук, Я. О. Мамоєко, 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 № 3 від 03 жовтня 2012 року.

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

**Комп'ютерний дизайн та верстка:** Н. О. Савчук

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

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

E-mail: [rw@zntu.edu.ua](mailto:rw@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 А. Д. Коваль (ЗНТУ), Украина  
д-р техн. наук В. В. Лунев (ЗНТУ), Украина  
д-р техн. наук И. П. Волчок (ЗНТУ), Украина  
д-р техн. наук Э. И. Цивирко (ЗНТУ), Украина  
д-р техн. наук В. Ф. Терентьев (ИММ РАН), Россия  
д-р техн. наук С. Т. Милейко (ИФТГ РАН), Россия  
д-р техн. наук В. А. Богуслаев (ОАО «Мотор Сич»), Украина

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

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

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

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

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

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

**Редакционно-издательский совет:**

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

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

Рекомендовано к изданию ученым советом Запорожского национального технического университета, протокол № 3 от 03 октября 2012 года.

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

**Компьютерный дизайн и верстка:** Н. А. Савчук

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

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

E-mail: [rvv@zntu.edu.ua](mailto:rvv@zntu.edu.ua)

# До відома авторів

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

Журнал видається двічі на рік.

## ВИМОГИ ДО ОФОРМЛЕННЯ

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

Параметри сторінки:

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

## Структура статті

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

Розмір статті – до 0,5 авторського аркуша.

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

До розгляду приймаються наукові статті, що містять такі необхідні елементи: постановка проблеми у загальному вигляді і її зв'язок з найважливішими науковими чи практичними завданнями; аналіз останніх досліджень і публікацій, у яких є передумови 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:

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

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

## СТАТТІ, ЯКІ НЕ ВІДПОВІДАЮТЬ 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](mailto:rvv@zntu.edu.ua)



# ЗМІСТ

## I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

<i>Ольшанецкий В.Е., Снежной Г.В., Сажнев В.Н.</i> О ЗАКОНОМЕРНОСТЯХ ФОРМИРОВАНИЯ МАРТЕНСИТНЫХ ФАЗ В МАРГАНЦОВИСТОМ АУСТЕНИТЕ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ .....	8
<i>Коваль А.Д., Андриенко А.Г., Гайдук С.В., Кононов В.В.</i> ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ СПЛАВА ЖСЗЛС, ЛЕГИРОВАННОГО ГАФНИЕМ И ТАНТАЛОМ .....	15
<i>Нарієський О.Е., Бєліков С.Б.</i> СТІЙКІСТЬ СТАЛЕЙ AISI 321 I 12X18H10T ДО МІЖКРИСТАЛІТНОЇ КОРОЗІЇ ЗАЛЕЖНО ВІД ЗМІНИ ЇХ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ .....	20
<i>Снежной Г.В., Ольшанецкий В.Е.</i> О СВЯЗИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОМАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЕЙ С ПАРАМАГНИТНОЙ УДЕЛЬНОЙ ВОСПРИИМЧИВОСТЬЮ АУСТЕНИТА .....	25

## II КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

<i>Глотка О.А., Коваль А.Д., Грешта В.Л.</i> ТЕРМОЦИКЛЮВАННЯ ШТАМПОВОЇ СТАЛІ 3Х2В8Ф, ЩО ВИПЛАВЛЕНА З ВИКОРИСТАННЯМ ВОЛЬФРАМОВОГО БРУХТУ .....	30
<i>Полишко С.А.</i> ВЛИЯНИЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ РАСКИСЛИТЕЛЕЙ-МОДИФИКАТОРОВ НА СТАБИЛИЗАЦИЮ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ПОВЫШЕНИЕ УРОВНЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ СТ1КП И КП-Т .....	32
<i>Гайдук С.В., Гнатенко О.В., Андриенко А.Г., Наумик В.В.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ .....	37
<i>Мозговой А.В., Вишняков Л.Р., Синайский Б.Н., Ярёменко О.П., Мороз В.П.</i> ИЗУЧЕНИЕ РАССЕЯНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ КОЛЕБАНИЙ ЗВУКОВОЙ ЧАСТОТЫ В ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТАХ, АРМИРОВАННЫХ ВОЛОКНАМИ .....	41

## III ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

<i>Мазур В.И., Капустникова С.В., Шпортко А.Ю., Бондарев С.В.</i> УПРАВЛЕНИЕ КАЧЕСТВОМ СИЛУМИНОВОГО ЛИТЬЯ С ПОМОЩЬЮ ТЕРМОВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА .....	47
<i>Малинов Л.С.</i> ДИФФЕРЕНЦИРОВАННЫЕ ОБРАБОТКИ СПЛАВОВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИХ СВОЙСТВ – ПЕРСПЕКТИВНОЕ НАПРАВЛЕНИЕ В МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ (ОБЗОР) .....	50

<i>Рудь М.П., Бондаренко М.О., Коваленко Ю.І., Яценко І.В., Губар Є.Я., Канашевич Г.В.</i> ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ФОРМУВАННЯ СТРИЧКОВОГО ЕЛЕКТРОННОГО ПОТОКУ ДЛЯ МІКРООБРОБКИ ПОВЕРХОНЬ МАТЕРІАЛІВ .....	58
<i>Леоха Ф.Л., Снижко О.А., Ратиев С.Н., Троянский А.А., Рябцев А.Д.</i> ЛЕГИРОВАНИЕ ТИТАНА ПРИ КАМЕРНОМ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОМ ПЕРЕПЛАВЕ .....	63
<i>Куликовский Р.А.</i> ВОССТАНОВЛЕНИЕ НАПЛАВКОЙ ШТАМПОВ ПРЕСС-ФОРМ .....	67
<i>Серета Б.П., Проценко В.М., Серета Д.Б.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ АЛЮМИНОТЕРМИЧЕСКИМ ВОССТАНОВЛЕНИЕМ ОКСИДНОГО СЫРЬЯ .....	71
<i>Матвеева М.О., Губенко С.И.</i> ВЛИЯНИЕ КОМПЛЕКСНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ХРОМОМ И ТИТАНОМ НА НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ В БЕЛЫХ ЧУГУНАХ .....	74
<i>Акимов И.В.</i> ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА, ПОЛУЧЕННОГО ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ТИТАНОВОГО ШЛАКА В РУДНО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ПЕЧИ .....	79
<i>Андриенко А.Г., Гайдук С.В., Кононов В.В.</i> МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ ГТУ С НАПРАВЛЕННОЙ (МОНО) СТРУКТУРОЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА .....	81
<i>Степанов Д.Н.</i> ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПОЛИМЕРНО-АБРАЗИВНОГО ИНСТРУМЕНТА И РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ НА ШЕРОХОВАТОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ8-М .....	87
<i>Карпусь В.Є., Іванов В.О., Міненко Д.О., Дегтярьов І.М.</i> ШВИДКОПЕРЕНАЛАГОДЖУВАНІ БАЗУЮЧІ МОДУЛІ ДЛЯ ВСТАНОВЛЕННЯ КОРПУСНИХ ДЕТАЛЕЙ .....	91
<i>Пухальская Г.В., Гликсон И.Л., Лукьяненко О.Л.</i> ПОВЫШЕНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА ОБРАБОТКОЙ ШАРИКАМИ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ .....	95
<i>Галецкий Л.С., Ремезова Е.А., Лупинос С.М., Прутиков Д.В., Червоный И.Ф.</i> АНАЛИЗ ПЕРСПЕКТИВ КОМПЛЕКСНОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ МЕСТОРОЖДЕНИЙ ТАЛЬКО- МАГНЕЗИТОВ УКРАИНЫ (НА ПРИМЕРЕ ВЕСЕЛЯНСКОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ) .....	100

#### **IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІІ ТА МАШИНОБУДУВАННІ**

<i>Фесенко А.В., Любимый Ю.Н.</i> ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ РАБОТЫ ЭЛЕМЕНТОВ РАБОЧЕЙ ЗОНЫ ГИДРОДИНАМИЧЕСКИХ АКТИВАТОРОВ .....	106
<i>Семенько М.П.</i> МОДЕЛЮВАННЯ ЕЛЕКТРООПОРУ НАНОКОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ ТЕРМОРОЗШИРЕНІЙ ГРАФІТ-МІДЬ .....	110
<i>Мацуї А.М., Кондратець В.О.</i> АВТОМАТИЧНА СТАБІЛІЗАЦІЯ СПІВВІДНОШЕННЯ РУДА/ВОДА В КУЛЬОВИХ МЛИНАХ, ЩО ПОДРІБНЮЮТЬ ПІСКИ КЛАСИФІКАТОРА .....	115

*Губар Є.Я., Пономаренко А.М., Шматков В.Ю., Канашевич Г.В.*  
ВИМІРЮВАННЯ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ У ВІДНОВЛЮВАЛЬНОМУ ПОКРИТТІ  
КОЛІНЧАСТОГО ВАЛА АВТОМОБІЛЯ ..... 120

*Ревенко А.В.*  
ВПЛИВ РЕЛАКСАЦІЇ НАПРУЖЕНЬ У В'ЯЗКОПРУЖНОМУ ВКЛЮЧЕННІ НА КОНЦЕНТРАЦІЮ  
НАПРУЖЕНЬ У ПЛАСТИНІ ..... 123

## НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

*Лякун С.Ф., Васеленко Н.Д.*  
ФРЕЗЕРОВАНИЕ ВДОЛЬ ПРОСТРАНСТВЕННОЙ КРИВОЙ НА СТАНКАХ С ЧПУ ..... 127

*Максимов А.Б.*  
ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ НЕОДНОРОДНОГО МАТЕРИАЛА ..... 130

*Нестеров О.В., Грешта В.Л., Рубан В.Т., Ольшанецкий В.Ю.*  
ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ СТРУКТУРНОГО СТАНУ НОВОЇ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОЇ  
ЖАРОСТІЙКОЇ СТАЛІ ..... 132

*Петрищев А.С.*  
ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ РАВНОВЕСИЕ В СИСТЕМЕ Со-О-С ПРИМЕНИТЕЛЬНО  
К МЕТАЛЛИЗАЦИИ КОБАЛЬТОСОДЕРЖАЩЕГО ОКСИДНОГО СЫРЬЯ ..... 134

*Бялик Г.А.*  
МОДЕРНИЗАЦИЯ СВЕТОВЫХ МИКРОСКОПОВ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ  
ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ ..... 138

*Ткаченко Р.О., Дурягіна З.А., Зубик-Шах О.О., Підкова В.Я., Ольшевська С.О.*  
МОНІТОРИНГ ВЛАСТИВОСТЕЙ ДІЕЛЕКТРИЧНОГО ШАРУ НАГРІВНИХ ЕЛЕМЕНТІВ  
НЕЙРОМЕРЕЖЕВИМ МОДЕЛЮВАННЯМ ..... 142

*Геллер А.Л., Горелик В.Г.*  
ЕЖЕГОДНАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МЕТАЛЛУРГОВ В ДЮССЕЛЬДОРФЕ  
(ГЕРМАНИЯ) «СТАЛЬ 2011» (Окончание) ..... 147

*Гончар Н.В.*  
ПРИМЕНЕНИЕ ПРОЦЕССНОГО ПОДХОДА СИСТЕМЫ МЕНЕДЖМЕНТА КАЧЕСТВА  
НА ПРИМЕРЕ ЛОПАТОЧНЫХ ДИСКОВ ГТД ..... 151

*Попов С.М.*  
МЕТОДОЛОГІЧНІ АСПЕКТИ СУЧАСНИХ ПРОБЛЕМ ТРИБОМАТЕРІАЛОЗНАВСТВА  
В КОНТЕКСТІ ПІДГОТОВКИ ВИЩИХ ІНЖЕНЕРНИХ КАДРІВ ..... 154

# І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 669.1:537.621.4:539.374.6

Д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий,  
канд. физ.-мат. наук Г. В. Снежной, канд. техн. наук В. Н. Сажнев  
Национальный технический университет, г. Запорожье

## О ЗАКОНОМЕРНОСТЯХ ФОРМИРОВАНИЯ МАРТЕНСИТНЫХ ФАЗ В МАРГАНЦОВИСТОМ АУСТЕНИТЕ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ

*С использованием термодинамического анализа рассмотрена физическая природа формирования  $\varepsilon$ - и  $\alpha'$ -мартенситов марганцовистого аустенита при деформации одноосным сжатием. Предложена схема изменения удельных энергий аустенита и промежуточных  $\varepsilon$  и  $\alpha'$  мартенситных фаз от величины внешнего давления. Показано, что с повышением содержания Mn в марганцовистых сталях возрастает склонность аустенита к возникновению фазовой смеси  $\varepsilon$ - и  $\alpha'$ - мартенситов. Используя чувствительный магнитометрический метод, определены начальные стадии превращения аустенита в  $\varepsilon$ - и  $\alpha'$ - мартенситы деформации.*

**Ключевые слова:** марганцовистая сталь,  $\varepsilon$ -мартенсит,  $\alpha'$ -мартенсит, системы скольжения, частичные дислокации Шокли, энергия дефекта упаковки, магнитная восприимчивость.

Сведения о характере и энергетике превращения нестабильного аустенита в промежуточные фазы ( $\varepsilon$ - и  $\alpha'$ - мартенсит) при закалке и пластической деформации разноречивы, а зачастую и противоречивы [1, 2]. Это касается, прежде всего, участия в этом процессе дефектов упаковки [3] и влияния марганца на их энергию.

Если принять во внимание широко распространенную концепцию о снижении марганцем этой энергетической характеристики, а также следовать принципам классической термодинамики, то структурные изменения бездиффузионного характера как при закалке, так и деформации аустенита марганцовистых сталей могут, например, удовлетворять следующим схемам (рис. 1). Графики на этих рисунках отвечают тенденции изменения энергетических характеристик фаз согласно уравнениям термодинамики с учетом состава, фактора температуры и давления (рис. 1, а–в). Замена в основном уравнении термодинамики [4] (после определенных преобразований) дифференциала полной энергии на свободную энтальпию (термодинамический потенциал Гиббса) показывает, как зависит последняя от изменения температурно-силовых факторов [5].

В настоящей работе главное внимание уделено рассмотрению влияния деформационного воздействия на аустенит сталей с 13 и 18 % (масс.) содержания Mn,

поскольку, согласно литературным источникам, этот вопрос является слабо исследованным.

В соответствии с вышеуказанной схемой (рис. 1, в), при повышении давления (одноосное сжатие) для образцов стали с аустенитной структурой (на стадии пластической деформации) первым начинает образовываться из нестабильного аустенита  $\varepsilon$ -мартенсит, начиная с давлений  $p > p_c$ . Этот распад должен удовлетворять правилу ступеней Освальда, согласно которому начальной ступенью общего процесса фазового превращения является переход к первой промежуточной фазе с несколько пониженным уровнем свободной энергии (по сравнению с аустенитом), максимально близкой в кристаллографическом отношении к первичной фазе (аустениту) и имеющей с ней границы раздела, не требующие сколь-нибудь заметных энергетических затрат при их образовании. Принято, что такими границами изначально могут служить поверхности дефектов упаковки, которые появляются в результате энергетически выгодного расщепления элементарных дислокаций с вектором Бюргерса типа  $\bar{b} = \frac{a}{2} \langle 011 \rangle$  в системах скольжения  $\{111\}_\gamma \langle 011 \rangle_\gamma$  ГЦК-решетки аустенита ( $\gamma$ ). Поскольку дефект упаковки, возникающий в результате этой реакции и соединяющий 2 частичные дислокации Шокли ( $\bar{b} = \frac{a}{2} \langle 011 \rangle$ ),

представляет собой четыре плотноупакованных слоя гексагональной конфигурации (ГП), то его общая толщина составляет три межплоскостных промежутка, что примерно соответствует ширине большеугловой межфазной границы раздела (с пятью степенями свободы) [6]. При этом следует специально отметить, что энергию дефекта упаковки обычно связывают со свободной энергией его поверхности, полагая, что такого

рода дефекты представляют собой двумерные образования. Однако такой подход не позволяет учесть ряд важных нюансов, способных пролить свет на некоторые детали формирования и устойчивости самого дефекта упаковки.

Рассмотрим кардинальные различия в энергетике дефектов упаковки, возникших в областях стабильного (относительно мартенситных превращений) и ме-

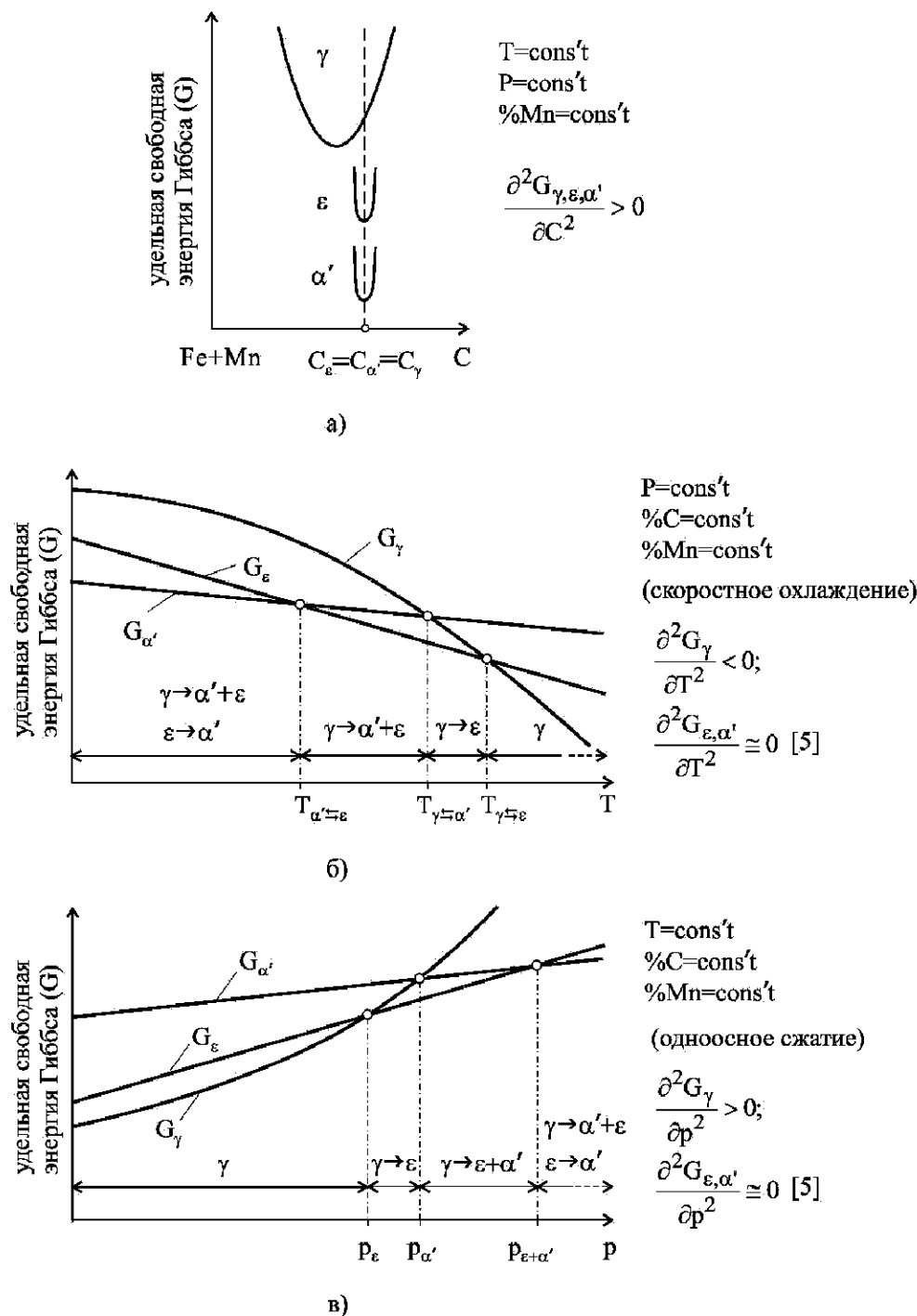


Рис. 1. Схемы изменения удельных свободных энергий аустенита ( $G_\gamma$ ) и промежуточных мартенситных фаз ( $G_\epsilon$  и  $G_{\alpha'}$ ) в зависимости от содержания углерода (C), температуры (T) и давления (p): а, б и в

тастабильного аустенита (т. е. левее и правее точки  $p_\varepsilon$  на схемах рис. 1 (б) и в). Для этого примем, что дефект упаковки, как многие и считают [1, 2], является зародышем  $\varepsilon$ -мартенсита и имеет трехмерную ГП структуру с общей энергией, состоящей из следующих частей:

$$E_{\delta, \text{yn.}} = \pm \left| \Delta G_{\text{ГЦК} \rightarrow \text{ГП}} \right| \cdot V_{\delta, \text{yn.}} + 2 \cdot \sigma_{\text{ГЦК/ГП}} \cdot S_{\delta, \text{yn.}}, \quad (1)$$

где  $\Delta G_{\text{ГЦК} \rightarrow \text{ГП}}$  – изменение удельной свободной энергии Гиббса при фазовом переходе  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ ,  $V_{\delta, \text{yn.}}$  – объем дефекта упаковки,  $S_{\delta, \text{yn.}}$  – площадь каждой поверхности дефекта, параллельной плоскости расщепления полной дислокации,  $\sigma_{\text{ГЦК/ГП}}$  – межфазная энергия (поверхностное натяжение), возникающая в результате установления определенной кристаллогеометрической связи при сопряжении решетки аустенита с зародышем  $\varepsilon$ -мартенсита (появление натяжений  $\sigma_{\text{ГЦК/ГП}}$  обусловлено несбалансированностью сил межатомных взаимодействий по обе стороны каждой межфазной границы  $\gamma/\varepsilon$ , что, естественно исключает возможность чистой эпитаксии однотипных атомно-кристаллических плоскостей  $\{111\}$  и  $\{0001\}$  в зоне контактов обеих фаз). Причем, знак (+) в первом члене равенства соответствует образованию дефекта в области устойчивости аустенита, а знак (-) – его образованию в области неустойчивого состояния аустенитной матрицы. Приблизительно такой же подход продемонстрировали и авторы работы [7], с несколько иной интерпретацией обеих членов равенства (1).

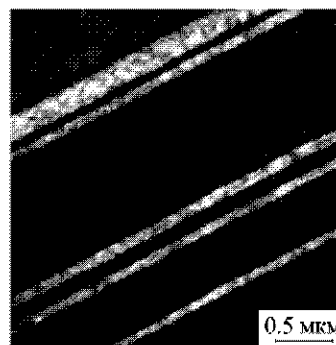
Обратим внимание на то, что член  $\Delta G_{\text{ГЦК} \rightarrow \text{ГП}}$  для обоих типов аустенита имеет различную термодинамическую природу. В области относительно устойчивого состояния этой фазы изменение  $\Delta G_{\text{ГЦК} \rightarrow \text{ГП}} > 0$ , так как при полиморфном переходе ГЦК  $\rightarrow$  ГП возникает неблагоприятное (в энергетическом плане) распределение электронных состояний в оболочках атомов железа, а в случае наличия неустойчивого аустенита ( $\Delta G_{\text{ГЦК} \rightarrow \text{ГП}} < 0$ ) существует определенный выигрыш в изменении свободной химической энергии (обычное уменьшение объемной свободной энергии при фазовом переходе).

Кроме того, в области давлений, при которых аустенит все еще остается устойчивым относительно фазового перехода, расщепление полных дислокаций, по-видимому, происходит с определенными затруднениями ( $\Delta G_{\text{ГЦК} \rightarrow \text{ГП}} > 0$ ), о чем свидетельствует отсутствие сведений о четко выраженных дефектах упаковки, связывающих частичные дислокации на электронно-оптических снимках марганцовистых сталей.

Можно предположить, что в этом случае при отсутствии препятствий для перемещения (в противоположные стороны) дислокаций Шокли, ограничивающих дефект упаковки с ГП-конфигурацией, последний будет даже способствовать этому процессу, поскольку наличие движущей силы, приблизительно

равной  $\left| \frac{d\Delta E_{\delta, \text{yn.}}}{dS_{\delta, \text{yn.}}} \right|$ , помогает расталкиванию частичных

дислокаций и способствует тем самым увеличению длины самого дефекта упаковки (вплоть до выхода частичных дислокаций на свободные поверхности или границы аустенитного зерна). На рис. 2, заимствованном из источника [8], приведены полоски дефектов упаковки, имеющие в среднем толщину, соизмеримую с нашими оценками. Причем, в отдельных случаях при локализации дефекта в некоторой области объема аустенита свободная энергия  $\sigma_{\text{ГЦК/ГП}}$  по-видимому, даже может частично удовлетворять принципу Кюри-Гиббса, который определяет габитус кристаллического зародыша в условиях его механического равновесия с матрицей.



**Рис. 2.** Структура, фиксирующая образование пластин  $\varepsilon$ -мартенсита в стали Fe-24Mn при температуре 293 К и деформации 20 % [8]

При этом в чисто гипотетическом плане возможна и определенная надстройка микроструктура  $\varepsilon$ -мартенсита в результате взаимодействия отдельных частичных дислокаций, попадающих при своем перемещении в область повышенной «стеночной» устойчивости. Кроме того, идентичные дефекты упаковки, вероятно, способны сформировать ряд определенных по высоте «пачек» плоскостей ГП-структур, что в результате может уменьшать общую площадь контактов (выигрыш по поверхностной энергии в этом случае

составит величину  $(-\sigma \sum_i^{m-2} S_{\delta, \text{yn.}})$ , где  $m$  – число мик-

ропакетов ГП в каждой конечной «пачке», а также существенно снизить упругую энергию групп частичных дислокаций Шокли при возможном перерождении их «стенок» в большеугловые границы ГП-комплексов.

Продолжением процесса кристаллизации (по схеме Освальда) должно быть формирование фазы со следующим (более значительным по энергетическому выигрышу) относительным минимумом свободной энергии Гиббса, т. е. в дополнение к образованию  $\varepsilon$ -мартенсита (участок между точками  $p_\varepsilon$  и  $p_{\alpha'}$  на рис. 1, в) должны наблюдать и образование  $\alpha'$ -мартенсита ( $p > p_{\alpha'}$ ). Правее точки  $p_{\varepsilon+\alpha}$  (см. рис. 1, в) относительно стабильным будет только  $\alpha'$ -мартенсит (поэтому в этой области давлений  $\varepsilon$ -фаза должна быстро исчезнуть).

Считается [9], что новая промежуточная фаза ( $\alpha'$ -мартенсит) непосредственно формируется в самом

$\epsilon$ -мартенсите (превращение на месте-«in situ») по модели одной из стандартных сдвиговых схем (например, Курдюмова-Закаса), что вполне вероятно, так как при повышенных давлениях и относительно низких (комнатных) температурах диффузионное перемещение атомов в большинстве металлических систем крайне ограничено.

То, что приведенная схема (рис. 1, в) фактически отражает описанный характер структурных изменений, подтверждается нашими экспериментами по высокоточному установлению деформационных точек зарождающихся мартенситных фаз ([5] и настоящая работа).

Высокомарганцовистые стали, использованные в работе, были получены в индукционных тигельных электропечах методом сплавления в виде слитков  $100 \times 100 \times 200$  мм и подвергнуты закалке в воду от  $1050^\circ\text{C}$  (время выдержки 3 часа). Химический состав сталей приведен в табл. 1. Для исследований из середины закаленных слитков вырезались холодным механическим способом образцы в виде прямоугольных параллелепипедов размером  $\approx 3 \times 3 \times 3$  мм<sup>3</sup> с последующей электрополировкой их поверхностей.

Весьма низкие содержания мартенсита деформации  $P_{\alpha'}$  в объемных процентах определяли чувствительным магнитометрическим методом, учитывающим намагниченность парамагнитной аустенитной матрицы [10]. Зависимости удельной магнитной восприимчивости  $\chi$  от обратной величины магнитного поля  $H$  были получены с использованием автоматизированной установки [11]. Медленную холодную пластическую одноосную деформацию на сжатие (усадка) осуществляли на специальной лабораторной установке. Степень остаточной деформации рассчитывали по отношению толщин до и после деформации  $((d_0 - d)/d_0) \cdot 100\%$ .

Исследуемые образцы сталей до пластической одноосной деформации на сжатие были полностью аустенизированы, что подтверждается горизонтальной линией  $\chi(1/H)$  (рис. 3, прямые 1 для Г13Л и Г18Л, соответственно). При этом исходные значения парамагнитной восприимчивости  $\chi_{\gamma}$  аустенита для этих сталей составили  $2,36 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг и  $1,90 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг соответственно. Деформация до 4,86% для стали Г13Л и 10,0% для Г18Л привели к росту парамагнитной восприимчивости  $\chi_{\gamma}$  (соответственно к значениям  $2,54 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг и  $2,05 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг). Наблюдаемый эффект роста парамагнитной восприимчивости аустенита с увеличением степени деформации до появления первых порций мартенсита аналогичен аустенитным хромоникелевым сталям [12].

При деформациях 6,03%, 8,52%, 10% и 11% были зафиксированы порции возникающего  $\alpha'$ -мартенсита деформации в количестве (0,69; 0,81; 0,89 и 0,91)  $\cdot 10^{-2}$  % для Г13Л (рис. 3, а, прямые 6...9). Следует обратить

внимание на то, что эти прямые (6...9) пересекли начальные горизонтальные прямые 1...5. При экстраполяции прямых на ось  $\chi$  ( $H \rightarrow \infty$ ) получили для них значения результирующей удельной магнитной восприимчивости  $\chi_{\infty} = 2,25; 2,35; 2,41; 2,45 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг, соответственно.

Наличие подъема горизонтальных прямых зависимости  $\chi$  от  $1/H$  (рис. 3) с возрастанием степени деформации вероятно связано с увеличением удельной парамагнитной восприимчивости аустенита из-за роста объема неупорядоченных участков его структуры (например: малоугловых границ, скоплений дислокаций и числа отдельных дислокаций). Другой причиной такого поведения горизонтальных линий может служить изменение характеристик  $k$ -пространства и формы распределения Ферми в кристаллической решетке аустенита при структурном переходе ГЦК  $\rightarrow$  ОЦК через промежуточное состояние, отвечающее плотно упакованной гексагональной структуре (ГП), в результате чего меняется соотношение вкладов локализованных и коллективизированных электронов атомной структуры аустенита. При дальнейшем увеличении деформации до некоторой критической величины появляется наклон прямых  $\chi(1/H)$ , что свидетельствует о возникновении ферромагнитного  $\alpha'$ -мартенсита деформации, так как величина  $\chi$  зависит от соотношения фаз, т. е. аустенита и мартенсита.

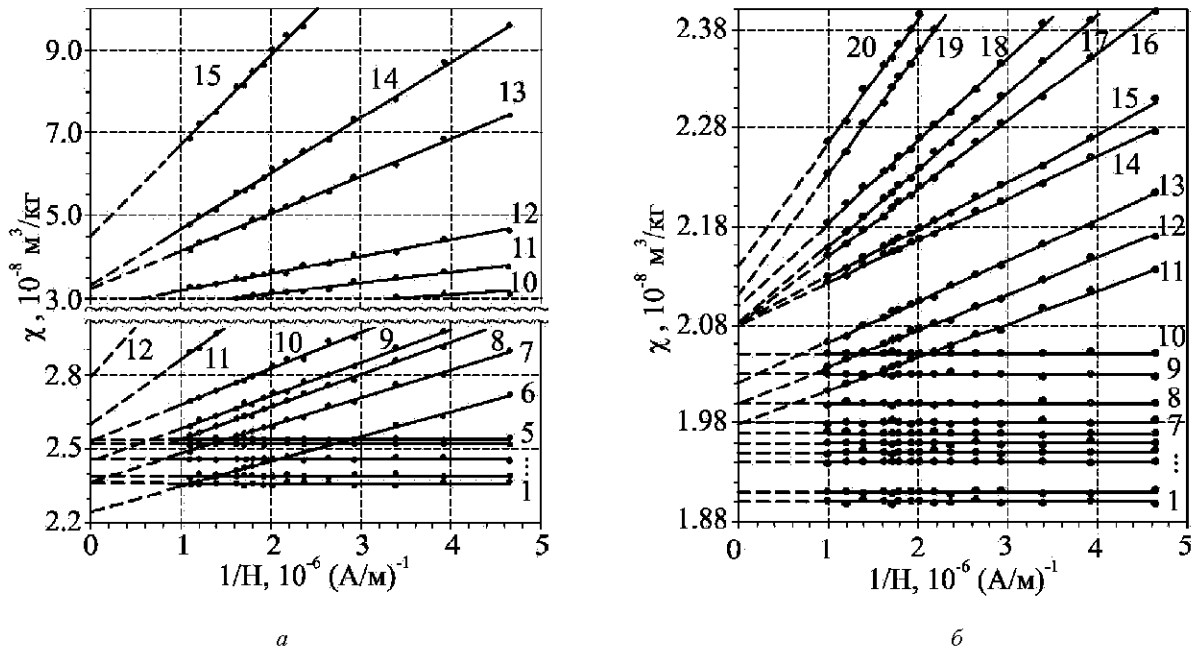
Методом экстраполяции [13] из графической зависимости  $\chi_{\infty}$  от  $P_{\alpha'}$  определили значение удельной парамагнитной восприимчивости новой фазы:  $\chi_{\epsilon} = 1,65 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг. Это значение оказалось меньше найденного нами значения парамагнитной восприимчивости  $\chi_{\gamma}$  недеформированного аустенита ( $\chi_{\gamma} = 2,36 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг). По данным авторов [14], в сталях Г20 и 25Г18  $\epsilon$ -мартенсит является парамагнитной фазой и для этих сталей парамагнитная восприимчивость  $\epsilon$ -мартенсита  $\chi_{\epsilon} = 0,99 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг, что почти в 1,8 раза меньше, чем аустенита  $\chi_{\gamma} = 1,75 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг. Как видим, разница  $\chi_{\gamma} - \chi_{\epsilon} = (1,75 - 0,99) \cdot 10^{-8} = 0,76 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг, что хорошо совпадает с полученным нами значением для стали Г13Л:  $\chi_{\gamma} - \chi_{\epsilon} = (2,36 - 1,65) \cdot 10^{-8} = 0,711 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг. Таким образом, возникающая парамагнитная фаза является ничем иным, как  $\epsilon$ -мартенситом деформации, что согласуется с [1, 2, 7]. При этом специально отметим, что уменьшение магнитной восприимчивости никак не может быть связано с расщеплением элементарных дислокаций с вектором Бюргера

$\vec{b} = \frac{a}{2} \langle 011 \rangle$ , так как проверка такой возможности

с использованием бронз БрА5 и БрА10 дала отрицательный результат (в этих бронзах дислокации указанного типа легко расщепляются благодаря сильному снижению энергии дефекта упаковки из-за присутствия алюминия).

**Таблица 1** – Химический состав исследованных сталей

№	Марка стали	Содержание основных легирующих элементов, % масс.								
		C	Cr	Al	Ni	Mn	Si	P	S	Mo
1	Г13Л	1,16	0,10	0,018	–	13,8	0,76	0,092	0,016	–
2	Г18Л	1,23	1,37	–	0,35	17,5	0,62	0,030	–	0,24



**Рис. 3.** Зависимость  $\chi(1/H)$  при различных значениях деформации сталей Г13Л (а) и Г18Л (б) (идентификация  $\epsilon$ -мартенсита). Деформация: а) 1 – 0; 2 – 2,31; 3 – 3,72; 4 – 4,06; 5 – 4,74; 6 – 6,03; 7 – 8,52; 8 – 10,00; 9 – 11,00; 10 – 12,01; 11 – 15,68; 12 – 19,18; 13 – 26,68; 14 – 29,78; 15 – 35,70 %; б) 1 – 0; 2 – 0,59; 3 – 1,22; 4 – 2,47; 5 – 3,83; 6 – 5,20; 7 – 6,27; 8 – 8,11; 9 – 9,88; 10 – 11,09; 11 – 13,05; 12 – 15,78; 13 – 21,12; 14 – 23,33; 15 – 26,58; 16 – 30,04; 17 – 30,41; 18 – 32,92; 19 – 35,50; 20 – 37,15 %

При деформации 19,01 % для стали Г13Л результирующая удельная магнитная восприимчивость  $\chi_{\infty}$  достигла уровня  $2,54 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ , что совпадает с максимальным значением парамагнитной восприимчивости деформированного аустенита  $\chi_{\gamma'} = 2,54 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ . Это позволяет высказать предположение, что при таком силовом воздействии  $\epsilon$ -фаза уже полностью трансформировалась в результате превращения  $\epsilon \rightarrow \alpha'$  (см. схему на рис. 1, в). Дальнейшая деформация приводит только к превращению  $\gamma \rightarrow \alpha'$ .

Аналогичные исследования были выполнены и для стали Г18Л. Для данной стали при деформациях 13,05 %, 15,78 % и 21,12 % были зафиксированы порции возникающего  $\alpha'$ -мартенсита деформации в количестве  $(0,29, 0,32 \text{ и } 0,37) \cdot 10^{-2} \%$  (рис. 3, б, прямые 11... 13). Полученные прямые пересекли горизонтальные прямые 7... 9 и при экстраполяции ( $H \rightarrow \infty$ ) на ось  $\chi$  дали соответственно значения результирующей удельной магнитной восприимчивости  $\chi_{\infty} = 1,98, 2,00, 2,02 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ . Значение удельной парамагнитной восприимчивости  $\epsilon$ -мартенсита в этом случае составило  $\chi_{\epsilon} = 1,82 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ , а для аустенита –  $\chi_{\gamma'} = 2,54 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ . В этом случае разница  $\chi_{\gamma} - \chi_{\epsilon}$  незначительная по сравнению с таковой для стали Г13Л.

Из рис. 4 видно, что интенсивность возникновения  $\alpha'$ -мартенсита деформации в стали Г13Л значительно выше, чем в Г18Л. Также с повышением содержания Mn точка начала  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращения смещается в сторону более высоких давлений  $p'_{\epsilon+\alpha'} > p_{\epsilon+\alpha'}$  (рис. 5). Так, при относительном сжатии до 35 % в стали Г13Л образуется  $17,2 \cdot 10^{-2} \%$  мартенсита деформа-

ции, а в стали Г18Л –  $1,07 \cdot 10^{-2} \%$ . Такое существенное различие можно объяснить различным парамагнитным состоянием аустенита в обеих сталях, т. е. различными значениями парамагнитных восприимчивостей  $\chi_{\gamma}$  аустенита ( $\chi_{\gamma}^{\text{Г13Л}} = 2,36 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  и  $\chi_{\gamma}^{\text{Г18Л}} = 1,90 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ ). Поэтому можно предположить, что параметр  $\chi_{\gamma}$  является мерой стабильности аустенита при фазовых превращениях.

В заключение отметим, что поскольку удельная свободная энергия  $G_{\gamma+\alpha'}$  фазовой смеси отвечает зависимости

$$G_{\gamma+\alpha'} = G_{\gamma} \cdot (1-x) + G_{\alpha'} \cdot x, \quad (2)$$

где  $x = \frac{V_{\alpha'}}{V}$  относительное изменение объема мартенситной фазы, то с учетом следующих соотношений:

$$\begin{cases} G_{\gamma+\alpha'} = G_{\gamma} - (G_{\gamma} - G_{\alpha'}) \cdot x \\ G_{\gamma} > G_{\alpha'} \\ G_{\gamma} = \text{const} \\ G_{\alpha'} = \text{const} \\ p = \text{const} \end{cases} \quad (3)$$

получим, что с увеличением количества мартенситной фазы уменьшение свободной энергии фазовой смеси  $G_{\gamma+\alpha'}$  в процессе превращения при постоянной пластической деформации происходит по линейному закону.



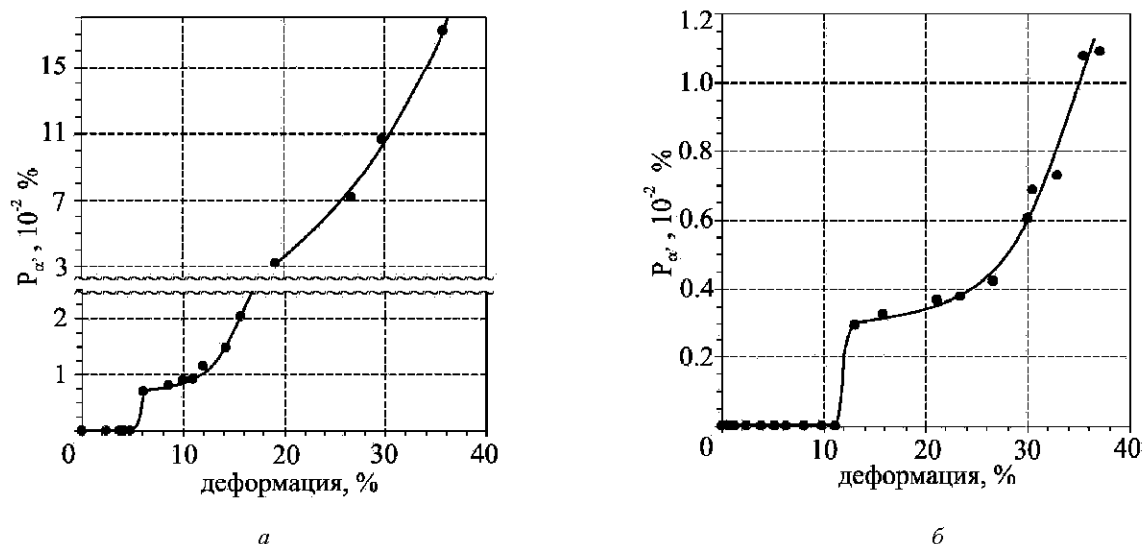


Рис. 4. Зависимость количества возникающего мартенсита деформации  $P_{\alpha'}$  при различных степенях деформации (одноосное сжатие) сталей Г13Л (а) и Г18Л (б)

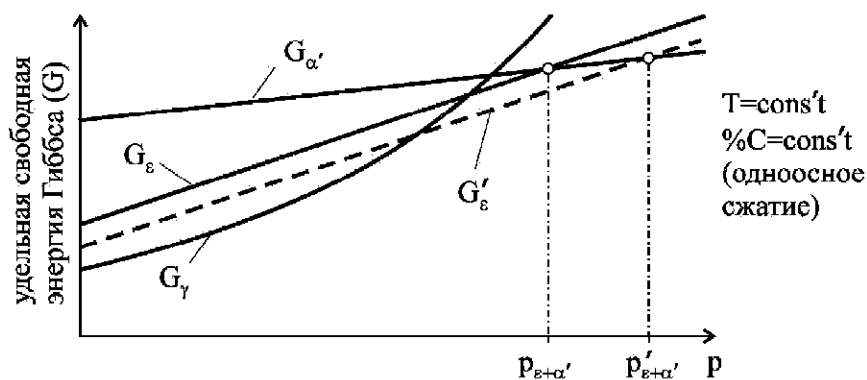


Рис. 5. Схематическое расположение линий удельных значений свободных энергий Гиббса аустенита ( $G_{\gamma}$ ),  $\alpha'$ - мартенсита ( $G_{\alpha'}$ ) и  $\epsilon$ - мартенсита для сталей Г13Л ( $G_{\epsilon}$ ) и Г18Л ( $G'_{\epsilon}$ )

### Выводы

1. Проведен термодинамический анализ закономерностей формирования  $\epsilon$ - и  $\alpha'$ - мартенситов марганцовистого аустенита при деформации сжатием. Предложена схема изменения удельных энергий аустенита и промежуточных  $\epsilon$  и  $\alpha'$  мартенситных фаз (в зависимости от величины внешнего давления и температуры), частично (касательно  $\alpha'$ - мартенсита) подтвержденная проведенными экспериментами.

2. Экспериментально показано, что с повышением содержания Mn в марганцовистых сталях возрастает склонность их аустенита к возникновению фазовой смеси  $\epsilon$ - и  $\alpha'$ - мартенситов и, кроме того, данное повышение смещает точку начала  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращения в область повышенных деформаций, что также подтверждает предложенную нами термодинамическую модель структурных изменений.

3. Используя чувствительный магнитометрический метод, удалось зафиксировать начальные стадии

превращений подвергнутого одноосному сжатию аустенита в  $\epsilon$ - и  $\alpha'$ - мартенситы деформации (для стали Г13Л при деформации 6,03 % зафиксировали  $\epsilon$ -мартенсит и первую порцию возникшего  $\alpha'$ - мартенсита деформации в количестве  $P_{\alpha'} = 0,69 \cdot 10^{-2} \%$ , а для Г18Л при деформации 13,05 % –  $P_{\alpha'} = 0,29 \cdot 10^{-2} \%$ ), что согласуется с вышеуказанной схемой (рис. 1, в) изменения удельных свободных энергий аустенита и промежуточных мартенситных фаз при повышении внешнего давления.

### Список литературы

1. Богачев И. Н. Структура и свойства железомарганцевых сплавов / И. Н. Богачев, В. Ф. Еголаев. – М. : Металлургия, 1973. – 296 с.
2. Лысак Л. И. Физические основы термической обработки стали / Л. И. Лысак, Б. И. Николин. – К. : Техника, 1975. – 304 с.
3. Allain S. Correlation between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe-Mn-C alloys /

- S. Allain, J.-P. Chateau, O. Bouaziz, S. Migot, N. Guelton // *Materials Science and Engineering A*. – 2004. – Vol. 387–389. – P. 158–162.
4. Базаров И. П. Термодинамика / И. П. Базаров. – М. : Высшая школа, 1991. – 376с.
  5. Ольшанецкий В. Е. О высокоточной оценке истинных мартенситных точек в специальных сталях аустенитного и аустенитно-мартенситного классов при изменении температурно-силовых факторов / В. Е. Ольшанецкий, Г. В. Снежной // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2012. – № 1. – С. 15–21.
  6. Маклин, Д. Границы зерен в металлах / Д. Маклин ; [пер. с англ. М.А. Штремеля]. – М. : Гос. науч.-тех. изд. лит. по чер. и цв. металлургии, 1960. – 322с.
  7. Mazancova E. Stacking fault energy in high manganese alloys / E. Mazancova, K. Mazanec // *Materials Engineering*. – 2009. – Vol. 16. – № 2. – P. 26–31.
  8. Liang X. Microstructural evolution and strain hardening of Fe-24Mn and Fe-30Mn alloys during tensile deformation / X. Liang, J.R. McDermid, O. Bouaziz, X. Wang, J.D. Embury, H.S. Zurob // *Acta Materialia*. – 2009. – Vol. 57. – № 13. – P. 3978–3988.
  9. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. Учебник для вузов. – М. : Металлургия, 1985. – 408 с.
  10. Снежной Г. В. Интегральный физический метод идентификации  $\alpha$ -фазы в аустенитных хромоникелевых сталях / Г. В. Снежной, В. Г. Мищенко, В. Л. Снежной // *Литье и металлургия*. – 2009. – №3(52). – С. 241–244.
  11. Сніжної Г. В. Автоматизована установка для визначення магнетної сприйнятливості криць та стопів / Г. В. Сніжної, Є. Л. Жавжаров // збірник наукових праць «Вісник Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут». Серія – Радіотехніка. Радіоапаратобудування». – 2012. – № 49. – С. 136–141.
  12. Snizhnoi G.V. Magnetic state of the deformed austenite before and after martensite nucleation in austenitic stainless steels / G.V.Snizhnoi, M.S.Rasshchupkyu // *Journal of Iron and Steel Research, International*. – 2012. – Vol. 19. – N 6. – P. 42–46.
  13. Snizhnoi G.V. Formation of strain-induced martensite in chromium–nickel steels of the austenitic class / G.V. Snizhnoi // *Materials Science*. – 2011. – Vol. 47. – N 3. – P. 363–369.
  14. Исследование магнитной восприимчивости мартенситных  $\epsilon'$ - и  $\epsilon$ - фаз в марганцевых сталях / И. Я. Дехтяр, Л. И. Лысак, Б. И. Николин, Р. Г. Федченко // *ФММ*. – 1967. – Т. 24. – № 1. – С. 79–83.

Одержано 30.06.2012

### **Ольшанецкий В.Ю., Снежной Г.В., Сажнев В.М. Про закономірності формування мартенситних фаз у марганцовистому аустеніті при деформації стисканням**

*З використанням термодинамічного аналізу розглянуто фізичну природу формування  $\epsilon$ - і  $\alpha'$ - мартенситів марганцовистого аустеніту при деформації одноосовим стисненням. Запропоновано схему зміни питомих енергій аустеніту і проміжних  $\epsilon$ - і  $\alpha'$ - мартенситних фаз від величини зовнішнього тиску. Показано, що з підвищенням вмісту Mn в марганцовистих сталях зростає схильність аустеніту до виникнення фазової суміші  $\epsilon$ - і  $\alpha'$ - мартенситів. Використовуючи чутливий магнітометричний метод, визначені початкові стадії перетворення аустеніту в  $\epsilon$ - і  $\alpha'$ - мартенсити деформації.*

**Ключові слова:** марганцовиста сталь,  $\epsilon$ -мартенсит,  $\alpha'$ -мартенсит, системи ковзання, часткові дислокації Шоклі, енергія дефекту упаковки, магнітна сприйнятливість.

### **Olshanetskyi V., Snizhnoy G., Sajhnev V. Regularities of formation martensitic phases in manganese austenite during deformation by compression**

*The physical nature of  $\epsilon$ - and  $\alpha'$ -martensite manganese austenite formation during uniaxial compression deformation using method of thermodynamic analysis was considered. Changes scheme of austenite and intermediate  $\epsilon$ - and  $\alpha'$ - martensitic phase specific energies from the external pressure value is proposed. With increasing of Mn content in manganese steels increases the tendency of austenite to the emergence of  $\epsilon$ - and  $\alpha'$ - martensite phase mixture is shown. Using sensitive magnetometric method the initial stages of austenite conversion in the  $\epsilon$ - and  $\alpha'$ - deformation martensite was determined.*

**Key words:** manganese steel,  $\epsilon$ -martensite,  $\alpha'$ - martensite, slip system, Shockley partial dislocations, stacking fault energy, magnetic susceptibility.

УДК 669.245.018.044:620.193.53

Д-р техн. наук А. Д. Коваль, канд. техн. наук А. Г. Андриенко,  
канд. техн. наук С. В. Гайдук, канд. техн. наук В. В. Кононов

Национальный технический университет, г. Запорожье

## ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ СПЛАВА ЖСЗЛС, ЛЕГИРОВАННОГО ГАФНИЕМ И ТАНТАЛОМ

*Исследовано влияние различных режимов термической обработки на структуру и прочностные характеристики литейного жаропрочного коррозионностойкого сплава ЖСЗЛС, легированного гафнием и танталом. Приведены результаты металлографических исследований и сравнительных механических испытаний на кратковременную и длительную прочность.*

**Ключевые слова:** литейные жаропрочные коррозионностойкие никелевые сплавы, многокомпонентная система легирования; термическая обработка, структура, морфология фаз, механические испытания, кратковременная и длительная прочность.

### Введение

В настоящее время для увеличения ресурса работы деталей газотурбинных двигателей (ГТД) стали применять модернизированные составы, разработанные на основе известных промышленных жаропрочных никелевых сплавов. Известно, что жаропрочность сплавов зависит от количества и состава упрочняющей  $\gamma'$ - фазы, ее дисперсности, морфологии, степени легирования  $\gamma$ - твердого раствора. Эти параметры зависят как от химического состава, условий кристаллизации, так и от режимов термической обработки (ТО) [1–3].

Работоспособность таких сплавов в значительной мере определяется термодинамической стабильностью основной упрочняющей  $\gamma'$ - фазы. Фазовая и структурная стабильность существенным образом определяют долговечность и надежность работы изделий из жаропрочных никелевых сплавов. Поэтому для формирования оптимальной и стабильной структуры важным является правильный выбор режима ТО для конкретного сплава с учетом условий его эксплуатации. Постоянно возрастающие требования к жаропрочным материалам приводят к совершенствованию режимов их термической обработки (ТО) с целью повышения служебных характеристик как промышленных марок, так и модернизированных составов, разработанных на их основе [3–5].

До настоящего времени по выбору оптимальных режимов ТО для литейных жаропрочных коррозионностойких никелевых сплавов нет единого мнения. Существует мнение, что литейные жаропрочные никелевые сплавы вообще не следует подвергать термической обработке, так как распад  $\gamma$ - твердого раствора и формирование частиц упрочняющей  $\gamma'$ - фазы происходит в процессе кристаллизации сплава [4, 5].

Однако большинство исследователей считает, что в сплавах данного класса, не подвергшихся ТО, в процессе эксплуатации при воздействии высоких температур увеличивается ликвационная неоднородность и значительно снижается пластичность. В работах авторов [4–6] показано, что двухступенчатая ТО (гомогенизация + старение) обеспечивает для литейных жаропрочных никелевых сплавов наиболее высокий уровень прочностных характеристик.

В данной работе было исследовано влияние различных режимов ТО на структуру и механические свойства модернизированного состава – сплава ЖСЗЛС-М, разработанного на основе промышленного сплава ЖСЗЛС, легированного гафнием и танталом, с более высоким соотношением вольфрама к молибдену, с целью оптимизации температурного режима для обеспечения структурной стабильности и повышения уровня прочностных характеристик [7, 8].

### Постановка задачи

Для этой цели из сплава ЖСЗЛС-М, оптимально легированного гафнием 0,3 % и танталом 2,5 % с соотношением вольфрама к молибдену  $W/Mo = 4,3$  ( $W = 6,5$  %;  $Mo = 1,5$  %), были отлиты стандартные образцы. Заливка образцов осуществлялась в вакуумно-индукционной печи марки УППФ-3М в соответствии с серийной технологией. Литые заготовки образцов имели цилиндрическую форму диаметром 16 мм и длиной 70 мм.

Химический анализ опытных плавов проводился стандартными методами, согласно требованиям ТУ 14-1689-73, ОСТ 1.90126-85 и ОСТ 1.90127-85. Спектральный химический анализ проводился на оптическом эмиссионном приборе ARL-4460 (квантометр одновременного многоканального анализа). Химические составы опытных плавов сплава ЖСЗЛС-М приведены в таблице 1.

**Таблица 1** – Химический состав опытных плавок сплава ЖСЗЛС-М

Плавка №	Содержание легирующих элементов %, по массе													
	C	Cr	Al	Ti	W	Mo	Co	Nb	Ta	Hf	Ce	Zr	B	Ni
1	0,10	14,7	3,1	3,0	6,5	1,5	4,7	–	2,5	0,3	0,01	0,02	0,015	Осн.
2	0,09	14,8	2,9	2,9	6,5	1,5	4,8	–	2,5	0,3	0,01	0,02	0,015	Осн.
3	0,08	14,6	3,0	2,8	6,5	1,5	4,6	–	2,5	0,3	0,01	0,02	0,015	Осн.

На первом этапе для 1-й партии образцов была проведена ТО по паспортному режиму для промышленного сплава ЖСЗЛС. Было исследовано влияние указанного режима ТО на структуру и механические свойства сплава ЖСЗЛС-М.

На втором этапе для 2-й партии образцов была проведена ТО по паспортному режиму для промышленного сплава ЖС6У. Было исследовано влияние данного режима ТО на структурообразование и прочностные характеристики сплава ЖСЗЛС-М.

На третьем этапе для 3-й партии образцов была проведена ТО по паспортному режиму для промышленного сплава ЖС6К. Было исследовано влияние данного режима ТО на структурные и прочностные характеристики сплава ЖСЗЛС-М.

Режимы штатных термических обработок для промышленных сплавов ЖСЗЛС, ЖС6У и ЖС6К, проведенных соответственно для каждой из трех партий образцов сплава ЖСЗЛС-М, представлены в табл. 2.

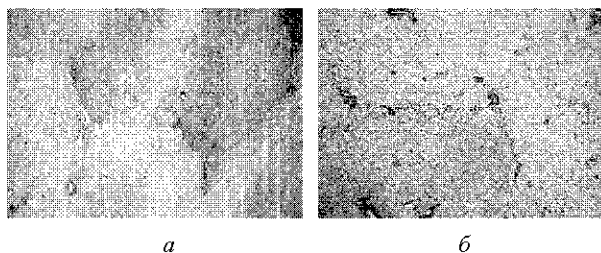
После проведения литым образцам соответствующего режима ТО далее из каждой партии были изготовлены цилиндрические образцы для сравнительных механических испытаний по стандартным методикам: на кратковременную прочность по ГОСТ 9651-73 при температуре 20 °С и длительную прочность по ГОСТ 10145-81 при температурах 950 °С и 975 °С.

Металлографические исследования структуры сплава ЖСЗЛС-М после разных режимов термообработки проводились на оптическом микроскопе «Olympus IX-70» с цифровой видеокамерой «Exwave HAD Sony» при увеличении 500.

### Анализ результатов

На рис. 1 приведены исходные структуры промышленного марочного сплава ЖСЗЛС в литом состоянии (до термообработки) и после штатной термической обработки. Видно, что в литой структуре марочного сплава ЖСЗЛС, не легированного гафнием и танталом, с марочным соотношением вольфрама к молибдену  $W/Mo = 1$ , наблюдаются скопления мелких частиц карбидной фазы по границам зерен в виде прерывистых цепочек (рис. 1, а). Термическая обработка по штатному

режиму приводит к повышению структурной однородности и образованию в структуре сплава более крупных одиночных карбидных частиц, при этом наблюдаются отдельные группы мелких карбидных частиц как по границам зерен, так и в теле зерен (рис. 1, б).



**Рис. 1.** Микроструктура промышленного сплава ЖСЗЛС, без гафния и тантала с соотношением по марке вольфрама к молибдену  $W/Mo = 1$ : а – структура в литом состоянии; б – структура после штатной термической обработки,  $\times 500$

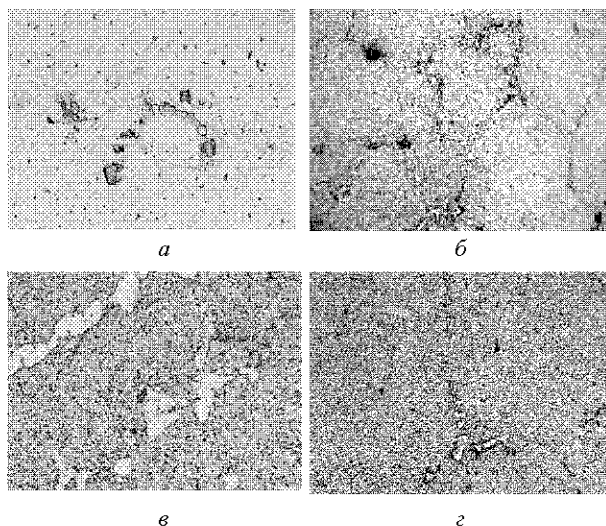
Исследование микроструктуры сплава ЖСЗЛС-М в литом состоянии показало, что оптимальное легирование гафнием 0,3 % и танталом 2,5 %, а также увеличение соотношения вольфрама к молибдену  $W/Mo$  с 1 до 4 позитивно влияет на структурообразование.

Металлографические исследования показали, что в структуре сплава ЖСЗЛС-М в литом состоянии (до термообработки) эвтектические выделения  $\gamma-\gamma'$  наблюдаются в большем количестве (рис. 2, а), чем в структуре промышленного сплава ЖСЗЛС без гафния и тантала с марочным соотношением вольфрама к молибдену  $W/Mo = 1$  (рис. 1, а). Эвтектические выделения имеют форму конгломератов, которые преимущественно выделяются в междендритных участках по границам зерен. Это, вероятно, связано с тем, что гафний и тантал являются элементами, которые наиболее сильно ликвируют в литейных жаропрочных никелевых сплавах.

На рис. 2, а видно, что в структуре сплава ЖСЗЛС-М в литом состоянии рядом с мелкодисперсными частицами основной упрочняющей  $\gamma'$ - фазы наблюдаются более крупные первичные выделения  $\gamma'$ - фазы, которые образуются при кристаллизации в межосевых участках дендритов, что говорит об их эвтектическом происхождении.

**Таблица 2** – Штатные режимы термообработки для промышленных сплавов

Марка сплава	Температура гомогенизации $t_{ГОМ}, ^\circ C$	Температура старения $t_{СТ}, ^\circ C$	Время выдержки, между ступенями, час	Среда охлаждения, между ступенями
ЖСЗЛС	1150	950	4	на воздухе
ЖС6У	1225	950	4	на воздухе
ЖС6К	1210	950	4	на воздухе



**Рис. 2.** Микроструктура сплава ЖСЗЛС-М, легированного гафнием и танталом с соотношением вольфрама к молибдену  $W/Mo = 4,3$ : *a* – структура в литом состоянии; *б* – структура после термической обработки по режиму сплава ЖСЗЛС; *в* – структура после термической обработки по режиму сплава ЖС6У; *г* – структура после термической обработки по режиму сплава ЖС6К;  $\times 500$

Вместе с тем, легирование сплава ЖСЗЛС гафнием и танталом при соотношении вольфрама к молибдену  $W/Mo = 4,3$  (сплав ЖСЗЛС-М) наиболее эффективно влияет на формирование структуры при кристаллизации. При этом, основное положительное влияние на формирование структуры в процессе кристаллизации сплава ЖСЗЛС-М, в сравнении со структурой промышленного сплава ЖСЗЛС без гафния и тантала, состоит в повышении термодинамической стабильности фаз, особенно эвтектики  $\gamma-\gamma'$ , улучшения морфологии карбидов и состояния границ зерен, так как структурная стабильность в первую очередь зависит от химического состава фаз, в которые входят гафний и тантал.

Для исследования влияния различных режимов ТО на структуру и прочностные характеристики сплава ЖСЗЛС-М, с целью оптимизации режима ТО, были проведены металлографические исследования и сравнительные механические испытания на кратковременную и длительную прочность трех партий образцов.

Термическая обработка образцов 1-й партии из сплава ЖСЗЛС-М по режиму для сплава ЖСЗЛС (табл. 2) приводила к образованию в структуре более крупных отдельных карбидных частиц в сравнении с литым состоянием, при этом в структуре наблюдались отдельные группы мелких карбидных частиц преимущественно по границам зерен. После термической обработки по режиму для сплава ЖСЗЛС структура образцов сплава ЖСЗЛС-М, легированного гафнием и танталом, заметно не отличается от структуры в литом состоянии, однако наблюдается некоторое повышение структурной однородности за счет более равномерного выделения частиц  $\gamma'$ - фазы и частичного

растворения эвтектики  $\gamma-\gamma'$ . При этом не наблюдается заметных изменений в морфологии и размерах частиц карбидной фазы, а также изменений морфологии эвтектических выделений  $\gamma-\gamma'$ , в сравнении со структурой в литом состоянии, что не обеспечивает оптимальных механических свойств (рис. 2, *б*). Таким образом, можно сделать вывод, что легирование сплава ЖСЗЛС гафнием и танталом, а также увеличение соотношения вольфрама к молибдену  $W/Mo = 4,3$  повышает оптимальную температуру гомогенизации для сплава ЖСЗЛС-М. Поэтому термообработка для сплава ЖСЗЛС-М по температурному режиму сплава ЖСЗЛС малоэффективна (табл. 2, рис. 2, *б*).

Термическая обработка образцов 2-й партии из сплава ЖСЗЛС-М по режиму для сплава ЖС6У приводила к повышению структурной неоднородности, в сравнении со структурой в литом состоянии, за счет частичного оплавления эвтектических выделений  $\gamma-\gamma'$  с образованием в этих зонах микропор, что негативно влияет на прочностные характеристики, особенно пластичность (рис. 2, *в*). При этом наблюдалась частичная коагуляция частиц  $\gamma'$ - фазы и карбидов и изменение их морфологии, а также частичное растворение и оплавление выделений эвтектики  $\gamma-\gamma'$ . В целом после термообработки по режиму для сплава ЖС6У структура образцов сплава ЖСЗЛС-М отличается от структуры в литом состоянии большей структурной неоднородностью, за счет частичного оплавления эвтектических выделений  $\gamma-\gamma'$  и общего огрубления структурных составляющих в результате перегрева при гомогенизации. Таким образом, для сплава ЖСЗЛС-М оптимальная температура гомогенизации находится ниже. Поэтому термообработка для сплава ЖСЗЛС-М по режиму сплава ЖС6У также не эффективна (табл. 2, рис. 2, *в*).

Термическая обработка 3-й партии образцов сплава ЖСЗЛС-М по режиму для сплава ЖС6К приводила к заметному повышению структурной однородности (рис. 2, *г*), в сравнении со структурой в литом состоянии (рис. 2, *а*), за счет более равномерного распределения частиц  $\gamma'$ - фазы в  $\gamma$ - твердом растворе. При этом наблюдалось некоторое уменьшение размеров карбидных частиц и благоприятные изменения их морфологии от полигональной до сферической, а также частичное растворение эвтектических выделений  $\gamma-\gamma'$  в  $\gamma$ - твердом растворе с дополнительным довыделением в этих зонах мелкодисперсных частиц основной упрочняющей  $\gamma'$ - фазы. После такого режима ТО карбидные частицы глобулярной и полигональной морфологии располагаются преимущественно в теле зерен, что способствует дополнительному упрочнению матрицы. Таким образом, для сплава ЖСЗЛС-М термическая обработка по режиму сплава ЖС6К является наиболее эффективной и оптимальной, что подтверждается сравнительными механическими испытаниями, в сравнении с образцами 1-й и 2-й партии сплава ЖСЗЛС-М, термообработанных по температурным режимам для сплавов ЖСЗЛС и ЖС6У (табл. 3).

Сравнительные механические испытания на кратковременную прочность проводили при 20 °С, на длительную прочность – при 950 °С. Результаты сравнительных механических испытаний представлены в табл. 3.

Результаты испытаний образцов сплава ЖСЗЛС-М на кратковременную прочность при 20 °С показали, что после ТО по режиму для сплава ЖС6К достигаются наиболее высокие значения предела прочности  $\sigma_B$  и предела текучести  $\sigma_{0,2}$ , при этом незначительно снижаются показатели пластичности  $\delta$  (табл. 3).

Механические испытания на кратковременную прочность показали, что наиболее оптимальным для сплава ЖСЗЛС-М является штатный температурный режим, соответствующий сплаву ЖС6К. Испытания показали, что в образцах сплава ЖСЗЛС-М, термообработанных по режиму сплава ЖС6К, показатели предела прочности  $\sigma_B$  и предела текучести  $\sigma_{0,2}$  выше на 30–40 МПа, чем при других режимах ТО, при этом показатели пластичности  $\delta$  снижаются с 9–10 % до 7–8 %, по сравнению с образцами сплава ЖСЗЛС-М, термообработанных по режимам ТО для сплавов ЖСЗЛС и ЖС6У.

Из таблицы 3 видно, что максимальные значения долговечности, т. е. времени до разрушения образцов  $\tau$ , достигаются в сплаве ЖСЗЛС-М также после ТО по режиму для сплава ЖС6К (см. табл. 2, 3). Механические испытания показали, что долговечность образцов сплава ЖСЗЛС-М зависит от температуры гомогенизации (I-я ступень ТО) и имеет экстремальный характер в исследованном температурном диапазоне (рис. 3).

Испытания показали, что образцы сплава ЖСЗЛС-М, термообработанные по режиму для сплава ЖС6К, имеют соответственно на 20 % и 40 % большее время до разрушения, по сравнению с образцами, термообработанными по режимам для сплавов ЖСЗЛС и ЖС6У. Таким образом, сплав ЖСЗЛС-М, содержащий 0,3 % гафния и 2,5 % тантала, по массе при соотношении W/Mo = 4,3 обладает оптимальными структурными параметрами и лучшими суммарными показателями прочности и пластичности после ТО по температурному режиму для сплава ЖС6К.

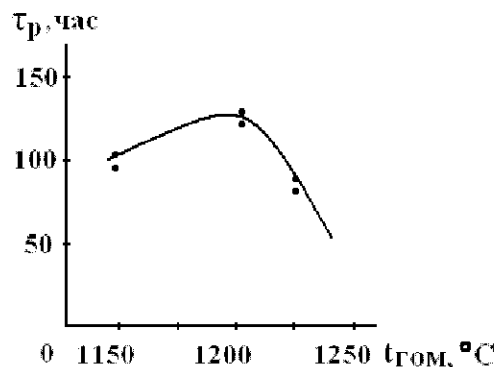


Рис. 3. Зависимость долговечности от температуры гомогенизации образцов сплава ЖСЗЛС-М, испытанных при температуре 950 °С и напряжении 200 МПа

### Выводы

1. Наиболее эффективной и оптимальной является термическая обработка образцов сплава ЖСЗЛС-М по режиму для сплава ЖС6К, которая обеспечивает повышение структурной однородности, в сравнении с литым состоянием, за счет более равномерного распределения упрочняющей  $\gamma'$ - фазы и карбидов, улучшения их морфологии, повышения термодинамической стабильности фаз, особенно эвтектических выделений  $\gamma-\gamma'$ .

2. После термической обработки образцов из сплава ЖСЗЛС-М по третьему температурному режиму для сплава ЖС6К достигаются лучшие показатели прочностных характеристик в сравнении с другими температурными режимами.

### Список литературы

1. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) / Е. Н. Каблов. – Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, Государственный научный центр Российской Федерации. – М. : МИСИС, 2001. – 632 с.
2. Каблов Е. Н. 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007. Юбилейный научно-технический сборник ; под общ. ред. акад. РАН Каблова Е. Н. – М. : ВИАМ. – 2007. – 438 с.

Таблица 3 – Результаты механических испытаний образцов сплава ЖСЗЛС-М

Марка сплава	ТО по режиму сплава	Результаты механических испытаний			
		Кратковременная прочность при 20 °С			Длительная прочность
ЖСЗЛС-М	ЖСЗЛС	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_{200}^{950} \geq 100$ , часов
		1090	910	8,0	101,0
		1075	905	10,0	97,7
	1115	925	9,5	105,0	
	ЖС6У	1110	910	10,0	77,0
		1085	900	9,0	85,0
		1075	905	8,5	83,0
	ЖС6К	1125	930	7,5	131,5
		1120	940	8,0	126,0
		1115	925	7,5	115,0

3. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления [Текст] / [Б. Е. Пагон, Г. Б. Строганов, С. Т. Кишкин и др.]. – К. : Наук. думка, 1987. – 256 с.
4. Каблов Е.Н. Жаропрочность никелевых сплавов / Е. Н. Каблов, Е. Р. Голубовский. – М. : Машиностроение, 1998. – 464 с.
5. Каблов Е. Н. Перспективы применения литейных жаропрочных сплавов для производства турбинных лопаток ГТД / Е. Н. Каблов, С. Т. Кишкин // Газотурбинные технологии. – 2002. – № 1. – С. 34–37.
6. Ртищев В. В. Оптимизация режима термической обработки жаропрочных сплавов ЭП220ВД и ЭИ929ВД с целью повышения надежности лопаток ГТУ / В. В. Ртищев // Труды ЦКТИ им. И. И. Ползунова. – Л., 1982. – Вып. 194. – С. 92–100.
7. Влияние легирования гафнием на структурообразование жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава / [А. Г. Андриенко, С. В. Гайдук, В. В. Кононов, Т. В. Тихомирова] // Молодые специалисты авиамоторостроительной отрасли «Молодежь в авиации: Новые решения и передовые технологии: V междунар. науч.-техн. конф., 16–20 мая 2011 г. : сб. тез. докл. – Запорожье-Алушта, 2011. – С. 172–174.
8. Влияние тантала на структуру и прочностные характеристики литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава ЖСЗЛС / [А. Д. Коваль, А. Г. Андриенко, С. В. Гайдук, В. В. Кононов] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – Запоріжжя, ЗНТУ. – 2011. – № 2. – С. 42–46.

Одержано 06.10.2011

**Коваль А.Д., Андриенко А.Г., Гайдук С.В., Кононов В.В. Оптимізація режиму термічної обробки для сплаву ЖСЗЛС, легованого гафнієм і танталом**

*Досліджено вплив різних режимів термічної обробки на структуру і характеристики міцності ливарного жароміцного корозійностійкого сплаву ЖСЗЛС, легованого гафнієм і танталом. Наведено результати металографічних досліджень і порівняльних механічних випробувань на короткочасну і довготривалу міцність.*

*Ключові слова:* ливарні жароміцні корозійностійкі нікелеві сплави, багатоконпонентна система легування, термічна обробка, структура, морфологія фаз, механічні випробування, короткочасна і довготривала міцність.

**Koval A., Andrienko A., Gayduk S., Kononov V. Optimization of heat-treatment regime for alloy ЖСЗЛС alloyed with hafnium and tantalum**

*The influence of different heat-treatment regimes on structure and strength parameters of cast corrosion-resistant superalloy ЖСЗЛС alloyed with hafnium and tantalum has been studied. Metallographic investigation and comparative short-term and long-term mechanical testing results have been presented.*

*Key words:* cast corrosion-resistant nickel-base superalloys, multi-component system of alloying, heat-treatment, structure, phase morphology, mechanical tests, short-term and long-term strength.

## СТІЙКІСТЬ СТАЛЕЙ AISI 321 І 12Х18Н10Т ДО МІЖКРИСТАЛІТНОЇ КОРОЗІЇ ЗАЛЕЖНО ВІД ЗМІНИ ЇХ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ

Встановлено закономірності впливу хімічного складу сталей AISI 321 і 12Х18Н10Т на їх корозійні втрати при визначенні стійкості до міжкристалітної корозії за методом удосконалених випробувань ДУ. Розкрито механізм корозійного руйнування досліджених сталей. Отримані аналітичні залежності запропоновано використовувати на виробництві для визначення стійкості сталі AISI 321 до міжкристалітної корозії.

**Ключові слова:** міжкристалітна корозія, корозійні втрати, хімічний склад сталі, швидкість корозії.

### Вступ

Випадки міжкристалітної корозії (МКК) обладнання на хімічних виробництвах становить близько 12 % від загальної кількості відомих видів корозії [1]. МКК обладнання на хімічних виробництвах є дуже небезпечною, оскільки загрожує здоров'ю і навіть життю людей. Тому матеріали, з яких виробляють обладнання для хімічної промисловості, піддають випробуванням на стійкість до МКК. Залежно від агресивності робочого середовища і хімічного складу матеріалу в технічних проектах на виробництво обладнання передбачають випробування матеріалу на стійкість до МКК. Стійкість до МКК хромонікелевих і хромонікельмолібденових сталей часто визначають за методом удосконалених випробувань ДУ [2]. Однак для визначення стійкості конструкційних матеріалів до МКК за цим методом витрачається багато часу (5 циклів по 48 годин), що суттєво впливає на строки виробництва обладнання для хімічної промисловості. Відтак, метою досліджень є встановлення закономірностей впливу хімічного складу сталі AISI 321, яку часто застосовують у виробництві обладнання, на її стійкість до МКК.

### Методика досліджень

Зразки виготовляли з п'яти промислових плавок сталі AISI 321 і для порівняння зі сталі 12Х18Н10Т (табл. 1). Зразки діаметром 42 мм і завтовшки 1 мм з одного боку полірували до шорсткості 0,035–0,1 мкм і

досліджували за методом ДУ [2]. Шорсткість зразків визначили на профілометрі П296. Корозійні втрати  $\Delta m_{1-5}$  визначали зважуванням. Хімічний склад досліджених сталей визначали рентгенівським методом, застосовуючи спектрометр СРМ-25. Кореляційним, дисперсійним та регресійним аналізом, методом найменших квадратів [3] встановлювали аналітичні залежності між  $\Delta m_{1-5}$  та вмістом хімічних елементів ( $N_i$ ) у досліджених сталях. Спільний вплив  $N_i$  на  $\Delta m_{1-5}$  визначали (1):

$$\Delta m_{1-5} = \frac{\Delta m_1 + \dots + \Delta m_k}{K} = \frac{f(N_1) + \dots + f(N_k)}{K}, \quad (1)$$

де  $k$  – кількість регресійних залежностей між  $\Delta m_i$  та  $N_i$ .

### Результати досліджень та обговорення

Після першого циклу експозиції зразків у розчині досліджено п'ять плавок сталі AISI 321 і сталі 12Х18Н10Т, які за корозійними втратами ( $\Delta m$ ) можна розташувати в такому ряді: плавки № 5; 4; 3; 2; 1 і сталі 12Х18Н10Т (табл. 2).

Це зумовлено зміною хімічного складу досліджених сталей у межах стандартів DIN EN 102043.1 для сталі AISI 321 і ГОСТ 5632-79 для сталі 12Х18Н10Т (табл. 1). За результатами корозійних випробувань (табл. 2), рентгеноспектрального аналізу поверхні

**Таблиця 1** – Хімічний склад сталей AISI 321 і 12Х18Н10Т

Сталь, плавка	Вміст легувальних елементів, %									
	C·10 <sup>-3</sup>	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	Cu	Mo	W	P
AISI 321 №1	0,035	1,632	0,603	16,650	9,170	0,266	0,242	0,242	0,021	0,0330
AISI 321 №2	0,030	1,086	0,416	17,615	9,064	0,397	0,242	0,224	0,030	0,0270
AISI 321 №3	0,064	1,611	0,443	16,947	9,305	0,223	0,307	0,316	0,021	0,0315
AISI 321 №4	0,030	1,653	0,571	16,756	9,235	0,409	0,387	0,096	0,026	0,0290
AISI 321 №5	0,040	1,673	0,514	16,903	9,198	0,173	0,334	0,089	0,025	0,0279
12Х18Н10Т	0,060	1,348	0,634	17,432	10,189	0,370	0,228	0,150	0,086	0,0280



**Таблиця 2** – Корозійні втрати сталей AISI 321 і 12X18H10T

Марка і плавка сталі	Корозійні втрати ваги $\Delta m_{1-5}, \text{г} \cdot 10^{-5}$				
	Номер циклу експозиції зразків у розчині				
	1	2	3	4	5
AISI №1	1295	1950	1080	2375	2045
AISI №2	1130	2570	1140	2925	2760
AISI №3	935	1780	750	1875	1595
AISI №4	835	1600	845	1900	1655
AISI №5	750	1340	430	1850	2010
12X18H10T	1550	2245	955	1940	2410
$\Sigma \Delta m$	1082,5	1914,2	866,7	2144,2	2079,2

зразків, кореляційного, дисперсійного й регресійного аналізу встановлено, що корозійні втрати сталі AISI 321 прямолінійно зростають зі збільшенням на її поверхні вмісту Mo (2) і зниженням вмісту Cu (3):

$$\Delta m_1 = 10^{-5}(718 + 1370\text{Mo}); \quad r_1 = 0,62 \quad (2)$$

$$\Delta m_1 = 10^{-5}(1493 - 1724\text{Cu}); \quad r_1 = -0,61 \quad (3)$$

Аналіз перших похідних рівнянь (2) і (3) та коливання вмісту Mo і Cu в плавках сталі AISI 321 (табл. 1) показав, що ці елементи, які є домішками, інтенсивно впливають на корозійні втрати сталі AISI 321. Рівень значущості коефіцієнтів кореляції залежностей (2) і (3), який перевірено за *t*-критерієм Стьюдента, є меншим за 0,10, тому ці залежності не рекомендовано застосовувати на практиці. Проте спільне рішення (4) системи рівнянь (2) і (3) за формулою (1) показало, що глибина кореляції ( $r_2 = 0,75$ ) між розрахунковим значенням (4) корозійних втрат сталі AISI 321 і експериментальним (табл. 2) є достатньою, щоб формулу (4) застосовувати для визначення корозійних втрат сталі AISI 321 після

першого циклу експозиції зразків у розчині

$$\Delta m_1 = 10^{-5}(1100 + 680\text{Mo} - 860\text{Cu}); \quad r_2 = 0,75 \quad (4)$$

Виявлено, що решта хімічних елементів, які входять до складу сталі AISI 321, не суттєво впливають на її корозійні втрати, оскільки коефіцієнти кореляції між цими величинами є меншими, ніж критичне значення (0,61). Шорсткість як полірованої (табл. 3), так і неpolірованої (табл. 4) поверхні зразків зі сталі AISI 321 також не впливає на її корозійні втрати, оскільки коефіцієнти  $r_1 = 0,32$  між параметрами  $\Delta m = f(R_1)$  та  $r_1 = 0,28$  між параметрами  $\Delta m = f(R)$  є меншими, ніж критичне значення (0,61).

Виявлено, що швидкість корозії (*V*) п'яти плавко сталі AISI 321 змінювалася від 0,063 у плавки № 5 до 0,109 мм/рік у плавки № 1, а найбільша швидкість корозії виявилася у сталі 12X18H10T (табл. 5). Це обумовлено тим, що плавка № 5 має найбільший вміст Cu і найменший Mo, а плавка №1 – навпаки (табл. 1). Сталь 12X18H10T містить ще менше Cu, ніж усі плавки сталі AISI 321.

**Таблиця 3** – Шорсткість зразків зі сталей AISI 321 і 12X18H10T з полірованого боку до і після експозиції у розчині

Марка і плавка сталі	Шорсткість зразків, мкм					
	До випробувань	Номер циклу експозиції зразків				
		1	2	3	4	5
AISI 321 №1	0,073	0,184	0,110	0,093	0,135	0,198
AISI 321 №2	0,046	0,070	0,094	0,122	0,219	0,345
AISI 321 №3	0,105	0,083	0,044	0,094	0,236	0,198
AISI 321 №4	0,052	0,030	0,070	0,073	0,107	0,150
AISI 321 №5	0,035	0,068	0,060	0,071	0,116	0,171
12X18H10T	0,050	0,037	0,077	0,073	0,118	0,166
$\Sigma R$	0,0601	0,0786	0,0758	0,0876	0,1551	0,2046

**Таблиця 4** – Шорсткість зразків зі сталей AISI 321 і 12X18H10T з неpolірованого боку до і після експозиції у розчині

Марка і плавка сталі	Шорсткість зразків, мкм					
	До випробувань	Номер циклу експозиції зразків				
		1	2	3	4	5
AISI 321 №1	0,569	0,281	0,343	0,382	0,405	0,481
AISI 321 №2	0,174	0,199	0,331	0,392	0,456	0,683
AISI 321 №3	0,451	0,240	0,374	0,384	0,577	0,654
AISI 321 №4	0,266	0,160	0,240	0,296	0,366	0,445
AISI 321 №5	0,674	0,196	0,252	0,247	0,304	0,427
12X18H10T	0,656	0,404	0,574	0,665	0,689	0,774
$\Sigma R_1$	0,4650	0,2466	0,3523	0,3926	0,4661	0,5773

Таблиця 5 – Швидкість корозії сталей AISI 321 і 12X18H10T,  $V$ , мм/рік

Марка і плавка сталі	Швидкість корозії, мм/рік				
	Номер циклу експозиції зразків у розчині				
	1	2	3	4	5
AISI 321 №1	0,109	0,165	0,091	0,201	0,173
AISI 321 №2	0,095	0,217	0,096	0,247	0,233
AISI 321 №3	0,079	0,150	0,063	0,158	0,135
AISI 321 №4	0,071	0,135	0,071	0,161	0,140
AISI 321 №5	0,063	0,113	0,036	0,156	0,170
12X18H10T	0,131	0,162	0,081	0,164	0,204
$V$	0,091	0,162	0,073	0,181	0,176

Після другого циклу експозиції зразків зі сталей AISI 321 і 12X18H10T у розчині корозійні втрати зросли у середньому в 1,77 раза (табл. 2). При цьому шорсткість зразків з полірованого боку зросла у середньому в 1,31 раза, а з неполірованого боку, навпаки, знизилася у 1,8 раза. Зміна шорсткості поверхні зразків сталі AISI 321 не є причиною зростання корозійних втрат, оскільки коефіцієнти кореляції ( $r_1 = -0,51$ ;  $-0,20$ ) між параметрами залежностей  $\Delta m_2 = f(R_1)$  та  $\Delta m_2 = f(R)$  є меншими, ніж критичне значення (0,61). Проте встановлено, що корозійні втрати сталі AISI 321 прямолінійно зростають зі збільшенням на її поверхні вмісту Cr(5), W(6) і Ti(7) та зменшенням Mn(8), а саме:

$$\Delta m_2 = 10^{-5}(-15266 + 1010Cr); \quad r_1 = 0,82 \quad (5)$$

$$\Delta m_2 = 10^{-5}(-13 + W); \quad r_1 = 0,61 \quad (6)$$

$$\Delta m_2 = 10^{-5}(313 + 5263Ti); \quad r_1 = 0,67 \quad (7)$$

$$\Delta m_2 = 10^{-5}(4495 - 1724Mn); \quad r_1 = -0,89. \quad (8)$$

Значущість коефіцієнтів кореляції  $r_1 = 0,89$  між  $\Delta m_2$  та Cr,  $r_1 = -0,82$  між  $\Delta m_2$  та Mn перевірено за  $t$ -критерієм Стьюдента з рівнем значущості 0,05. Значущість коефіцієнтів кореляції між параметрами рівнянь (6) і (7) за цим критерієм менша, ніж 0,10, тому ці рівняння не рекомендовано застосовувати на практиці. Проте спільне розв'язання системи рівнянь (5)–(8) показало, що рівень кореляції  $r_2 = 0,83$  між розрахунковим значенням (9) корозійних втрат сталі AISI 321 та експериментальним (табл. 2) є щільним. Таким чином, корозійні втрати сталі AISI 321 після другого циклу експозиції в розчині рекомендовано оцінювати за формулою (9):

$$\Delta m_2 = 10^{-5}(-261 + 250Cr + 1310Ti + 2500W - 430Mn); \quad r_1 = -0,89. \quad (9)$$

Аналізуючи коефіцієнти рівняння (9) і зміни на поверхні зразків зі сталі AISI 321 вмісту Cr від 16,650 у плавки №1 до 17,615 % у плавки № 2, Ti від 0,173 у плавки № 5 до 0,409 у плавки № 4, W від 0,021 у плавки № 1; 3 до 0,030 % у плавки № 2 і Mn від 1,086 у плавки № 2 до 1,673 % у плавки № 5 можна зазначити, що Mn і Cr найбільше впливають на корозійні втрати зразків після другої експозиції. Так, Cr у 1,26 раза

інтенсивніше збільшує корозійні втрати сталі AISI 321, ніж Ti та у 11,6 раза, ніж W. Після першого циклу експозиції зразків у розчині внаслідок селективного розчинення на поверхні сталі зросла кількість карбідів ( $Cr_x Ti_y W_z$ ), що підтверджується зростанням на її поверхні вмісту Cr, Ti, W. Відомо [4], що на карбідах у кислих розчинах знижується перенапруга іонів водню, і, отже, зростає швидкість катодної та анодної реакції, а також швидкість корозії взагалі. Позитивний вплив Mn на корозійну стійкість сталі зумовлено не гомогенізацією аустеніту, оскільки виявлено, що Ni не суттєво знижує корозійні втрати сталі AISI 321 після другого циклу експозиції зразків у розчині. Імовірно, це зумовлено тим, що показник щільності екрануючого поля внутрішніх оболонок атома Mn на 25 % більший, ніж атома Ni [5]. Останнє сприяє тому, що на атомах Mn перенапруга водню більша, ніж на атомах Ni.

Після третього циклу експозиції зразків у розчині корозійні втрати та швидкість корозії сталей AISI 321 і 12X18H10T знизилась у середньому в 2,2 раза відносно до корозійних втрат після другого циклу експозиції зразків у розчині та у 1,25 раза після першого циклу (табл. 2; 5). Це зумовлено ефектом електрополірування механічно полірованої поверхні зразків і кластерами Cu на межах зерен аустеніту, які є катодними включеннями, що захищають межі зерен аустеніту від корозії. Останнє підтверджується тим, що корозійні втрати сталі AISI 321 прямолінійно знижуються зі зростанням вмісту Cu (10) і зниженням шорсткості ( $R$ ) механічно полірованої поверхні зразків (11):

$$\Delta m_3 = 10^{-5}(1783 - 3333Cu); \quad r_1 = -0,87 \quad (10)$$

$$\Delta m_3 = 10^{-5}(227 + 5000R); \quad r_1 = 0,76. \quad (11)$$

Значущість коефіцієнтів кореляції  $r_1 = -0,87$  між  $\Delta m_3$  та Cu і  $r_1 = 0,76$  між  $\Delta m_3$  та  $R$  перевірено за  $t$ -критерієм Стьюдента з рівнем значущості 0,05 і 0,10 відповідно. Формули (10) і (11) можна застосовувати на практиці для визначення корозійних втрат сталі AISI 321.

Після четвертого циклу експозиції зразків зі сталей AISI 321 і 12X18H10T у розчині виявлено зниження корозійних втрат зі зменшенням шорсткості їх поверхні внаслідок ефекту електрополірування (табл. 2; 3; 4). Крім того, між цими величинами встановлено аналітичні залежності (12; 13):

$$\Delta m_3 = 10^{-5}(653+4545R_1); \quad r_1 = 0,63 \quad (12)$$

$$\Delta m_3 = 10^{-5}(358+20000R); \quad r_1 = 0,89. \quad (13)$$

Значущість коефіцієнта кореляції  $r_1 = 0,89$  між  $\Delta m_3$  та  $R$  перевірено за  $t$ - критерієм Стьюдента з рівнем значущості 0,05. Значущість коефіцієнта кореляції  $r_1 = 0,63$  між параметрами рівняння (12) за  $t$ - критерієм Стьюдента менша, ніж 0,10, тому формулу (12) не варто застосовувати на практиці. Однак, порівнюючи перші похідні залежностей (12) і (13), можна зазначити, що ефект електрополірування на механічно полірованій поверхні зразків у 4,4 раза інтенсивніше впливає на корозійні втрати сталі, ніж зміна шорсткості поверхні сталі у стані її постачання.

Негативний вплив карбідів Cr та Ti на корозійну стійкість сталі AISI 321 виявлено також після четвертої експозиції зразків у розчині, оскільки встановлено аналітичні прямолінійні залежності між  $\Delta m_4$  та вмістом Cr й Ti в сталі (14;15):

$$\Delta m_4 = 10^{-5}(-13015+893Cr); \quad r_1 = 0,75 \quad (14)$$

$$\Delta m_4 = 10^{-5}(495+5882Ti); \quad r_2 = 0,76. \quad (15)$$

Значущість коефіцієнтів кореляції  $r_1 = 0,75$  між  $\Delta m_4$  та Cr і  $r_1 = 0,76$  між  $\Delta m_4$  та Ti перевірено за  $t$ - критерієм Стьюдента з рівнем значущості 0,10. Отже, ці формули можна застосовувати для визначення корозійних втрат сталі AISI 321 за методом ДУ [2]. Порівняння перших похідних рівнянь (14;15) показало, що ці елементи однаково інтенсивно впливають на корозійні втрати сталі AISI 321. Показано, що Mn, як і після другого циклу експозиції зразків у розчині, знижує корозійні втрати (16). Напевно, це відбувається за аналогічним механізмом, але в 1,09 раза повільніше. Це виходить із порівняння перших похідних рівнянь (8) і (16)

$$\Delta m_4 = 10^{-5}(4634-1587Mn); \quad r_1 = -0,81. \quad (16)$$

Значущість коефіцієнту кореляції  $r_1 = -0,81$  між  $\Delta m_4$  та Mn перевірено за  $t$ - критерієм Стьюдента з рівнем значущості 0,05. Відтак, формулу (16) можна застосовувати на практиці.

Спільне рішення системи рівнянь (14;15;16) дає більшу глибину кореляції  $r_2 = 0,80$  між розрахунковим значенням (17) корозійних втрат сталі AISI 321 після четвертого циклу експозиції зразків у розчині та експериментальним (табл. 2). Відтак, для визначення корозійних втрат сталі AISI 321 після четвертого циклу експозиції зразків у розчині рекомендовано застосовувати формулу (17):

$$\Delta m_4 = 10^{-5}(-2620+290Cr+1960Ti-520Mn); \\ r_1 = 0,89. \quad (17)$$

Між корозійними втратами  $\Delta m_3$  сталі AISI 321 після п'ятого циклу експозиції зразків у розчині та шорсткістю її поверхні після четвертого циклу експозиції в розчині прямолінійної регресійної залежності не вста-

новлено. Проте залишилася певна закономірність, що карбідотвірні елементи Cr, Mo, Ti збільшують, а аустенітотвірні Ni й Mn зменшують корозійні втрати сталі AISI 321 після експозиції у розчині. Зокрема, встановлено, що корозійні втрати сталі AISI 321 прямолінійно зростають зі збільшенням вмісту Cr, Mo і Ti (18, 19, 20) і зменшенням вмісту Ni й Mn (21, 22):

$$\Delta m_5 = 10^{-5}(1825+4 Mo); \quad r_1 = 0,9; \quad r_2 = 0,89 \quad (19)$$

$$\Delta m_5 = 10^{-5}(-42+10000 Ti); \quad r_1 = 0,94; \quad r_2 = 0,91 \quad (20)$$

$$\Delta m_5 = 10^{-5}(92908-10000 Ni); \quad r_1 = -0,98; \quad r_2 = 0,95 \quad (21)$$

$$\Delta m_5 = 10^{-5}(45891-1695 Mn); \quad r_1 = -0,86; \quad r_2 = 0,84. \quad (22)$$

Значущість коефіцієнтів кореляції між величинами рівнянь (18–22) перевірено за  $t$ - критерієм Стьюдента з рівнем значущості 0,05. Аналізуючи перші похідні рівнянь (18–20) і (21; 22) та дані (табл. 1), можна зазначити, що МКК сталі AISI 321 найбільше сприяють карбіди Cr, а гомогенізація аустеніту Ni і меншою мірою Mn – навпаки. Це узгоджується з даними [6]. Рівняння (18–22) можна застосовувати для визначення корозійних втрат сталі AISI 321 після п'ятого циклу експозиції зразків у розчині, але спільне розв'язання системи рівнянь (18–22) є більш адекватною моделлю (23), оскільки глибина кореляції ( $r_2 = 0,95$ ) між розрахунковим значенням  $\Delta m_5$  (23) та експериментальним (табл. 2) більша, ніж глибина кореляції між цими величинами, визначеними за формулами (18–22).

Між залежностями  $\Delta m_5 = f(R)$  і  $\Delta m_5 = f(R_1)$  не виявлено кореляційного зв'язку, оскільки коефіцієнти кореляції ( $r_1$ ) між цими величинами становлять  $-0,10$  і  $0,27$  відповідно. Однак, аналізуючи вищезгадані результати, можна визначити певну закономірність, а саме:

- після першої і другої експозиції зразків у розчині корозійні втрати сталі AISI 321 здебільшого залежать від вмісту в ній карбідотвірних елементів та не залежать від шорсткості поверхні зразків;

- після третього циклу експозиції зразків у розчині корозійні втрати сталі не залежать від вмісту карбідотвірних елементів, але залежать від вмісту Cu, який є катодним включенням по межах зерен аустеніту, та залежать від шорсткості зразка з механічно полірованого боку;

- після четвертого циклу експозиції зразків у розчині встановлено кореляцію між корозійними втратами сталі та шорсткістю поверхні зразків з обох боків з вмістом карбідотвірних елементів і Mn;

- після п'ятого циклу експозиції в розчині корозійні втрати сталі не залежать від шорсткості поверхні зразків, але залежать від вмісту як карбідотвірних, так і аустенітотвірних елементів.

Аналізуючи вищезгадані закономірності, опишемо механізм корозійного руйнування сталі AISI 321 у досліджених розчинах. Під час першої експозиції зразків

у розчині корозійні втрати сталі визначаються витравленням дрібних карбідів Мо та катодним захистом кластерами Си меж зерен аустеніту на зразках з неполірованого боку. Після другого циклу експозиції зразків у розчині катодний захист меж зерен аустеніту не спостерігався, про що свідчить зростання шорсткості поверхні зразків з неполірованого боку в середньому в 1,43 рази, корозійні втрати визначаються зростанням інтенсивності селективного розчинення сталі внаслідок зниження перенапруги іонів водню на складних карбідах (Cr, Ti, W) і їх витравлення з аустенітної матриці. При цьому Mn, який розчинено у твердому розчині аустеніту, уповільнює селективне розчинення сталі. Це відбувається не внаслідок гомонізації аустеніту, оскільки Ni майже не впливає на корозійні втрати. Після третього циклу експозиції зразків у розчині корозійні втрати та швидкість корозії сталі знизилася внаслідок катодного захисту Си меж зерен аустеніту. До того ж, шорсткість зразків з обох боків залишалася майже незмінною. Після четвертого і п'ятого циклів експозиції зразків у розчині, як і після другого циклу, складні карбіди (Cr, Ti, Mo) внаслідок зниження перенапруги іонізації водню сприяють зростанню корозійних втрат сталі AISI 321 на межах зерен аустеніту, оскільки шорсткість поверхні зразків зростає удвічі. Проте Ni та Mn внаслідок гомогенізації аустеніту дещо уповільнюють цей процес.

#### Висновки

Встановлено, що п'ять плавків сталі AISI 321 і сталь 12X18H10T стійкі до МКК, визначеної за методом ДУ. Виявлено, що корозійні втрати сталі AISI 321 після

першого і третього циклів експозиції зразків у дослідженому розчині залежать від вмісту Си, який катодно захищає межі зерен аустеніту, а після другого, четвертого й п'ятого циклів – від вмісту карбідотвірних елементів Cr, Mo, Ti, W, які збільшують корозійні втрати. Встановлено пряmolінійні регресійні залежності між корозійними втратами Дм та вмістом Си та карбідотвірних елементів (Cr, Mo, W, Ti). Розроблені регресійні залежності адекватно описують корозійну поведінку сталі AISI 321 у дослідженому розчині, тому їх рекомендовано для визначення стійкості сталі AISI 321 до МКК за методом ДУ.

#### Список літератури

1. Техника борьбы с коррозией/ [Юхневич Р., Богданович В., Валашковский Е., Видуховский А.] : пер. с польск. / Под ред. Сухотина А.М. – Л. : «Химия», 1980. – 224 с.
2. Сталь и сплавы коррозионно-стойкие. Методы испытания на стойкость против межкристаллитной коррозии. ГОСТ 6032-89 (ИСО 3651/2-76). [Действующий от 1990-07-01]. – М. : Издательство стандартов, 1990. – 41 с.
3. Данко П. Е. Высшая математика в упражнениях и задачах / П. Е. Данко, А. Г. Попов. – М. : Высш. шк., 1986. – 415 с.
4. Stefec Rudolf. Strukturkorrosion bei aigrette Austenit / Stefec Rudolf // Korrosion. – 1980. – N 6. – P. 303–310.
5. Лившиц Л. С. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений /Л. С. Лившиц, А. Н. Хакимов. – М. : Машиностроение, 1989. – 334 с.
6. Жук Н. П. Курс теории коррозии и защиты металлов / Н. П. Жук-М. : Металлургия, 1976. – 472 с.

Одержано 27.09.2012

#### **Наривский А.Э., Беликов С.Б. Стойкость сталей AISI 321 и 12X18H10T к межкристаллитной коррозии в зависимости от изменения их химического состава**

*Установлены закономерности влияния химического состава сталей AISI 321 и 12X18H10T на их коррозионные потери при определении стойкости к межкристаллитной коррозии по методу усовершенствованных испытаний ДУ. Раскрыт механизм коррозионного разрушения исследуемых сталей. Полученные аналитические зависимости предложено использовать в производстве для определения стойкости стали AISI 321 к межкристаллитной коррозии.*

**Ключевые слова:** межкристаллитная коррозия, коррозионные потери, химический состав стали, скорость коррозии.

#### **Narivskyi A., Belykov S. Steel AISI 321 and 12X18H10T stability to intergranular corrosion depending on its chemical composition changing**

*The influence of steels AISI 321 and 12X18H10T chemical composition on their corrosion losses in determining the resistance to intergranular corrosion using method of improved test control of DU were shown. The mechanism of corrosion fracture of steels was investigated. The analytical dependences were suggested for practical use to determine the stability of steel AISI 321 to intergranular corrosion.*

**Key words:** intergranular corrosion, corrosive losses, chemical composition, steel, corrosion speed.

УДК 669.1: 539.538: 539.4.019.3: 537.621.4

Канд. физ.-мат. наук Г. В. Снежной, д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий

Национальный технический университет, г. Запорожье

## О СВЯЗИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОМАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЕЙ С ПАРАМАГНИТНОЙ УДЕЛЬНОЙ ВОСПРИИМЧИВОСТЬЮ АУСТЕНИТА

*Показана связь механических свойств высокомарганцевых сталей с магнитным состоянием аустенитной матрицы, а именно с парамагнитной восприимчивостью  $\chi_0$ . С понижением этого параметра связано повышение предела прочности, ударной вязкости, относительного удлинения (сужения) и снижение ударно-абразивной износостойкости, а также уменьшение микротвердости. Предлагается рассматривать  $\chi_0$  как прогнозирующий индикатор для механических свойств.*

**Ключевые слова:** аустенит, ударная вязкость, удлинение, сужение, износостойкость, растянутая дислокация, мартенсит деформации, парамагнитная восприимчивость.

В работах [1, 2, 3] было показано, что марганец как легирующий элемент оказывает сильное влияние на характер фазовых превращений (включая мартенситные) в сталях аустенитного класса при воздействии на материалы температурно-силовых факторов. При этом в качестве высокоточного индикатора структурных изменений и механических свойств может служить парамагнитная восприимчивость аустенита, которая в качестве высокочувствительной характеристики способна отражать особенности влияния температуры и давления, а также еще и химического состава (т. е. содержания Mn, C, Si и др. элементов) на общее состояние и свойства аустенитной фазы.

Поскольку марганец и углерод являются сильными аустенизаторами, то при варьировании содержания марганца и оценки его влияния на парамагнитную восприимчивость было признано целесообразным подбирать аустенитные материалы с примерно одинаковым содержанием углерода.

Для получения зависимостей типа «механические свойства – удельная парамагнитная восприимчивость аустенита» были выбраны такие показатели свойств, как ударно-абразивная износостойкость, ударная вязкость, относительное удлинение и сужение, а также микротвердость. При этом материалы были предварительно подготовлены с целью получения однородной исходной микроструктуры. Определение парамагнитной восприимчивости аустенита производили на специальной высокоточной аппаратуре [4].

При построении графиков полученных зависимостей (рис. 1–7) были использованы некоторые данные, приведенные в таблице 1, а также результаты, полученные при проведении прямых экспериментов. При этом мы пренебрегали влиянием на свойства аустенита таких примесей, как Cr, Al, P и S, поскольку их содержание в выбранных материалах (стали 110Г8Л, 110Г10Л, 110Г13Л) было таким, что не могло сколь-нибудь заметным образом повлиять на оценку свойств указанных материалов с помощью выбранного параметра-индикатора.

Указанные выше высокомарганцевые стали с различным содержанием марганца были получены в индукционных тигельных электропечах в виде слитков 100×100×200 мм, а затем подвергнуты закалке в воду от 1050 °С (время выдержки при этом составляло 3 часа). Образцы для механических испытаний и магнитометрических исследований вырезали из средней части слитка.

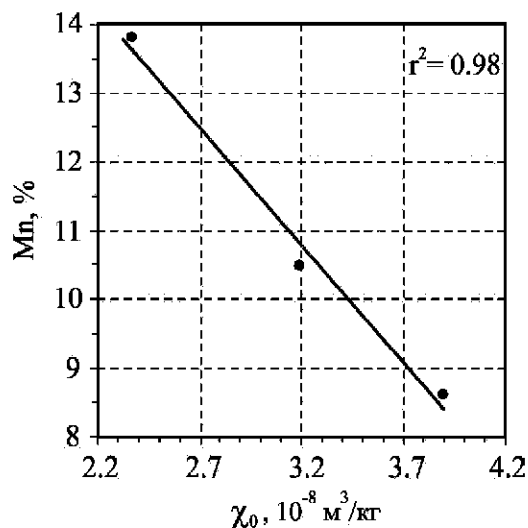
Для определения ударной вязкости (ККУ) образцы испытывали на копре МК-30А согласно ГОСТ 9454-78. Испытания на разрыв проводили на машине УРМ-50, а предел прочности при растяжении на разрыв, относительные удлинение и сужение определяли в соответствии с ГОСТ 1497-84. Микротвердость измеряли с использованием прибора ПМТЗ при нагрузке 50 г по стандартной методике. Относительную износостойкость  $K$  после ударно-абразивного изнашивания определяли в лабораторной шаровой мельнице

**Таблица 1** – Химический состав исследуемых аустенитных материалов

Марка стали	Элемент, масс.%,						
	C	Mn	Si	Cr	Al	P	S
110Г13Л	1,16	13,80	0,76	0,10	0,018	0,092	0,016
110Г10Л	1,19	10,47	0,45	0,01	0,022	0,100	0,015
110Г8Л	1,14	8,60	0,66	0,10	0,019	0,088	0,04

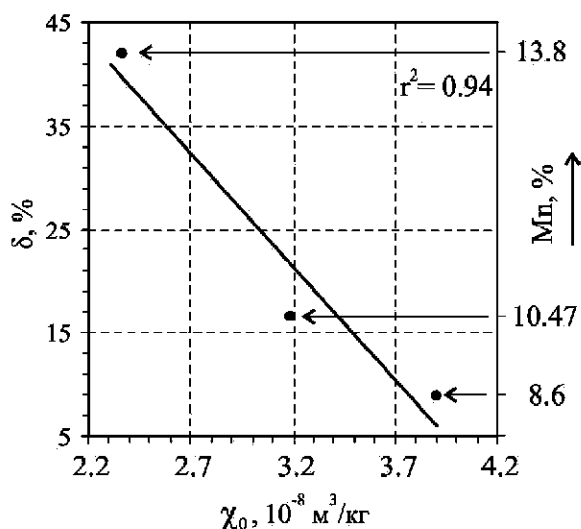
по относительной потере веса эталонного и опытного образцов, а в качестве эталона использовали сталь 20 (деформированный пруток сечением  $10 \times 10 \text{ мм}^2$ ) с химическим составом (масс. %): С – 0,19, Мн – 0,56, Si – 0,26, Cr – 0,25 и твердостью  $\text{HB} = 126 \text{ ед.}$

Для начала представлялось важным установить зависимость величины парамагнитной восприимчивости  $\chi_0$  аустенита от содержания марганца Мн (рис. 1). На графике видно, что с увеличением содержания марганца параметр  $\chi_0$  уменьшается.

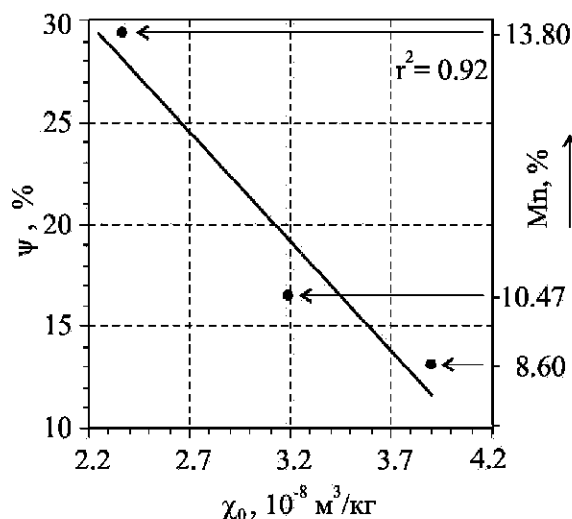


**Рис. 1.** Влияние содержания марганца Мн (при примерных одинаковом содержании других микролегирующих элементов) на магнитное состояние аустенита (параметр  $\chi_0$ ),  $r^2$  – критический коэффициент линейной корреляции

Далее был проведен ряд экспериментов по установлению связей механических свойств от показателя  $\chi_0$ . Зависимости относительного удлинения  $\delta$  и сужения  $\Psi$  от  $\chi_0$  имели вид, представленный на рис. 2 и 3. Как видим, с понижением  $\chi_0$  показатели пластичности ( $\delta$  и  $\Psi$ ) возрастают. Попытаемся объяснить эту особенность в поведении указанных механических характеристик. По литературным данным [5], марганец эффективно понижает энергию дефектов упаковки (в указанном интервале содержания Мн, см. табл. 1). В результате элементарные решеточные дислокации активно расщепляются на частичные, соединенные дефектами упаковки с отличной от аустенита кристаллографической структурой (ГПУ), что облегчает процесс пластической деформации из-за увеличения возможности легкого скольжения (и ослабления эффекта задержки движения дислокаций в плоскостях типа  $\{0001\}$  дефектами Ломер-Коттрелла и Хирта с вершинными частичными дислокациями краевой ориентации) поскольку в случае расщепления отдельных элементарных дислокаций существует возможность перехода растянутых дислокаций в пересекающие плоскости скольжения того же типа.



**Рис. 2.** Зависимость относительного удлинения  $\delta$  от парамагнитной удельной восприимчивости  $\chi_0$  аустенита,  $r^2$  – критический коэффициент линейной корреляции



**Рис. 3.** Зависимость относительного сужения  $\Psi$  от парамагнитной удельной магнитной восприимчивости  $\chi_0$  аустенита,  $r^2$  – критический коэффициент линейной корреляции

Для объяснения связи между ударной вязкостью и парамагнитной восприимчивостью аустенита (рис. 4) нами были использованы данные (рис. 5), касающиеся связи ударной вязкости с относительным удлинением и заимствованные из работы Гуляева А.П. (Металловедение, Издательство: Оборонгиз, Москва 1963). И поскольку ударная вязкость хорошо коррелирует с относительным удлинением (коэффициент корреляции составляет величину  $r^2 = 0,97$ , рис. 5), то все сказанное выше позволяет связать ударную вязкость с параметром  $\chi_0$  посредством оценки последним пластических характеристик материалов.

Интересно отметить, что предел прочности (рис. 6) и относительное удлинение (рис. 2) имеют одинаковую тенденцию изменения от парамагнитной воспри-

имчивости. Это, по нашему мнению, связано с «эффектом  $\alpha$ -латуни», поскольку, как и в случае с цинком, входящим в состав латуней (ЛС90, Л80, Л70), при увеличении содержания марганца существенно уменьшается энергия дефектов упаковки и тем самым облегчается скольжение растянутых дислокаций с одновременным увеличением прочности (благодаря явлению твердорастворного упрочнения аустенита легирующей добавкой марганца).

Следует отметить, что ударноабразивная износостойкость аустенитной фазы изменяется в противоположную сторону относительно характера изменения содержания марганца. Т. е. при содержании Мп 8,6 % этот показатель  $K$  оказывается более высоким, чем при содержании 13,8 % того же элемента. Такой

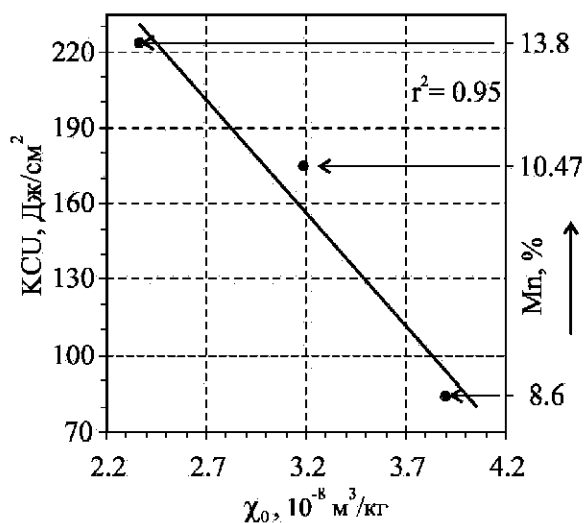


Рис. 4. Зависимость ударной вязкости KCU от парамагнитной удельной восприимчивости  $\chi_0$  аустенита,  $r^2$  – критический коэффициент линейной корреляции

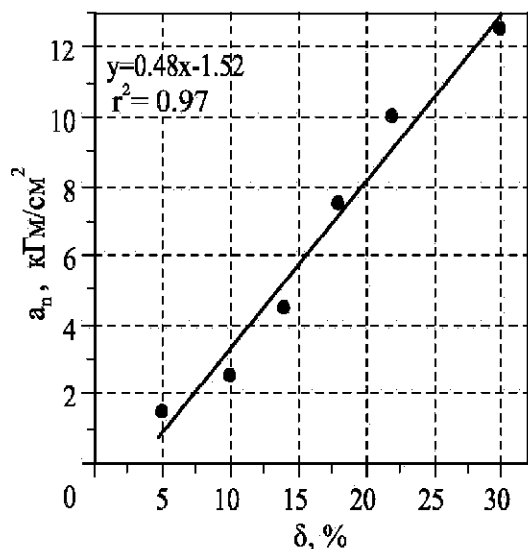


Рис. 5. Связь между ударной вязкостью  $a_n$  и относительным удлинением  $\delta$ , заимствованные из работы А.П.Гуляева,  $r^2$  – критический коэффициент линейной корреляции

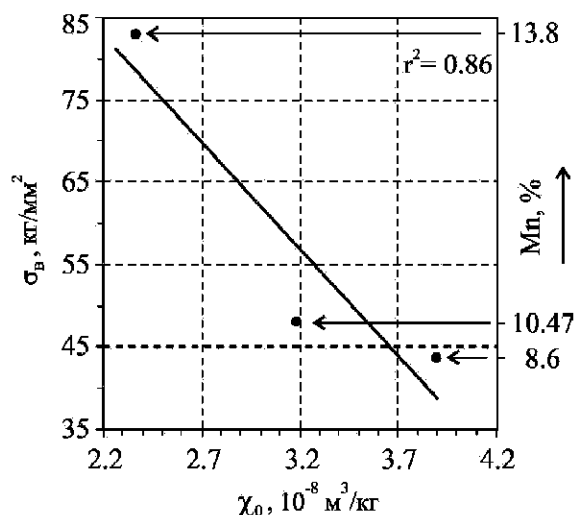


Рис. 6. Зависимость предела прочности  $\sigma_v$  от парамагнитной удельной магнитной восприимчивости  $\chi_0$  аустенита,  $r^2$  – критический коэффициент линейной корреляции

неожиданный факт в поведении рассматриваемой механической характеристики можно попытаться объяснить следующим образом. Поскольку, как уже отмечалось выше, марганец уменьшает энергию дефектов упаковки и тем самым способствует расщеплению большого числа полных (элементарных) дислокаций, то это стимулирует процесс переброса скольжения из одной плоскости в другую. Кроме того, в указанной высокомарганцевой стали при ударноабразивном изнашивании практически не образуется мартенсит деформации, что также уменьшает степень наклепа поверхностного слоя. При содержаниях же марганца порядка 8,6 %, по-видимому, эффект расщепления полных дислокаций выражен слабее, что благоприятствует накоплению элементарных дислокаций у препятствий с образованием дислокационных клубков и сплетений.

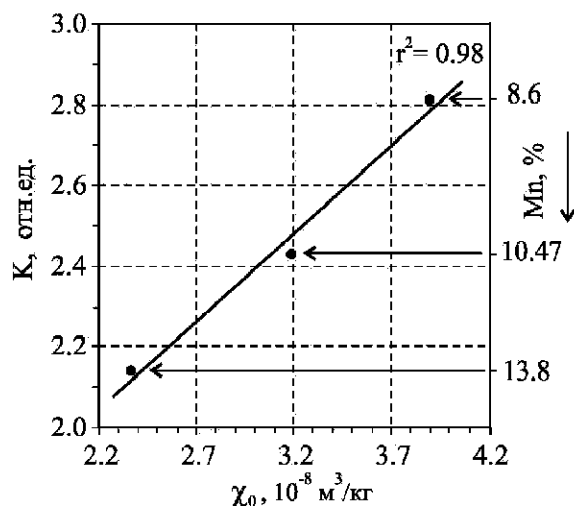
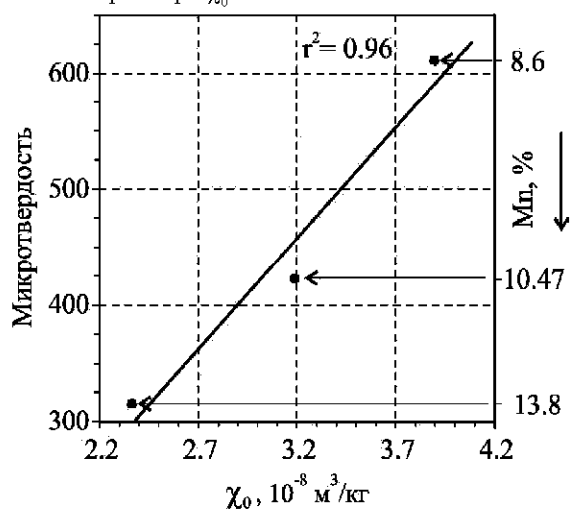


Рис. 7. Зависимость ударно-абразивной износостойкости  $K$  от парамагнитной удельной восприимчивости  $\chi_0$  аустенита,  $r^2$  – критический коэффициент линейной корреляции

Это резко увеличивает твердость поверхностного слоя аустенита, и к тому же в данном случае еще образуются заметные количества очень твердых износостойких участков мартенсита деформации. Структура этого поверхностного (белого) слоя, по всей видимости, становится (при дальнейшем измельчении зерна в процессе деформации) аморфно-кристаллической или, возможно, даже аморфной.

Является исключительно интересной зависимость микротвердости от магнитного состояния аустенита, которая представлена на рис. 8. Как видим, увеличение микротвердости в этом случае обусловлено повышением параметра  $\chi_0$ .



**Рис. 8.** Зависимость микротвердости исследуемых сталей от парамагнитной удельной восприимчивости  $\chi_0$  аустенита,  $r^2$  – критический коэффициент линейной корреляции

Попытаемся объяснить указанную выше связь следующим образом. Поскольку при измерении микротвердости используются нагрузки, приводящие к исключительно малой локальной деформации (при вдавлении индентора), то из-за очень низкой энергии дефектов упаковки должно происходить активное расщепление полных дислокаций, что облегчает их легкое скольжение и повышает тем самым большую глубину проникновения индентора даже при малых нагрузках. При этом, несмотря на заметные длины свободного пробега дислокаций при таких малых локальных деформациях, растянутые дислокации не успевают создать отдельные скопления, которые способны заметно повлиять на микротвердость в направлении ее существенного увеличения.

Исходя из приведенных графиков, можно отметить наличие хорошей корреляционной связи между механическими свойствами и парамагнитной восприимчивостью аустенита, что дает возможность ее использовать в качестве эффективного фактора прогнозирования механических свойств аустенитного материала в зависимости от содержания в нем марганца (при ус-

ловии постоянного содержания углерода и др. элементов-аустенизаторов).

Выбор в качестве критерия оценки свойств именно парамагнитной восприимчивости аустенита (при варьировании в стали содержания марганца) обусловлен еще и тем, что непосредственное экспериментальное определение механических свойств аустенитных материалов часто является исключительно трудоемким, а сопоставляемый им критерий может быть легко установлен с использованием специального высокочувствительного оборудования [4], которое в отличие от магнитометрических весов (метод Фарадея) с униполярно-астатичною системою и механико-магнитным зацеплением призмы [6], содержит бесконтактный высокочастотный преобразователь. При этом отклонение образца под действием магнитного поля определяется по изменению частоты генератора, точность измерения которой составляет 5 Гц. Отметим, что при отклонении образца от нулевого положения на 1 мм частота генератора изменится на 20 кГц, что соответствует точности смещения датчика 25 мкм (т. е. минимальному регистрируемому отклонению от исходного нулевого положения).

Авторы выражают благодарность к.т.н. Сажневу В.Н. за предоставленные материалы и обсуждение результатов.

#### Список литературы

1. Ольшанецкий В. Е. О высокоточной оценке истинных мартенситных точек в специальных сталях аустенитного и аустенитно-мартенситного классов при изменении температурно-силовых факторов / В. Е. Ольшанецкий, Г. В. Снежной // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2012. – №1. – С. 15–21.
2. Снежной Г. В. Магнитное состояние аустенитной матрицы и механические свойства высокомарганцевых сталей / Г. В. Снежной, В. Н. Сажнев // *Авиационно-космическая техника и технология*. – 2012. – № 9(96). – С. 115–120.
3. Ольшанецкий В. Е. О закономерностях формирования мартенситных фаз в марганцовистом аустените при деформации сжатием / В. Е. Ольшанецкий, Г. В. Снежной, В. Н. Сажнев // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2012. – №2. – С. 8–14.
4. Сніжно́й Г. В. Автоматизована установка для визначення магнетної сприйнятливості криць та стовпів / Г. В. Сніжно́й, Є. Л. Жавжаров // *збірник наукових праць «Вісник Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут»*. Серія : Радіотехніка. Радіоапаратобудування. – 2012. – № 49. – С. 136–141.
5. Гольдштейн М. И. Специальные стали. Учебник для вузов / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Беклер. – М. : Металлургия, 1985. – 408 с.
6. Мирошниченко Ф. Д. Магнитометрические весы с униполярной астагической системой и механико-магнитным зацеплением призмы / Ф. Д. Мирошниченко, В. Л. Снежной // *Приборостроение*. – 1966. – №2. – С. 48–50.

Одержано 20.09.2012



**Сніжної Г.В., Ольшанецький В.Ю. Про зв'язок механічних властивостей високоманганових сталей з парамагнетною питомою сприйнятливістю аустеніту**

Показано зв'язок механічних властивостей високоманганових сталей з магнетним станом аустенітної матриці, а саме з парамагнетною сприйнятливістю  $\chi_0$ . Зі зниженням цього чинника пов'язані підвищення границі міцності, ударної в'язкості, відносного подовження (звуження) і зменшення ударноабразивної зносостійкості та мікротвердості. Пропонується розглядати  $\chi_0$  як прогнозувальним індикатор для визначення механічних властивостей.

*Ключові слова:* аустеніт, ударна в'язкість, подовження, звуження, зносостійкість, розтягнута дислокація, мартенсит деформації, парамагнетна сприйнятливість.

**Snizhnoi G., Olshanetskyi V. Relationship between high-manganese steel mechanical properties with paramagnetic specific susceptibility of austenite**

The relationship between mechanical properties of high-manganese steel with a magnetic state of austenite matrix, namely, the paramagnetic susceptibility  $\chi_0$ , was shown. With decrease of parameter  $\chi_0$  tensile strength, impact strength, elongation (narrowing) rises as well as shock-abrasive wear resistance and micro-hardness decrease. Parameter  $\chi_0$  as an indicator for predicting the mechanical properties is proposed.

*Key words:* austenite, impact strength, elongation, narrowing, durability, stretched dislocation, deformation martensite, paramagnetic susceptibility.

---

## II КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

УДК:669.017:539.43:669.14.018.258

Канд. техн. наук О. А. Глотка, д-р техн. наук А. Д. Коваль,  
канд. техн. наук В. Л. Грешта

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

### ТЕРМОЦИКЛЮВАННЯ ШТАМПОВОЇ СТАЛІ 3Х2В8Ф, ЩО ВИПЛАВЛЕНА З ВИКОРИСТАННЯМ ВОЛЬФРАМОВОГО БРУХТУ

*Виконано порівняльний аналіз результатів термоциклювання штампових сталей 3Х2В8Ф, що виплавлені з використанням феровольфраму та вольфрамового брухту. Встановлено подібність процесів, що протікають при випробуванні. Зміна структурно-фазового стану відбувається за схожими механізмами. Рекомендується до впровадження експериментальна сталь, легована вольфрамовим брухтом, замість стандартної сталі, що легована феровольфрамом.*

**Ключові слова:** сталь для гарячого штампування 3Х2В8Ф, вольфрамовий брухт, термоциклювання, структурно-фазовий стан.

В останні роки інтерес до високовольфрамових сталей значно спав, оскільки розроблено, в значній кількості економно леговані безвольфрамові сталі. Однак у деяких випадках у важконавантажених відповідальних інструментах замінити класичну штампову сталь 3Х2В8Ф є неможливо. Тому виплавлення такої сталі виконується невеликими партіями згідно з технічними умовами на машинобудівних підприємствах для власного використання.

Оскільки плавлення відбувається відкритим методом та з використанням відходів власного виробництва, що знижує концентрацію легувальних елементів, необхідним заходом є введення легуючих елементів до рівня марочного складу для отримання якісного продукту. Вольфрам, як правило, вводиться в розплав у вигляді лігатури – феровольфраму, ціна якого в останні роки має великі темпи зростання. Одним з методів зниження собівартості сталі 3Х2В8Ф є заміна феровольфраму брухтом, що в своєму складі містить вольфрам [1]. Однак присутність нікелю в брухті є негативним для важконавантажених штампових сталей. Тому, окрім проведення порівняльних випробувань механічних властивостей, необхідно виконати аналіз зміни, такої важливої характеристики, як термоциклювання.

#### Матеріали і методики дослідження.

У роботі використовувалася штампова сталь виплавлена з використанням феровольфраму (3Х2В8Ф) та з використанням брухту, що містить вольфрам (3Х2В8Ф<sup>Б</sup>), що відповідають за хімічним складом та механічними властивостями нормативним вимогам ТУ 14-1-5243-93.

Термоциклювання виконувалося в печі СНОЛ на зразках розмірами 10×10×10 мм при температурі 690 та 790 °С. Зразки завантажувалися в нагріту до температури випробування піч, витримувалися впродовж 15 хвилин та охолоджувалися в воді. Дві серії зразків пройшли 300 циклів теплосмін, після яких проведено дослідження мікроструктури. Металографічні дослідження проводили на растровому електронному мікроскопі РЕМ-106І, який оснащений системою енергодисперсійного мікроаналізу. Шліфи механічно полірувалися і травилися у 4 % розчині азотної кислоти.

Також фіксувалася маса до та після випробування, для визначення втрати маси та приблизного аналізу процесів окислення. Масу вимірювали на аналітичних вагах з точністю  $\pm 10^{-5}$  гр.

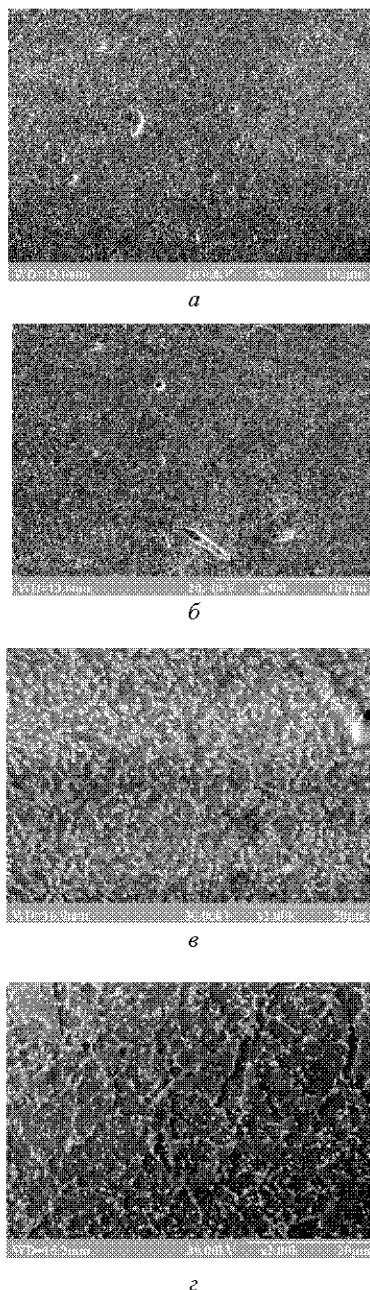
#### Результати дослідження та їх обговорення

Мікроструктура сталі 3Х2В8Ф після повного циклу термічної обробки (гартування 1100 °С, відпускання 650 °С та відпускання 630 °С) складається з ферито-карбідної суміші (типу троостит). Дисперсні карбіди мають сферичну морфологію і рівномірно розташовані по об'єму матеріалу. Така структура є оптимальною, оскільки чинить максимальний опір руху дислокацій при навантаженні штампу.

Підвищення температури експлуатації викликає проходження процесів сфероїдизації та коагуляції карбідів, хоча тривалість витримки при дослідженні становила лише 15 хвилин (рис. 1).

Після випробування при температурі 690 °С значної різниці в розмірах карбідів не спостерігається навіть після 300 циклів. Однак підвищення температури до

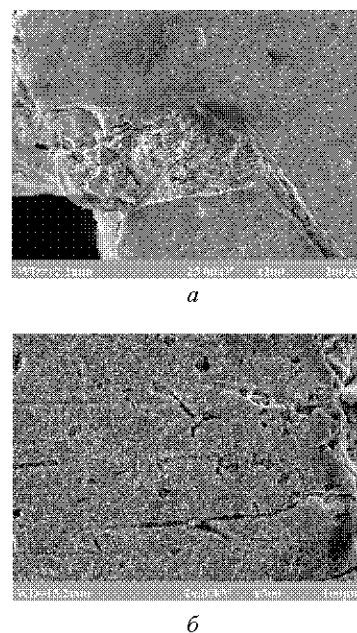
790 °C призводить до зростання розміру карбідів у базовій сталі інтенсивніше, ніж у експериментальній сталі (див. рис. 1). Але порівняння кількості карбідів на якісному рівні дає змогу стверджувати, що в базовій сталі масова частка їх вища, ніж у експериментальній. Таке явище можна пояснити нерівномірністю розподілення карбідів по об'єму зразка, оскільки механічні властивості експериментальної сталі знаходяться на регламентованому рівні [2].



**Рис. 1.** Мікроструктура базової (а, в) та експериментальної (б, г) сталі 3X2B8F після випробування на термоциклування при 690 °C (а, б (× 500)) та 790 °C (в, г (× 2000))

Порівняння втрати маси в зразках до та після термоциклування виявило, що в 3X2B8F<sup>в</sup> сталі вона менша на 10–15 % ніж у сталі 3X2B8F. Такий результат може бути викликаний наявністю поверхнево активних домішок, що можуть потрапити в сталь з вольфрамівим бруктом та не виявляються хімічним аналізом у сталі. Однак окалина інтенсивно відходила від металу при зануренні розігрітого зразка у воду.

Тріщини при термоциклуванні частіше за все утворюються на поверхні, оскільки швидкість охолодження, а отже і термічні напруження, значно вищі, ніж у серцевині матеріалу. Вказана особливість спостерігалася при випробуванні за температури 690 °C (рис. 2).



**Рис. 2.** Вид тріщини, що розповсюджується від поверхні в серцевину матеріалу базової (а) та експериментальної (б) сталі

Зародження тріщин не відбувається на дефектах поверхні, що викликані литвом чи пластичною деформацією, також не виявляється утворення тріщини на структурних складових сталей. Форма та розміри руйнувань є типовими, рівномірно розташованими та поверхні розділу окислені внаслідок багаторазового нагрівання матеріалу. Розвиток іде рівномірно в глибину зразка, має деревовидну форму. Руйнування зразків не спостерігається.

Після термоциклування при 790 °C тріщин на поверхні і в серцевині не виявлено як у базовій, так і в експериментальній сталі. Це пояснюється тим, що температура нагрівання лежить вище від температури евтектоїдного перетворення, а отже, термічні напруження, викликані швидким охолодженням, усуваються при проходженні фазового перетворення. Окислення поверхні йде інтенсивніше, але руйнування зразків не відбувається.

Таким чином, докладний аналіз структури та властивостей дає можливість стверджувати, що експериментальна сталь може бути рекомендована як заміник базової сталі. Це не призведе до зниження експлуатаційних властивостей, а вартість такого матеріалу дещо нижча.

### Висновки

1. Вперше проведено аналітичне порівняння результатів випробування термоциклованим базової та експериментальної сталі 3X2B8Ф.

2. Встановлено, що процеси, які протікають при випробуванні, подібні та швидкості їх несуттєво відрізняються.

3. Виявлено, що в експериментальній сталі втрата маси приблизно на 10–15 % менша, ніж у базовій сталі,

що гіпотетично викликано домішками, які можуть бути наявні у вольфрамовому брухті.

4. Висунуті рекомендації по заміні базової сталі експериментальною, оскільки експлуатаційні властивості знаходяться на регламентованому рівні, а вартість дещо нижча.

### Список літератури

1. Глотка О. А. Дослідження важкотопкого брухту, що містить вольфрам / О. А. Глотка О, А. Д. Коваль, Л. П. Степанова // Нові матеріали та технології в металургії та машинобудуванні. – 2007. – № 1. – С. 17–20.

2. Глотка О. А. Структура і властивості інструментальної штампової сталі для гарячого деформування легованої вторинним вольфрамом / О. А. Глотка, А. Д. Коваль // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2010. – №2. – С. 33–36.

Одержано 31.05.2012

### Глотка А.А., Коваль А.Д., Грешта В.Л. Термоциклирование штамповой стали 3X2B8Ф, выплавленной с использованием вольфрамового лома

*Сделан сравнительный анализ результатов термоциклирования штамповых сталей 3X2B8Ф, выплавленных с использованием ферровольфрама и вольфрамового лома. Установлено сходство процессов, что протекают при испытании. Изменение структурно-фазового состояния происходит за похожими механизмами. Рекомендуется к внедрению экспериментальная сталь, легированная вольфрамовым ломом, взамен стандартной, что легирована ферровольфрамом.*

**Ключевые слова:** сталь для горячего штампования 3X2B8Ф, вольфрамовый лом, термоциклирование, структурно-фазовое состояние.

### Glotka O., Koval A., Greshtha V. Steel 3X2 B8Ф thermocycling which is melted with use of tungsten breakage

*The comparative analysis of steel 3X2B8Ф thermocycling results melted with ferrotungsten and a tungsten breakage is made. It was established that similarity of processes that proceed at test. Phase condition structural change occurs under similar mechanisms. The experimental steel alloyed by tungsten breakage, instead of standard alloyed the ferrotungsten is recommended to introduction.*

**Key words:** steel for a hot stamping 3X2B8Ф, tungsten breakage, termocycle, structural-phase condition.

---

УДК 669.046.558

Канд. техн. наук С. А. Полишко

Национальный университет им. Олеса Гончара, г. Днепропетровск

## ВЛИЯНИЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ РАСКИСЛИТЕЛЕЙ-МОДИФИКАТОРОВ НА СТАБИЛИЗАЦИЮ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ПОВЫШЕНИЕ УРОВНЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ СТ1КП И КП-Т

*Рассмотрено влияние многофункциональных раскислителей-модификаторов на стабилизацию химического состава и механических свойств сталей Ст1кп и КП-Т. С целью установления условий взаимодействия компонентов многофункциональных модификаторов с расплавом исследованы термодинамические характеристики образующихся соединений, которые могут формироваться при взаимодействии многокомпонентных раскислителей-модификаторов с расплавом.*

*Ключевые слова: многофункциональные раскислители-модификаторы, малоуглеродистая и колесная стали, модифицирование, химический состав, механические свойства.*

Все современные стали представляют собой многокомпонентные системы из-за использования ломов, шихты различного состава, ферросплавов и чугунов. Как было показано в работах [1], взамен алюминия чушкового, который применяется при внепечной обработки малоуглеродистой стали Ст1кп для раскисления, был успешно применен многофункциональный раскислитель-модификатор [2], а для колесной стали КП-Т в технологию производства добавлен раскислитель-модификатор широкого спектра действия [3]. Но до сих пор недостаточно изучено влияние специальных раскислителей-модификаторов на стабилизацию химического состава и уровень механических характеристик. Поэтому целью данной работы является исследование влияния многофункциональных раскислителей-модификаторов на стабильность системы.

Материалами исследований являлись малоуглеродистая сталь Ст1кп, выплавленная на ОАО «Арселор-Миттал Кривой Рог» в 160-ти тонных конвертерах при температуре расплава 1605–1610 °С, а также колесная КП-Т, которую выплавляли в основной 250-ти тонной печи мартеновского цеха ОАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» при температуре нагрева 1610 °С. Модифицированные стали Ст1кп и КП-Т обрабатывали многофункциональными раскислителями-модификаторами, составы которых защищены патентами Украины [2, 3]. Для стали Ст1кп использованы модификаторы системы Fe-Al-C-Mg-Mn-Si, а для КП-Т – системы Al-Mg-Si-Fe-C-Ca-Ti-Ce. Вводили модификаторы для стали Ст1кп: под струю при сливе металла из конвертера в ковш, а для КП-Т: на установке вакуумной обработки стали (УВОС).

Для выполнения поставленных в работе цели использовали современные методы исследований: химический и спектральный; электронномикроскопический; металлографический; определения механических свойств. Химический состав стали определяли по ДСТУ 2651-2006 и ТУ У 35.2-23365425-600:2006.

Химический состав Ст1кп и КП-Т включает основные легирующие элементы С, Mn, Si, которые определяют уровень прочности и пластичности готовой продукции. Вместе с тем, в стали присутствуют сопутствующие элементы, например, Cr, Ni, Cu, As, В, Mo, V, Ti, и др., которые попадают в нее из-за использования нерепламентированных по химическому составу ломов при выплавке стали, ферросплавов и из руды. То есть стали Ст1кп и КП-Т являются многокомпонентными системами, состоящими из 10 и более компонентов. Поэтому их состав в промышленных условиях контролируют по 15 элементам, а не по 10, как по ДСТУ и ТУ для стали КП-Т. Каждый из компонентов может заметно изменять состав неметаллических включений, основной матрицы, цементита, размер зерна, механические свойства и их стабильность. Нестабильность

межплавочного состава, особенно для колесной стали, опасна, поскольку колеса разных плавков будут обладать разными механическими свойствами, причем они могут находиться в пределах одного железнодоугольного состава. В связи с этим возникла необходимость заменить традиционный раскислитель на многофункциональный раскислитель-модификатор [2] при выплавке стали Ст1кп и добавить при выплавке колесной стали КП-Т многофункциональный раскислитель-модификатор [3] с целью стабилизации химического состава и повышения уровня механических свойств. Компоненты модификатора были выбраны исходя из результатов термодинамических исследований.

На рис. 1 приведены основные термодинамические параметры соединений [4], которые могут формироваться в расплаве сталей при введении модификаторов. Рассматривали температуру плавления, энтальпию и энтропию образования карбидов, нитридов, оксидов и сульфидов [5], то есть тех субмикроскопических соединений, которые возникают в расплаве при введении многофункциональных модификаторов. Если образовывшееся соединение будет иметь более высокую температуру плавления, чем у стали, оно может стать центром кристаллизации и быть модификатором II рода (по механизму инокулирования). Важно знать также величины энтальпии и энтропии, чтобы определить «живучесть» соединения как модификатора. Как видно из нижеприведенных данных, наиболее благоприятное сочетание трех основных термодинамических параметров имеют соединения: TiN, VN, CeN, AlN, Mg<sub>3</sub>N<sub>2</sub>, CaO, MgO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiO<sub>2</sub>, TiO, CaS, TiS<sub>2</sub>, MnS, MgS, TiS, CaS, VC, TiC.

Поэтому данная статья посвящена исследованию влияния многофункциональных раскислителей-модификаторов на статистические параметры, которые определяют стабильность системы. Одним из показателей стабильности является размах (разница между максимальным и минимальным значением параметра), отнесенный к минимальному значению (рис. 2). Делалось это потому, что необходимо было показать, насколько стабилизировался размах по вредным примесям, состав которых требовал также и снижения содержания.

Как видно из рис. 2, концентрационный размах (max-min) в серийных плавках, контрольных по отношению к модифицированным, очень большой. Как следует из экспериментальных данных, убывающий поэлементный ряд последовательности концентрационного размаха имеет вид:

Для стали Ст1кп:

Серийной:

Ni → Si → Cu → Cr → P → S → C → Mn → V → N  
600% 400% 300% 250% 200% 147% 100% 96% 67% 60%;

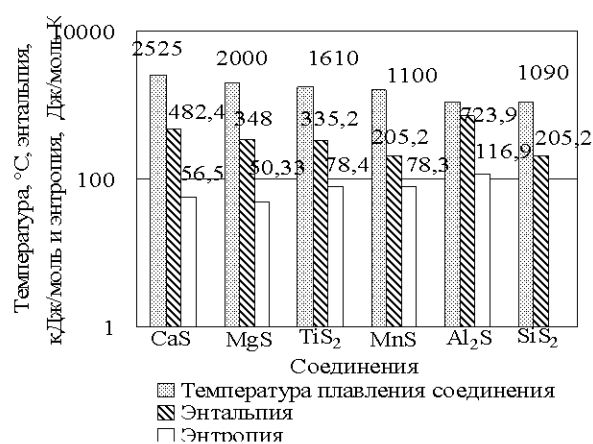
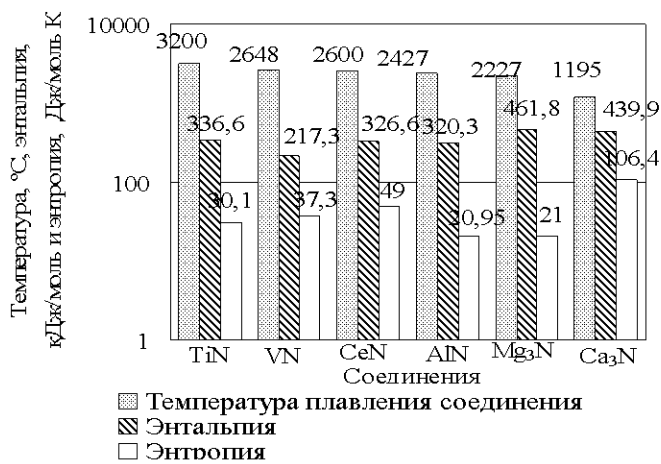
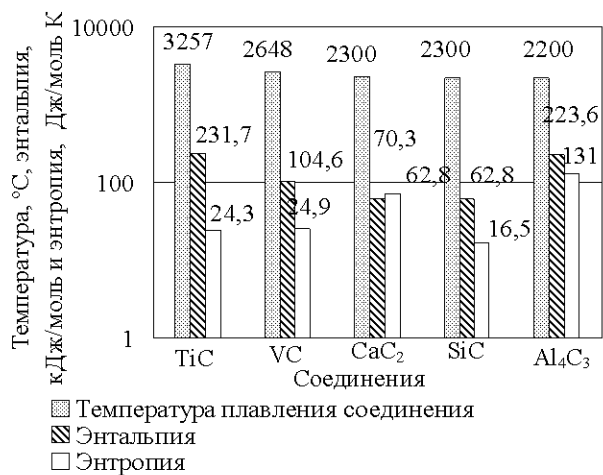


Рис. 1. Температуры плавления, энтальпии и энтропии образования карбидов (а), нитридов (б), оксидов (е) и сульфидов (z) (полулогарифмическая шкала)

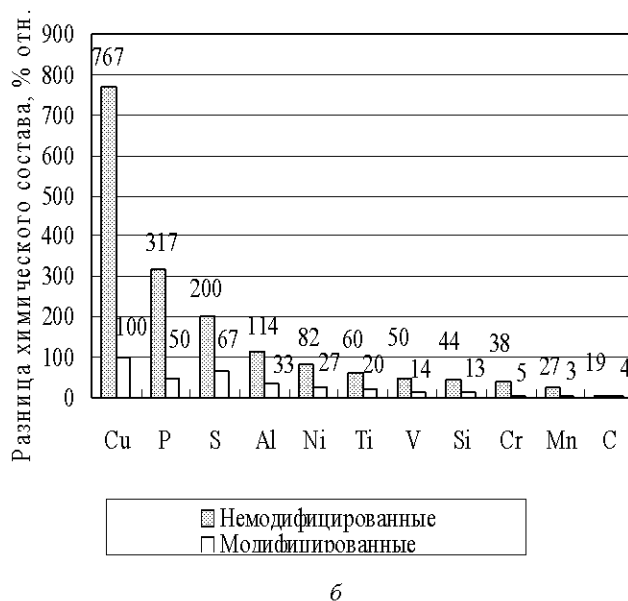
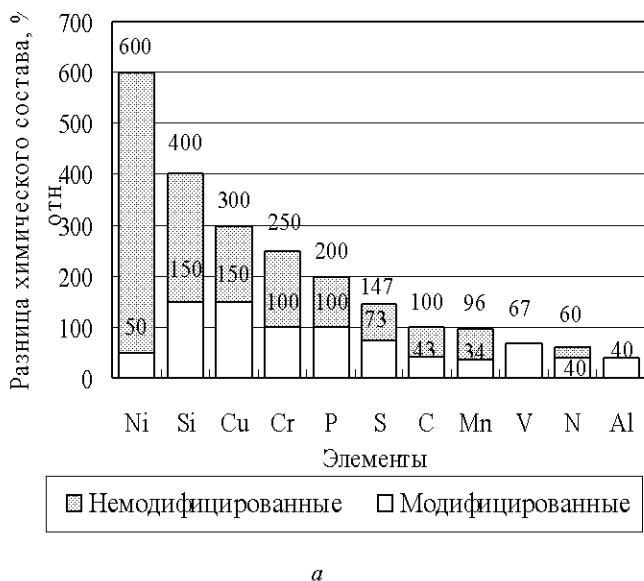


Рис. 2. Уменьшение размаха к min значению концентрации каждого компонента в сталях Ст1кп (а) и КП-Т (б) модифицированных и немодифицированных плавок

Модифицированной:

Si → Cu → Cr → P → S → V → Ni → C → N → Mn  
150 % 150 % 100 % 100 % 73 % 67 % 50 % 43 % 40 % 34 %;

Для стали КП-Т:

Серийной:

Cu → P → S → Al → Ni → Ti → V → Si → Cr → Mn → C  
767 % 317 % 200 % 114 % 82 % 60 % 50 % 44 % 38 % 27 % 19 %;

Модифицированной

Cu → S → P → Al → Ni → Ti → V → Si → Cr → C → Mn  
100 % 67 % 50 % 33 % 27 % 20 % 14 % 13 % 5 % 4 % 3 %.

Ряд последовательности для модифицированной стали в сравнении с немодифицированной сталью той же марки отличается меньшим размахом поэлементного химического состава модифицированной стали благодаря стабилизирующему действию на расплав многофункциональных модификаторов-раскислителей и резким снижением содержаний серы, фосфора.

После выплавки сталей Ст1кп и КП-Т был проведен металлографический анализ их структур. Микроструктуры немодифицированной и модифицированной сталей представлены на рис. 3. Хорошо видно, что микроструктура модифицированной стали отличается от серийной немодифицированной большей однородностью зерен и меньшей разносторонностью. Благодаря модифицированию решаются такие проблемы, как формирование мелкозернистой структуры; более равномерное распределения легирующих элементов и примесей в объеме всего слитка; повышение дисперсности структурных составляющих.

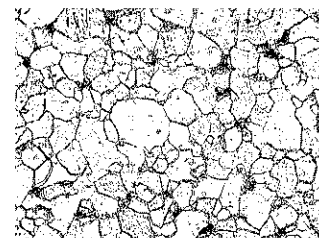
Исследованием структур серийной стали КП-Т и модифицированной многофункциональными модификаторами установлено, что в серийной немодифицированной стали по границам бывших аустенитных зерен выделяется избыточный феррит (около 5–7 %), который декорирует их. Путем сравнения (рис. 3 а, б) можно заключить, что после модифицирования зеренная структура измельчилась. Виден высокодисперсный перлит мелкозернистой структуры с единичными выделениями феррита по границам зерен в модифицированной стали марки КП-Т.

При модифицировании центры кристаллизации образуются в результате взаимодействия специальных многокомпонентных раскислителей-модификаторов со стальным расплавом (рис. 3, б)). Они достаточно равномерно распределены в объеме металла благодаря составу раскислителей-модификаторов, постоянству их геометрической формы и массы. При затвердевании слитка имеет место, в основном, объемная, а не ориентированная по теплоотводу кристаллизация. Преимущественный механизм объемной кристаллизации является одной из основных причин стабилизации химического состава и повышения уровня механических свойств сталей, модифицированных многофункциональными раскислителями-модификаторами.

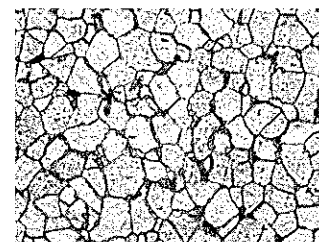
Благодаря введению модификаторов под струю при сливе металла из конвертера в ковш, распределение субмикроскопических центров кристаллизации оказы-

вается значительно более равномерным. Это было подтверждено более ранними исследованиями состава стали, выплавленной в том же конвертере, что и Ст1кп, пробы которой отбирали при разливке вначале, середине и окончании процесса [6, 7]. При введении модификаторов на установке вакуумной обработки стали после выплавки колесной стали в мартеновской печи равномерное распределение субмикроскопических соединений, образовавшихся в процессе обработки расплава многофункциональными раскислителями-модификаторами, достигается за счет подачи аргона под давлением снизу ковша.

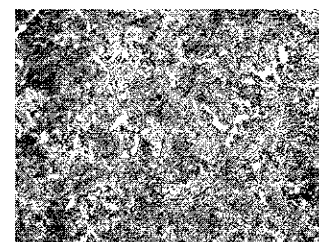
Одновременно со стабилизацией химического состава стабилизировался и повысился уровень механических свойств сталей Ст1кп и КП-Т. Как видно из рис. 4, механические свойства модифицированных малоуглеродистой и колесной сталей отличаются более высокими параметрами стабильности и уровнем по сравнению с серийными.



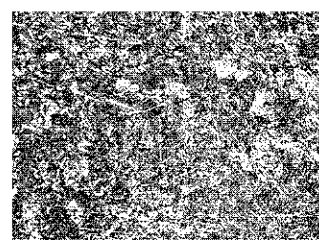
а



б



в

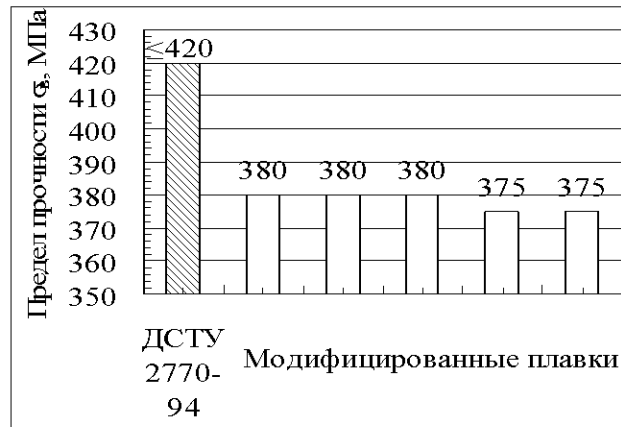


г

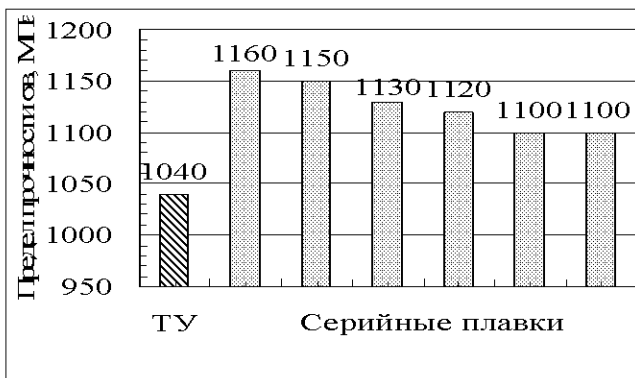
**Рис. 3.** Структура малоуглеродистой стали Ст1кп (серийной а) и модифицированной б) и колесной КП-Т (серийной в) и модифицированной г), × 600



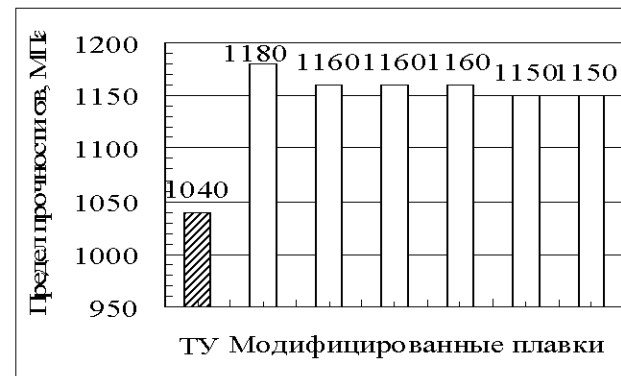
а



б



в



г

**Рис. 4.** Изменение механических свойств в малоуглеродистой стали Ст1кп (а, б) и колесной КП-Т (в, г) под влиянием модифицирования

В свете вышесказанного можно сделать следующие выводы.

1. Определено, что серийные стали Ст1кп и КП-Т, которые используют для изготовления арматуры и колес соответственно, имеют большой разброс механических свойств между плавками, обусловленный нестабильностью химического состава. Установлено, что одним из наиболее эффективных способов устранения этого недостатка является обработка расплавов многофункциональными раскислителями-модификаторами.

2. Установлено измельчение зерен и повышение дисперсности структуры в модифицированных сталях марок Ст1кп и КП-Т.

3. Модифицированием сталей Ст1кп и КП-Т достигнута значительная стабилизация химического состава, что подтверждено уменьшением размаха содержания каждого из элементов. Установлена стабилизация и повышение уровня механических свойств модифицированных сталей Ст1кп и КП-Т.

Стабильность химического состава и свойств определяет качество металлопродукции ответственного назначения из-за снижения риска обрывности и развития коррозионных повреждений металла, а также для колес из высокоуглеродистой стали марки КП-Т.

#### Список литературы

1. Исследования по «программе проведения работ опытно-промышленного опробования и экспериментальной отработки технологии внепечной обработки рядового металла в кислородно-конвертерном цехе добавкой технологической ДТ-3 по ТУ 09-2006-7-90»: Отчет по НИР (заключ.) ДНУ, ВАТ «Криворіжсталь»; рук. Шаповалова О. М.; исполн. Шаповалов В. П., Чабанов В. В., Шаповалов А. В. и др. – Днепропетровск, 2005. – 68 с.
2. Пат. 85254 Україна МПК<sup>7</sup> С22С 35/00 С22С 38/06 С21С 7/04, С21С 7/06. Композиційний розкислювач для обробки сталей. / Шаповалова О. М., Шаповалов В. П., Шаповалов О. В., Полішко С. О.; заявник та патентотримувач Дніпропетровський національний університет. – № а200700858; заявл. 26.01.2007; опубл. 12.01.2009, Бюл. № 1.
3. Пат. 93684 Україна С22С 35/00 С22С 1/06 С22В 9/10 С21С 1/00 С21С 7/06. Розкислювач-модифікатор для обробки розплавів сталей та сплавів / Шаповалова О. М., Шаповалов В. П., Шаповалов О. В., Полішко С. О.; заявник та патентотримувач Дніпропетровський національний університет ім. Олеся Гончара. – № а 200801124; заявл. 30.01.2008 р.; опубл. 10.03.2011 р., Бюл. № 5.
4. Теоретичні основи створення неплавлених модифікаторів широкого спектру дії для обробки рідкометалевих розплавів: отчет по НИР (заключ.) / кер. Шаповалова О. М., вик. Бабенко О. П., Дейнега А. В.,



- Івченко Т. І. і др. – Дніпропетровськ, 2008. – 295 с. – № ДР 0106U000811, № 7-138-06.
5. Волков А. И. Большой химический справочник / А. И. Волков, И. М. Жарский // Современная школа. – М., 2005. – 608 с.
6. Шаповалова О. М. Высокоэффективные раскислители-модификаторы-микролигатуры / О. М. Шаповалова // Строительство, материаловедение. – Д. : Изд-во ПГА-СиА, 2001. – С. 11–17.
7. Шаповалова О. М. Влияние обработки расплавов комплексными модификаторами на неметаллические включения в кремнемарганцовистой стали / О. М. Шаповалова, А. В. Калинин // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2006. – № 2. – С. 38–40.

Одержано 10.05.2012

**Полішко С.О. Вплив багатофункціональних розкислювачів-модифікаторів на стабілізацію хімічного складу і підвищення рівня механічних властивостей сталей СТ1КП і КП-Т**

*Розглянуто вплив багатофункціональних розкислювачів-модифікаторів на стабілізацію хімічного складу і механічних властивостей сталей Ст1кп і КП-Т. З метою встановлення умов взаємодії компонентів багатофункціональних модифікаторів з розплавом досліджені термодинамічні характеристики сполук, що утворюються, які можуть формуватися при взаємодії багатокомпонентних розкислювачів-модифікаторів з розплавом.*

**Ключові слова:** багатофункціональні розкислювачі-модифікатори, маловуглецева і колісна сталі, модифікування, хімічний склад, механічні властивості.

**Polishko S. Influence of multifunction deoxidizers-modifiers on chemical composition stabilizing and mechanical properties level increase of steels СТ1КП and КП-Т**

*Influence of multifunction deoxidizers-modifiers on chemical composition stabilizing and mechanical properties of steels СТ1КП and КП-Т was considered. With the purpose of components co-operation terms establishment of multifunction modifiers with fusion thermodynamics descriptions of appearing connections which can be formed at co-operating of multi component deoxidizers-modifiers with fusion were investigational.*

**Key words:** multifunction deoxidizers-modifiers, the low-carbon and wheeled became, retrofitting, chemical composition, mechanical properties.

УДК 621.74.045:669.245.018:620.193.53

Канд. техн. наук С. В. Гайдук<sup>1</sup>, О. В. Гнатенко<sup>2</sup>, канд. техн. наук А. Г. Андриенко<sup>1</sup>, д-р техн. наук В. В. Наумик<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Национальный технический университет, <sup>2</sup>АО «Мотор Сич»; г. Запорожье

**ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ**

*Изучена кинетика и динамика структурных превращений при высокотемпературной ползучести образцов жаропрочных никелевых сплавов с монокристаллической макроструктурой. Установлено, что при повышении температуры испытаний механизм сопротивления высокотемпературной ползучести изменяется от перерезания и огибания частиц  $\gamma'$ -фазы дислокациями на переползание дислокаций.*

**Ключевые слова:** жаропрочный никелевый сплав, структурные превращения, длительная прочность, высокотемпературная ползучесть, структура,  $\gamma'$ -фаза, морфология, дислокация, коагуляция.

До настоящего времени литейные жаропрочные никелевые сплавы интенсивно исследуются во всех мировых научных центрах, занимающихся разработкой новых и модернизацией существующих промыш-

ленных сплавов, способных долговременно и надежно работать в условиях влияния агрессивных коррозионных сред при высоких температурах [1, 2].

Структура жаропрочных сплавов представляет со-

бой матрицу с г.к. решёткой, содержащую карбиды и когерентную интерметаллидную  $\gamma'$ -фазу. Свойства сплавов определяются количеством, формой и распределением фаз, а эти параметры зависят от скорости охлаждения при литье и режимов термической обработки [3].

Жаропрочный сплав должен иметь достаточную стабильность структуры и жаропрочность на протяжении расчетного ресурса работы в условиях действия высоких рабочих температур и напряжений [4].

Перспективным направлением на сегодня, как с технической, так и с экономической точки зрения, является разработка экономнолегированных модификаций на основе дорогих промышленных жаропрочных никелевых сплавов, которые имеют значительно меньшую стоимость и эквивалентный уровень показателей механических свойств.

Разработан экономнолегированный жаропрочный никелевый сплав ЖС32Э-ВИ [5] с пониженным содержанием рения и повышенным содержанием тантала, обладающий прочностными свойствами при комнатных и высоких температурах на уровне сплава ЖС32-ВИ, существенно большей стойкостью против высокотемпературной коррозии, применение которого обеспечивает снижение себестоимости ответственных отливок на 40... 45 %.

Целью данной работы является изучение кинетики и динамики структурных превращений при высокотемпературной ползучести опытных образцов жаропрочных никелевых сплавов с монокристаллической макроструктурой.

Химический состав сплава ЖС32-ВИ согласно ОСТ 1.90.126-85 и ЖС32Э-ВИ [5] приведен в таблице 1.

На монокристаллических образцах сплава ЖС32-ВИ и разработанной его экономичной модификации провели исследования динамики структурных превращений в условиях высокотемпературной ползучести с использованием растрового электронного микроско-

па JEOL JSM-6360LA при увеличениях на 1000 и на 5000 раз.

Анализ микроструктуры опытных образцов показал, что после 100-часовых испытаний на долговременную прочность при температурах 800, 900 и 1000 °С при напряжениях, соответственно 620, 450 и 250 МПа соответственно, в условиях высокотемпературной ползучести частицы основной укрепляющей  $\gamma'$ -фазы коагулируют, срастаясь в пластины и приобретают вытянутую форму в виде «рафт»-структуры, преимущественно ориентированной перпендикулярно к оси прилагаемой нагрузки.

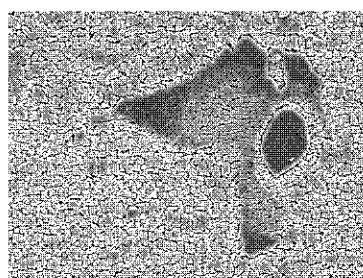
Установлено, что кинетика и динамика формирования структуры существенно зависит от температуры испытания и величины нагрузки. Основная упрочняющая  $\gamma'$ -фаза сплавов – это мелкодисперсные частицы, которые тормозят дислокации и препятствуют развитию высокотемпературной ползучести. При этом частицы  $\gamma'$ -фазы преимущественно коагулируют направлено, вытягиваясь в направлении, перпендикулярном к оси растягивающего напряжения. Однако механизм сопротивления сплавов высокотемпературной ползучести при различных температурах испытаний и напряжениях не остается постоянным и одинаковым как по кинетике, так и по динамике термодинамических процессов.

Так, после выдержки на протяжении 100 часов монокристаллических образцов сплава ЖС32-ВИ и разработанного сплава ЖС32Э-ВИ в условиях высокотемпературной ползучести при температуре 800 °С и напряжении 620 МПа «рафт»-структура еще не формируется (рис. 1). В основном, в структуре происходит ненаправленная коагуляция более крупных частиц  $\gamma'$ -фазы, которые не растворились после второй ступени термообработки (низкотемпературной гомогенизации при 1050 °С).

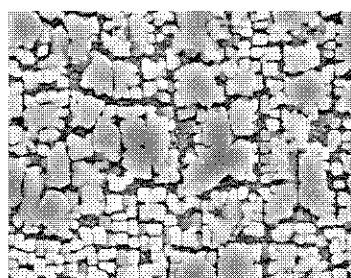
**Таблица 1** – Химический состав исследованных жаропрочных никелевых сплавов

Сплав	Массовая доля элементов, %								
	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Nb	Ta	Re
ЖС32-ВИ	0,12...0,18	4,3...5,6	8,0...10,0	0,8...1,4	7,7...9,3	5,6...6,3	1,4...1,8	3,5...4,8	3,5...4,5
ЖС32Э-ВИ	0,04...0,10	4,3...5,6	5,0...6,0	0,4...0,8	6,4...7,0	5,6...6,3	0,6...1,0	7,7...8,3	1,7...2,3

*Примечание: в сплавах допускается содержание не более (%): 1,0 Fe; 0,025 Ce; 0,06 Zr; 0,035 B; 0,4 Si; 0,01 S; 0,015 P; 0,01 Y; 0,0012 Pb; 0,0005 Bi*



× 1000



× 5000

**Рис. 1.** Типичная структура для сплавов ЖС32-ВИ и ЖС32Э-ВИ, сформировавшаяся в условиях ползучести при 800 °С и напряжении 620 МПа

Постепенно частицы  $\gamma'$ -фазы приобретают неправильную форму, без подавляющей ориентации по отношению к оси прилагаемой нагрузки. Однако наблюдаются незначительные участки сращивания мелкодисперсных частиц  $\gamma'$ -фазы, ориентированных перпендикулярно к направлению действующего напряжения (см. рис. 1).

Для этих условий высокотемпературной ползучести подавляющим является механизм перерезания и огибания частиц  $\gamma'$ -фазы дислокациями, и скорость ползучести зависит как от размера частиц  $\gamma'$ -фазы, так и от расстояния между ними.

В этом случае долговременная прочность обеспечивается преимущественно мелкодисперсными частицами  $\gamma'$ -фазы по размеру (0,20... 0,30 мкм), довыделившимися из пересыщенного  $\gamma$ -твердого раствора после второй ступени термической обработки (низкотемпературной гомогенизации при 1050 °С).

После выдержки образцов обоих исследованных сплавов в условиях высокотемпературной ползучести при температуре 900 °С и напряжении 450 МПа анализ микроструктуры показал, что формирование «рафт»-структуры происходит частично, но в большем объеме, преимущественно в зонах, которые окружают выделение эвтектики  $\gamma + \gamma'$ . Это происходит за счет анизотропного сращивания мелкодисперсных  $\gamma'$ -фазы перпендикулярно направлению растягивающего напряжения (рис. 2).

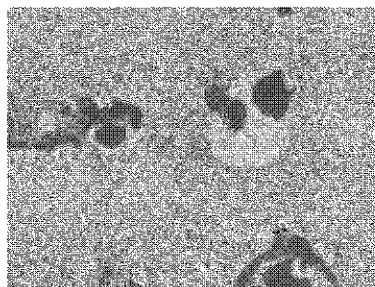
При этом также наблюдается ненаправленная коагуляция более крупных частиц  $\gamma'$ -фазы, которые не растворились после второй ступени термической обработки (низкотемпературной гомогенизации при 1050 °С). Частицы  $\gamma'$ -фазы постепенно приобретают

неправильную форму без подавляющего ориентирования по отношению к направлению действующего напряжения (см. рис. 2).

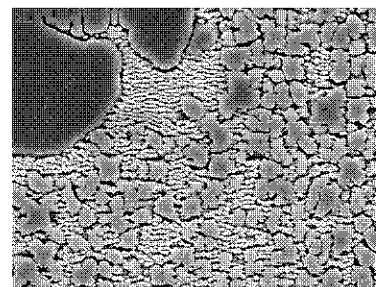
Для этих условий ползучести долговременная прочность для сплавов ЖС32-ВИ и ЖС32Э-ВИ обеспечивается в большей степени оптимальным размером частиц  $\gamma'$ -фазы (0,40... 0,60 мкм), сформировавшихся после первой ступени термической обработки (высокотемпературной гомогенизации при 1280 °С и 1270 °С, соответственно).

Анализ микроструктуры после выдержки образцов обоих сплавов в условиях высокотемпературной ползучести при температуре 1000 °С и напряжении 250 МПа показал, что морфология частиц основной укрепляющей  $\gamma'$ -фазы полностью изменяется. Вместо кубической-сферической морфологии они приобретают вытянутую форму в направлении, перпендикулярном к действию растягивающего напряжения. Происходит полное формирование «рафт»-структуры в результате анизотропной (направленной) коагуляции частиц основной укрепляющей  $\gamma'$ -фазы, и потеря ими начальной (более правильной) геометрической формы (рис. 3).

Установлено, что «рафт»-структура в монокристаллических образцах обоих сплавов преимущественно формируется на первой стадии ползучести на протяжении нескольких десятков часов, за счет большей растворимости частиц  $\gamma'$ -фазы в  $\gamma$ -твердом растворе и значительного ускорения диффузионных процессов. При этом часть оставшейся объемной доли  $\gamma'$ -фазы деградирует на второй стадии ползучести. Начиная с середины второй стадии ползучести, деградация частиц  $\gamma'$ -фазы в структуре образцов обоих сплавов достигает 60... 80 % (см. рис. 3).

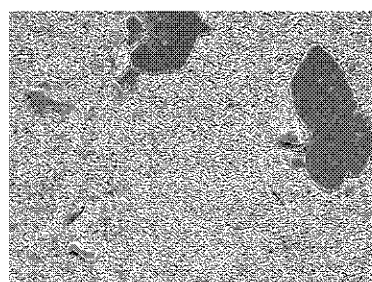


× 1000

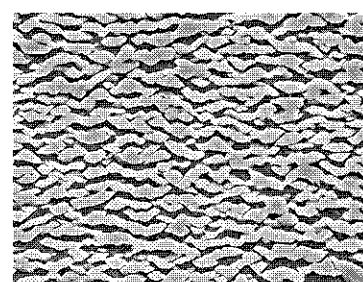


× 5000

**Рис. 2.** Типичная структура для сплавов ЖС32-ВИ и ЖС32Э-ВИ, сформировавшаяся в условиях ползучести при 900 °С и напряжении 450 МПа



× 1000



× 5000

**Рис. 3.** Типичная структура для сплавов ЖС32-ВИ и ЖС32Э-ВИ, сформировавшаяся в условиях ползучести при 1000 °С и напряжении 250 МПа

Для этих условий ползучести подавляющим является механизм переползания дислокаций, что и определяет скорость ползучести монокристаллических образцов исследованных сплавов.

В этом случае долговременная прочность обеспечивается преимущественно частицами  $\gamma'$ -фазы большого размера (0,60... 0,70 мкм), которые формируются после проведения двух ступеней термической обработки (высокотемпературной и низкотемпературной гомогенизации).

### Выводы

Изучена кинетика и динамика структурных превращений при высокотемпературной ползучести образцов жаропрочных никелевых сплавов с монокристаллической макроструктурой. Установлено, что при повышении температуры испытания от 800 до 900 °С и снижении напряжения от 620 до 450 МПа постепенно увеличивается степень ненаправленной коагуляции частиц  $\gamma'$ -фазы, а при 1000 °С и 250 МПа частицы  $\gamma'$ -фазы приобретают вытянутую форму в направлении, перпендикулярном к действию растягивающего напряжения, формируются «рафт»-структуры. При этом

механизм сопротивления высокотемпературной ползучести образцов жаропрочных сплавов изменяется от перерезания и огибания частиц  $\gamma'$ -фазы дислокациями на переползание дислокаций.

### Список литературы

1. Бобылёв А. В. Механические и технологические свойства металлов : справочник / А. В. Бобылёв. – М. : Металлургия, 1980. – 296 с.
2. Воздвиженский В. М. Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении / В. М. Воздвиженский, В. А. Грачёв, В. В. Спасский. – М. : Машиностроение, 1984. – 432 с.
3. Декер Р. Ф. Металловедение сплавов на никелевой основе / Декер Р.Ф., Симе Ч.Т. // Жаропрочные сплавы ; [пер. с англ.]. – М. : Metallurgiya, 1976. – С. 39–82.
4. Технические требования к перспективным материалам высокотемпературных ГТУ. Ч. 1 // Лопатки турбин, камеры сгорания. – Л. : НПО ЦКТИ, 1986. – 28 с.
5. Пат. 48242, Украина, МПК<sup>6</sup> С22С19/05. Ливарный жаропрочный никелевый сплав / [А. Д. Коваль, А. Г. Андриенко, С. В. Гайдук та ін.] : заявник і патентовласник Запорізький нац. техн. ун-т ; заявл. 21.09.2009, № 200909668 ; опубл. 10.03.2010, Бюл. № 5. – 8 с.

Одержано 24.09.2012

### Гайдук С.В., Гнатенко О.В., Андриенко А.Г., Наумик В.В. Дослідження структурних перетворень жароміцних нікелевих сплавів в умовах повзучості

*Досліджено кінетику та динаміку структурних перетворень під час високотемпературної повзучості зразків жароміцних нікелевих сплавів з монокристалічною макроструктурою. Встановлено, що при підвищенні температури випробувань механізм опору високотемпературній повзучості змінюється з пере різання та огинання часток  $\gamma'$ -фазы дислокаціями на переповзання дислокацій.*

**Ключові слова:** жароміцний нікелевий сплав, структурні перетворювання, довготривала міцність, високотемпературна повзучість, структура,  $\gamma'$ -фаза, морфологія, дислокація, коагуляція.

### Gayduk S., Gnatenko O., Andrienko A., Naumik V. Investigation of structural transformations heat-resistant nickelbase superalloys under creep

*The kinetics and dynamics of structural transformations in the high-temperature creep of nickelbase superalloys samples with a single-crystal macrostructure was investigated. It was found that with test temperature increasing the resistance of high-temperature creep mechanism changes from cutting and rounding the particles  $\gamma'$ -phase by the dislocations to the climb of dislocations.*

**Key words:** nickelbase superalloy structural transformation, long-term strength, high temperature creep, structure,  $\gamma'$ -phase, morphology, dislocation, coagulation.

УДК 621.762

Канд. техн. наук А. В. Мозговой<sup>1</sup>, д-р техн. наук Л. Р. Вишняков<sup>2</sup>,  
канд. техн. наук Б. Н. Синайский<sup>2</sup>, О. П. Ярёмко<sup>2</sup>, канд. техн. наук В. П. Мороз<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Винницкий государственный педагогический университет имени М. Коцюбинского,  
<sup>2</sup> Институт проблем материаловедения имени И. Н. Францевича НАНУ,

## ИЗУЧЕНИЕ РАССЕЯНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ КОЛЕБАНИЙ ЗВУКОВОЙ ЧАСТОТЫ В ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТАХ, АРМИРОВАННЫХ ВОЛОКНАМИ

*Исследованы особенности рассеяния механической энергии полимерными композитами, армированными углеродными, базальтовыми и стеклянными волокнами. Изучено влияние структуры, природы и направления укладки армирующих волокон на характеристики механических колебаний применительно к конструкции лопастей ветровых турбин.*

**Ключевые слова:** полимерные композиты, углеродные волокна, механические колебания, деформация, структура, свойства.

### Введение

В современной технике широко используются композиционные материалы с полимерной матрицей, армированные стеклянными, органическими и углеродными волокнами. Это связано с высокой удельной прочностью и повышенными эксплуатационными и технологическими свойствами ПКМ при низких энерго- и трудозатратах изготовления деталей из них [1]. Так, например, лопасти ветродвигателей, работающие в условиях воздействия больших статических и динамических нагрузок, изготавливаются, как правило, из гибридных ПКМ, армированных стеклянными и углеродными волокнами, которые нашли применение в малых ветротурбинах (мощностью до 100 кВт) и ветротурбинах большой мощности – до 4 MW [2, 3]. Важной характеристикой лопастей ветряных турбин, работающих в условиях переменных ветровых нагрузок, является демпфирующие свойства. Однако для гибридных ПКМ, в которых реализуются различные механизмы передачи нагрузки полимерной матрицей, они изучены недостаточно.

### Методика эксперимента

Образцы ПКМ для испытаний изготавливали вакуумно-автоклавным прессованием препрегов, полученных пропиткой армирующих волокон. В качестве связующего использовали эпоксидную смолу ЭДТ-69Н с температурой затвердевания  $125 \pm 5^\circ \text{C}$ . В одном из вариантов материала оболочки лопасти в связующее для увеличения поперечной прочности и модуля упругости были введены мелкодисперсные добавки мультита ( $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ ) [4].

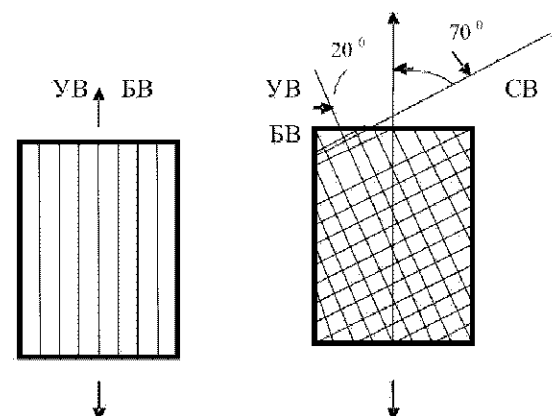
Образцы для испытаний размером  $3 \times 4 \times 85$  мм вырезались вдоль направления оси лопасти из пластин ПКМ, расположение и состав армирующих волокон в

которых отличаются (рис. 1) по их назначению: для лонжерона (рис. 1, а) и для оболочки (рис. 1, б). Углы ориентации волокон по отношению к продольной оси оболочки совпадают с рекомендованными для аэроупругих ветролопастей [5].

Амплитудные зависимости внутреннего трения измеряли на обратном крутильном маятнике. Частота колебаний составляла  $\approx 1$  Гц, амплитуда деформации – от  $2 \times 10^{-5}$  до  $3 \times 10^{-3}$ .

### Результаты экспериментов и их обсуждение

Были определены механические свойства (модуль упругости, предел прочности при растяжении вдоль и поперек продольной оси) образцов исследуемых ПКМ. Они представлены в таблице 1.



**Рис. 1.** Ориентация углеродных, стеклянных и базальтовых волокон в гибридно-армированном ПКМ для элементов конструкций лопастей (а – лонжерон, б – оболочка) ветряных турбин: УВ – углеродные волокна, СВ – стеклянные волокна и БВ – базальтовые волокна

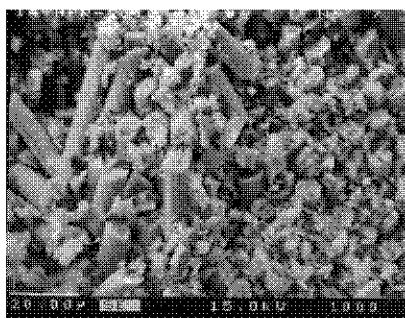
Микроструктуру поверхности изломов образцов ПКМ (рис. 2) изучали с помощью растрового электронного микроскопа САМЕВАХ-SX-50.

Затухания механических колебаний звуковой частоты изучали на специально изготовленной установке, позволяющей регистрировать развертку затухаю-

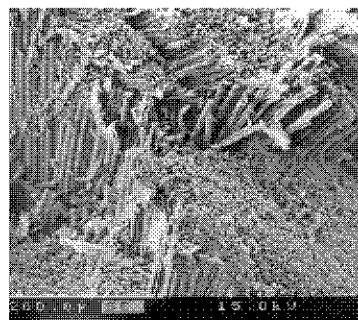
щих колебаний на компьютере. Влияние структуры, природы и направления укладки армирующих волокон на собственную частоту механических колебаний, скорость спада амплитуды и логарифмический декремент затухающих колебаний, значение основных частот и частот гармоник исследуемых ПКМ определяли с помощью разработанной программы [6].

**Таблица 1** – Механические свойства образцов исследуемых ПКМ

№	Тип материала	вдоль оси		поперек оси	
		$E_{X2}$ , ГПа	$\sigma_{BX2}$ , МПа	$E_{Y2}$ , ГПа	$\sigma_{BY2}$ , МПа
1	Однонаправленный 100 %УВ	165	1598	9,3	10,3
2	Однонаправленный 80 %УВ + 20%БВ	162	1259	10,4	12,0
3	Армирование под углом к оси (70 %УВ)-20° + (30 %СВ) 70°	34	161	17,6	108
4	Армирование под углом к оси (70 %(УВ+20 %БВ))-20° + (30 %СВ) 70°	34,6	100	10,9	65,6
5	Армирование под углом к оси (70 %(УВ+40 %БВ))-20° + (30 %СВ) 70°	26,9	98,0	12,7	72,0

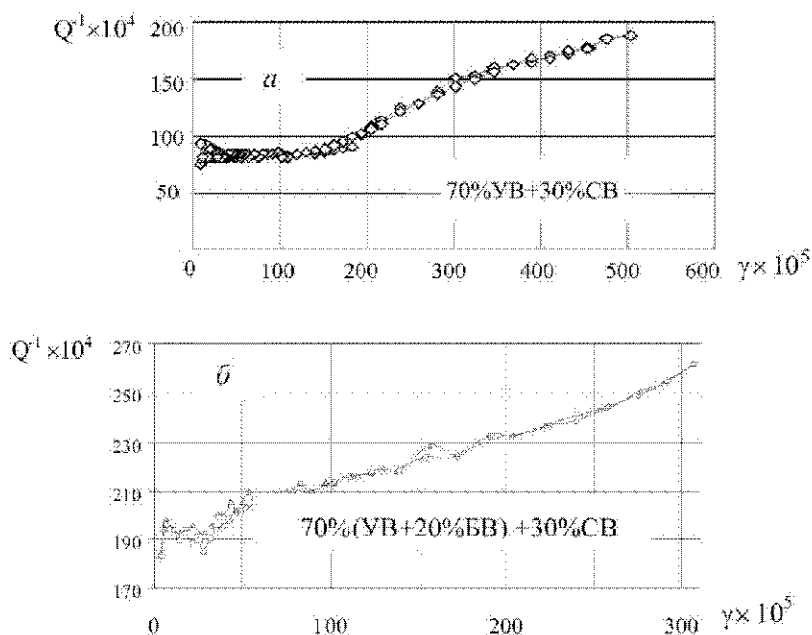


*a*



*b*

**Рис. 2.** Характерная микроструктура поверхности изломов образцов при растяжении однонаправленных ПКМ на основе углеродных волокон (*a*); на основе углеродных и 20 % базальтовых волокон (*b*)



**Рис. 3.** Амплитудная зависимость внутреннего трения композитов, армированных углеродными, стеклянными и базальтовыми волокнами

Было установлено, что на амплитудных зависимостях внутреннего трения (АЗВТ) отсутствует гистерезис хода кривых. При увеличении и уменьшении амплитуды деформации кривые рассеяния механической энергии имеют одинаковый характер хода и величину внутреннего трения (рис. 3).

Для ПКМ, предназначенных для оболочки лопасти, вначале наблюдается амплитудно-независимая область (рис. 3, а), а затем рассеяние механической энергии достигает интенсивности с тангенсом наклона кривой АЗВТ 0,5. После амплитуды деформации  $3 \times 10^{-5}$  интенсивность рассеяния немного уменьшилась. При введении базальтовых волокон значение тангенса угла наклона уменьшилось в два раза, а величина фона внутреннего трения увеличилась (рис. 3, б). Уменьшилась сила связи колеблющихся элементов, ответственных за рассеяние механической энергии, с центрами закрепления, что подтверждается уменьшением первой критической амплитуды деформации с  $1,5 \times 10^{-3}$  (рис. 3, а) до  $5,0 \times 10^{-4}$  (рис. 3, б).

Введение в связующее композита дисперсных добавок в виде частиц муллита привело к уменьшению фона внутреннего трения. Это свидетельствует о существенном влиянии дисперсных добавок на рассеяние механической энергии композита.

Частицы муллита способствовали упрочнению связующего, уменьшая при этом величину рассеяния механической энергии, что и подтверждается экспериментально (рис. 4).

Характерным для образцов композитов, предназначенных для лонжерона лопасти, является отсутствие амплитудно-независимой области на кривых амплитудной зависимости внутреннего трения. При увеличении амплитуды деформации рассеяние механической энергии в этом материале возрастает, а затем мало зависит от амплитуды (рис. 5).

Как показано в таблице 1, введение вместо углеродных в однонаправленные образцы 20% базальтовых волокон позволяет практически сохранить модуль упругости, несколько понизив прочность материала. В то же время незначительно повысилась величина рассеяния механической энергии. Амплитудная зависимость внутреннего трения приобретает более прямолинейный характер (рис. 6).

Установлено, что рассеяние механической энергии в композитах зависит от вида армирующих волокон и их расположения в композите.

На рисунке 7 представлены кривые затухающих колебаний в исследуемых ПКМ.

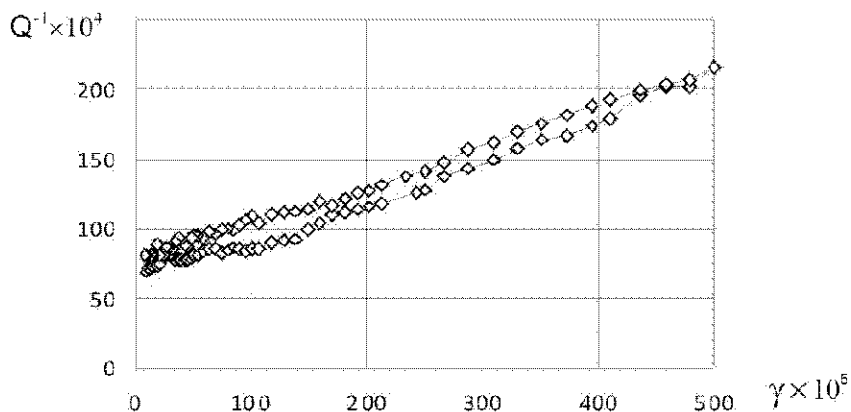


Рис. 4. Амплитудная зависимость внутреннего трения гибридно-армированного композита состава: 70 % (УВ + 20 % БВ) + 30 % СВ (с добавлением в полимерное связующее частичек муллита)

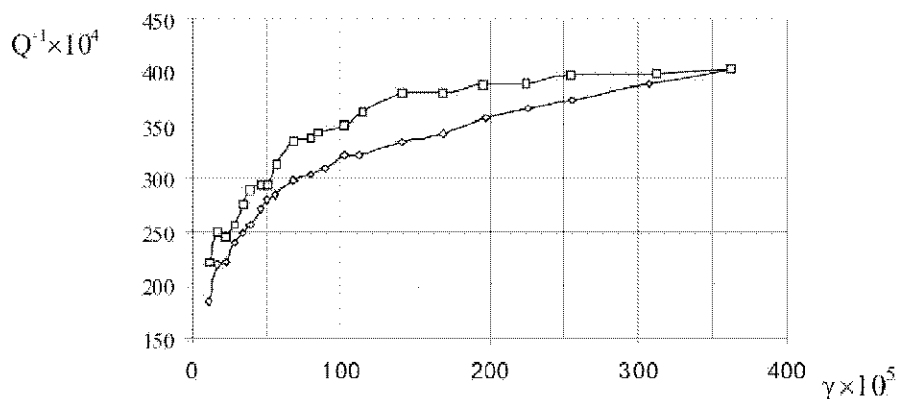
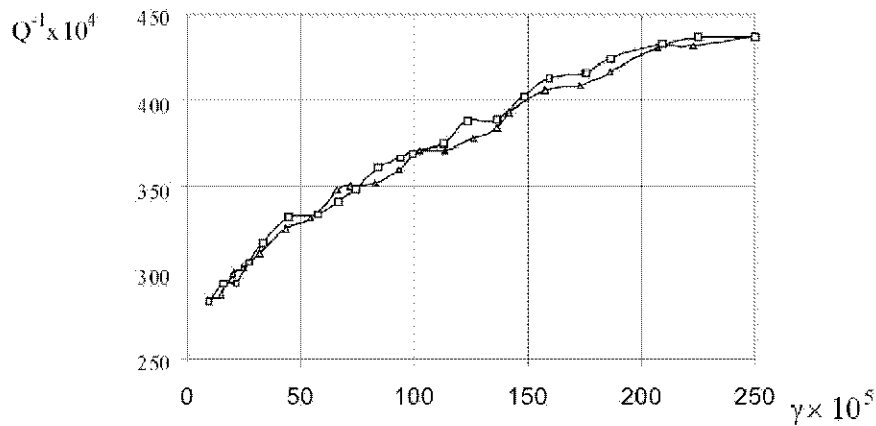
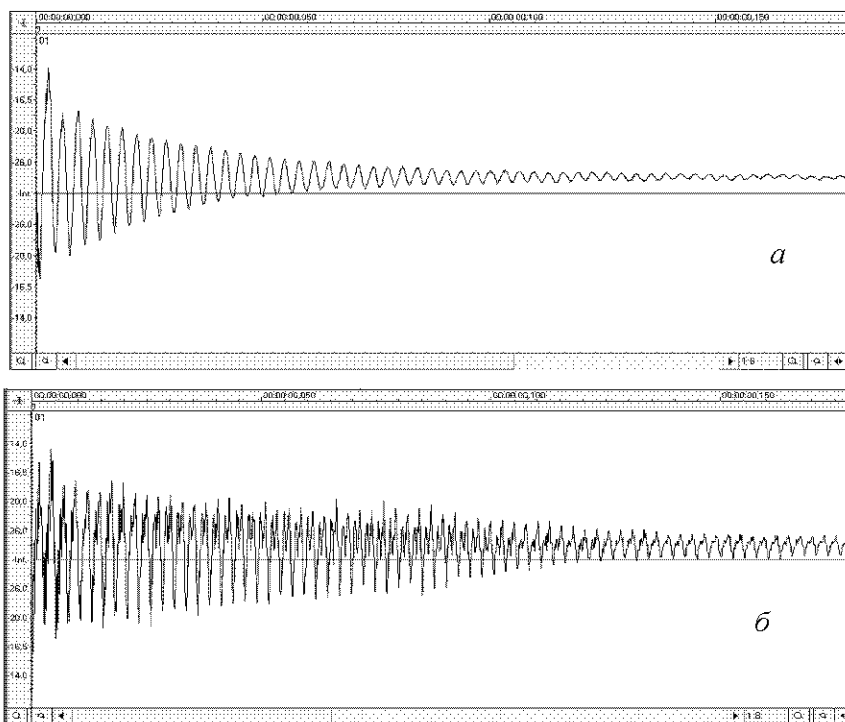


Рис. 5. Амплитудная зависимость внутреннего трения полимерного композита, армированного углеродными волокнами



**Рис. 6.** Амплитудная зависимость внутреннего трения композита, армированного однонаправленными углеродными и 20 % базальтовыми волокнами



**Рис. 7.** Осциллограммы свободных затухающих колебаний в исследуемых ПКМ для материалов элементов конструкций лопастей ветряной турбины: *а* – оболочка; *б* – лонжерон

Стандартные и специально разработанные программы позволяют провести спектральный анализ колебаний, а также получить характеристики процесса рассеяния механической энергии в ПКМ [6].

На рис. 8 представлены кривые спектрального анализа колебательного процесса. Основная частота ПКМ для оболочки находится на уровне около 300 Гц, а для лонжерона – 400 Гц. Для лонжерона наблюдаются дополнительные гармоники при больших частотах: 780 Гц, 2430 Гц, 6150 Гц, 6610 Гц. В таблице 2 представлены частоты основных гармоник свободных поперечных затухающих колебаний полимерных композитов, армированных углеродными, стеклянными и базальтовыми волокнами.

В диапазоне до 500 Гц для всех композитов наблюдаются основные частоты от 250 до 350 Гц. При больших частотах при наличии только углеродных волокон для каждой последующей тысячи Герц присущи резонансные частоты. Наличие стеклянных и углеродных волокон убирает частоты выше 5000 Гц, а базальтовые волокна с углеродными уменьшают амплитуду средних частот в диапазоне до 3000 Гц. Введение в композит всех трех армирующих элементов уменьшает количество резонансных частот, как в средних, так и высших диапазонах частот до 9000 Гц. При этом происходит перераспределение напряжений в материале, сопровождающееся гашением определенных колебаний.



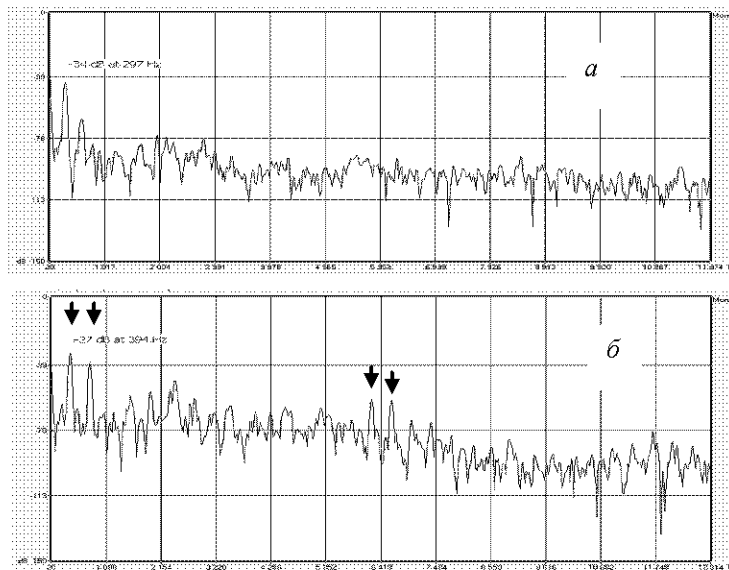


Рис. 8. Результаты спектрального анализа свободных затухающих колебаний в ПКМ: а – оболочка; б – лонжерон

Таблица 2 – Частоты основных гармоник свободных затухающих колебаний в полимерных композитах

Диапазоны основных гармоник, Гц	Полимерные композиционные материалы			
	УВ+30 % СВ Частота, Гц	УВ + 20 % БВ + 30 % СВ Частота, Гц	УВ Частота, Гц	УВ + 20 % БВ Частота, Гц
0–500	337	346	293	247
500–1000	565		623	
1000–2000	1610	1064	1359	1518
2000–3000	2350		2450	
3000–4000	3495	3245	3640	3767
4000–5000	4290	4448	4067	4335
5000–6000		5337	5039	5584
6000–7000			6583	6878
7000–8000	7900		7514	
8000–9000			8082	8604

Специальная программа обработки данных затухающих колебаний [6] дала возможность определить скорость затухания свободных колебаний в различных образцах. На рисунке 8 показано, что в материале оболочки затухания происходят быстрее, чем в однонаправленных ПКМ для лонжерона. Это можно объяснить гетерофазной структурой образца (рис. 2). Также различной структурой можно объяснить и характер уменьшения декремента затуханий (рис. 9, б).

В материале, рекомендуемом для лонжерона, логарифмический декремент в процессе затухания колебаний плавно уменьшается. Наличие армирующих волокон, расположенных под различными углами к продольной оси в начале затухания до 0,1 секунды быстро уменьшается (в полтора раза), а затем скорость его уменьшения аналогична однонаправленному композиту.

Таким образом, замена части углеродных волокон на базальтовые дает возможность удешевить изделия из ПКМ и при этом практически не ухудшает прочностные свойства полимерных композитов.

### Выводы

1. Исследование характера рассеяния энергии в звуковом диапазоне частот вместе с изучением упругопрочностных свойств являются весьма информативным методом комплексной оценки состава, структуры и технологии получения гибридных полимерных композитов, используемых, в частности, в ветроэнергетике.

2. Установлено, что замена части углеродных волокон (20 %) базальтовыми с целью удешевления полимерного композита, рекомендуемого для элементов конструкций ветролопасти, существенно не снижает свойства гибридного материала.

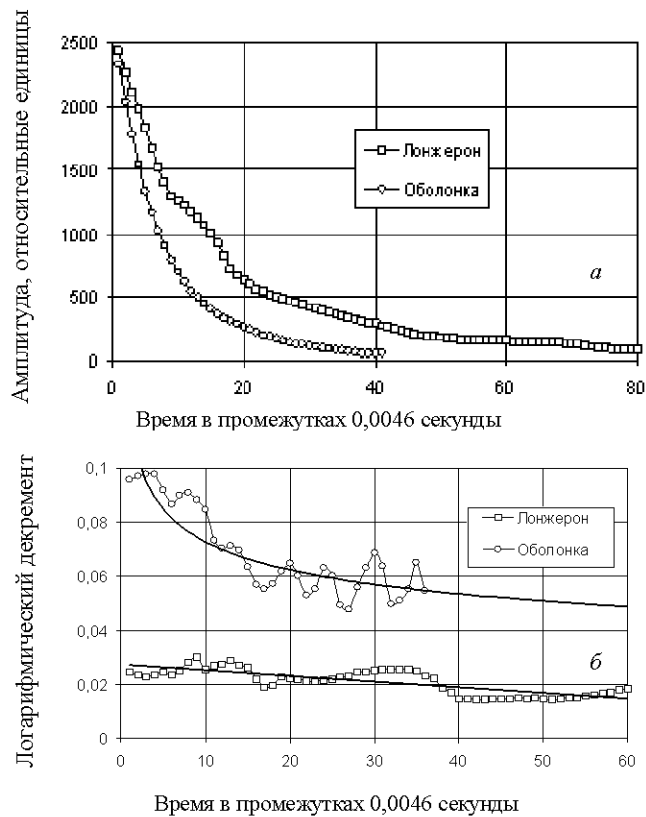


Рис. 9. Временная зависимость амплитуды (а) и логарифмического декремента затуханий (б) свободных затухающих колебаний ПКМ

### Список литературы

1. Перепелкин К. Е. Полимерные волокнистые композиты, их основные виды, принципы получения и свойства / К. Е. Перепелкин // Химические волокна. Ч. 1. – №4. – 2005. – С. 7–22 ; Ч. 2. – № 5. – 2005. – С. 54–69 ; Ч. 3. – № 1. – 2006. – С. 41–50.
2. Griffin D.A., Aswill T.D. (May11-15, 2003). Alternative Composite Materials for Megawatt Scale Turbine Blades: Design Consideration and Test Evaluation // Proceedings of the 48 International SAMPE Symposium and Exhibition. Long Beach, CA.
3. Marsh G. Reinforced plastics transform small wind market// Reinforced Plastics, Vol. 48, I. 1, Jan.2004. – P. 22–26.
4. Структура и некоторые свойства оксидных кристаллов на основе муллита и армированных ими композитов с алюминиевой матрицей / [Вишняков Л. Р., Мороз В. П., Синайский Б. Н., Яременко О. П.] // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2006. – № 2. – С. 27–31.
5. Sandia Report. SAND2005-5748. Fabrication, testing and Analysis of Anisotropic Carbon/Glass Hybrid Composites. Vol. 1. Technical Report/ Sandia National Laboratories, Print. Nov. 2006. – 60 p. ; Vol. 2. Test Data/ Sandia National Laboratories, Print. Nov. 2006. – 301 p.
6. Розсіювання механічної енергії лопатками газотурбінних двигунів в залежності від їх дефектності / [Мозговий О. В., Тітов А. В., Мозговий С. В., Качан О. Я.] // Вестник национального технического университета Украины «Киевский политехнический институт». Машиностроение. – К. : НТУУ «КПИ». – 2006. – № 49. – С. 222–226.

Одержано 21.09.2012

### Мозговий О.В., Вишняков Л.Р., Сінайський Б.Н., Яременко О.П., Мороз В.П. Вивчення розсіювання механічних коливань звукової частоти в полімерних композитах, армувальних волокнами

Досліджено особливості розсіювання механічної енергії полімерними композитами, армувальними вуглецевими, базальтовими та скляними волокнами. Вивчено вплив структури, природи та напрямку укладки армуючих волокон на характеристики механічних коливань відповідно до конструкції лопатей вітрових турбін.

**Ключові слова:** полімерні композити, вуглецеві волокна, механічні коливання, деформація, структура, властивості.

### Mozgovoy A., Vishnyakov L., Sinayskiy B., Yaremenko O., Moroz V. Study of mechanical oscillation acoustic frequency of fiber reinforced polymer composites

The features of mechanical energy dissipation by polymer composites reinforced with carbon, basalt and glass fibers are studied. The effect of the structure, origin and direction of the reinforcing fibers lay-out on the characteristics of mechanical oscillations is investigated in relation to the design of wind turbine blades.

**Key words:** polymer composites, carbon fibers, mechanical oscillations, deformation, structure, properties.

# III ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 669.017.113:669.715 (043)

Д-р техн. наук В. И. Мазур, канд. техн. наук С. В. Капустникова,  
канд. техн. наук А. Ю. Шпортько, С. В. Бондарев

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск

## УПРАВЛЕНИЕ КАЧЕСТВОМ СИЛУМИНОВОГО ЛИТЬЯ С ПОМОЩЬЮ ТЕРМОВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА

*Изучено влияние жидкофазной обработки расплава на структуру и свойства затвердевшего алюминиево-кремниевого сплава АК12(АЛ2). Установлены режимы термовременной обработки расплава ( $T_1 = 750$  °C,  $T_2 = 880$  °C,  $T_3 = 1000$  °C,  $t = 20$  мин), обеспечивающие получение в отливках оптимальной структуры и достаточно высокого уровня свойств.*

**Ключевые слова:** силумин, расплав, термовременная обработка, температура перегрева, структура, свойства.

### Введение

Оптимизация технологии выплавки металла, основанная на термовременной обработке расплавов, является перспективным и эффективным способом улучшения как технологических свойств расплавов, так и служебных свойств получаемых из них отливок [1, 2]. Успешное освоение указанной технологии позволит также улучшить экономические показатели выплавки сплавов.

Жидкие сплавы на основе алюминия, в частности силумины, являются одним из наиболее удобных и практически интересных объектов для изучения особенностей термовременной обработки расплавов. Поэтому изучение влияния такой обработки на качество силуминового литья является актуальной задачей.

### Материалы и методика исследований

В настоящей работе был проведен детальный структурно-фазовый анализ образцов, подвергнутых в жидком состоянии температурной обработке расплава АК-12(АЛ2), суть которой состояла в перегреве его до различных температур в интервале 650... 1100 °C, изотермической выдержке при заданной температуре в течение 20 минут и закристаллизованных со скоростью  $3... 5 \times 10^2$  °C/мин. В дальнейшем образцы подвергали механическим испытаниям на растяжение. Механические свойства данных образцов сопоставляли с их микроструктурой вблизи мест разрыва. Металлографические исследования микроструктуры сплавов проводили с помощью микроскопа «НЕОФЛОТ-30». Определение механических свойств на растяжение проводили на машине Instron модели 1195. Для механических испыта-

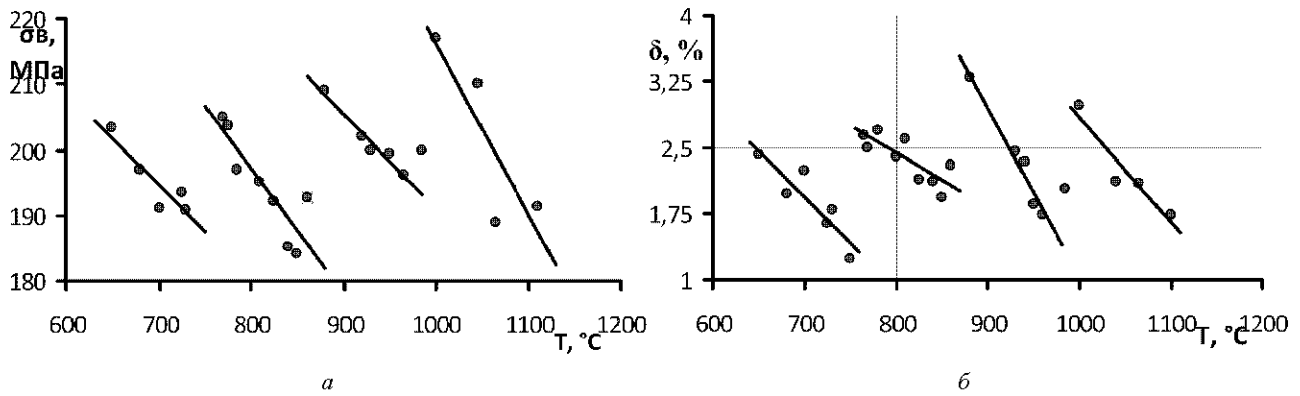
ний использовали образцы, отлитые в металлический кокиль. Размеры разрывных образцов выбирали в соответствии с требованиями ГОСТ 1497-84.

### Результаты и их обсуждение

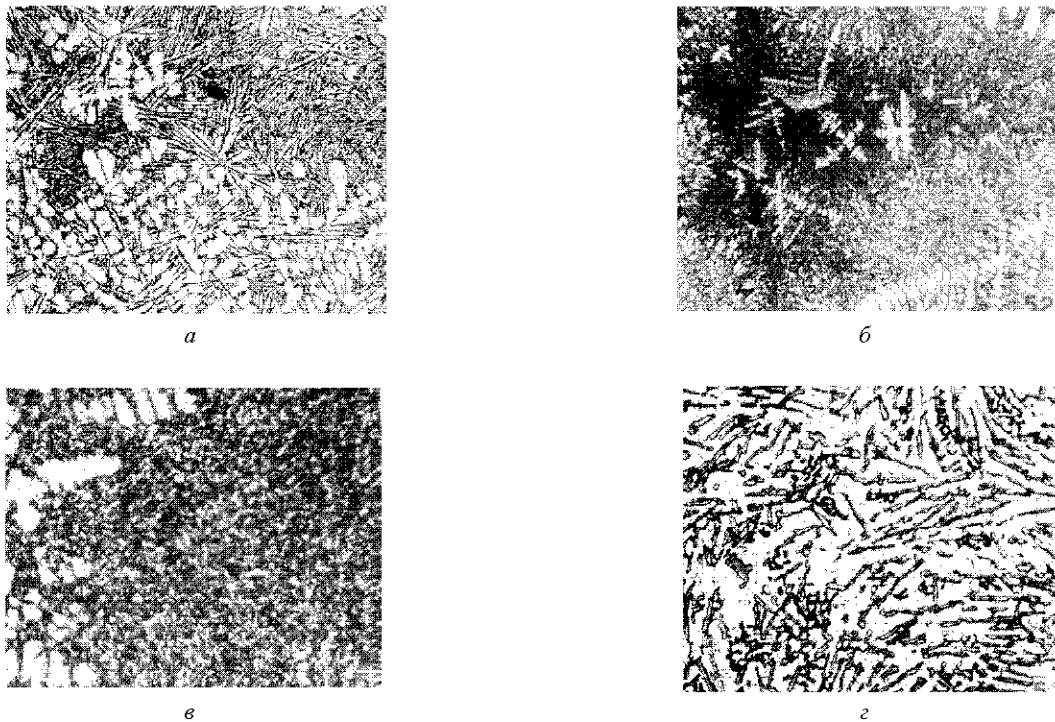
Механические испытания литых образцов из сплава АЛ2, затвердевших после перегрева расплава до различных температур в интервале 650... 1100 °C, показали, что при некоторых температурах перегрева происходит скачкообразный рост механических свойств отливок, причем возрастают как прочностные, так и пластические характеристики (рис. 1).

Структура отливок представлена двумя структурными составляющими – первичными дендритами  $\alpha$ -твердого раствора кремния в алюминии и колониями эвтектики, состоящей из  $\alpha$ -твердого раствора и кремния (рис. 2, а). Вместе с тем, детальный стереометрический микроанализ позволил выявить ранее неизвестные изменения количественных и качественных характеристик этих структурных составляющих.

После перегрева жидкой фазы до температур скачкообразного роста механических свойств 750 и 880 °C изменяется морфология эвтектической составляющей; в ней увеличивается объемная доля высококремнистой фазы в тонкодифференцированной нерегулярной эвтектике. Аналогичные изменения происходят и при 1000 °C (рис. 2, б, в). Эвтектика образцов, залитых с температур, непосредственно предшествующих этим «скачкам», имеет довольно грубую дифференцировку, пластинчатую морфологию, низкую объемную долю упрочняющей фазы (рис. 2, г).



**Рис. 1.** Механические свойства литых образцов из сплава АЛ2, затвердевших после перегрева расплава до различных температур: *а* – прочностные характеристики, *б* – пластические характеристики



**Рис. 2.** Микроструктура отливок АЛ2:

*а* – исходная,  $\times 100$ ; *б* – после перегрева расплава до  $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\times 100$ ; *в* – то же,  $\times 800$ ; *г* – после перегрева расплава до  $730\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\times 800$

При определенных температурах перегрева расплава в структуре образцов увеличивается содержание эвтектики и, соответственно, уменьшается объемная доля первичных дендритов.

На основании того, что в структуре отливок, полученных после перегрева до некоторых температур, скачкообразно уменьшается среднее расстояние между осями первичных дендритов, можно высказать предположение о возрастании переохлаждения кристаллизующегося расплава, который был предварительно перегрет до этих температур, по сравнению с более низким перегревом.

Механические свойства максимальны в тех случаях, когда в структуре образцов максимальна объемная доля тонкодифференцированной эвтектики с большей объемной долей высококремнистой фазы, чем это следует из диаграммы состояния, и понижаются при дальнейшем повышении температуры перегрева расплава, когда убывает объемная доля такой эвтектики.

Скачкообразное увеличение прочности образцов, полученных при температурах заливки расплава  $750$ ,  $880$ ,  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  (рис. 1) связано, во-первых, со скачкообразным упрочнением  $\alpha$ -твердого раствора кремния в алюминии и, во-вторых, с появлением новой высоко-

прочной структурной составляющей – нерегулярной тонкодифференцированной эвтектики, содержащей высокопрочную кремниевую фазу в количестве, превышающем равновесное.

Повышение пластичности отливок при скачкообразном росте их прочностных свойств в соответствии с теорией прочности армированных материалов объясняется утонением высокопрочной армирующей фазы при появлении в структуре слитка тонкодифференцированной эвтектики. Этому же способствует утонение дифференцировки кремниевой фазы в обычной эвтектике этих образцов (рис. 2, б, в).

Все описанные выше экспериментальные факты можно объяснить тем, что для системы алюминий-кремний наряду с известными стабильными равновесиями, указанными на диаграмме состояния, могут также реализовываться метастабильные равновесия [3], как это, например, имеет место для системы железо-углерод. При этом в зависимости от определенных факторов затвердевание может происходить в соответствии с той или иной диаграммой состояния и высококремнистой фазой может быть либо кремний, либо метастабильные промежуточные фазы типа силицидов, распадающиеся в твердом состоянии. По-видимому, факторами, определяющими в соответствии с какой из диаграмм состояния будет затвердевать силумин, является атомная структура расплава, соответствующая данной температуре нагрева над линией ликвидус и ее трансформация в ходе охлаждения при затвердевании.

Кристаллизация сплава проходит в несколько стадий. После нагрева расплава над линией ликвидус до температур 750, 880, 1000 °С затвердевание происходит по диаграмме состояния с линиями метастабильного равновесия с образованием тонкодифференцированной эвтектики с повышенной объемной долей высококремнистой фазы. Максимальная объемная доля

такой эвтектики получена в образцах, залитых при этих температурах. То есть, равновесный фазовый состав  $\alpha + \beta(Si)$  исследуемого сплава достигается через зарождение, рост и растворение (частичное или полное) метастабильных промежуточных фаз, причем устойчивость этих фаз зависит как от температуры исходного нагрева жидкой фазы, так и от содержания примесных элементов. Образование стабильных фаз происходит лишь на последних стадиях этого сложного многостадийного процесса затвердевания. В результате в реальном сплаве наблюдается несколько типов эвтектических структурных составляющих, отличающихся морфологией и объемной долей высококремнистой фазы.

### Выводы

Термовременная обработка расплава является перспективным и эффективным способом управления качеством силуминового литья и получаемых из него изделий. Успешное освоение указанной технологии позволит реализовать дополнительные резервы повышения механических свойств, отказаться от технологической операции модифицирования, что удешевит полученные изделия и улучшит экологию производства.

### Список литературы

1. Исходные расплавы, как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов / [И. Г. Бродова, П. С. Попель, Н. М. Барбин, Н. А. Ваголин]. – Екатеринбург : УрО РАН, 2005. – 370 с.
2. Капустникова С. В. Влияние степени микрогетерогенности расплава силумина на качество отливки / [С. В. Капустникова, В. И. Мазур, Ю. Н. Таран] // Литейное производство. – 1985. – № 9. – С. 12–13.
3. Мазур В. И. О метастабильных фазах в системе Al-Si / [В. И. Мазур, А. В. Мазур А. Ю. Шпортко] // Научн. тр. Международной конференции «Эвтектика V». – Днепропетровск : ОАО РІА «Трейс», 2000. – С. 50–55.

Одержано 01.06.2012

### Мазур В.І., Капустникова С.В., Шпортко Г.Ю., Бондарев С.В. Керування якістю силумінового лиття за допомогою термочасової обробки розплаву

*Вивчено вплив рідкофазної обробки розплаву на структуру і властивості затверділого алюмінієво-кремнієвого сплаву АК12(АЛ12). Встановлено режими термочасової обробки розплаву ( $T_1 = 750$  °С,  $T_2 = 880$  °С,  $T_3 = 1000$  °С,  $t = 20$  хв), що дозволяють отримати у відливках оптимальну структуру і досить високий рівень властивостей.*

**Ключові слова:** силумін, розплав, термочасова обробка, температура перегріву, структура, властивості.

### Mazur V., Kapustnikova S., Shportko A., Bondarev S. Quality management of Al-Si alloy casting by thermal-temporal melt treatment

*Influence of fusion liquid-phase treatment on a structure and properties of aluminium-silicon alloys JK12(AL12) is studied. The mode of thermal-temporal treatment of melt ( $T_1 = 750$  °С,  $T_2 = 880$  °С,  $T_3 = 1000$  °С,  $t = 20$  minutes), providing to obtain optimal structure and high level of properties is ascertained.*

**Key words:** Al-Si alloy, melt, thermal-temporal treatment, overheating temperature, microstructure, properties.

## ДИФФЕРЕНЦИРОВАННЫЕ ОБРАБОТКИ СПЛАВОВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИХ СВОЙСТВ – ПЕРСПЕКТИВНОЕ НАПРАВЛЕНИЕ В МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ (ОБЗОР)

*Обобщены результаты исследований в предложенном автором ещё в 70-х годах прошлого века и реализуемом в настоящее время перспективном направлении по созданию в сплавах регулярной макронеоднородной структуры. Это достигается применением дифференцированных обработок, создающих градиенты структурно-фазового состояния, чему соответствует чередование в заданной последовательности участков с различной структурой, механическими и физическими свойствами.*

**Ключевые слова:** дифференцированные обработки, градиенты структурно-фазового состояния, макронеоднородная структура, сталь, чугуны, аустенит, мартенсит.

### Введение

Повышение конструкционной прочности сплавов и, соответственно, их долговечности является одной из важнейших задач в ресурсосбережении.

В статье обобщены результаты исследований в перспективном инновационном направлении по созданию в сплавах макроскопических градиентов структурно-фазового состояния, соответственно регулярной макронеоднородной структуры, за счет разработки способов дифференцированных обработок. Они позволяют создавать в моно материале чередование в заданной последовательности участков с различными механическими и физическими свойствами. Это достигается в том случае, когда воздействие механических, тепловых, магнитных и других полей распределяется не равномерно по объему металла, а локализуется в его отдельных участках или слоях. Дифференцированная обработка заключается в сочетании общего (объемного) и местного (локального) воздействия на металл. В ряде случаев исходное деформированное или литое состояние можно рассматривать как результат общей (объемной) обработки. При дифференцированных обработках в различных участках сплава происходят неодинаковые структурные и фазовые превращения, в результате которых формируются неодинаковые механические и физические свойства, порой альтернативные друг другу. Например, если в результате общего (объемного) воздействия на материал получают структуру с высокой твердостью и прочностью, то при местном (локальном) воздействии – структуру с повышенной пластичностью, большим сопротивлением хрупкому разрушению и, наоборот. В одном материале могут быть получены чередующиеся участки с ферромагнитными и парамагнитными свойствами, с различными коэффициентами линейного расширения.

Важную роль в развитии рассматриваемого направления сыграло все более широкое применение в промышленности высококонцентрированных источников нагрева (ВКИН).

В последние годы появилось большое количество работ, показывающих эффективность применения дифференцированных обработок для значительного повышения свойств различных деталей и инструментов, что требует обобщения полученных данных.

### Краткая история создания дифференцированных обработок

Дифференцированные обработки были предложены автором в качестве альтернативы известным способам получения армированных материалов, в основе которых лежит «металлургическая сборка» различных по свойствам металлов и сплавов с применением литья, прокатки или сварки [1]. Первые работы, проведенные в 70-х годах прошлого века, были выполнены по изучению влияния общей и локальной деформации при различных режимах их проведения, а также сочетания общей термообработки и локальной деформации [2–4]. В проведении этих исследований принимали участие научные сотрудники Института физики металлов УРО АН СССР Б. К. Соколов, Л. В. Смирнов и Ждановского металлургического института (теперь ПГТУ) – В. И. Коноп-Ляшко и Е. Я. Харланова. В более поздних работах с использованием для локальной обработки лазерной и электронно-лучевой установок участвовали Е. Я. Харланова и сотрудники «ПО Ждановтяжмаш» (теперь ПАО «Азовмаш») А. В. Зареченский, В. Я. Агарков, А. В. Лисакович и др.

По данным этих исследований получены многочисленные патенты и опубликовано большое число работ, ряд из которых [5–20] приведены в перечне ссылок данной статьи.

Следует отметить, что первые авторские свидетельства 70-х годов на дифференцированные обработки были получены после длительной переписки с экспертами ВАК СССР, поскольку они считали, что предложенные технические решения не имеют практической пользы. По этой же причине была отклонена статья, направленная в редакцию МиТОМ в эти же годы. Первая наша публикация по данному вопросу в этом журнале появилась лишь в 1980 г. [11].

В настоящее время направление по применению дифференцированных обработок интенсивно развивается, о чем свидетельствует большое число публикаций, подчеркивающих их эффективность для значительного повышения долговечности многих деталей и инструментов.

### Способы дифференцированных обработок

На рис. 1 приведены способы дифференцированных обработок, создающих градиенты структурно-фазового состояния и, соответственно, регулярной макронеоднородной структуры. При необходимости достичь во всем объеме материала высокой твердости и прочности следует предварительно проводить обработки для получения соответствующих структур (мартенсита, наклепанного феррита или аустенита, карбидов, боридов и др.), обеспечивающих заданные свойства. Задачей локальной (местной) обработки в этом случае является получение мягких пластичных структур (неупроченных феррита или аустенита, сорбита отпуска, низкоуглеродистого мартенсита). Может решаться и противоположная задача получения во всем объеме сплава низкой твердости и высокой в заданных участках. Регулярная макронеоднородная структура может создаваться как на поверхности, так и в объеме сплавов. Она может быть линейчатой, точечной, сетчатой, слоистой (рис. 2).

Рассмотрим различные способы дифференцированной обработки с применением деформации. Так, в аустенитной стали 12X18H10T, предварительно закаленной от 1100 °С, были получены участки с мартенситной структурой. Они представляли собой полосы шириной 1,5 мм, расположенные параллельно продольной оси плоских образцов толщиной 2 мм. Такая структура была результатом деформации в профилированных валках, рабочая часть которых имела кольцевые выступы и впадины с шагом 1,5 мм. Локальную деформацию со степенью  $\varepsilon = 40\%$  проводили при -80 °С (ниже точки  $M_s$ ). Для дополнительного упрочнения осуществляли общую деформацию с обжатием 15–20 % при 200 °С (выше точки  $M_s$ ). Строчечное расположение мартенсита в аустенитной матрице было выявлено методом магнитной металлографии. Деформация позволяет при необходимости изменять стабильность аустенита по отношению к деформационному мартенситному превращению. Например, в стали 15X13AG12MД2Ф она повышена, поэтому сначала проводили общую деформацию с  $\varepsilon = 40\%$  при 750 °С

в температурном интервале карбидообразования. В результате обеднения аустенита легирующими элементами (вследствие выделения карбидов) стабильность аустенита снизилась. Локальная деформация в профилированных валках со степенью  $\varepsilon = 20\%$  при -70 °С привела к образованию в деформированных участках до 50 % мартенсита. Температурный интервал деформации при дифференцированной обработке должен выбираться с учетом стабильности аустенита [12].

При использовании профилированных валков для локальной деформации лист становится неоднородным по толщине, что во многих случаях недопустимо. Получение однородного по толщине листа возможно в случае дифференцированной обработки, состоящей из общей деформации и локального термического воздействия на металл. Широкие возможности в реализации рассматриваемого принципа открывают способы дифференцированных обработок сплавов за счет сочетания общей обработки всего объема материала обычными способами и использования источников концентрированной энергии, в частности, лазерного и электронного лучей, воздействующих на локальные его участки. Объектом исследования служили стали различных структурных классов. Лазерную обработку проводили на установке ЛПН-702, представляющей собой лазер непрерывного действия с выходной мощностью 800 Вт. Электронно-лучевая обработка (ЭЛО) осуществлялась на установке У 250 А с электронной пушкой У 530 М. Ускоряющее напряжение составляло 30 кВ. Плотность поглощенной мощности изменялась от  $1 \cdot 10^4$  до  $6,8 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup>. Общая деформация аустенитной стали 15X13AG12MФСД ( $M_s < -196$  °С) при -70 °С с суммарным обжатием 50 % позволила получить ~ 80 % мартенсита во всем объеме, что способствовало упрочнению стали. Локальный нагрев в заданных участках до 750 °С обеспечил развитие в них  $\alpha' \rightarrow \gamma$ -превращения. Таким образом, было получено чередование высокопрочных мартенситно-аустенитных и пластичных аустенитных участков, расположенных параллельно продольной оси образцов. При сохранении прочностных свойств на уровне холоднотемперированного состояния ( $\sigma_{0,2} = 1100$  Н/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_s = 1350$  Н/мм<sup>2</sup>) эта сталь после дифференцированной обработки имела повышенную пластичность ( $\delta = 20\%$  вместо 10 % после холодной деформации) [17]. Высокий уровень прочностных и пластических свойств получен в аустенитной стали 60H20 ( $M_s = -50$  °С) после дифференцированной обработки, включающей общую деформацию при отрицательных температурах (-70 °С), и локальный нагрев до завершения  $\alpha'' \rightarrow \gamma$ -превращения. Чередование полос шириной 1,5 мм с мартенситно-аустенитной и аустенитной структурами позволяет получить в продольном направлении следующие свойства:  $\sigma_{0,2} = 1380$  МПа,  $\sigma_s = 1800$  МПа,  $\delta = 19\%$ . Это выше, чем в образцах с равномерным распределением мартенсита такого же количества, полученного термической обработкой ( $\sigma_{0,2} = 1230$  МПа,

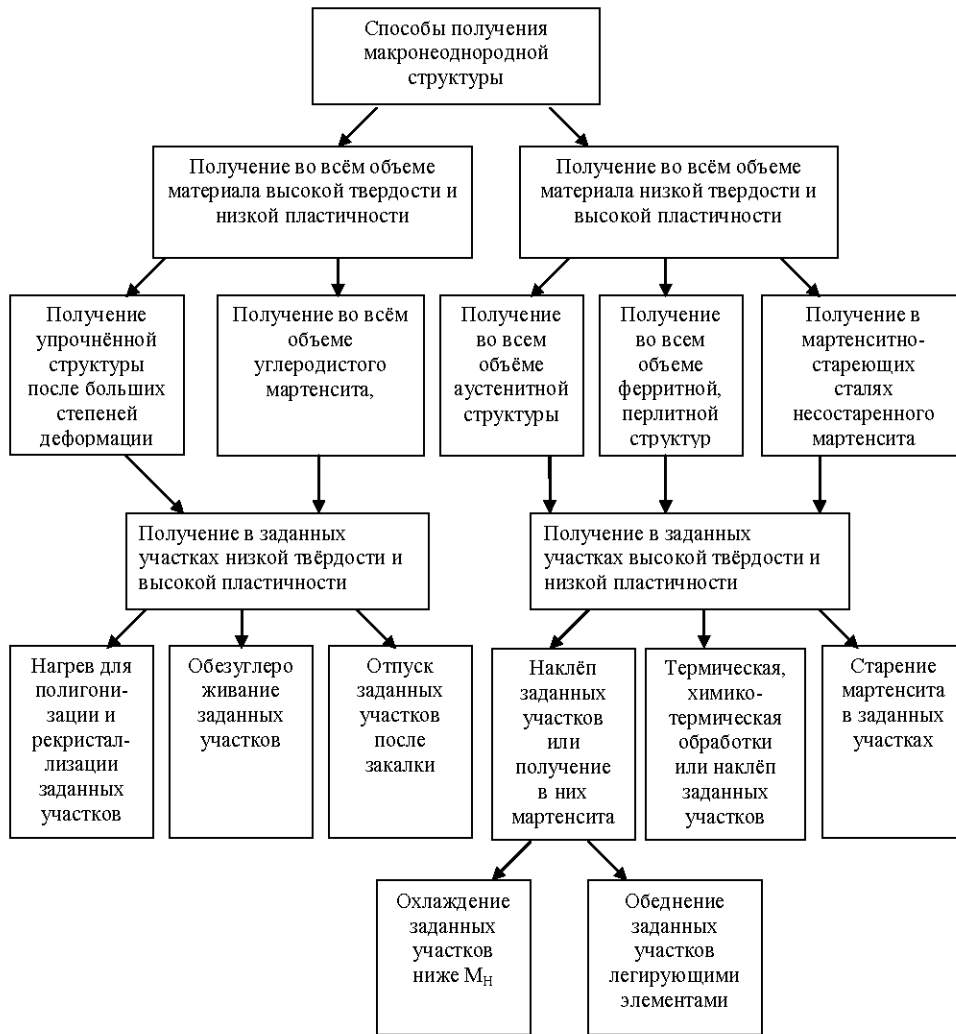


Рис. 1. Различные способы дифференцированной обработки

$\sigma_s = 1710 \text{ МПа}$ ,  $\delta = 6\%$ ). Можно полагать, что повышенная пластичность образцов с регулярной макронеоднородной структурой обусловлена не только наличием пластичных прослоек аустенита, но и протеканием мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha''$  превращения при нагружении.

Рассмотрим получение дифференцированной структуры сочетанием общей термообработки, обеспечивающей получение преимущественно мартенситной структуры во всем объеме сплава, и локальной, вызывающей её разупрочнение. Объемная термообработка может осуществляться либо обычной закалкой, если  $M_n$  выше комнатной температуры, либо закалкой с последующей обработкой холодом, если  $M_n$  ниже неё. Локальная термообработка предусматривает нагрев, приводящий к отпуску мартенсита или его переходу в аустенит. Цели общей и локальной обработок могут быть и противоположными. В результате общей термообработки получают пластичную структуру, а прочную и твердую – после локальной закалки. Примером является получение в результате общей термической обработки сорбита отпуска, а мартенсита – после локальной закалки. Образцы из стали 45 толщиной 2 мм

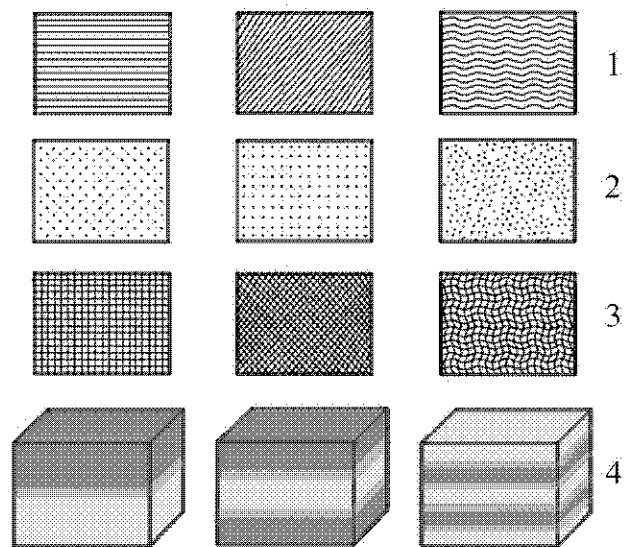


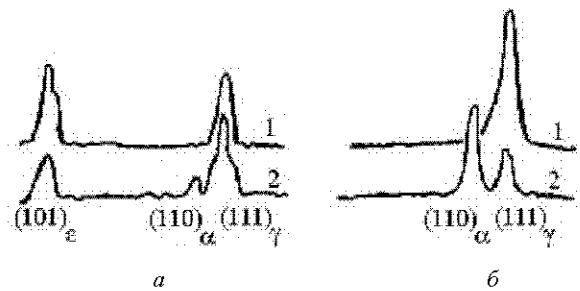
Рис. 2. Виды дифференцированной структуры: 1 – линейчатая; 2 – точечная; 3 – сетчатая; 4 – слоистая



после закалки и низкого отпуска имеют повышенные прочностные свойства ( $\sigma_{0,2} = 1250$  МПа,  $\sigma_s = 1400$  МПа), но низкую пластичность ( $\delta = 4$  %). Высокий отпуск закаленной стали при  $650$  °С приводит к существенному снижению прочностных свойств ( $\sigma_{0,2} = 525$  МПа,  $\sigma_s = 750$  МПа), но повышению пластичности ( $\delta = 17$  %). Дифференцированная обработка с использованием локального нагрева, в результате которой структура отпущенного мартенсита чередуется с сорбитом отпуска, обеспечила получение промежуточных значений прочности и пластичности ( $\sigma_{0,2} = 1050$  МПа,  $\sigma_s = 1200$  МПа,  $\delta = 10$  %). Показана возможность получения на поверхности мартенситно-стареющих сталей дифференцированной структуры, состоящей из прочных и пластичных участков состаренного и не состаренного мартенсита. Объектом исследования были стали 03Н24ТЮ, 03Н20МЗТЮ, 06Х16Н4МД. При оптимальных режимах локального лазерного нагрева после предварительной объемной закалки от  $860$  °С в них микротвердость достигает, соответственно  $H_{0,980}$  5900, 6400 и 5100 МПа. Это выше, чем после объемного старения ( $H_{0,980}$  5200, 5500 и 4000 МПа). В том случае, когда общая обработка мартенситно-стареющих сталей включала закалку и старение на максимальную твердость, лазерная – приводила к существенному снижению микротвердости за счет образования свежезакаленного мартенсита.

Метастабильные аустенитные стали 30Х10Г10, 40Х14АГ12Ф2, 120Г6Ф2 после общей закалки от  $900$  °С и локального лазерного воздействия по оптимальному режиму имели микротвердость  $H_{0,980}$  6140, 6700 и 7200 МПа соответственно. Это обусловлено не только наклепом аустенита, но и образованием мартенсита, что подтверждается данным рентгеновского анализа. Это было обнаружено впервые в работах [12–13]. Даже в стали 110Г13 с повышенной стабильностью аустенита лазерное воздействие вызывает образование небольшого количества мартенсита. Дифрактограммы, приведенные на рис. 3, а, б, иллюстрируют различие в количестве образовавшегося мартенсита после лазерной обработки в сталях 110Г13 и 120Г6Ф2. Большая стабильность аустенита в первой стали, чем во второй обуславливает и более низкий уровень её упрочнения под воздействием лазера в исследованном диапазоне скоростей перемещения образцов относительно лазерного луча. Способность аустенита к мартенситному превращению при лазерной закалке зависит от предварительной общей термической обработки. В стали 120Г6Ф2 предварительная закалка от  $900$  °С позволяет после лазерной обработки получить микротвердость  $H_{0,980}$  7200 МПа. Это существенно выше, чем после закалки от  $1100$  С ( $H_{0,980}$  5600 МПа), когда из-за более полного растворения карбидов устойчивость аустенита к мартенситному превращению выше, чем в предыдущем случае. Уменьшению стабильности аустенита и увеличению микротвердости после лазерной обработки способствует также предва-

рительное старение. В стали 120Г6Ф2 после старения при  $650$  °С 1 ч лазерная обработка позволяет обеспечить наиболее высокое значение микротвердости ( $H_{0,980}$  8400–9000 МПа). В результате можно получить мартенситные участки высокой твердости, чередующиеся с аустенитными низкой твердости. Аналогичный результат наблюдается и в метастабильных аустенитных сталях 30Х10Г10 и 120Г6Ф2 после электроно-лучевой обработки.



**Рис. 3.** Дифрактограммы сталей 110Г13Л(а), 120Г6Ф2 (б) до (1) и после (2) лазерной обработки

Новые широкие возможности открывают способы дифференцированных обработок, включающих сочетание термообработки всего объема металла и расплавления заданных его участков с использованием источников концентрированной энергии. В сталях 09Г2ФБ, 13ГС и 35ХМЛ, прошедших нормализацию, была проведена лазерная и электроно-лучевая обработки заданных участков с их расплавлением [18]. После охлаждения в них был получен мартенсит. Образование его обусловлено высокой скоростью охлаждения за счет интенсивного теплоотвода холодным металлом. В зависимости от вида источника концентрированной энергии и режимов обработки глубина упрочненных участков может изменяться от 0,5 до 4,0 мм. Заключительной обработкой является общий низкий отпуск для снятия внутренних напряжений. Для еще большего повышения твердости и износостойкости армированных участков целесообразно легировать расплавляемый источниками концентрированной энергии металл элементами, увеличивающими твердость мартенсита и образующими упрочняющие фазы (карбиды, нитриды, бориды и др.). В стали 40Х после предварительной цементации всей поверхности при  $930$  °С в течение 4 ч, последующей электроно-лучевой обработки с расплавлением заданных участков и общего низкого отпуска получена микротвердость  $H_{0,980} = 8000$ – $12000$  МПа. Эти значения существенно выше, чем после аналогичной обработки без цементации ( $H_{0,980} \sim 5000$ – $5500$  МПа). Наиболее высокие значения микротвердости ( $H_{0,980} = 13000$ – $15000$  МПа) получены в случае борирования заданных участков при предварительном нанесении на них пасты, содержащей карбид бора, и последующем их расплавлении источником концентрированной энергии. Глубина участков

при использовании лазерного луча составляла 0,6–1 мм, (в зависимости от режимов обработки). В мартенситной матрице обнаружены бориды FeB и Fe<sub>2</sub>B и небольшое (< 10 %) количество остаточного аустенита [16].

Несомненный интерес представляет армирование сталей 30X10Г10 и 110Г13Л путем переплава заданных участков электронным лучом на глубину до 4 мм, что приводит к образованию в структуре мартенсита и повышению микротвердости до  $H_{0,0980} = 5500\text{--}6000$  МПа. Это обусловлено уменьшением содержания марганца и углерода, поскольку переплав проводится в вакууме. Эффективно для этой цели использовать присадочный материал в виде проволоки, ленты, порошка из низкоуглеродистых нелегированных или низколегированных сталей [18].

В ряде случаев необходимо твердую матрицу (например, мартенситную) армировать мягкими, пластичными участками, которые могут тормозить развитие трещин. Для этого в качестве присадочных следует использовать материалы, содержащие элементы (Mn, Ni, Cu, Cr и др.), понижающие мартенситную точку до отрицательных температур. Это позволяет в заданных участках, подвергнутых расплавлению, получить структуру аустенита. Эффективно в заданных участках механической обработкой (сверлением, фрезерованием и др.) делать углубления заданной формы и размеров, заполнять их вставками или порошками из износостойких сплавов, а затем подвергать их расплавлению. Расплавляться могут специально изготовленные вставки из отходов, например, инструментальных сталей Р6М5, Х12М и др. При больших размерах армирующих вставок расплавление производится лишь по их краям, контактирующим с основным металлом. С учетом требований к свойствам армированных материалов проводят предварительную и заключительную общую обработку.

С использованием рассматриваемого принципа могут быть получены многослойные дифференцированные структуры [19, 20]. На рис. 4 показана слоистая структура, полученная в стали 03Н24ТЮ после цементации и закалки. Для этого используют градиентную обработку, в том числе скоростной нагрев в печи, лазерным или электронным лучами, а также плазменной струей. Могут применяться химико- и дефор-

мационно-термическое воздействие на материал. Последующую обработку проводят на меньшую глубину, чем предыдущую. Так в мартенситно-стареющей стали 03Н24ТЮ многослойная структура, представляющая чередование слоев состаренного и не состаренного мартенсита, получена последовательным проведением закалки и старения. После закалки во всем объеме создают структуру низкоуглеродистого мартенсита невысокой твердости. Затем осуществляют градиентный нагрев поверхности до температуры, обеспечивающей старение мартенсита на заданную глубину. При этом твердость поверхности возрастает более, чем в 2 раза. После этого вновь осуществляют закалку, но на глубину меньшую, чем зона состаренного мартенсита. Дифференцированная обработка деталей из метастабильной аустенитной стали 120Г7Ф, у которых рабочая поверхность должна обладать высокой абразивной износостойкостью, а нерабочая – повышенной ударной вязкостью, проводится следующим образом. Вначале осуществляют закалку всей детали от 1000–1050 °С в воду, после предварительного нагрева и выдержки при 550 °С 1–2 ч, отпускают при 300 °С в течение 2 часов. Это придает требуемые свойства нерабочей части за счет повышения стабильности аустенита. Затем рабочую поверхность дополнительно отпускают при 650 °С. В результате стабильность аустенита снижается из-за выделения карбидов ванадия, армирующих его. Это повышает абразивную износостойкость деталей [20].

В работе [21] показана возможность получения за счет дифференцированной обработки термобиметалла. На сплаве НЗ2 применением объемной закалки от 1100 °С и охлаждением в жидком азоте получено ~ 80 % мартенсита. После обработки поверхности лазером на глубину 1–3 мм образовалась аустенитная структура вследствие  $\alpha' \rightarrow \gamma$  - превращения. Последующим нагревом до 470 °С со скоростью 0,2 °/мин создают микрохимическую неоднородность по никелю в мартенсите, а затем бездиффузионным нагревом на 600 °С (выдержка 10 мин) переводят его в аустенит, сохраняя в последнем эту неоднородность. В результате получают монолитный материал, состоящий из двух слоев с различными коэффициентами термического линейного расширения. Его большие значения имеет микрон неоднородный аустенит. Полученный термобиметалл выдерживает большие изгибные усилия.



Рис. 4. Многослойная структура мартенситно-стареющей стали 03Н24ТЮ × 800

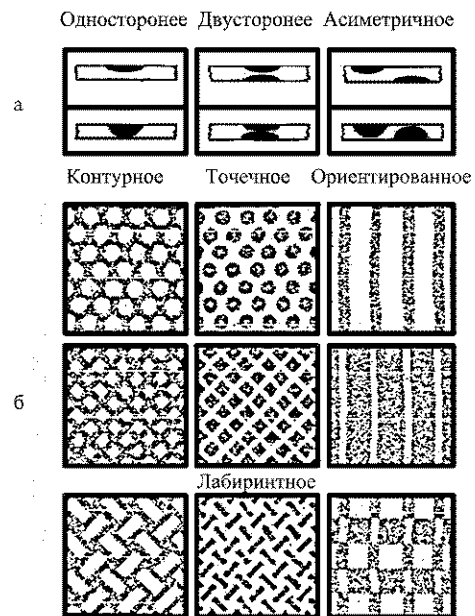
В ряде публикаций показана целесообразность дифференцированных обработок и получения макроскопических градиентов структурно-фазового состояния для повышения износостойкости деталей и инструментов. Авторы работы [22] установили, что наибольшая износостойкость стержней клапанов из 40X10C2M стали после лазерной обработки поверхности имеет место, когда закалка осуществляется отдельными винтовыми дорожками шириной 2 мм с шагом 6 мм и углом наклона 45°. При трении качения с проскальзыванием и принудительной подачей в зону контакта смазки лазерное упрочнение поверхности стали в виде отдельных полосок позволяет в 5–10 раз повысить износостойкость и несущую способность трибосопряжений по сравнению со стандартной закалкой и отпуском [23]. Значительный эффект повышения износостойкости обеспечило создание чередующихся твердых и мягких структур на поверхности чугуновых деталей [24]. В чугунах с ферритной металлической основой оптимальная площадь локальных участков, полученных после лазерной закалки, составляет 5–10 %. В случае перлитной структуры аналогичные участки с высокой микротвердостью должны занимать 20–25 %. Испытания гильз цилиндров автомобиля ЗИЛ-130, обработанных для получения твердых и мягких чередующихся структур, показали увеличение износостойкости в 2,0–2,5 раза по сравнению с таковой у гильз из такого же состава при обычно принятой объемной обработке. Изучение лазерной закалки втулок цилиндров тепловозов из чугуна СЧХНМД показало, что расположение упрочненных дорожек под углом 45° к направлению движения повышает износостойкость деталей в 1,5 раза, а сопротивление задиру в 1,3 раза по сравнению с уровнем, обеспечиваемым применением обработки по серийной технологии [25]. Согласно данным работы [26], применительно к упрочнению массивных деталей из чугуна (направляющих станков, плит, валков), перспективно использование плазменной обработки, обеспечивающей нанесение упрочненных дорожек шириной до 15 мм и толщиной до 5 мм. При оптимальном сочетании площади неупрочненных и упрочненных участков достигается повышение износостойкости плоских деталей не менее, чем в 3 раза. При упрочнении валков диаметром 200–250 мм, предназначенных для измельчения зерна (пшеницы, ячменя, кукурузы), более предпочтительно перекрестное перемещение плазмотрона под углом 45° к осевой линии. При этом получают между упрочненными участками мягкие, размер которых примерно равен размеру единичного зерна. В этом случае наряду с повышением износостойкости валков в 2–2,5 раза улучшается захват зерна и повышается производительность измельчения.

Получать на поверхности стали локальные цементированные участки можно науглероживанием с использованием дисперсных углеродных материалов, наносимых на поверхность стали с помощью скорос-

тного электроконтактного нагрева на машинах для точечной сварки [27]. Аналогичный результат реализуется и в том случае, когда вся поверхность подвергается химико-термической обработке, а затем заданные участки закалывают, используя источник концентрированной энергии (лазерный, электронный лучи) [16]. Показана возможность и целесообразность получения регулярной макронеоднородной структуры азотированием стали 13X11H2B2MФШ в тлеющем разряде с полым катодом [28].

Дифференцированные обработки оказались эффективны для повышения долговечности рельсов [29]. Разновидностью дифференцированных обработок, обеспечивающих получение регулярных макроскопических градиентов структурно-фазового состояния является термическое армирование проката [30]. Суть его заключается в избирательном охлаждении заданных участков металла после аустенинизации. Армирование может быть с равномерным или ориентированным расположением упрочненных участков. Их минимальный размер составляет 10–15 мм, а с учетом переходной зоны – 25–30 мм. Расстояние между упрочненными участками варьируется от 20–80 мм, а их суммарная площадь составляет 20–80 % от общей площади. На рис. 5 приведены различные варианты распределения упрочненных и неупрочненных участков. Термическое армирование может быть использовано при производстве листа, фасонного проката и труб. Такой прокат должен обладать повышенной надежностью.

Авторами работы [31] разработана термоциклическая электролитно-плазменная технология упрочнения (ТЦЭПТ) поверхности крупногабаритных изделий



**Рис. 5.** Схемы расположения упрочненных (темных) и неупрочненных (светлых) участков, получаемых термическим армированием: *а* – армирование по толщине; *б* – армирование по поверхности [30]

(например, буровых штанг). В результате на поверхности изделия происходит формирование участков, имеющих толщину твердого слоя 6–10 мм. Эти участки, имеющие твердость до 60 HRC обеспечивают повышение абразивной износостойкости поверхностного слоя. Неупрочненные промежутки между твердыми участками служат для релаксации напряжений. Промышленные испытания буровых штанг, упрочненных ТЦЭШ, показали увеличение их работоспособности в 2–3 раза. Дифференцированная обработка эффективна также для инструментов небольшого сечения, выходящего из строя из-за поломок. В этом случае объемная термическая обработка направлена на повышение пластичности при снижении твердости по сравнению с обычно принятой. Напротив, участки рабочей поверхности инструмента, подвергающиеся интенсивному изнашиванию, упрочняют с помощью локального избирательного воздействия до более высоких значений твердости, чем при серийной технологии [32].

В работе [33] показана эффективность повышения износостойкости керамических режущих инструментов на основе нитрида кремния за счет нанесения на их поверхность дискретных нитридотитановых покрытий, единичный фрагмент которых представляет собой квадрат 0,2×0,2 мм. Расстояние между фрагментами 0,13 мм. В результате износостойкость инструментов повышается в несколько раз по сравнению с таковой в случае нанесения сплошного покрытия, что объяснено аномально высокой адгезиозно-когезиозной стойкостью отдельных участков покрытия.

Приведенные в данной статье разнообразные способы дифференцированной обработки для получения макроскопических градиентов структурно-фазового состояния показывают перспективность этого направления для повышения свойств материалов или получения в них новых свойств.

### Выводы

1. Показана высокая эффективность применения дифференцированных обработок для получения хорошего сочетания механических свойств сталей, повышения долговечности деталей машин и инструментов, а также создания в одном материале участков с различными физическими свойствами.

2. В ряде случаев целесообразно проводить местное (локальное) изменение химического состава заданных участков сплава, в том числе за счет их расплавления, что позволяет при необходимости в широких пределах варьировать их структуру и свойства.

3. Увеличивающееся с каждым годом количество публикаций по разработке и внедрению новых способов дифференцированных обработок свидетельствует о большой перспективности этого направления в материаловедении.

### Список литературы

1. Фруль В. А. Обзор способов получения функциональных градиентных материалов / В. А. Фруль, С. В. Фруль //

- Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2006. – № 6. – С. 29–31.
2. А. с. 473752 СССР, МКИ С 21 Д 7/14. Способ обработки стали / Малинов Л.С., Соколов Б.К., Соколов К.Н. и др. ; заявл. 21.02.74, № 1998204/22-2 ; опубл. 14.06.75, Бюл. № 22.
  3. А.с. 6217562 СССР, МКИ С 21 Д 7/14. Способ обработки аустенитно-мартенситных сталей / Малинов Л.С., Коноп В.И., Соколов К.Н. ; заявл. 20.02.75, № 2110739/22-02. ; опубл. 30.08.78, Бюл. № 32.
  4. А.с. 630298 СССР, МКИ С 21 Д 7/14. Способ обработки стали / Малинов Л.С., Соколов Б.К., Смирнов Л.В. и др. ; заявл. 21.02.75, № 2108173/22-02 ; опубл. 30.10.78, Бюл. № 40.
  5. А.с. 1534065 СССР, МКИ С21 Д 1/09. Способ обработки изделий / Малинов Л.С., Лисакович А.В., Агарков В.Я. ; заявл. 23.02.88, № 4422676/31-02. ; опубл. 07.01.90, Бюл. № 1.
  6. А.с. 1743196 СССР, МКИ С 21 Д 1/09, 1/78. Способ дифференцированной обработки сталей / Малинов Л. С., Харланова Е. Я., Агарков В. Я. ; заявл. 02.04.90, № 4807551/02. ; не публ.
  7. Пат. України UA13960 А, С 21 Д 1/09. Спосіб армування сталей / Малинов Л.С., Харланова Е.Я., Зареченський А.В. і др. ; заявл. 05.05.93, № 93121865. ; опубл. 25.04.97. Бюл. № 2.
  8. Пат. України UA 21253 А, С 21 Д 1/02. Спосіб обробки сталей / Малинов Л. С., Харланова Е. Я. ; заявл. 07.09.93, № 93006515. ; опубл. 27.02.98. Бюл. № 1.
  9. Пат. України UA 252264 А, С 21 Д 1/02, С 21 Д 1/73. Спосіб одержання металу з регулярною диференційованою макроструктурою / Малинов Л. С. ; заявл. 12.11.97, №97073505. ; опубл. 25.12.98. Бюл. № 6.
  10. Пат. України UA 252265 А, С 21 Д 1/02, С 21 Д 1/73. Спосіб одержання металу з регулярною диференційованою макроструктурою Малинов Л.С. ; заявл. 04.11.97, №97073506 ; опубл. 25.12.98. Бюл. № 6.
  11. Получение высоких прочностных и пластических свойств двухфазной стали дифференцированной обработкой / [Л. С. Малинов, Б. К. Соколов, В. И. Коноп-Ляшко, Л. В. Смирнов] // МиТОМ. – 1980. – № 3. – С. 32–35.
  12. Малинов Л. С. Лазерная обработка марганцовистых сталей / Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, А. В. Лисакович // Тез. докл. Всесоюз. науч.-техн. конф. «Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности» (г. Запорожье). – 1986. – 145 с.
  13. Лазерная обработка железомарганцевых сталей / [Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, С. В. Дано, А. В. Лисакович] // Физика и химия обработки материалов. – 1978. – № 2. – С. 47–49/
  14. Дифференцированная обработка для получения естественно-армированных поверхностных слоев на марганцовистых сталях / [Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, М. В. Туманова и др.] // МиТОМ. – 1991. – № 3. – С. 8–10.
  15. Армирование поверхности сталей за счет применения дифференцированной обработки / [Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, А. В. Зареченский и др.] // Изв. вузов Черной металлургии. – 1992. – № 4. – С. 37–39.
  16. Армирование поверхности сталей за счет локальной химико-термической обработки с использованием источников концентрированной энергии / [Л. С. Мали-

- нов, Е. Я. Харланова, А. В. Зареченский и др.] //Металлургическая и горно-рудная промышленность. – 1995. – № 3. – С. 27–29.
17. Малинов Л.С. Получение макронеоднородной регулярной структуры в сталях методами дифференцированной обработки / Л. С. Малинов // МиТОМ. – 1997. – № 4. – С. 7–11.
  18. Малинов Л. С. Армирование сталей за счет сочетания общей термообработки и расплавления участков металла с использованием источников концентрированной энергии / Л. С. Малинов // Процессы литья. –1997. – № 4. – С. 54–57.
  19. Малинов Л. С. Получение многослойной регулярной дифференцированной макроструктуры /Л. С. Малинов // Тез. докл. 5 региональной науч.-техн. конф. (г. Мариуполь, 20-23 апреля 1998 г.). – Мариуполь, 1998. – 7 с.
  20. Малинов Л. С. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Мариуполь : Изд-во «Рената», 2009. – 568 с.
  21. Косичина И. И. Применение лазерной обработки для получения тербиметаллов из метастабильных аустенитных инварных сплавов / И. И. Косичина, С. В. Косичин, В. В. Сагарадзе // МиТОМ. – 1992. – № 6. –С. 21–22.
  22. Андросов А. П. Лазерная закалка клапана дизельного двигателя / А. П. Андросов, С. И. Алексеенко, И. В. Бояркин // Новые материалы и упрочняющие технологии на основе прогрессивных методов термической и химико-термической обработки в автостроении : тез. докл. Всесоюз. конф. (г. Тольятти, 23–24 сентября 1986 г.). – М. : 1986. – С. 153–154.
  23. Дроздов Ю. Н. Модифицирование и упрочнение поверхности трения лазерной обработкой / Ю. Н. Дроздов, В. А. Гурьев // Вестник машиностроения. – 1988. – № 6. – С. 3–6.
  24. Влияние схемы упрочнения гильз лазерным излучением на износостойкость / [В. М. Андрияхин, В. А. Васильев, В. К. Седунов, Н. Т. Чеканова] //МиТОМ. – 1982. – № 9. – С. 41–43.
  25. Асташкевич Б. М. Лазерное упрочнение втулок цилиндров тепловозных двигателей / Б. М. Асташкевич, С. С. Воинов, Е. А. Шур // МиТОМ. – 1985. – № 4. – С. 12–15.
  26. Самогутин С. С. Технологические основы нанесения упрочняющих покрытий дискретного строения на изделия из чугуна / С. С. Самогутин, Б. А. Ляшенко, Ю. С. Самогутина // Сб. научных трудов, посвященный 100-летию со дня рождения проф. К.Н. Соколова. – Мариуполь : ПГТУ, 2007. – С. 161–172.
  27. Жуков А. А. Использование дисперсных углеродных материалов для поверхностного науглероживания сталей // Новые материалы и ресурсосберегающие технологии термической и химико-термической обработки – основа повышения долговечности деталей машин и инструмента / А. А. Жуков, А. Ю. Осадчук, А. В. Бондаренко // Тез. докл. Межд. конф. (г. Телави, 27–29 октября 1987 г.). – М. : 1987. – С. 68–69.
  28. Рамазанов К. Н. Ионное азотирование в неоднородной плазме тлеющего разряда / К. Н. Рамазанов, Д. З. Ишмухаметов, Н. С. Садкова // Вестник УГАТУ. – 2011. – Т. 15. – № 3(43). – С. 67–71.
  29. Формирование градиентной структуры при дифференцированной закалке рельсовой стали / [В. В. Грачев, В. Д. Сарычев, В. И. Петров, В. Е. Громов] // МиТОМ. – 2001. – № 11. – С. 38–39.
  30. Подгайский М. С. Термическое армирование проката / М. С. Подгайский // МиТОМ. –1992. – № 10. – С. 20–23.
  31. Тюрин Ю. Н. Ресурсосберегающая, термоциклическая технология упрочнения поверхности крупногабаритных изделий / Ю. Н. Тюрин, М. Л. Жадкевич, С. И. Голованенко // Сб. докл. 2-й Междунар. конф. «Оборудование и технология термической обработки металлов и сплавов». – Харьков : ННЦ «ХФТИ» ИПЦ «Контраст», 2006. – С. 107–111.
  32. Дифференцированная обработка сталей с использованием лазера / [Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, А.А. Колечко и др.] // Новые материалы и упрочняющие технологии на основе прогрессивных методов термической и химико-термической обработки в автостроении (г. Тольятти, 22-24 сентября 1986 г.). – М., 1986. – 152 с.
  33. Гнесин Г. Г. Износостойкость керамических режущих инструментов на основе нитрида кремния со слоистыми и дискретными нитридотитановыми покрытиями / Г. Г. Гнесин, Б. А. Ляшенко // Порошковая металлургия. – 1997. – № 11–12. – С. 93–97.

Одержано 11.09.2012

**Малинов Л.С. Дифференційовані обробки сплавів для підвищення їх властивостей – перспективний напрям у матеріалознавстві**

*Узагальнені результати досліджень у запропонованому автором ще в 70-х роках минулого століття в перспективному напрямку, що реалізується в даний час зі створення у сплавах різних структурних класів регулярної макронеоднорідної структури. Це досягається застосуванням дифференційованих обробок, що створюють градієнти структурно-фазового стану, чому відповідає чергування в заданій послідовності ділянок з різною структурою, механічними і фізичними властивостями.*

**Ключові слова:** дифференційовані обробки, градієнти структурно-фазового стану, макронеоднорідна структура, сталь, чавун, аустеніт, мартенсит.

**Malinov L. Differentiated treatments of alloys for their properties increasing is new perspective direction in materials science (review)**

*The results of researches are generalized in offered by author at 70<sup>th</sup> of the last century and the perspective direction realized presently on creation in the alloys of regular macroheterogeneous structure. It is achieved by application of the differentiated treatments, creating the gradients of the structure-phase state, what corresponds to alternation of set sequence of areas with a different structure, mechanical and physical properties.*

**Key words:** the differentiated treatments, gradients of structure-phase state, macroheterogeneous structure, steel, cast-iron, austenite, martensite.

Канд. техн. наук М. П. Рудь, канд. техн. наук М. О. Бондаренко,  
канд. техн. наук Ю. І. Коваленко, І. В. Яценко,  
канд. техн. наук Є. Я. Губар, д-р техн. наук Г. В. Канашевич

Державний технологічний університет, м. Черкаси

## ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ФОРМУВАННЯ СТРІЧКОВОГО ЕЛЕКТРОННОГО ПОТОКУ ДЛЯ МІКРООБРОБКИ ПОВЕРХОНЬ МАТЕРІАЛІВ

*Розроблено методику дослідження електронного потоку стрічкової форми, яка складається з частин зондування електронного потоку та дослідження зон термічного впливу на металевій і скляній поверхнях. Досліджено залежності просторово-енергетичних характеристик стрічкового електронного потоку від технологічних параметрів.*

**Ключові слова:** електронно-променева мікрообробка, зондування електронного потоку, взаємодія електронного потоку з поверхнею.

### Вступ

На сьогодні концентровані потоки енергії знаходять дедалі ширше застосування у прецизійних технологіях обробки матеріалів [1–5]. Однією з таких технологій є електронно-променева поверхнева мікрообробка оптичного скла. Застосування електронного променя як інструмента з гнучким керуванням його потужністю, формою та траєкторією надали практичну можливість ефективно вплинути на поверхневий шар (ПШ) матеріалів з різною електропровідністю, у тому числі на нанорельєф та структуру порушеного шару, які утворилися після різних видів фінішної обробки [6–12].

Нами достатньо апробований спосіб обробки оптичного і технічного скла електронами, енергія яких не перевищує 10 кеВ. Окремі результати висвітлені в роботах [13–25]. Серед переваг цього способу слід відзначити: 1) високі гнучкість керування параметрами електронного потоку та сумісність з технологіями мікроелектроніки й інтегральної оптики; 2) екологічна чистота; 3) рафінування та спрямоване модифікування поверхневого шару оптичного матеріалу за коефіцієнтом заломлення, мікротвердістю, хімічним складом шляхом термоелектричного впливу на дефектний шар; 4) кероване розчинення дефектного шару оптичного скла під локальним впливом температур 1000...1300 °С, які створені електронним потоком та утворення при охолодженні монолітної бездефектної структури ПШ глибиною до 160 мкм і зменшеним нанорельєфом поверхні до значень  $R_z = 1,5...3,5$  нм.

Для розширення вже досягнутих технологічних можливостей [13–18] та подальшого використання цього способу у прецизійній обробці матеріалів з різною електропровідністю (провідників, напівпровідників та діелектриків), одним з головних завдань, на рівні з технологічними умовами, постає завдання фор-

мування стабільного стрічкового потоку електронів із заданими потужністю та формою розподілу енергії.

**Мета роботи:** визначення взаємозв'язку параметрів стрічкового електронного потоку з конструктивними особливостями електронної гармати та формування електронної стрічки для ефективного впливу на матеріали з різною електропровідністю.

### Обладнання, матеріали та методика досліджень

Експериментальні дослідження проводилися на модернізованій вакуумній установці УВН-74ПЗ, яка містить печі нагріву та охолодження, арматуру для утримання та руху об'єктів обробки, електронно-променевою гарматою Пірса з дротяним вольфрамовим катодом (діаметр катоду 0,4 мм, довжина дроту 90 мм). При розжарюванні катод випромінює електрони, які прискорюються електростатичним полем, проходять через щілину анода (довжина щілини дорівнює 80 мм, ширина може змінюватися у межах 1...4 мм) і спрямовуються на зразок. Електричні характеристики гармати: струм катода  $I_k = 10...50 \text{ A} \pm 15\%$ ; діапазон прискорювальних напруг –  $U_{прис} = 0...10 \text{ кВ} \pm 2...3\%$ ; діапазон струму потоку  $I_{пот} = 50...400 \text{ mA} \pm 1...5\%$ . Залишковий тиск у вакуумній камері після відкачки повітря і при роботі гармати становить  $p_0 = (3...5) \cdot 10^{-4}$  Па. Відстань від електронної гармати до об'єкта обробки може змінюватися в необхідних межах  $H = 10...60 \text{ мм} \pm 0,1 \text{ мм}$ . Прискорювальна напруга до 10 кВ забезпечує енергію електронам, якої достатньо для розігріву поверхні матеріалу у вакуумі до температур 800...1500 °С. Як матеріал обробки використано пластини силікатного технічного скла товщиною 2 мм (фотопластини без емульсії), пластини товщиною 2 мм зі сталі 12Х18Н10Т та сітка зі сталі Х18Н10Т (крок комірки 60 мкм, діаметр дроту сітки 60 мкм). Об'єкт обробки

може переміщуватися під гарматою зі швидкістю  $v_{\text{пот}} = 0 \dots 20$  см/с. Схеми обробки поверхонь об'єктів стрічковим електронним потоком представлена в [9, 13, 14].

Якість мікрообробки визначається станом технологічного середовища (залишковим тиском, температурою нагріву та охолодження виробів), досконалістю інструмента обробки – електронної гармати та електронного потоку, а також обладнанням і програмним продуктом, які забезпечують гнучкі та якісні режими мікрообробки. Поверхня матеріалу оплавляється електронним потоком на глибину до 200 мкм, а охолодження є кінцевою стадією формування модифікованого ПШП.

Дослідження поверхні катода, залишкового нанорельєфу поверхонь скла після електронно-променевої мікрообробки проводилося за допомогою атомно-силового мікроскопа (АСМ) «NT-206V» (виробник: ТДВ «Микротестмашины», Білорусь) за відповідними методиками з використанням кремнієвих зондів «Ultrasharp CSC12» (виробник: «Mikromasch», Німеччина). До складу прилада входять система мікропозиціонування і вбудований оптичний довгофокусуєчий

мікроскоп Logitech (виробник: «Logitech Inc», США), які дозволяють встановлювати вихідні координати на поверхні зразка при повторному дослідженні з точністю  $\pm 1$  мкм.

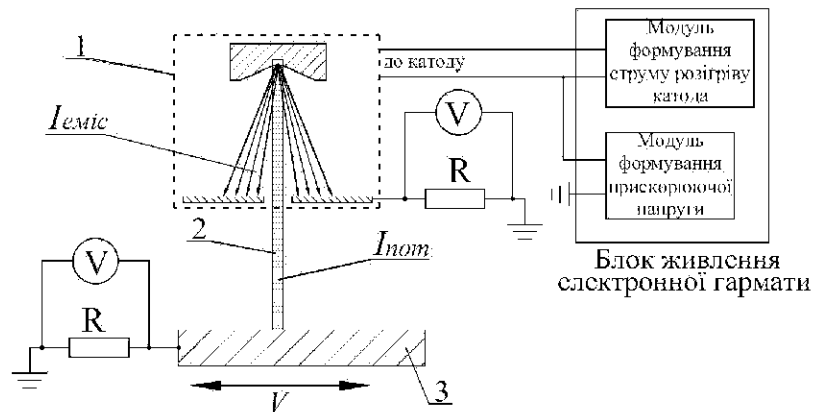
Після впливу електронів, при відносній нерухомотості гармати і об'єкта обробки, на поверхні матеріалів спостерігалися зони від термічного впливу (ЗТВ) у вигляді смуг, які досліджувалися за геометрією, кольором і слідами плавлення.

Експериментальна схема для визначення характеристик гармати наведена на рис. 1.

**Результати експерименту та їх обговорення**

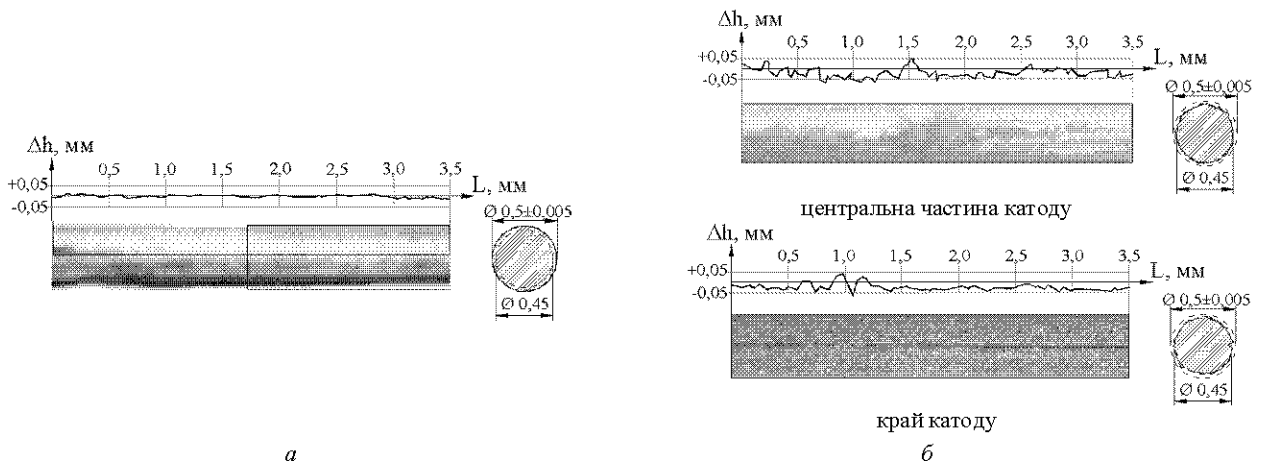
Джерелом випромінювання електронів є дротяний вольфрамовий катод діаметром 0,5 мм. До основних експлуатаційних параметрів катода відносимо: струм емісії  $I_e$ , струм розігріву катода  $I_k$ , термін служби  $t_k$ , точність юстування та ефективність катода  $\eta$  [28].

Високі температури катода ( $T = 2100 \dots 2200$  °С) та періодичний контакт з атмосферою призводить до ерозії його поверхні (рис. 2).



**Рис. 1.** Схема зондування електронного потоку стрічкової форми [26, 27]:

1 – модуль електронної гармати Пірса, 2 – стрічковий електронний потік, 3 – рухома платформа;  
 $I_{\text{пот}}$  – струм електронного потоку;  $I_{\text{еміс}}$  – струм емісії катода



**Рис. 2.** Поверхні дотяного вольфрамового катода (діаметр  $D = 0,5$  мм; довжина робочої частини  $L = 60$  мм; струм розігріву  $I_f = 30$  А; тиск  $p_0 = 0,5 \cdot 10^{-4}$  Па) до експлуатації (а) та після експлуатації (б) протягом 90 годин (78 циклів відкачування)  $\times 16$ , профілограма та зображення отримані за допомогою АСМ «NT-206V»

Ми визначили термін ефективної експлуатації д्रो-тяних вольфрамових катодів марки ВА-1 діаметром 0,1...0,6 мм в умовах технології електронно-промене-вої мікрообробки ПШ оптичних матеріалів, який становить 40...120 годин і обумовлений фізичним станом поверхні катода і визначається робочою температурою, струмом емісії, діаметром дроту, електричними харак-теристиками навантаження катода та часом його кон-такту з повітрям при технологічній розгерметизації вакуумної камери. Ефективною експлуатацією катода визначено період протягом якого його діаметр змен-шується не більше ніж на 10%. Зменшення діаметра катода пов'язане, в першу чергу, з нерівномірним ви-паровуванням матеріалу у зв'язку з непостійністю тем-ператури уздовж дроту. Ефективність катода визначає-мо, як відношення струму емісії катода до потужності, яку витрачено на його розігрів.

Характерні сліди термічної дії електронної стрічки на металевій сітці представлені на рис. 3. Більш світлі зони відповідають більшій інтенсивності дії електронного потоку. Відхилення ширини електронного потоку по довжині, відносно розміру його центральної части-ни, для відстаней  $H = 10...40$  мм не перевищує 2...5%, що дозволяє класифікувати електронний потік на по-верхні виробу як стрічку. Темна смужка в середині зони дії електронного потоку  $b'$  пояснюється наявністю двох максимумів інтенсивності дії потоку електронів, що характерно для використаної електронно-оптичної системи і підтверджено теоретичними розрахунками [29, 30] та експериментально [26, 27].

Аналогічні результати з термічного впливу потоку отримані і на металевій (12X18H10T) пластині, рис. 4.

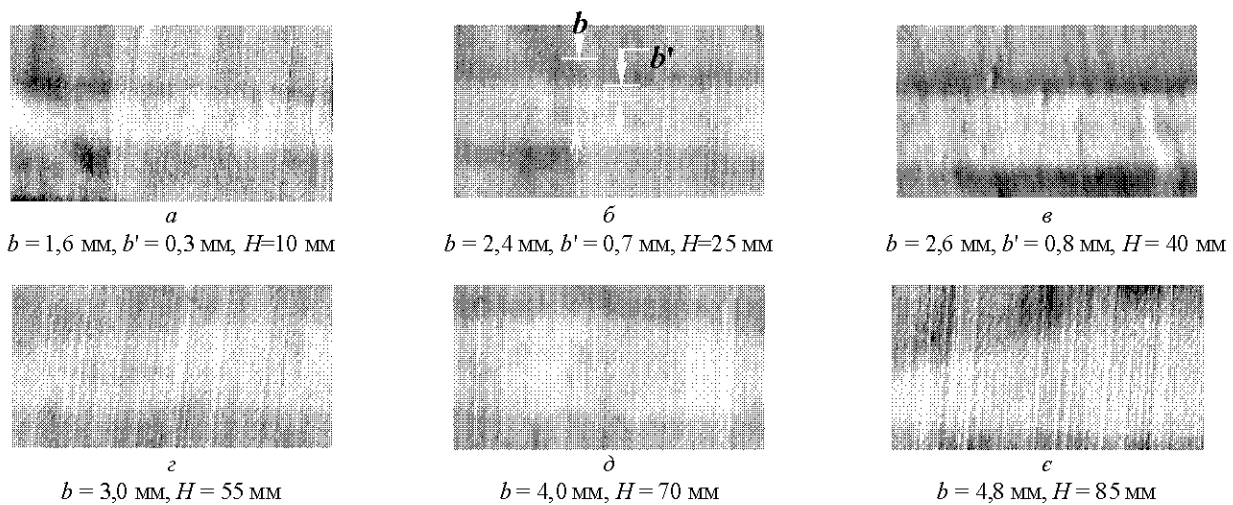


Рис. 3. Зовнішній вигляд зон термічного впливу на поверхні сітки зі сталі 12X18H10T на відстанях  $H$  від об'єкту дії до електронно-променевої гармати  $\times 5$

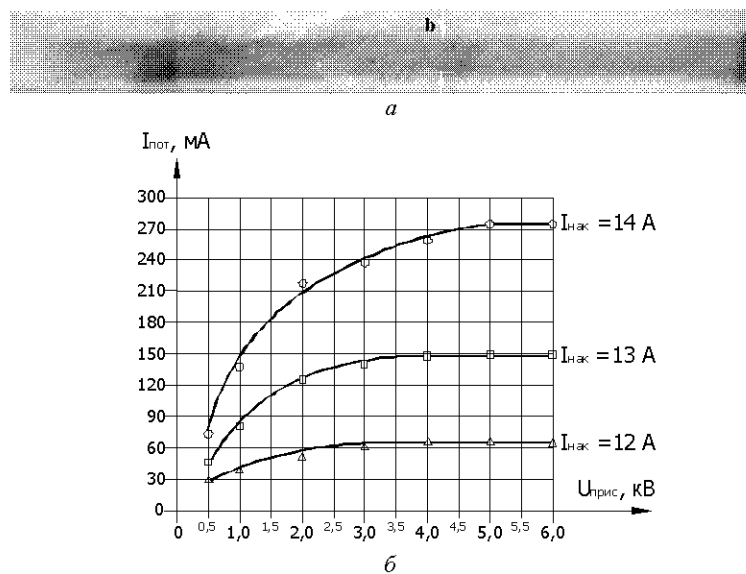
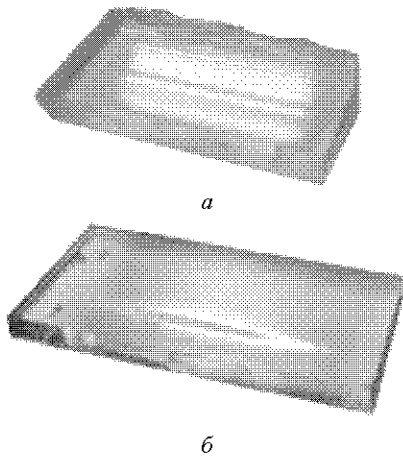


Рис. 4. Характерний вигляд ЗТВ на поверхні пластини зі сталі 12X18H10T (а) від дії електронного потоку (масштаб 10:1) та залежність струму електронного потоку  $I_{ном}$  від прискорюючої напруги  $U_{прис.}$  (б). Ширина щілини анода  $b_a = 2,0$  мм. Ширина електронного потоку  $b = 2,4$  мм



Зовнішній вигляд поверхні фотопластини після дії потоку електронів представлений на рис. 5.



**Рис. 5.** Зовнішній вигляд поверхні фотопластини у косовідбиваючому світлі після дії електронного потоку : (а) – сканування по поверхні сформованим потоком; (б) – слід від нерухомого потоку ( $T_0 = 600 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $U_{np} = 4...5 \text{ кВ}$ ,  $I_{ном} = 100 \text{ мА}$ ), масштаб 1:1.

Експериментальна і розрахункова залежність ширини ЗТВ  $b$ , центральної частини ЗТВ  $b'$  і коефіцієнта зосередженості  $k_e$  від відстані до об'єкту (металева стрічка) дії  $H_{обр}$  наведені на рис. 6.

Апроксимуючи експериментально отриману залежність ширини ЗТВ і центральної частини ЗТВ при відстані об'єкту обробки від електронно-променевої гармати  $H_{обр}$  методом найменших квадратів, отримаємо наступні рівняння апроксимуючої кривої:  $b(H_{обр}) = a_1 H_{обр} + a_2 H_{обр}^2$ ,  $b'(H_{обр}) = a_3 H_{обр} + a_4 H_{обр}^2$ .

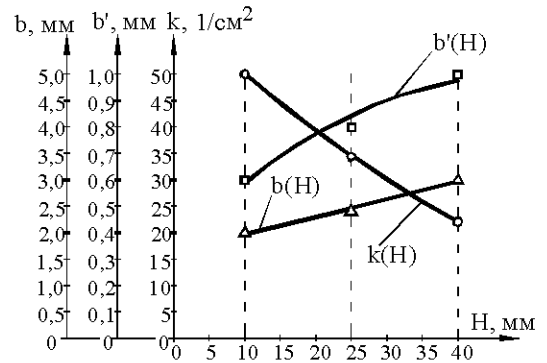
Використовуючи отриману залежність  $b(H_{обр})$  і відому формулу  $k_e = (2m)^{-1}$ , де  $m$  – напівширина ЗТВ ( $m = \frac{1}{2} b$ ), отримаємо залежність коефіцієнта зосередженості електронного потоку  $k_e$  від відстані до об'єкту дії  $H_{обр}$ :  $k_e(H_{обр}) = a_1 H_{обр} + a_2 H_{обр}^2$ .

**Таблиця 1** – Приклад зміни ширини та форми електронного потоку при переході з поверхні металевої пластини на поверхню скла

Умови впливу електронного потоку	Форма електронного потоку	Ширина електронного потоку $b$ , мм	Густина струму максимальна $j_{макс}$ , мА/см <sup>2</sup>
На металеву пластину $H_{обр} = 20 \text{ мм}$ , $U_{np} = 3 \text{ кВ}$ , $I_x = 15 \text{ А}$ , $I_{ном} = 45 \text{ мА}$		2	67
На поверхню скла $H_{обр} = 20 \text{ мм}$ , $U_{np} = 3 \text{ кВ}$ , $I_x = 15 \text{ А}$ , $I_{ном} = 45 \text{ мА}$ , $T = 800 \text{ К}$		3,5	41

Результати, які отримані за цією методикою, добре узгоджуються з даними [28] для електронних пучків середніх енергій з круглою формою перерізу.

При переході електронного потоку з металу на скло ширина стрічки змінюється, що підтверджується зондуванням потоку [27] та враховується при виборі режимів мікрообробки, табл. 1. Зміна ширини електронного потоку пов'язана з дією негативного поверхневого заряду, що накопичується на діелектричній поверхні.



**Рис. 6.** Залежності ширини ЗТВ  $b$ , центральної частини ЗТВ  $b'$  і коефіцієнта зосередженості електронного потоку  $k_e$  від відстані до об'єкту дії електронно-променевої гармати  $H_{обр}$

**Висновки**

1. Розроблена схема дослідження електронного потоку стрічкової форми дозволила визначити термін ефективної експлуатації дротяних вольфрамових катодів марки ВА-1 діаметром 0,1...0,6 мм в умовах технології електронно-променевої мікрообробки ПШ оптичних матеріалів, який становить 40...120 годин. Ефективною експлуатацією катода визначено період, на протязі якого його діаметр зменшується не більше ніж на 10%.

2. Досліджені режими роботи ЕПГ Пірса в залежності від її енергетичних характеристик з допомогою

зон термічного впливу на металевій поверхні (сталь 12X18H10T) та на діелектричній поверхні (скло) дозволили встановити залежність коефіцієнта зосередженості електронного потоку від відстані від анода гармати до оброблюваної поверхні.

3. Досліджено вплив на ширину та форму електронного потоку діелектричної поверхні (скляні фотопластини) та показано розфокушуючу дію поверхневого заряду на діелектрику.

### Список літератури

1. Компьютерное управление процессом электронно-лучевой сварки с многокоординатными перемещениями пушки и изделия / [Б. Е. Патоң, О. К. Назаренко, В. М. Нестеренко и др.] // Автоматическая сварка. – 2004. – № 5. – С. 3–7.
2. Коваленко В.С. Технология и оборудование для электрофизических и электрохимических методов обработки / Коваленко В.С. – К. : Вища школа, 1983. – 176 с.
3. Электронно-лучевая технология в изготовлении микроэлектронных приборов / Под ред. Дж. Р. Брюэра. – М. : Радио и связь, 1984. – 332 с.
4. Котельников Д. И. Системные проблемы ЭОМ микрооптики / Д. И. Котельников, Д. Н. Петрига // Электронная обработка материалов. – 2002/ – № 3. – С. 3–8.
5. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов : справ-к / [Рыкалин Н. Н., Углов А. А., Зуев И. В., Коко-ра А. Н.]. – М. : Машиностроение, 1985. – 496 с.
6. Дудко Г. В. Проблема формирования особо чистых и бездефектных поверхностей / Г. В. Дудко, В. Н. Лисоченко // Материалы краткосрочного семинара. – Ленинград. – 1985. – С. 13–16.
7. Исследование электронно-лучевых процессов в создании базовых технологий ЭЛЭФП / [Г. В. Дудко, С. К. Кулов, Ю. А. Розе, Н. Г. Максимова] // Электронная промышленность. – 1991. – Вып. 1. – С. 41–45.
8. Борисов Н. А. Полировка германия бегущим плоским электронным лучем / Н. А. Борисов, Г. В. Дудко // Физико-технические вопросы кибернетики АН УССР. – Киев, 1971. – С. 3–22.
9. Борисов Н.А. Полировка кремниевых пластин электронным лучем / Н.А. Борисов, Г.В. Дудко // Электронная обработка материалов. – 1969. – №5(29). – С. 18–21.
10. Kanashevich G.V. Micro-treatment of surfaces of plates made of optical glass with a low-power electronic stream of a band form / G.V.Kanashevich // The 7<sup>th</sup> World Congress on Recovery, Recycling and Reintegration & China International 3R Exhibition, Beijing, China, 25–29 Sept. 2005. – 7 p.
11. Канашевич Г. В. Превращения в поверхностном слое оптического силикатного стекла и фотопластин из силикатного стекла от действия низкоэнергетического электронного потока / Г. В. Канашевич // Нано- и микросистемная техника. Ежемесячный междисциплинарный теоретический и прикладной научно-технический журнал (Россия). Рубрика : Материаловедческие и технологические основы МНСТ. – 2008. – № 10. – С. 28–30.
12. Kanashevich G.V. Superficial micro- and nanostructures in optical glass, which were formed by band electronic stream / G.V.Kanashevich, L.I.Konopalceva // Materials of International meeting «Clusters and Nanostructured materials (CNM'2006)», Uzhgorod, 'Karpaty', Ukraine, October 9-12, 2006, P2-8, P.XXI.
13. Канашевич Г. В. Электронная обработка оптических материалов / Г. В. Канашевич, Д. И. Котельников // Электронная обработка материалов. – 2002. – № 2. – С. 12–16.
14. Канашевич Г. В. Низкоэнергетическая электронно-лучевая обработка поверхности стекла и возможности ее использования в технологии ИО / Г. В. Канашевич, Л. И. Конопальцева, В. А. Ващенко. — Деп. в ГНТБ Украины 26.07.93. – № 1616-УК93. – 10 с.
15. А.С. 1798995 СССР Способ изготовления канальных оптических волноводов / Д. И. Котельников, Г. В. Канашевич, Г. Н. Дубровская. – 1991. – № 12.
16. Пат. 19762 Україна, МКИ С03С15/00. Спосіб одержання матованих рисунків на поверхні скла / Г.М. Дубровська, Т.І. Веретільник, Г.В. Канашевич ; опубл. 25.12.97.
17. Пат. 3384, МКИ С03С23/00. Спосіб отримання ювелірних поверхонь на склі / Г. В. Канашевич ; опубл. 15.11.04, Бюл. № 11.
18. Пат. 4178 Україна, МКИ С03В29/00; С03С23/00. Спосіб обробки скла / Г. В. Канашевич ; заявл. 01.11.04 ; опубл. 17.01.2005, Бюл. № 1.
19. Бондаренко М.О. Оптимізація параметрів стрічкового електронного потоку за допомогою зон термічного впливу / М. О. Бондаренко, Г. В. Канашевич, В. А. Ващенко // Тези доповідей першої Міжнародної НТК «Машинобудування та металообробка – 2003». – Кіровоград, 17–19 квітня 2003. – С. 15–16.
20. Котельников Д. И. Изменение свойств оптического стекла после электронно-лучевой обработки / Д. И. Котельников, Г. В. Канашевич, Г. Н. Дубровская // Тез. докл. II Всесоюзной конференции «Модификация свойств конструкционных материалов пучками заряженных частиц». Уральское отделение академии наук СССР, институт электрофизики, г. Свердловск, 1991. – С. 86–88.
21. Влияние режимов электронно-лучевой обработки на свойства поверхностных слоев оптических стекол / [В. А. Ващенко, Г. В. Канашевич, П. П. Дмитренко и др.] // Вісник Сумського державного університету. – 2002. – № 5(38)–6(39). – С. 99–105.
22. Автоматизація переміщень заготовок при формуванні функціональних шарів в оптичних матеріалах електронною обробкою / [Г. В. Канашевич, М. П. Рудь, В. А. Ващенко та ін.] // Радиоелектроника и информатика. – 2004. – № 4. – С. 54–58.
23. Исследования по зондированию ленточного электронного луча / [В. А. Ващенко, Г. В. Канашевич, П. П. Дмитренко, Д. М. Краснов] // Вісник ЧІТІ. – 2001. – № 1. – С. 43–49.
24. Взаимосвязь структурных и фазовых превращений с адгезионными свойствами пленок на поверхности оптического стекла после электронно-лучевой модификации / [Г. Н. Дубровская, С. В. Поздеев, Г. В. Канашевич и др.] // Поверхность, РАН, Москва, №12. – 2001. – С. 33–37.
25. Канашевич Г. В. Применение АСМ в исследовании поверхностей и функциональных слоев в оптических материалах, полученных методом электронной микрообработки / Г. В. Канашевич // Сб. докладов 6-го Белорусского семинара «БелСЗМ», Минск, 12–15 октября 2004. – С. 42–44.

26. The express-diagnostics of band electronic stream / [M. P. Rud, V. P. Boyko, Yu.I. Kovalenko etc.] // Вісник Черкаського державного технологічного університету. – №3. – 2005. – С. 49–51.
27. Рудь М. П. Визначення розподілу густини струму стрічкового електронного потоку / М. П. Рудь // Вісник Черкаського державного технологічного університету. Спецвипуск – 2007. – С. 148–150.
28. Кацман Ю. А. Электронные лампы высоких и низких частот / Ю. А. Кацман. – [2-е изд.]. – М. : Высшая школа. – 1968. – 375 с.
29. Пирс Дж.Р. Теория и расчет электронных пучков / Пирс Дж. Р. – М. : Госэнергоиздат, 1956. – 216 с.
30. Моделювання низькоенергетичної стрічкової електронної гармати Пірса методом кінцевих елементів / [М. П. Рудь, Г. В. Канашич, М. О. Бондаренко, Ю. І. Коваленко] // Наукові праці : науково-методичний журнал. – Вип. 161. – Т. 173. Комп'ютерні технології. – Миколаїв : Вид-во ЧДУ ім. Петра Могили, 2011. – С. 150–155.

Одержано 09.10.2012

**Рудь М.П., Бондаренко М.А., Коваленко Ю.И., Яценко И.В., Губарь Е.Я., Канашич Г.В. Исследование и формирование ленточного электронного потока для микрообработки поверхностей материалов**

*Разработана методика исследования электронного потока ленточной формы, которая состоит из частей зондирования электронного потока и исследования зон термического влияния на металлической и стеклянной поверхностях. Исследованы зависимости пространственно-энергетических характеристик ленточного электронного потока от технологических параметров.*

**Ключевые слова:** электронно-лучевая микрообработка, зондирование электронного потока, взаимодействие электронного потока с поверхностью.

**Rud M., Bondarenko M., Kovalenko Y., Yatsenko L, Gubar E., Kanashevich G. Research and forming of ribbon electron beam for micromachining of material surfaces**

*Research methodology of band form electronic stream research that consists of electronic stream probe parts and research of the thermal affected zones on metallic and glass surfaces was invented. The dependence of the spatial and energy characteristics of band electron beam from technological parameters was investigated.*

**Key words:** electron beam microprocessing, diagnostics of electron beam, interaction of the electron beam with the surface.

УДК 669.187.56:669.295:669.787

Ф. Л. Леоха, О. А. Снижко, С. Н. Ратиев, д-р техн. наук А. А. Троянский,  
д-р техн. наук А. Д. Рябцев

Национальный технический университет, г. Донецк

## ЛЕГИРОВАНИЕ ТИТАНА ПРИ КАМЕРНОМ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОМ ПЕРЕПЛАВЕ

*Приведены результаты исследований, посвященных разработке технологии легирования титана кислородом из порошка оксида титана (TiO<sub>2</sub>) микро- и наноразмера при камерном электрошлаковом переплаве прессованных из титановой губки расходуемых электродов, а также изучению влияния кислорода на свойства полученных сплавов.*

**Ключевые слова:** титан, легирование, кислород, оксид титана, структура, твердость.

### Введение

В настоящее время титан является одним из основных конструкционных материалов, применяемых в медицине [1]. При этом наибольшее применение находят сплав ВТ6-4 (Ti-6Al-4V) и сплавы нелегированного титана. Высокая коррозионная стойкость и удельная прочность титанового сплава ВТ6-4, наряду с высокой усталостной прочностью, сделали его основным

материалом для протезирования на несколько десятилетий [2]. Однако ванадий, при определенных условиях, может образовывать токсичные соединения, оказывающие негативное влияние на организм человека. Поэтому разработка титановых сплавов, легированных безопасными компонентами, сегодня является актуальной задачей.

В этом плане интересен кислород, который упрочняет титан, а его соединения не оказывают негативно-

го влияния на организм человека [3]. В данной работе приведены результаты исследований, выполненных в Донецком национальном техническом университете, которые посвящены разработке технологии легирования титана кислородом путем камерного электрошлакового переплава электродов из титановой губки с одновременным вводом оксида титана [4, 5].

### Материалы и методика исследований

В качестве исходного материала для легирования использовали расходные электроды (рис. 1), изготовленные методом прессования титановой губки марки ТГ-110 (содержание кислорода 0,035 %).

Источником кислорода являлся порошок оксида титана (IV)  $TiO_2$ , соответствующий ТУ 6-09-3811-79 и имеющий средний размер частиц 10–15 мкм (рис. 2, а), а также нанопорошок оксида титана, состоящий из сухих наночастиц рутила и анатаза. Средний размер частиц нанопорошка  $21 \pm 5$  нм, удельная поверхность  $50 \pm 10$  м<sup>2</sup>/гр (рис. 2, б).

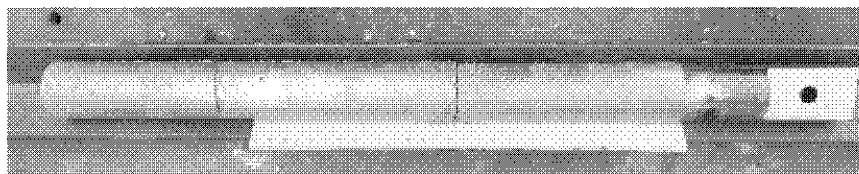


Рис. 1. Расходный электрод из титановой губки

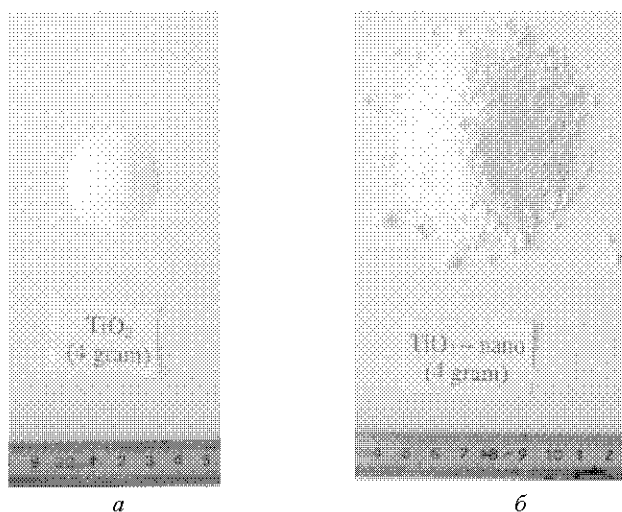


Рис. 2. Общий вид порошков оксида титана:

а – оксид (IV) титана  $TiO_2$  марки ОСЧ; б – нанопорошок оксида (IV) титана  $TiO_2$

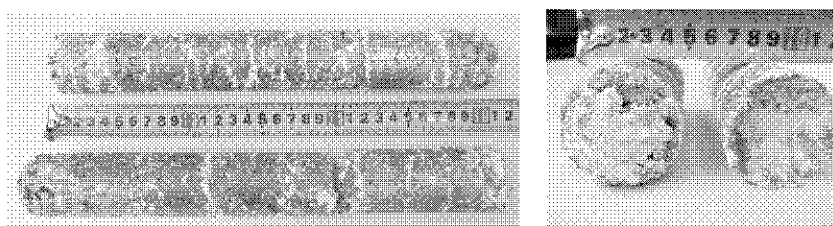


Рис. 3. Внешний вид блоков, прессованных из смеси титановой губки и порошка оксида титана

Предположительно, частицы порошка могут являться не только источником кислорода, но и при определенных условиях центрами зарождения кристаллов, способствуя образованию мелкокристаллической структуры [7].

В работе рассмотрены следующие технологические варианты ввода оксида титана:

- запрессовка в отверстие, просверленное вдоль оси электрода (плавки D-1, D-4, D-6);
- замешивание порошка в титановую губку перед прессованием расходных электродов (плавка D-7);
- добавление порошка непосредственно в шлаковую ванну (плавка D-3),
- без добавок оксида титана (сравнительная плавка D-5).

Следует отметить, что электроды, изготовленные путем предварительного замешивания порошка оксида титана с титановой губкой и последующим их прессованием, характеризовались плохой механической прочностью (рис. 3).

Расходуемые электроды переплавляли в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе диаметром 60 мм, в атмосфере аргона (ГОСТ 10157-79) под флюсом из чистого фтористого кальция марки «Ч» (ТУ 6-09-5335-88).

В результате переплава получали слитки титана (рис. 4) с различным содержанием кислорода. Из полученных слитков вырезали образцы для проведения химического анализа и металлографических исследований.

#### Анализ полученных результатов

Проведенный металлографический анализ показал, что в титане с содержанием кислорода  $0,09\%_{\text{в.с.}}$  (сравнительная плавка без ввода диоксида титана) наблюдается равноосная, крупная структура (рис. 5).

В образцах титана с содержанием кислорода  $0,73\%_{\text{в.с.}}$  (ввод нанопорошка оксида титана) и  $0,57\%_{\text{в.с.}}$  (ввод микропорошка оксида титана) структура имеет вид «корзиночного плетения», однако в образце с содержанием кислорода  $0,73\%_{\text{в.с.}}$  микроструктура более

развитая, иголки вытравливаются более эффективно и выявленная структура дисперснее, чем в титане с содержанием кислорода  $0,57\%_{\text{в.с.}}$ .

Что касается макроструктуры слитков (рис. 6), то для металла с содержанием кислорода  $0,09\%_{\text{в.с.}}$  характерна структура классического электрошлакового слитка со столбчатой радиально-осевой кристаллизацией, на которой хорошо видны большие вытянутые дендриты. Введение же порошков оксида титана приводит к повышению содержания кислорода в металле ( $0,175\%_{\text{в.с.}}$ ,  $0,30\%_{\text{в.с.}}$ ,  $0,35\%_{\text{в.с.}}$ ,  $0,57\%_{\text{в.с.}}$ ,  $0,73\%_{\text{в.с.}}$ ) и измельчению дендритов.

При этом следует отметить, что большее влияние на измельчение структуры оказывает введение нанопорошков оксида титана.

Дополнительно на полученном металле произвели замеры твердости. Зависимость твердости от содержания кислорода в плавках, выполненных по различным технологиям, представлена на рисунке 7.

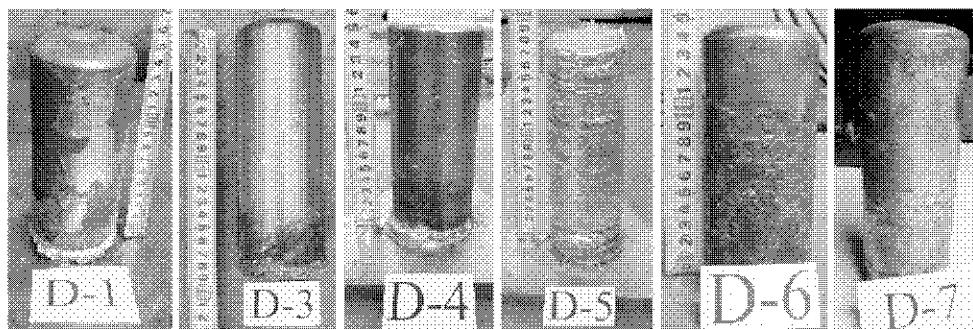


Рис. 4. Слитки титана, легированного кислородом из оксида титана при КЭШП:

D1 –  $0,35\%_{\text{в.с.}}$ , D3 –  $0,175\%_{\text{в.с.}}$ , D4 –  $0,30\%_{\text{в.с.}}$ , D5 –  $0,09\%_{\text{в.с.}}$ , D6 –  $0,73\%_{\text{в.с.}}$ , D7 –  $0,57\%_{\text{в.с.}}$

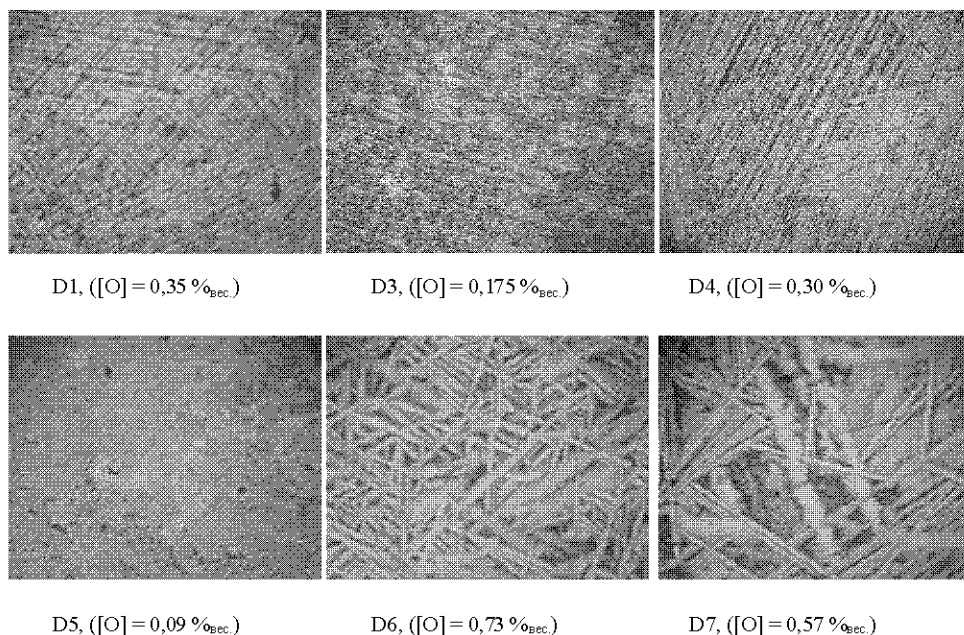


Рис. 5. Структура титана, легированного оксидом титана,  $\times 100$

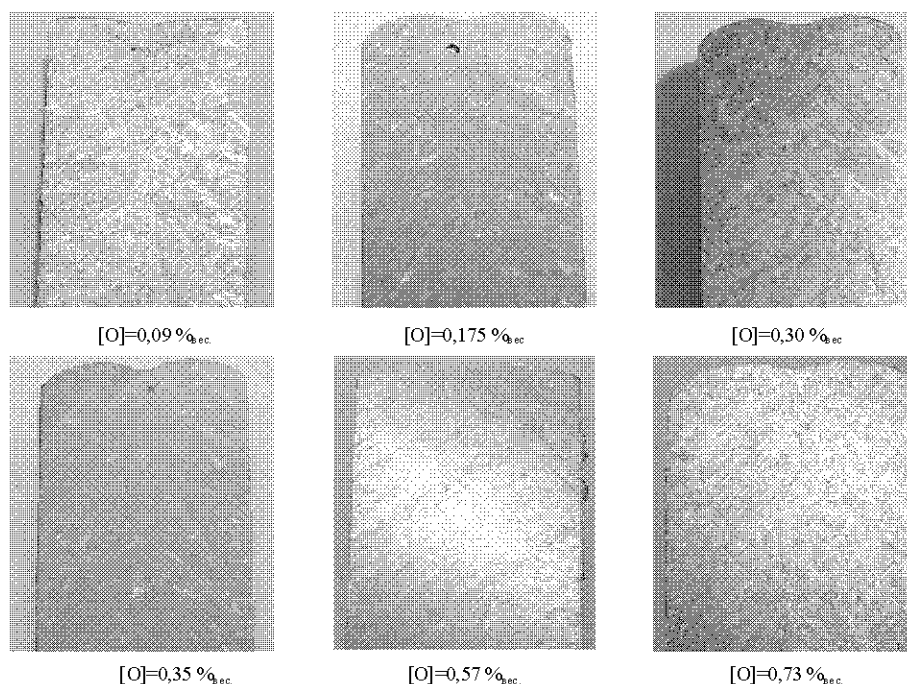


Рис. 6. Макроструктура титана с различным содержанием кислорода

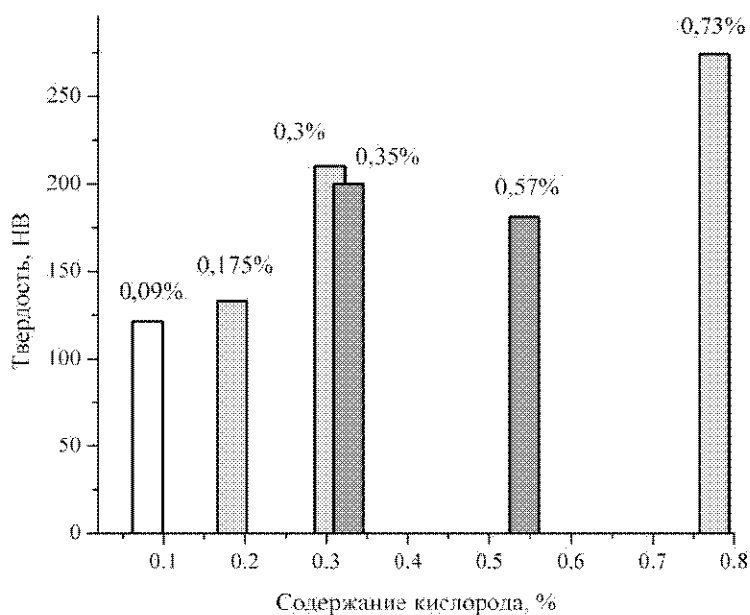


Рис. 7. Твердость титана в зависимости от содержания кислорода

Из рисунка 7 видно, что наименьшая твердость (123 НВ) характерна для титана, выплавленного по рафинирующей электрошлаковой технологии без добавок оксидов титана ( $[O] = 0,09\%_{\text{в.ес.}}$ ). Добавки в электрод промышленного оксида титана ( $[O] = 0,35\%_{\text{в.ес.}}$ ,  $[O] = 0,57\%_{\text{в.ес.}}$ ) приводят к увеличению твердости до 214 и 283 НВ, соответственно.

Добавки же нанопорошка оксида титана ( $[O] = 0,175\%_{\text{в.ес.}}$ ,  $[O] = 0,30\%_{\text{в.ес.}}$  и  $[O] = 0,73\%_{\text{в.ес.}}$ ) приводят не только к повышению твердости 142, 205 и 294 НВ, но и измельчению структуры слитка. При этом твердость

зависит от содержания кислорода в металле, которое, в свою очередь, определяется количеством и технологией подачи оксида в металл.

Наибольшая твердость – 294 НВ наблюдается в металле с содержанием кислорода  $0,73\%_{\text{в.ес.}}$ , полученном путем равномерного ввода нанопорошка оксида титана при выплавке слитка.

#### Выводы

1. Показана возможность эффективного легирования титана кислородом из порошка  $\text{TiO}_2$  микро- и наноразмера от  $0,175$  до  $0,73\%_{\text{в.ес.}}$

2. Применение в качестве кислородсодержащей лигатуры порошков  $TiO_2$  приводит к повышению твердости титана от 123 до 294 НВ и изменению структуры путем измельчения дендритов.

#### Список литературы

1. Biomedical Applications of Titanium and its Alloys / [C.N. Elias, J.H.C. Lima, R. Valiev, M.A. Meyers] // JOM. – 2008. – № 3. – P. 46–49.
2. Tao Sun. Characteristics and Chemical Stability of the Bioactive Titania Layer Formed on Ti, Ti-6Al-4V and NiTi SMA through a Low Temperature Oxidation Process / Tao Sun, Min Wang // Advanced Materials Research. – 2008. – Vol. 47–50. – P. 1403–1406.

3. Корнилов И. И. Титан. Источники, свойства, металлохимия и применение / И. И. Корнилов. – М.: Наука, 1975. – 310 с.
4. Легирование титана кислородом из газовой фазы при камерном электрошлаковом переплаве титановой губки / [С. Н. Рагиев, О. А. Рябцева, А. А. Троянский и др.] // Современная электрометаллургия. – 2010. – № 2. – С. 8–12.
5. Рябцева О. А. Исследование влияния содержания кислорода на структуру и свойства технически чистого титана в литом и термически обработанном состоянии / О. А. Рябцева, В. В. Пашинский, С. Н. Рагиев // Наукові праці ДонНТУ. Металургія. – 2010. – Вып. 12 (177). – С. 293–301.

Одержано 22.10.2012

#### Леоха Ф.Л., Сніжко О.А., Ратієв С.Н., Троянський О.А., Рябцев А.Д. Легування титану при камерному електрошлаковому переплаві

*Наведено результати досліджень, присвячених розробці технології легування титану киснем з порошку оксиду титану ( $TiO_2$ , мікро-і нанорозміру при камерному електрошлаковому переплаві пресованих з титанової губки електродів, які витрачаються, а також вивченню впливу кисню на властивості отриманих сплавів.*

**Ключові слова:** титан, легування, кисень, оксид титану, структура, твердість.

#### Leokha E., Snizhko O., Ratiiev S., Troyanskiy O., Ryabtsev A. Titanium alloying during chamber electroslag remelting

*The research results of technology development of titanium oxygen doping by titanium oxide powder ( $TiO_2$ , micro- and nano-sized chamber for electroslag remelting of titanium sponge molded consumable electrodes, as well as studying the oxygen influence on the alloys properties) are proposed.*

**Key words:** titanium, alloying, oxygen, titanium oxide, structure, hardness.

УДК 621.791.92

Канд. техн. наук Р. А. Куликовський

Национальный технический университет, г. Запорожье

## ВОССТАНОВЛЕНИЕ НАПЛАВКОЙ ШТАМПОВ ПРЕСС-ФОРМ

*Приведены причины отсутствия приемлемой для производства технологии восстановления штампов пресс-форм для производства огнеупорных и строительных материалов. Показано, что причиной снижения сопротивляемости прессующей поверхности штампа налипанию после наплавки является снижение твердости поверхности штампа в результате термического воздействия дуги.*

**Ключевые слова:** штамп, наплавка, восстановление, твердость, охлаждение.

Среди наиболее массовых быстроизнашивающихся деталей оснастки для производства строительных и огнеупорных материалов особое место по условиям работы и предъявляемым требованиям занимают штампы пресс-форм. Срок службы их в ряде случаев не превышает одних суток. Многообразие форм прессуемых изделий обуславливает большой ряд конструктивных разновидностей штампов. Для большинства из них характерны высокая трудоемкость и энергоемкость процессов изготовления и упрочнения. В связи с этим актуальны разработка и применение технологии восстановления этих деталей.

Основными конструктивными элементами штампов, определяющих их работоспособность, являются рабочие кромки и прессующая поверхность.

Условия эксплуатации штампа предъявляют неодинаковые требования к различным его частям. Поверхности, формирующие нижнюю и верхнюю части

огнеупорного изделия, испытывают нормальные усилия прессуемой массы, что может приводить к шаржированию их абразивными частицами но, при этом, практически исключается изнашивание этой части деталей. Рабочая кромка, испытывая тангенциальные усилия абразивных зерен, попадающих в зазор между штампом и облицовочной пластиной, интенсивно изнашивается. В процессе работы также могут возникать «наезды» края штампа на торцы облицовочных пластин, что приводит к откалыванию ее фрагментов при недостаточном уровне вязкопластических свойств материала штампа. Как правило, допустимый износ кромок составляет 0,3... 0,8 мм.

Штампы в основном изготавливают из низкоуглеродистых низколегированных сталей. В качестве способа упрочнения применяется науглероживание и закалка на мартенсито-карбидную структуру. Общая глубина цементованного слоя 1,5... 2,0 мм. Максимальное



содержание углерода в слое составляет 1,4... 1,6%. Твердость изменяется от 60... 65 HRC в начале слоя, до 80... 90 HRB в сердцевине. Такое структурное состояние и свойства цементованного слоя обеспечивают сопротивляемость шаржированию рабочей поверхности, однако износостойкость и эксплуатационная надежность кромок в данных условиях эксплуатации недостаточны.

Сопротивляемость изнашиванию и шаржированию зависит от трех основных параметров эксплуатации деталей: микротвердости зерен прессуемой массы, ее давления и температуры поверхности штампа.

Микротвердость зерен шамота, применяемого при производстве огнеупорных материалов, в среднем составляет 11,7... 13,6 ГПа [1, 2].

Среднее давление абразивной массы на рабочую поверхность штампов может изменяться в пределах 50... 100 МПа в зависимости от вида прессуемых изделий и количества окон в пресс-форме. Уровень возникающего при воздействии абразива на рабочую кромку в зазоре между штампом и облицовочной деталью определить сложно. Однако, судя по характеру изнашиваемой поверхности рабочей кромки (риски, царапины), давление здесь достаточное для возникновения напряжений в месте контакта единичного зерна с поверхностью, превышающих пределы текучести и прочности металла науглероженных слоев на стали 20X.

Технико-экономическая целесообразность широкого применения процессов восстановления штампов наплавкой не вызывает сомнений. Эти детали требуют незначительных объемов наплавочных материалов при сравнительно большой собственной массе, достаточно технологичны, что гарантирует высокую экономическую эффективность процессов их восстановления. Однако до настоящего времени на большинстве предприятий возможности современных технологических процессов наплавки для решения этой проблемы используются в малых объемах. Анализ опыта ограниченного применения наплавки и неудачных попыток дальнейшего ее внедрения для восстановления штампов показывает, что отсутствие приемлемой для производства технологии восстановления этих деталей обусловлено рядом причин:

- в процессе наплавки вследствие нагрева происходит чрезмерное снижение твердости рабочей поверхности (до 15... 30 HRC), в результате уменьшается сопротивляемость шаржированию, что приводит к необходимости периодической остановки оборудования для зачистки штампов от налипшей массы;

- попытки восстанавливать штампы известными карбидосодержащими наплавочными материалами, предназначенными для работы в условиях абразивного изнашивания, показали, что в данном случае их потенциал не может быть реализован из-за недостаточного уровня вязкопластических свойств (в наплавленном металле, испытывающем значительные внутренние напряжения при сплавлении с цементованным

слоем штампа возможно образование недопустимых трещин, приводящим к сколам фрагментов наплавленного валика;

- необходимость предварительного подогрева, рекомендуемого при использовании многих наплавочных материалов, противоречит требованию сохранения сопротивляемости шаржированию штампов;

- уменьшение отрицательного теплового воздействия дуги на сопротивляемость шаржированию, путем снижения сварочного тока, обуславливает формирование зоны сплавления в основном в пределах цементованного слоя, что приводит к скалыванию наплавленной кромки;

- скорости охлаждения наплавленного металла в различных частях валика существенно различаются, что препятствует получению необходимой одинаковой структуры на всем протяжении восстанавливаемой кромки и обуславливает неравномерность ее изнашивания;

- формирование наплавленного валика на рабочей кромке штампов необходимой геометрической формы и размеров затруднено и требует высокой квалификации сварщиков;

- механическая обработка режущим инструментом штампов, наплавленных износостойкими материалами высокой твердости, осложнена, а в ряде случаев практически невозможна.

Главенствующее место в данном перечне вопросов может занимать практически любой из них в зависимости от предъявляемых требований к штампам, условий эксплуатации и возможностей технических подразделений предприятий, изготавливающих и использующих штампы.

В какой-то мере проблема разработки износостойкого наплавочного материала, предназначенного для работы в условиях безударного абразивного изнашивания и обладающего достаточной эксплуатационной надежностью в условиях работы штампов пресс-форм для восстановления огнеупорных или строительных изделий, решена [3]. Однако, как показал опыт промышленного апробирования процесса наплавки штампов, выбор вида электродных материалов и обеспечение заданного химического состава является обязательным, но не достаточным условием успешной реставрации изношенных штампов [4, 5]. Кроме необходимой износостойкости и эксплуатационной надежности кромок наплавленных штампов, возможность их эксплуатации определяется способностью рабочей поверхности сопротивляться шаржированию (налипанию) прессуемой массы.

Одной из возможных причин снижения сопротивляемости прессующей поверхности штампа налипанию после наплавки может являться изменение структуры и механических свойств цементованного слоя в результате термического воздействия дуги.

В связи с этим, с целью выбора режимов наплавки, оптимальных с точки зрения воздействия на сопротив-



ляемость налипанию проводили исследования влияния силы сварочного тока на степень нагрева и твердость поверхности штампа. Температуру определяли при помощи термопар, приваренных к поверхности штампа на различном удалении от наплавляемой кромки. При этом с целью определения максимально возможного уровня нагрева поверхности, наплавку начинали и завершали вблизи приваренных термопар. Наплавка производилась электродами  $\varnothing 3 \dots 4$  мм на токах от 90 до 200 А.

Установлено, что при наплавке кромок штампа наплавочными электродами  $\varnothing 4$  мм (сила тока 160... 200 А), в результате теплового воздействия дуги температура рабочей поверхности штампа достигает  $700^\circ\text{C}$  на расстоянии 3 мм от зоны сплавления (рис. 1). По мере удаления от зоны сплавления и приближения к осевой линии штампа температура поверхности штампа плавно уменьшается до  $100 \dots 150^\circ\text{C}$ . Нагрев штампа приводит к снижению твердости цементованного слоя от 65 HRC на удалении более 50 мм от зоны сплавления (исходная твердость) и до 28... 35 HRC по мере приближения к ней. Испытания восстановленных штампов при прессовании шамотных изделий показали, что на участке шириной 10... 15 мм от кромки штампа, где твердость становится ниже 35... 40 HRC, происходит налипание огнеупорной массы (рис. 1). На большем удалении от кромки снижение сопротивляемости поверхности шаржированию практически не наблюдается. Следовательно, применение процесса наплавки штампа возможно, если это не приводит к уменьшению твердости его рабочей поверхности ниже 35... 40 HRC.

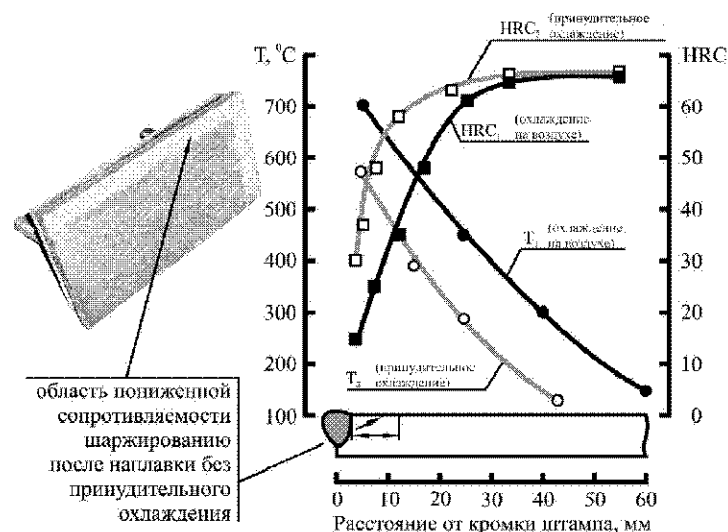
При наплавке токами до 120 А поверхность детали не нагревается выше  $300^\circ\text{C}$ , не считая узкой полоски шириной 1... 2 мм у линии сплавления, которая практически не оказывает влияния на работоспособность штампа, а твердость не уменьшается ниже 40 HRC. Однако наплавка на малых токах возможна только при

использовании электродов небольшого диаметра (до 3 мм), при этом существенно снижается производительность процесса. Но главное, при наплавке на малых токах не обеспечивается достаточно глубокое проплавление, а зона сплавления основного и напавленного металлов располагается в пределах цементованного высокоуглеродистого слоя практически без участия вязкой ферритной сердцевинки. Это приводит к скалыванию фрагментов напавленного валика в процессе работы штампов.

Было также установлено, что недостатком штампов, напавленных на всех режимах, является нерациональное формирование (с точки зрения последующей механической обработки и экономного расходования электродов) напавленного валика. Более половины напавленного металла при механической доводке штампа к номинальным размерам необходимо удалять. При этом формирование напавленного валика на рабочей кромке штампов необходимой геометрической формы и размеров затруднено и требует высокой квалификации сварщиков.

Снижение отрицательного теплового воздействия дуги на сопротивляемость шаржированию может быть достигнуто увеличением скорости теплоотвода от наплавляемой детали (принудительное охлаждение). Исследование температурного режима на поверхности штампа при наплавке с использованием медных водоохлаждаемых формирователей показало, что уровень нагрева и степень разупрочнения поверхности штампа при этом существенно уменьшаются. Кроме этого, обеспечивается рациональное формирование напавленного валика и существенно снижаются требования к квалификации напавщика.

При наплавке штампов электродами диаметром 4 мм и при расходе воды 2,5... 3 л/мин, если ток дуги находится в пределах 150... 200 А, температура поверхности штампа на расстоянии 5... 10 мм от зоны сплавления



**Рис. 1.** Изменение температуры ( $T$ ) и твердости (HRC) поверхности восстановленного штампа в зависимости от способа охлаждения при наплавке

ния достигает 300... 400 °С. Это не приводит к снижению твердости ниже 35... 40 HRC и сопротивляемости шаржированию. При этом достигается значительное повышение глубины проплавления (до 300 %) в сравнении с наплавкой на малых токах без формователя.

### Выводы

Установлена принципиальная возможность восстановления штампов наплавкой без снижения сопротивляемости шаржированию поверхности прессуемой массой.

Восстановление наплавкой деталей с науглероженным поверхностным слоем необходимо производить сравнительно мощной дугой, обеспечивающей глубину проплавления в 2... 3 раза выше, чем толщина науглероженного слоя, но при этом осуществлять ускоренное принудительное охлаждение наплавленного слоя и поверхности путем применения медных водоохлаждаемых формователей.

### Список литературы

1. Долговечность оборудования огнеупорного производства / [В. С. Попов, Н. Н. Брыков, Н. С. Дмитриченко, П. Г. Приступа]. – М. : Metallurgia, 1978. – 232 с.

2. Прогнозирование механизма и интенсивности изнашивания на основе оценки соотношения твердостей абразива и изнашиваемого материала / [М. И. Андрущенко, Р. А. Куликовский, М. Н. Брыков и др.] // Проблемы трибологии. – 2009. – № 1. – С. 6–12.

3. Способность к самоупрочнению поверхности трения и износостойкость наплавленного металла в условиях абразивного изнашивания / [М. И. Андрущенко, Р. А. Куликовский, С. П. Бережный и др.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2009. – №1. – С. 30–37.

4. Андрущенко М. И. Восстановление наплавкой деталей с науглероженным поверхностным слоем / М. И. Андрущенко, Р. А. Куликовский, Н. Н. Брыков // Доклады Всероссийской научно-технической конференции «МАТИ-Сварка XXI века» «Технология, оборудование и подготовка кадров в сварочном производстве»: Сб. докл. – М.: «МАТИ». – РГТУ им. К. Э. Циолковского. – 2003. – С. 104–107.

5. Андрущенко М. И. Особенности восстановления штампов пресс-форм наплавкой / М. И. Андрущенко, Р. А. Куликовский, А. А. Резников // Доклады научно-практического семинара «сварка и родственные процессы в промышленности». – К.: Экотехнология. – 2006. – С. 60–63.

Одержано 02.11.2012

### Куликовский Р.А. Відновлення наплавлення штамів прес-форм

*Наведено причини відсутності прийнятної для виробництва технології відновлення штампів прес-форм для виробництва вогнетривких та будівельних матеріалів. Показано, що причиною зниження опору поверхні штампів, що пресує, налипанню після наплавлення є зниження твердості поверхні штампів внаслідок термічного впливу дуги. Встановлено можливість відновлення деталей наплавленням потужною дугою, без зниження опору впровадженню в поверхню маси, що пресується, за умови використання пришивидченого примусового охолодження наплавленого слою та поверхні штампів.*

**Ключові слова:** штамп, наплавлення, відновлення, твердість, охолодження.

### Kulikovskyi R. Mold stamp recovery by surfacing

*Reasons of absence of acceptable to the production mold stamps renewal technology for heat-resistant and building materials production are given. It was shown that reason of resistance decrease of stamp pressing surface after surfacing is the hardness decreasing of stamp sticking surface as a result of arc thermal influence.*

**Key words:** stamp, surfacing, renewal, hardness, cooling.

УДК 669.295:669.71

Д-р техн. наук Б. П. Серета, канд. техн. наук В. М. Проценко, Д. Б. Серета

Государственная инженерная академия, г. Запорожье

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ АЛЮМИНОТЕРМИЧЕСКИМ ВОССТАНОВЛЕНИЕМ ОКСИДНОГО СЫРЬЯ

*Исследована технология получения сплавов Ti-Al алюминотермическим восстановлением в электродуговой печи. Приведены области применения получаемых сплавов Ti-Al. Установлено, что при использовании в качестве сырья титанового шлака и двуокиси титана получаемый металл содержит соответственно 60 и 78 % Ti.*

*Ключевые слова:* сплавы Ti-Al, алюминотермическое восстановление, электрометаллургия, шлак.

### Введение

Высокая стоимость серийных титановых сплавов, используемых в изделиях авиакосмического и военного назначения, подталкивает производителей к поиску путей получения сплавов гражданского применения, не столь высокой чистоты по содержанию примесей, но более дешёвых по цене.

Такой металл может использоваться в качестве лигатуры при производстве чёрных металлов [1]. Ещё более существенное улучшение механических свойств достигается при обработке чугуна и стали титаном совместно с другими элементами (Al, Mn, Si, Cr, V и др.) [1, 2]. Использование порошковой проволоки и вдувание порошков в расплав гораздо более эффективно, чем использование титана в виде губки, которая окисляется на поверхности расплава стали. При этом угар титана составляет примерно 35 %.

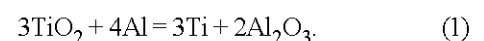
Ti-Al сплавы широко применяются при легировании и модифицировании алюминия и его сплавов [3, 4] для производства клапанов в автомобильных двигателях [5, 6], в качестве жаростойких, коррозионно-стойких и износостойких покрытий [7, 8], в качестве присадочного материала при дуговой сварке [9], для изготовления катализаторов [10], колец Рашига для ректификационных колон [11], электролитических конденсаторов [12], восстановителя в металлотермических процессах при получении лигатур для титановых сплавов [1], фильтров и т. д., поскольку алюминиды титана легко измельчается до порошкообразного состояния.

В традиционной металлургии титана его сплавы с алюминием получают сплавлением компонентов или методами порошковой металлургии. Распространённым методом получения Ti-Al сплавов является также алюминотермическое восстановление внепечным методом [13]. Простота и гибкость эксплуатации оборудования, относительно небольшие затраты на аппаратное оформление, возможность достижения высоких температур (до 2573 К) без подведения тепла извне

обусловили использование данного процесса для получения Ti-Al сплавов.

Порошковую шихту, которая представляла собой смесь алюминия, оксида титана, оксида кальция и термитных добавок ( $KClO_3$ ,  $CaO_2$ ,  $BaO_2$  и т.п.), загружали в графитошамотный тигель и поджигали. В результате протекания экзотермических реакций температура повышалась до 2273 К, продукты плавки расплавились с образованием слитка металла и шлака, которые находились соответственно снизу и сверху. Металл содержал в разных плавках от 34 до 73 % титана, остальное алюминий и другие примеси. Шлак содержал в основном оксиды алюминия, кальция и титана. Продукты плавки охлаждались в тигле, после чего извлекались из него и слиток металла механически отделялся от шлака.

Основной реакцией алюминотермического процесса является реакция:



Оксид кальция (или  $CaF_2$ ) выполнял роль флюса, который образовывал с  $Al_2O_3$  легкоплавкие эвтектики и снижал таким образом температуру плавления и вязкость шлака.

Недостатками внепечной металлургии является невозможность регулирования протекания процесса при плавлении, высокая стоимость большого количества термитных добавок, на которые расходуется алюминий, малая производительность процесса. Было установлено, что количество шихты на одну плавку не должно превышать 5–10 кг. При процессах восстановления  $TiO_2$  в больших количествах, когда относительно большие массы металла и шлака не могут быстро охладиться, реакция (1) протекает в обратном направлении, т. е. влево. Это приводит к снижению содержания титана в сплаве (менее 45 %) и к снижению извлечения титана из сырья в сплав (менее 60 %) [13]. Целью настоящей статьи является решение проблем

внепечной металлургии алюминотермического восстановления двуокиси титана и получения сплавов Ti-Al.

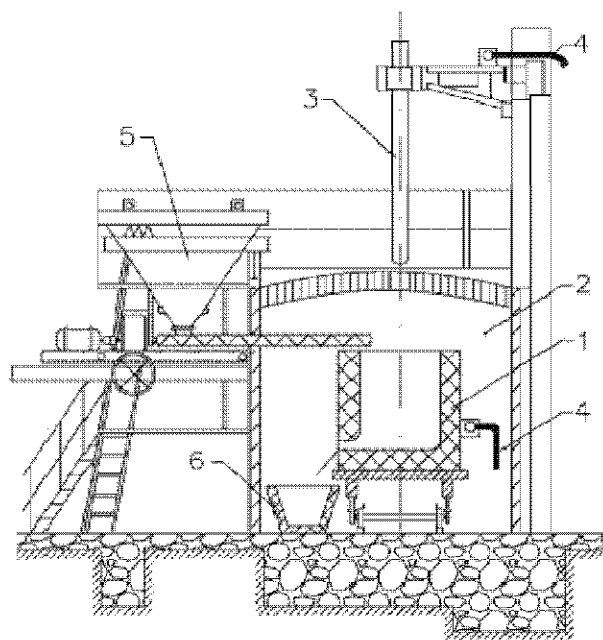
### Материалы и методика исследований

Относительно дешёвым способом получения сплавов Ti-Al является восстановление  $TiO_2$  алюминием в электродуговой печи [3]. Нами был испытан усовершенствованный способ [14], который заключается в следующем.

На рис. 1 приведена схема электропечной установки для получения сплавов на основе титана, содержащих алюминий.

Плавильный горн (1) был изготовлен из графита и имел внутренний диаметр 350 мм, высоту 800 мм. В нижней части горна находилась лётка для выпуска шлака. Горн разборной, что облегчало извлечение из него металла. Горн устанавливался в плавильной камере (2). Электрод (3) графитовый, диаметром 130 мм. Электрод и горн имели токоподводы (4). Шихта находилась в бункере (5). Шлак выливался в изложницу (6). Регулирование мощности печи осуществлялось путём переключения напряжения трансформатора с I до V ступени, а также путём подъема – опускания электрода, который осуществлялся автоматически.

В качестве сырья использовался ильменитовый концентрат, хотя более предпочтительным является перовскитовый концентрат ( $CaO \cdot TiO_2$ ), крупные месторождения которого имеются в Российской Федерации [15]. С целью получения титанового шлака ильменитовый концентрат смешивали с антрацитом и обожжённой известью и плавил в электродуговой печи.



**Рис. 1.** Схема электропечной установки для получения сплавов Ti-Al:

1 – плавильный горн, 2 – плавильная камера, 3 – графитовый электрод, 4 – токоподводы, 5 – бункер для шихты, 6 – изложница для шлака

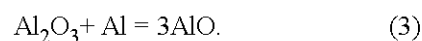
Полученный титановый шлак имел следующий усреднённый состав, % масс.:  $70 TiO_2$ ,  $14 CaO$ ,  $3 FeO$ ,  $4 SiO_2$ ,  $2 Al_2O_3$ ,  $3 MgO$ ,  $2 MnO$ ,  $1 V_2O_5$ , 1 другие. Шлак измельчался до размеров частиц 0,1 – 0,2 мм. В некоторых плавках в качестве сырья использовалась пигментная двуокись титана.

В качестве восстановителя использовался алюминиевый порошок с размерами частиц, близкими к размерам частиц титанового шлака. Для получения более легкоплавкого шлака в процессе алюминотермического восстановления в состав шихты добавлялась обожжённая известь, которая содержала 94 %  $CaO$ . Компоненты шихты (шлак, Al-порошок и известь) перемешивались. В некоторых плавках известь вместе с флюоритом ( $CaF_2$ ) предварительно расплавлялись в плавильном горне, образуя ванну флюса, после чего начиналась загрузка шихты.

Шихта загружалась из бункера непрерывно или небольшими порциями при включенной электрической нагрузке печи. При этом в плавильном горне протекала алюминотермическая реакция (1). Масса шихты на плавку составляла 100–200 кг, продолжительность плавки 15–20 минут. После проплавления всей шихты электрод поднимали в верхнее положение, вскрывали лётку, и расплав шлака сливался в изложницу. Металл оставался в горне и после охлаждения в защитной атмосфере извлекался из него. Для организации полунепрерывного процесса использовали несколько горнов, которые один за другим подавались для проведения плавки (Figure 1). Исходные вещества и продукты плавки анализировались при помощи рентгеновского анализатора NITON XLt XRF Analyzer 800 Series.

### Анализ полученных результатов

Потери шихты при плавке колебались в пределах 2–10 % масс. и были вызваны пылеуносом, а также реакциями типа [16]:



Низшие окислы алюминия ( $Al_2O$ ,  $AlO$ ) возгоняются при плавке, и в более холодной зоне, в верхней части горна, реакции (2 и 3) протекают в обратном направлении, образуя настывь преимущественно из  $Al_2O_3$ .

В таблице 1 приведены условия и результаты некоторых характерных плавков.

Шлак после выливки из горна имел чёрный цвет, что подтверждает наличие в нём низших окислов титана. Содержание титана в шлаке в пересчёте на  $TiO_2$  колебалось в пределах 2–10 % масс.

Результаты анализов полученного металла показали его неоднородность. В центре слитки металл имел игольчатую структуру. Не вызывало затруднений дробление и измельчение металла в щёковой дробилке и

**Таблиця 1** – Умовия и результати некоторых плавок титанових сплавов

№ плавки	Состав шихты, кг					Всего загружено, кг	Получено металла, кг	Получено шлака, кг	Содержание Тi в сплаве, % масс.	Извлечение Тi в сплав, %
	Титановый шлак	Al порошок	Известь	Флюорит	TiO <sub>2</sub>					
1	57	27	16	–	–	100	27,6	69	61,6	71
2	57	27	12	4	–	100	28,6	70	66,0	79
3	–	24	26	–	50	100	25,6	71	78,0	70
4	85,5	40,5	24	–	–	150	41,4	104	63,3	73
5	85,5	40,5	24	–	–	150	41,7	102	60,2	70
6	85,5	40,5	16	8	–	150	42,0	100	59,0	69
7	114	54	32	–	–	200	56,9	129	56,3	67

шаровой мельнице. Примерный усреднённый состав металла, полученный из титанового шлака, следующий, % масс.: Ti 60, Fe 5, Si 3, Mn 2, Cr 1, V 0,5, C 0,4, S 0,04, остальное Al. Сплав, полученный из пигментной TiO<sub>2</sub>, содержал 78 % титана.

### Выводы

После проведения более ста плавок можно сделать следующие выводы:

1. Качество получаемого титанового сплава во многом зависит от качества применяемого титанового шлака. Чем выше содержание TiO<sub>2</sub> и меньше содержание примесей FeO, SiO<sub>2</sub>, MnO, V<sub>2</sub>O<sub>5</sub>, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, а также металлического железа, тем выше содержание титана в получаемом сплаве.

2. Установлено, что основное количество углерода попадает в титановый сплав из извести. Был отработан технологический приём, заключающийся в предварительном расплавлении флюса (CaO:CaF<sub>2</sub> = 70:30) с последующей загрузкой шихты. При расплавлении флюса происходит разложение CaCO<sub>3</sub> и удаление, таким образом, углерода.

3. Определён состав шихты для производства Ti-Al сплавов. Показано, что увеличение количества алюминия в шихте от этого состава приводит к увеличению извлечения титана, но также приводит к снижению содержания титана в сплаве за счёт увеличения содержания алюминия. Уменьшение количества алюминия увеличивает содержание титана в сплаве, однако извлечение титана снижается. Кроме того, металл при этом содержит повышенное количество оксидов.

4. Испытаны различные материалы для тиглей (сталь, графит, карбид кремния, магнезит) и их конструкции. Испытан также водоохлаждаемый стальной тигель. Удовлетворительные результаты получены при плавках в графитовом тигле и сливе шлака через лётку.

5. Полученные результаты дают возможность организовать опытно-промышленное производство сплавов титана из оксидного сырья алюминотермическим восстановлением электропечным способом. Намечены мероприятия по улучшению качества металла и показателей производства, повышению производительности труда.

### Список литературы

1. Лякишев Н. П. Легирующие стали и сплавы с титаном / Н. П. Лякишев, Ю. Л. Плинер, С. И. Лапто. – М.: Металлургия, 1985. – 232 с.

2. Исследование возможности замены дорогостоящего ферротитана более дешёвой титансодержащей добавкой при производстве качественных сталей / О. М. Шаповалова, Н. Н. Федоркова, Е. П. Бабенко // Днепропетровский университет. – Днепропетровск, 1987. – 16 с. – Деп. в Черметинформации 30.03.87, № 3899-чм87.

3. Ullmann's Encyclopedia of Industrial Chemistry. Titanium and Titanium Alloys. – Vol. A 27, P. 95–119.

4. Напалков В. И. Легирование и модифицирование алюминия и магния / В. И. Напалков, С. В. Махов. – М.: МИСИС, 2002. – 376 с.

5. Medovar V. Electroslag Tecnology for Ti-Al Ingots / Medovar V., Medovar L., Fedorovskii B etc. // Proc. ХТТС'98, Xi'an, China, Sept. 15–18, 1998. – P. 741–750.

6. Каблов Е. Н. Интерметаллиды на основе титана и никеля для изделий новой техники / Е. Н. Каблов, В. И. Луккин // Автоматическая сварка. – 2008. – № 11. – С. 76–82.

7. Порошковая металлургия и напылённые покрытия / [В. Н. Андиферов, Г. В. Бобров, Л. К. Дружинин и др.] ; под общ. ред. Б. С. Митина. – М.: Металлургия, 1987. – 792 с.

8. Линник В. А. Современная техника газотермического нанесения покрытий / В. А. Линник, П. Ю. Пекшев – М.: Машиностроение, 1985. – 128 с.

9. Перспективы создания жаропрочных и жаростойких сплавов интерметаллических соединений / О. А. Банных, К. Б. Поварова // Новые металлические материалы : сб. научн. тр. – Киев : ИЭС им. Е. О. Патона. 1989. – С. 29–33.

10. Катализаторы XXI века / Э. А. Григорян, А. Г. Мержанов // Наука производству. – 1998. – № 3. – С. 30–41.

11. Устинов В. С. Порошковая металлургия титана / В. С. Устинов, Ю. Г. Олесов, В. А. Дрозденко. – М.: Металлургия, 1981. – 210 с.

12. Петрунько А. Н. Титан в новой технике / А. Н. Петрунько, Ю. Г. Олесов, В. А. Дрозденко. – М.: Металлургия, 1979. – 160 с.

13. Мурач Н. Н. Алюминотермия титана / Н. Н. Мурач, В. Т. Мусиенко. – М.: ГОСИНТИ, 1958. – 52 с.

14. Пат. 86177 Украина, Спосіб одержання сплавів на основі титану / Проценко В. М.; заявл. 04.06.2008 р.; опубл. 25.03.2009 р., Бюл. № 6.

15. Быховский Л. З. Нетрадиционные источники титанового сырья / Л. З. Быховский, Л. П. Тигунов // Ti-2008 в СНГ : сб. научн. тр. – К.: ИМФ НАНУ. 2008. – С. 128–132.

16. Гасик М. И. Электроплавка алумосиликатов / М. И. Гасик, Б. И. Емлин, М. С. Климович. – М.: Металлургия, 1971. – 304 с.

Одержано 07.11.2012

**Серета Б.П., Проценко В.М., Серета Д.Б. Дослідження процесу отримання титанових сплавів алюмінотермічним відновленням оксидної сировини**

*У роботі досліджено технологію отримання сплавів Ti-Al алюмінотермічним відновленням в електродуговій печі. Наведено галузі застосування отриманих сплавів Ti-Al. Встановлено, що при застосуванні як сировини титанового шлаку і діоксиду титану отриманий метал, містить відповідно 60 і 78 % Ti.*

*Ключові слова:* сплави Ti-Al, алюмінотермічне відновлення, електрометалургія, шлак.

**Sereda B., Protsenko V., Sereda D. Process of titanium alloys receiving using alumi-nothermic recovery of oxide raw material**

*Technology investigation of Ti-Al alloys production using aluminothermic renewal at electro-arc furnace is provided. Sphere of received alloys application is given. It was established, that when the titanium slag and titanium dioxide used as raw material, the received metal contains correspondingly 60 and 78 % Ti.*

*Key words:* alloys Ti-Al, aluminothermic reduction, electrometallurgy, slag.

УДК 621.74.669.16:621.74.669.13

Д-р техн. наук М. О. Матвеева, д-р техн. наук С. И. Губенко  
Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск

## **ВЛИЯНИЕ КОМПЛЕКСНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ХРОМОМ И ТИТАНОМ НА НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ В БЕЛЫХ ЧУГУНАХ**

*Изучены качественный состав, количество и распределение неметаллических включений в структурных составляющих отливок из белых чугунов, комплексно легированных хромом и титаном. Показана возможность получения минимального количества включений в структуре чугунов, что благоприятно с точки зрения литейных, механических и эксплуатационных свойств отливок.*

*Ключевые слова:* литье, белый чугун, отливка, легирование, неметаллические включения, структура, свойства.

### **Введение**

При получении отливок с высокими эксплуатационными характеристиками большое значение имеет выбор легирующего комплекса, который, обеспечивая необходимые показатели, не должен ухудшать литейные свойства, повышать газонасыщение сплава при плавке и загрязненность расплава неметаллическими включениями [1, 2].

Неметаллические включения в затвердевшем сплаве являются частицами, нарушающими сплошность и однородность структуры. Они могут реагировать с газами и снижать физико-механические свойства сплавов. Их присутствие понижает ударную вязкость, износостойкость, усталостную прочность, пластичность, коррозионную стойкость, жаростойкость, жаропрочность и т. д. Наличие в сплаве некоторых включений обычно понижает химическую стойкость сплавов, так как они образуют с основным металлом сплава коррозионные гальванические элементы, что способствует развитию процессов электрохимической коррозии [3]. Поэтому в абсолютном большинстве случаев наличие неметаллических включений в отливках является нежелательным.

Распределение включений в дендритной структуре сплава во многом зависит от момента их образования и поведения при кристаллизации. Легкоплавкие сульфидные включения, которые образуются на последней стадии кристаллизации, располагаются на границах зерен. Тугоплавкие включения, служащие центрами кристаллизации, расположены на осях и по всему объему дендритов [4]. В каждой группе литейных сплавов встречаются различные неметаллические включения [5]. Влияние включений на свойства чугунов исследовано значительно меньше, чем в сталях [6].

Целью данной работы было изучение комплексного легирования хромом и титаном на неметаллические включения в белых чугунах.

### **Материалы и методики исследований**

Для исследований были получены низкохромистые белые чугуны, микролегируемые титаном (табл. 1). Количество титана варьировали в интервале 0,01–0,20 %, хрома – 1,17–5,63 %. Анализ неметаллических включений проводили металлографическим методом на микроскопе «Neofot-21».

**Таблиця 1** – Хімічний склад низьхромистих чугунов, мікролегированих титаном

№ п/п	Содержание элементов, % (по массе)							
	C	Si	Mn	Cr	Ti	Fe	S	P
1	3,13	2,2	0,62	1,17	0,01	92,805	0,025	0,04
2	3,13	2,3	0,64	5,63	0,01	88,234	0,026	0,03
3	3,14	2,2	0,62	5,03	0,20	88,733	0,027	0,05
4	3,14	2,3	0,62	3,40	0,01	90,456	0,024	0,05
5	3,14	2,3	0,63	3,10	0,105	90,660	0,025	0,04
6	3,12	2,2	0,60	5,33	0,105	88,580	0,025	0,04
7	3,13	2,2	0,62	3,94	0,07	89,976	0,024	0,04

Для количественных исследований неметаллических включений построена симплексная решетка по плану Шеффе, для чего использовали схему, представленную на рис. 1.

По плану Шеффе возможно построение модели следующего вида:

$$Y = \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \beta_3 x_3 + \beta_{12} x_1 x_2 + \beta_{13} x_1 x_3 + \beta_{23} x_2 x_3 + b_{123} x_1 x_2 x_3, \quad (1)$$

где  $Y$  – свойство материала;  $\beta$  – коэффициент регрессии;  $x$  – количество материала в сплаве.

Коэффициенты регрессии определяли по формулам:

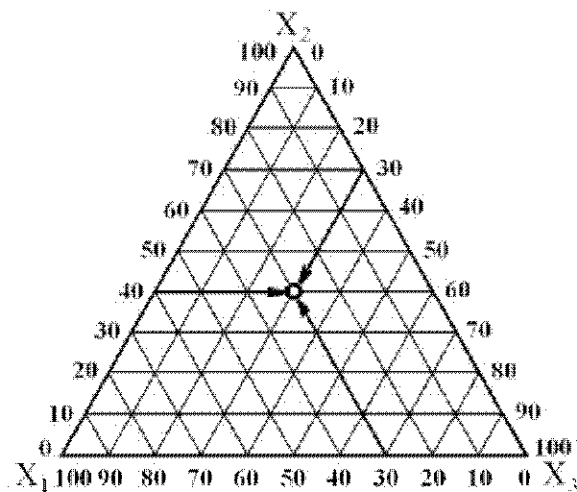
$$\beta_1 = \xi_1, \quad (2)$$

$$\beta_{ij} = 4\xi_{ij} - 2\xi_i - 2\xi_j, \quad (3)$$

где  $\xi_i$ ,  $\xi_j$ ,  $\xi_{123}$  – результаты опытов в точках симплексных решеток.

### Теория и анализ полученных результатов

Металлографические исследования показали, что в серии плавок с 0,01 % Ti в образцах с минимальным содержанием хрома (1,17 %) в отдельных участках шлифа остается до 0,5 % графита (рис. 2, а). Выявлены два вида неметаллических включений: сульфиды Fe-Mn и оксиды (рис. 2, б). При общем количестве включений 0,52 % основную их часть составляют шпинели. При изучении влияния хрома [7] и аналогичном его содержании в чугуне графит не выявлен, что свидетельствует о снижении карбидообразующего воздействия хрома в присутствии титана.


**Рис. 1.** Ключ симплексной решетки

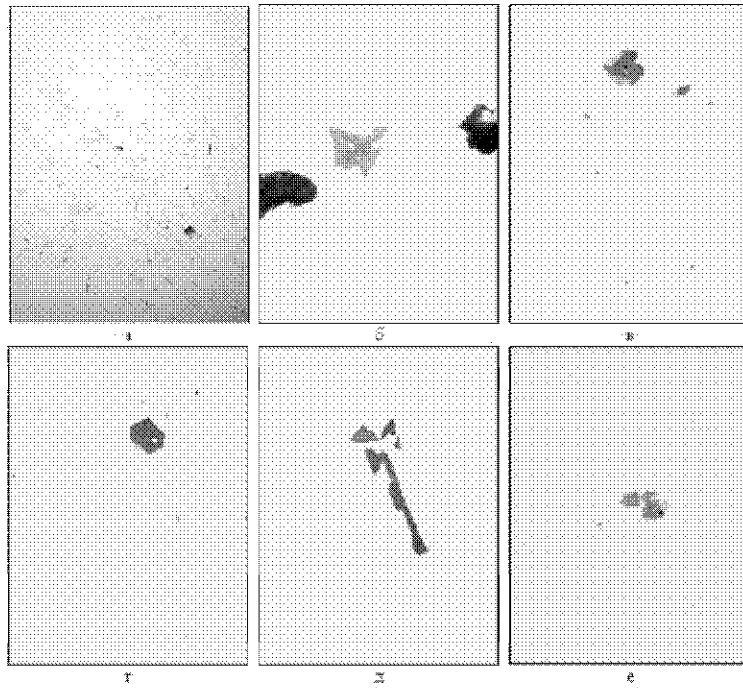
В отливках чугуна с 1,26 % хрома, кроме оксидов и сульфидов, присутствуют сложные оксисульфидные соединения (рис. 2, в), однако число оксидных включений остается преобладающим и их общее количество остается примерно на том же уровне (0,54 %). С дальнейшим увеличением количества хрома в чугуне до 1,37 % в опытных отливках появляются хромистые шпинели (рис. 2, з). Общее количество включений снизилось до 0,25 %, преобладающее количество оксидов сохраняется, при этом включения более крупные.

В чугуне, содержащем 1,74 % Cr, обнаружили сульфиды Fe-Mn (рис. 2, д, е), оксиды типа шпинелей  $MnO \cdot Cr_2O_3$  и небольшое количество соединений титана. Общее количество включений 0,31 % с преобладающим содержанием сульфидов. В чугуне, содержащем 3,75 % Cr, выявили небольшое количество сульфидов компактной формы ~ 0,22 %. При содержании 5,63 % хрома в чугуне присутствовали точечные включения простых и сложных оксидных включений, а также небольшое количество сульфидов.

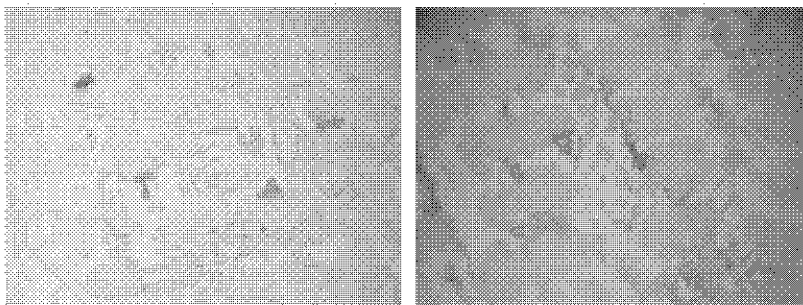
Важным фактором, определяющим влияние неметаллических включений на свойства отливок, является их распределение в структуре чугуна. Установлено, что в основном они находятся внутри зерен перлита или цементита (рис. 3), что благоприятно с точки зрения механических свойств, т. к. обычно включения охрупчивают границы перлитных колоний.

В серии плавок с содержанием титана 0,2 % можно отметить увеличение общего количества включений (рис. 4), однако их содержание остается незначительным в пределах 0,60–1,20 %.

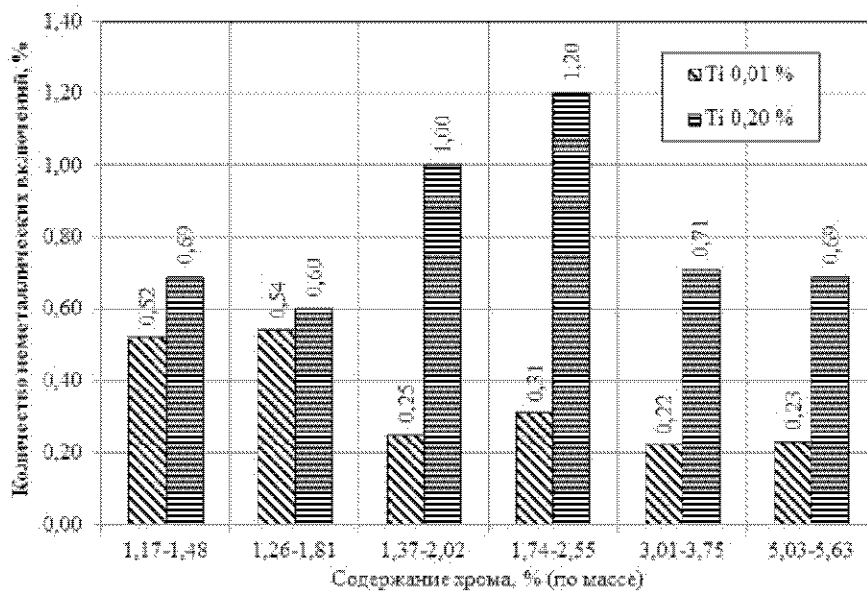
При содержании хрома 1,48... 2,02 % в чугунах опытных плавок количество неметаллических включений составляло 0,6–1,2 %, а их состав был разнообразнее, чем в предыдущей серии чугунов: оксиды и оксисульфиды (рис. 5, а), сульфиды (рис. 5, б), силикаты, нитриды и карбонитриды титана (рис. 5, в). Морфология включений определяется их природой. В чугуне, содержащем 2,55 % Cr, выявлено множество крупных сульфидов разной морфологии (рис. 5, з), сульфидные эвтектики (рис. 5, д), а также оксисульфиды (рис. 5, е). При дальнейшем увеличении в чугуне количества хрома до 3,01... 5,03 % общая загрязненность включениями уменьшается, при этом они мелкие, имеют компактную форму и равномерно распределены внутри зерен.



**Рис. 2.** Графит (а) и неметаллические включения в чугунах, содержащих 1,17 % Cr (а, б); 1,26 % Cr (в); 1,37 % Cr (г); 1,74 % Cr (д, е); а –  $\times 150$ , остальные  $\times 600$



**Рис. 3.** Распределение неметаллических включений в структуре экспериментальных чугунов (титан 0,01%);  $\times 600$



**Рис. 4.** Содержание неметаллических включений в опытных чугунах



Исследование качественного состава неметаллических включений показало, что при увеличении в чугунах содержания титана и хрома возрастает не только общее количество включений, но также проявляется большее разнообразие их видов (рис. 6).

В результате математической обработки экспериментальных данных по влиянию комплексного легирования на неметаллические включения получены коэффициенты регрессии (табл. 2). Это позволило построить симплексную решетку, характеризующую влияние химического состава чугуна на количественные характеристики включений (рис. 7).

Поля с недопустимым уровнем количества неметаллических включений не выделены, так как увеличение их числа происходило за счет образования упрочняющих фаз и не являлось отрицательным фактором.

В результате изучения количества и распределения неметаллических включений в опытных чугунах установлено, что применяемый легирующий комплекс Cr + Ti позволяет получать минимальное количество неметаллических включений в структуре отливки. При этом хром практически отсутствовал в оксидных включениях, что свидетельствует о его присутствии в твердом растворе и карбидах и подтверждает его максимально полное усвоение.

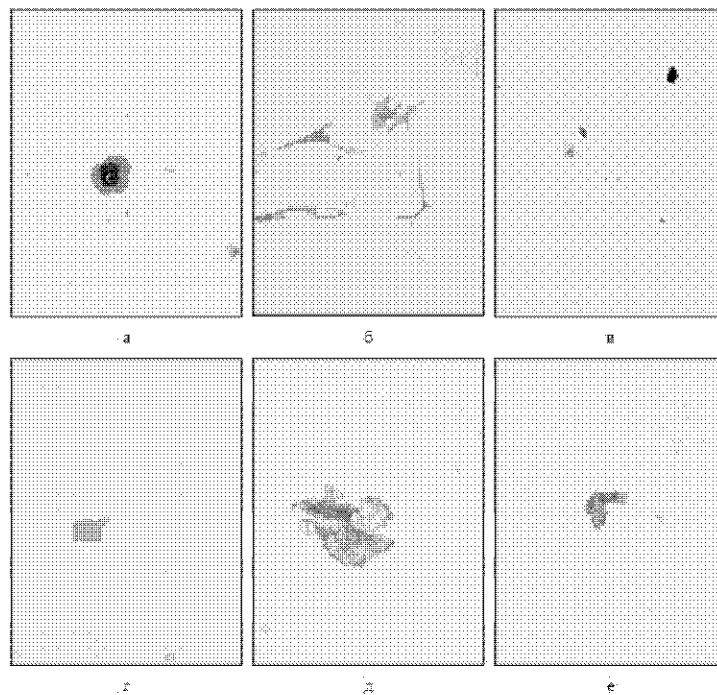


Рис. 5. Неметаллические включения в чугунах с различным содержанием хрома;  $\times 600$

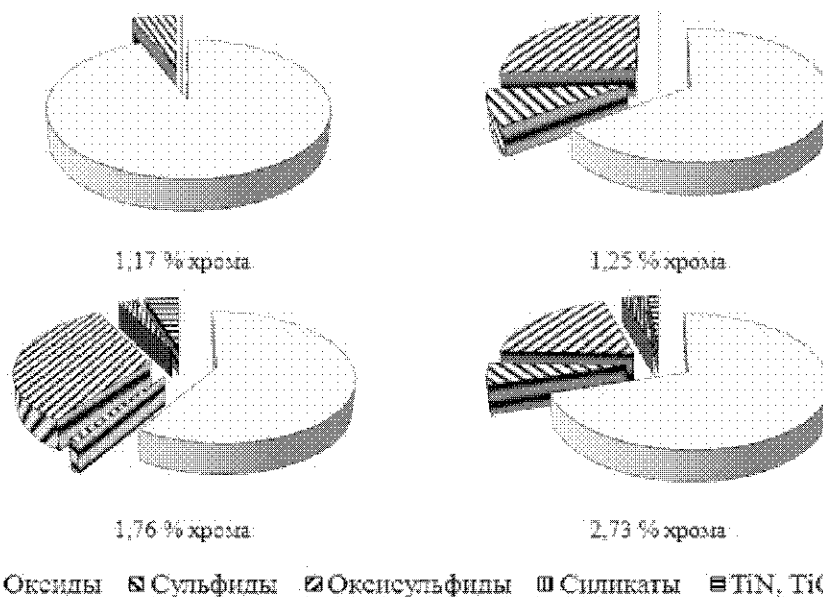
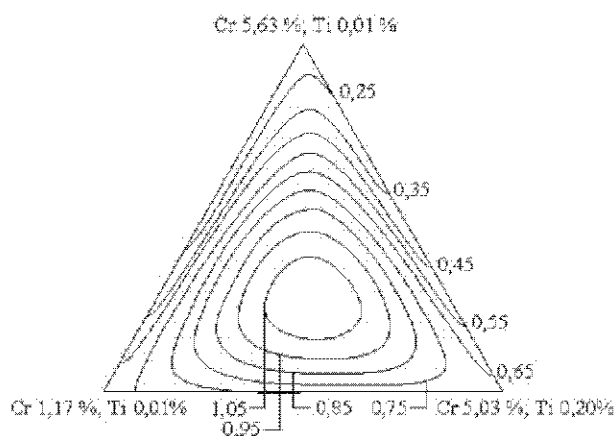


Рис. 6. Качественный состав неметаллических включений в экспериментальных отливках

**Таблица 2** – Результаты определения количества неметаллических включений и расчета коэффициентов регрессии

№ сплава	Функция отклика, $N_{вкл.}, \%$	Коэффициенты регрессии для расчетного уравнения	
		$\beta$	значения
1	0,52	$\beta_1$	0,52
2	0,23	$\beta_2$	0,23
3	0,69	$\beta_3$	0,69
4	0,20	$\beta_{12}$	-0,70
5	0,67	$\beta_{13}$	0,26
6	0,35	$\beta_{23}$	-0,44
7	1,10	$\beta_{123}$	19,38



**Рис. 7.** Количество неметаллических включений в структуре опытного чугуна, %

Установлено, что количество титана и хрома оказывает влияние на качественный состав и распределение неметаллических включений. При содержании титана 0,01 % большинство включений находились внутри зерен перлита, что благоприятно с точки зрения механических свойств.

При содержании титана 0,20 % количество неметаллических включений в чугуне возрастает, они имеют компактную форму и более равномерно распре-

лены внутри структурных составляющих. В то же время в чугуне выявлено большее качественное разнообразие неметаллических включений [8].

## Выводы

Применение комплексного легирования белых чугунов хромом и титаном позволяет регулировать качественный состав, количество и распределение неметаллических включений в структурных составляющих. Показана возможность получения минимального количества неметаллических включений в структуре чугуновых отливок, что благоприятно с точки зрения литейных, механических и эксплуатационных свойств белых чугунов.

## Список литературы

1. Гуляев Б. Б. Физико-химические основы синтеза сплавов / Б. Б. Гуляев – Л. : Из-во Ленинградского университета. – 1980. – 192 с.
2. Пикунов М. В. Плавка металлов. Кристаллизация сплавов. Затвердевание отливок / М. В. Пикунов. – М. : МИСИС, 1997. – 376 с.
3. Леви Л. И. Литейные сплавы / Л. И. Леви, С. К. Кантеник. – М. : Высшая школа, 1967. – 433 с.
4. Бельченко Г. И. Неметаллические включения и качество стали / Г. И. Бельченко, С. И. Губенко. – К. : Техника, 1980. – 168 с.
5. Губенко С. И. Неметаллические включения в стали / С. И. Губенко, В. В. Парусов, И. В. Дервянченко. – Днепропетровск : АРТ-ПРЕСС, 2005. – 536 с.
6. Гиршович Н. Г. Чугунное литье / Н. Г. Гиршович. – М. : Металлургия, 1949. – 562 с.
7. Шаповалова О. М. Влияние хрома на формирование графита в чугуне / О. М. Шаповалова, М. О. Матвеева // Металлознавство та термічна обробка металів. – 2004. – № 4. – С. 24–30.
8. Матвеева М. О. Влияние хрома и титана на неметаллические включения в экономнолегированном чугуне для прокаточных опок / М. О. Матвеева, С. И. Губенко // Неметалеві вкраплення і гази в ливарних сплавах : зб. наук. праць XII Міжнародної науково-практичної конференції, 22–25 вересня 2009 р. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2009. – С. 94–96.

Одержано 09.10.2012

## Матвеева М.О., Губенко С.І. Вплив комплексного легування хромом і титаном на неметалеві включення в білих чавунах

*Вивчений якісний склад, кількість та розподіл неметалевих вкраплень у структурних складових виливків з білого чавуну, що комплексно легований хромом та титаном. Показана можливість отримання мінімальної кількості включень у структурі чавунів, що є сприятливим з точки зору ливарних, механічних та експлуатаційних властивостей виливків.*

**Ключові слова:** лиття, білий чавун, вилівок, легування, неметалеві вкраплення, структура, властивість.

## Matveeva M., Gubenko S. Influence of complex alloying with chromium and titanium on non-metallic inclusions in white cast irons

*Quality structure, quantity and distribution of non-metallic inclusions in structural components of white cast irons alloying by complex of chromium and titanium were investigated. It was shown the possibility of minimum quantity guarantee of non-metallic inclusions in structure of cast irons that is favourable for casting, mechanical and service properties of cast article.*

**Key words:** casting, white cast irons, cast article, alloying, non-metallic inclusions, structure, properties.

УДК 669.1

Канд. техн. наук И. В. Акимов

Национальный технический университет, г. Запорожье

## ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА, ПОЛУЧЕННОГО ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ТИТАНОВОГО ШЛАКА В РУДНО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ПЕЧИ

*Показана возможность применения в качестве конструкционного материала сплава на основе железа, выплавляемого в рудно-термической печи при получении титанового шлака. Использование сплава после индукционного переплава с экономным модифицированием дало возможность изготавливать из него матрицы с высокими эксплуатационными свойствами, применяемые в конструкции брикетировочных прессов.*

**Ключевые слова:** сплав на основе железа, модифицирование, графитизированная сталь.

Известно, что первой стадией технологии производства титана является получение титанового шлака методом плавки ильменитового концентрата в рудно-термической печи (РТП). При этом, образующийся в результате плавки сопутствующий продукт – сплав на основе железа, на Запорожском титано-магниевом комбинате (ЗТМК) сливается в специальные изложницы и полученные при этом слитки утилизируются как металлолом. По нашему мнению такое использование сплава является нерациональным и экономически неэффективным. Анализ технологических характеристик показывает, что при плавке ильменитового концентрата в рудно-термической печи емкостью до 180 м<sup>3</sup> на 1 тонну титанового шлака приходится около 300 кг железоуглеродистого сплава. Таким образом, несложно подсчитать, что на производство 1 тонны титанового сплава приходится получение около 600 кг сплава на железной основе. Увеличение объемов производства на ЗТМК губчатого титана и титановых сплавов, а следовательно и увеличение количества получаемого сопутствующего железоуглеродистого сплава значительно актуализируют указанную проблему.

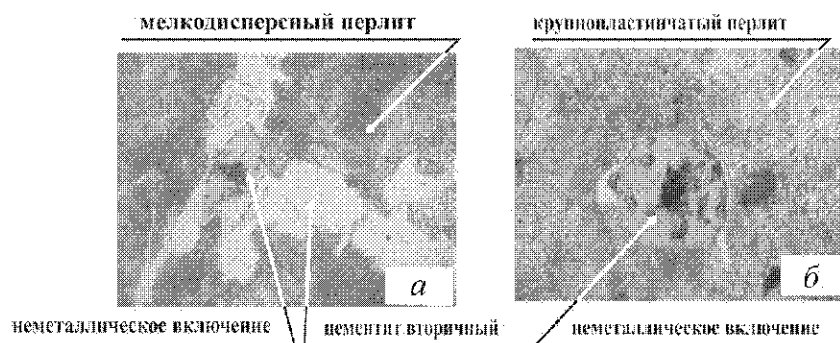
На наш взгляд более перспективным и экономичным могло бы стать использование, а также возмож-

ная реализация данного продукта как конструкционного материала. Однако, для этого он должен иметь стабильный химический состав, заданную структуру и высокие механические и служебные свойства в изделии.

В данной работе исследовали возможность использования сплава на железной основе, получаемого на ЗТМК при производстве титанового шлака в рудно-термической печи как конструкционного материала. С этой целью из полученных, в результате работы РТП, чушек сплава были отобраны образцы для химического анализа и металлографии.

Результаты химического анализа показали, что химический состав сплава является нестабильным, при этом его основу составляют следующие элементы: 0,7... 1,5 %С; 0,06... 0,08 %Si; 0,03... 0,05 %Mn; 0,07... 0,08 %Ni; 0,30... 0,45 %Cr; 0,2... 0,4 %P; 0,2... 0,3 %S, остальное Fe.

Методом металлографии проведен анализ макро- и микроструктуры сплава. Было выявлено, что макро-структура сплава содержала значительное количество газовых пор (~ до 5% от площади шлифа) и скопления крупных (50... 200 мкм) неметаллических включений, типа Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; FeS; P<sub>2</sub>O<sub>5</sub> (рис. 1).



**Рис. 1.** Микроструктура наружного слоя (а) и внутренней части (б) чушки из сплава на основе железа, полученного в РТП (× 800)

При исследовании микроструктуры сплава следовало учитывать, что большие габариты и масса (до 4 тонн) заливаемой в изложницы чушки значительно влияют на скорость ее охлаждения в различных ее частях, а следовательно и на величину зерна, и на фазовый состав. Микроструктурный анализ показал (см. рис. 1), что сплав во внутренних слоях чушки имеет крупнозернистую (2 балл зернистости по ГОСТ 5639-82) перлитную структуру с выделениями карбидов по границам зерен, а наружный слой чушки, вследствие более высокой скорости охлаждения, характеризовался мелкопластинчатым перлитом также с выделениями вторичного цементита по границам зерен в виде разорванной сетки. Известно, что такая структура не обладает высокими показателями прочности, пластичности, ударной и циклической вязкости разрушения.

Таким образом, можно заключить, что в первичном виде получаемый на ЗТМК в рудно-термической печи сопутствующий сплав на железной основе характеризуется нестабильностью химического состава и нежелательной макро- и микроструктурой, содержащей газовую пористость, скопления крупных неметаллических включений, выделения вторичного цементита по границам зерен. В связи с этим данный сплав в первичном виде не обладает высокими показателями механических и служебных свойств, а значит, не может быть использован как конструкционный материал. Следовательно, применение последующей металлургической переработки получаемого сплава для стабилизации химического состава и получения заданной макро- и микроструктуры является обязательным условием для дальнейшего использования сплава как конструкционного материала. При этом, себестоимость выбранного способа переработки будет определять экономическую целесообразность его применения.

По нашему мнению, одним из возможных путей улучшения структуры и свойств исследуемого сплава является его переплав в индукционной печи с применением модифицирующего комплекса для получения графитизированной стали, которая по данным [1, 2] является хорошим износостойким материалом и может быть использована для изготовления матриц брикетировочного пресса применяемого на ЗТМК для брикетирования титановой губки. С этой целью сплав полученный в РТП состава: 1,00%С; 0,58%Si; 0,05%Mn; 0,07%Ni; 0,45%Cr; 0,4%P и 0,2%S был переплавлен в индукционной печи с кислой футеровкой. В качестве раскислителей использовали алюминий АЛ1 и силико-

кальций СК30 в ковш. Необходимое содержание углерода (1,40 %) и кремния (1,60 %) в составе стали получали путем дошихтовки расплава в печи чугуном Л5 и ферросилицием ФС65. Отливку-заготовку матрицы брикетировочного пресса получали методом литья в сухие песчано-глинистые формы.

По средствам металлографического анализа полученной стали было установлено отсутствие газовой пористости в макроструктуре, при этом микроструктура сплава была представлена мелкопластинчатым перлитом с равномерно распределенными компактными графитовыми включениями.

Как показали результаты последующих натурных испытаний, наличие графитной фазы как смазывающего вещества в структуре сплава матрицы брикетировочного пресса снизило интенсивность налипания и схватывания пресуемой титановой губки на рабочую поверхность, тем самым уменьшило опасность образования задиров, появление которых является критерием снятия матрицы с эксплуатации. Для повышения износостойкости внутренняя рабочая поверхность матрицы предварительно была подвергнута индукционной закалке с последующим низким отпуском. После указанных технологических операций структура сплава на рабочей поверхности матрицы состояла из мелкоиглочатого мартенсита с равномерно распределенными компактными графитовыми включениями. При этом долговечность экспериментальной матрицы брикетировочного пресса превосходила долговечность матрицы, изготовленной из ранее применяемой для неё стали У10А на 30 %.

Таким образом, результаты наших исследований показали, что сплав на железной основе, получаемый на ЗТМК при производстве титанового шлака в рудно-термической печи после переплава в индукционной печи и модифицирования может быть использован как конструкционный материал с высокой экономической эффективностью.

#### Список литературы

1. Жураковский В. М. Организация трансформируемой структуры и обеспечение заданных свойств графитсодержащей стали: автореф. дисс. на соискание научн. степени докт. техн. наук : спец. 05.02.01 «Материаловедение» / В. М. Жураковский. – Минск, 1985. – 40 с.
2. Тодоров Р. П. Структура и свойства отливок из графитизированной стали / Р. П. Тодоров, М. В. Николов. – М. : Металлургия, 1976. – 168 с.

Одержано 21.11.2012

#### **Акімов І.В. Перспективи застосування сплаву на основі заліза, що отриманий при виробництві титанового шлаку в рудно-термічній печі**

*Приведено можливість застосування як конструкційного матеріалу сплаву на основі заліза, що виплавляється у рудно-термічній печі при отриманні титанового шлаку. Використання сплаву після індукційного переплаву з економним модифікуванням дало можливість виготовляти з нього матриці з високими експлуатаційними властивостями для брикетувальних пресів.*

**Ключові слова:** сплав на основі заліза, модифікування, графітізована сталь.

**Akimov I. Perspectives of iron-based alloy application, obtained during production of titanium slag in ore-thermal furnace**

*Possibility of iron-based alloy application as a construction material, melted in an ore-thermal furnace during titanium slag production has been shown. Alloy application after induction remelting with economic modifying has provided an opportunity to produce billets of the matrixes, having high operational properties and applied in briquetting presses construction.*

*Key words: iron-based alloy, modifying, graphitized steel.*

УДК 669.245.018: 620. 193.53

Канд. техн. наук А. Г. Андриенко, канд. техн. наук С. В. Гайдук,  
канд. техн. наук В. В. Кононов

Национальный технический университет, г. Запорожье

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ ГТУ С НАПРАВЛЕННОЙ (МОНО) СТРУКТУРОЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

*Разработан литейный жаропрочный коррозионностойкий сплав на никелевой основе для направленной кристаллизации и монокристаллического литья, близкий по уровню механических свойств авиационным сплавам ЖС6К-ВИ и ЖС6У-ВИ с равноосной структурой и ЖС26-ВИ с направленной структурой. Отработан технологический процесс получения лопаток ТВД с направленной структурой двигателя Д-336.*

*Ключевые слова: жаропрочные никелевые сплавы, направленная (моно) кристаллизация, жаропрочность, структурная стабильность, технологичность, рабочая лопатка, газовая турбина.*

### Введение

В последнее время, в связи с проблемой конверсии авиационные конструкторские бюро и моторные заводы широко занимаются разработкой и производством стационарных энергетических и газоперекачивающих газотурбинных установок (ГТУ). В новых ГТУ, как и в авиационных ГТД, все шире находят применение турбинные лопатки с направленной и монокристаллической структурой. При этом, данные предприятия стремятся использовать ранее разработанные технологии и накопленный опыт по применению в качестве материала рабочих лопаток авиационные жаропрочные сплавы ЖС6К-ВИ, ЖС6У-ВИ, ЖС26-ВИ, ЖС32-ВИ [1]. Как показал опыт эксплуатации, данный класс материалов надежно работает в условиях высококачественных топлив при температурах 1000–1100 °С. В сульфидно-оксидной среде, возникающей при сгорании топлива в стационарных газовых турбинах, сплавы данного класса склонны к интенсивному коррозионному повреждению, для предотвращения которого применяются защитные покрытия. Известно, что необходимым условием высокой эксплуатационной надежности деталей ГТД является коррозионная стабильность внешней поверхности сплавов. Хотя на лопатки наносят различные за-

щитные покрытия, однако сопротивление газовой и солевой коррозии сплава-основы имеет большое значение, так как процессом, контролирующим ресурс работы деталей горячей части ГТД, при постоянных температурно-силовых параметрах, является высокотемпературная коррозионная стойкость (ВТК), приводящая к ускоренному повреждению рабочих лопаток и преждевременному выходу из строя лопаточного аппарата [2–4].

В ряде известных исследований [5–9] отмечается, что применение метода направленной кристаллизации (НК) к коррозионностойким сплавам, предназначенным для литья лопаток с равноосной структурой (IN-939, IN-738LC – за рубежом; ЧС-70, ЧС-88, ЗМИ-3У – в России), не вызывает заметного повышения их характеристик жаропрочности. Кроме этого, для данного класса сплавов не удается обеспечить достаточно высокого уровня выхода годного литья по макроструктуре.

### Постановка задачи

Цель настоящей работы – разработка литейного коррозионностойкого никелевого сплава для направленной (моно) кристаллизации с жаропрочностью, эквивалентной некоррозионностойкому авиационному

сплаву ЖС26-ВИ и обработка технологического процесса литья из него рабочих лопаток турбин высокого давления (ТВД) с направленной структурой с применением серийной технологии производства лопаток из сплава ЖС26-ВИ, которая обеспечит выход годного литья по макроструктуре не менее 50 %.

Монокристаллические (МК) образцы сплавов ЖС26-ВИ, ЗМИ-ЗУ и ЗМИ-ЗУМ1 были отлиты со скоростью кристаллизации  $\bar{V}_{кр} = 10$  мм/мин в виде стандартных цилиндрических заготовок диаметром 16 и длиной 180 мм. Рост монокристалла в образцах осуществлялся за счет специальной затравки, изготовленной из бинарного сплава системы Ni-W, которая предварительно устанавливалась в керамическую форму.

Монокристаллические образцы с кристаллографической ориентацией (КГО) [001] прошли 100 % контроль макроструктуры путем травления в растворе, содержащем хлорное железо (700–800 г), соляную кислоту (120–150 см<sup>3</sup>) и воду до 1 дм<sup>3</sup>, а также контроль КГО на установке ДРОН-3М. В таблице 1 приведены химические составы плавок исследованных сплавов, которые контролировались общепринятыми методами – химическим и спектральным.

Обработка температурно-скоростных параметров процесса литья опытных лопаток проводилась на высокоградиентной установке для направленной кристаллизации УВНК-8П. Для лопаток с НК- и МК-структурой осуществлялся контроль аксиальной ориентации соответственно требованиям, предъявляемым к макроструктуре отливок лопаток, которые состоят в следующем: отливка лопатки должна иметь направленную или монокристаллическую структуру КГО [001] и отклонением от основного направления на соответствие условиям:  $0^\circ \leq \alpha_{001} \leq 20^\circ$ .

Литые заготовки опытных образцов и лопаток подвергались двухступенчатой термической обработке в вакууме или нейтральной атмосфере в соответствии с паспортным режимом для сплавов ЖС26-ВИ и ЗМИ-ЗУ. Для модификации сплава ЗМИ-ЗУМ1 температура гомогенизации (I-я ступень ТО) назначалась на основании анализа данных, предварительно полученных методом дифференциального термического анализа (ДТА). Она составила  $1240^\circ \text{C} \pm 5^\circ \text{C}$ .

Вторая ступень термической обработки – высокотемпературное старение – проводилась при температуре  $1050^\circ \pm 5^\circ \text{C}$ .

Механические испытания образцов на кратковременную прочность проводились на стандартных цилиндрических образцах с рабочей частью диаметром 5 и длиной 25 мм по ГОСТ 9651-73 при температурах 20, 800, 900, 1000 °С на разрывной машине марки УМЭ-10ТМ. Испытания на длительную прочность проводились по ГОСТ 10145-81 на разрывных машинах марки АИМА-5-2 при температурах и напряжениях, соответственно требованиям для входного контроля на сплав ЖС26-ВИ.

#### Анализ результатов

В настоящей работе представлены сравнительные результаты механических и технологических свойств сплава ЗМИ-ЗУМ1 [10], разработанного на основе коррозионностойкого сплава ЗМИ-ЗУ, в сравнении со сплавом ЖС26-ВИ, с направленной и монокристаллической структурой. В таблицах 2 и 3 приведены результаты входного контроля свойств МК-образцов сплава ЗМИ-ЗУМ1 в сравнении с паспортными требованиями на сплава ЖС26-ВИ. Образцы имели следующие отклонения КГО от основного направления: образец 1 –  $\Delta\alpha_{001} = 5^\circ$ , образец 2 –  $\Delta\alpha_{001} = 3^\circ$ .

**Таблица 1** – Химический состав плавок исследованных сплавов

Марка сплава	Содержание элементов, % (масс.)										
	C	Cr	Co	Mo	W	Ti	Al	Nb	Ta	V	Ni
ЖС26-ВИ	0,15	4,9	9,1	1,1	11,2	0,9	5,8	1,6	–	0,9	Осн.
ЗМИ-ЗУ	0,12	13,3	5,6	0,9	7,1	5,1	3,0	–	–	–	Осн.
ЗМИ-ЗУМ1	0,06	11,2	5,1	0,8	7,3	4,3	3,9	–	4,1	–	Осн.

**Таблица 2** – Результаты испытаний на кратковременную прочность

№ образца	Предел прочности, $\sigma_0$ , МПа	Отн. удлинение, $\delta$ , %
1	1009	15,6
2	1244	6,0
Для сплава ЖС26-В	$\geq 850$	$\geq 6$

**Таблица 3** – Результаты испытаний на длительную прочность

Длительные жаропрочные испытания: $\sigma_{40}^{975} = 260$ МПа, не менее – для ЖС26-ВИ					
№ образца	Напряжение, $\sigma$ , МПа	Температура испытания, °С	Задано часов	Выдержал часов	Примечание
1	26	975	40	50.05	разрушился
2	26	975	40	41.00	разрушился

Результати входного контролю показали, що свойства разработанного сплава ЗМИ-ЗУМ1 соответствуют паспортным требованиям на сплав ЖС-26-ВИ, при этом у сплава ЗМИ-ЗУМ1 заметно выше кратковременное сопротивление разрыву.

На рисунке 1 представлены сравнительные результаты испытаний на кратковременную прочность МК-образцов с КГО [001] из сплавов, полученных при скорости кристаллизации  $\bar{v}_{кр} = 10$  мм/мин после термической обработки.

Сравнительный анализ этих данных показал, что при температуре испытания 20 °С предел прочности и предел текучести сплавов ЗМИ-ЗУ и ЗМИ-ЗУМ1 выше, а пластичность ниже, чем у сплава ЖС-26ВНК (рис. 1, а). При температурах испытания 800 и 900 °С предел прочности и предел текучести у сплава ЖС-26ВНК выше, чем у сплава ЗМИ-ЗУ, однако ниже, чем у сплава ЗМИ-ЗУМ1 при эквивалентной пластичности (рис. 1 б, в).

При температуре испытания 1000 °С предел прочности у сплава ЗМИ-ЗУ существенно ниже, а пластичность несколько выше, чем у сплавов ЗМИ-ЗУМ1 и ЖС-26ВНК. Предел прочности сплавов ЗМИ-ЗУМ1 и ЖС-26ВИ НК практически одинаковый, а предел текучести у сплава ЗМИ-ЗУМ1 выше при одинаковой пластичности (рис. 1, г).

На рис. 2 представлены сравнительные кривые 100 и 1000-часовой длительной прочности МК образцов с КГО [001] сплавов, полученных при скорости кристаллизации 10 мм/мин после ТО. Сравнительный анализ результатов показал, что в интервале температур 800–1000 °С сплав ЗМИ-ЗУМ1 существенно превосходит базовый сплав ЗМИ-ЗУ и имеет эквивалентную жаропрочность по сравнению со сплавом ЖС-26ВНК.

Анализ результатов испытаний показал, что оптимизация концентрации хрома и тантала в промышленном сплаве ЗМИ-ЗУ обеспечили повышение жаропрочности до необходимого уровня без снижения параметров ВТК-стойкости [10].

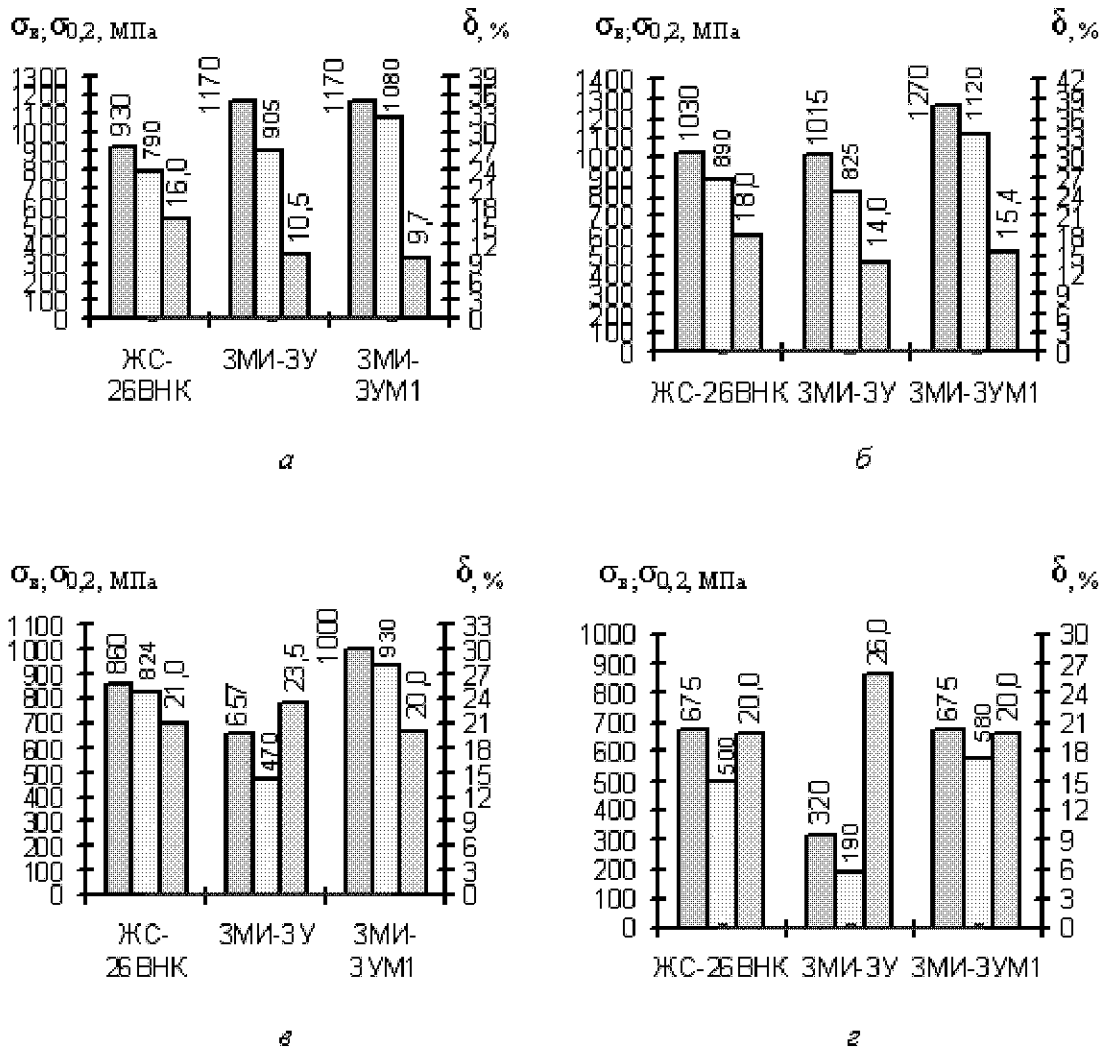
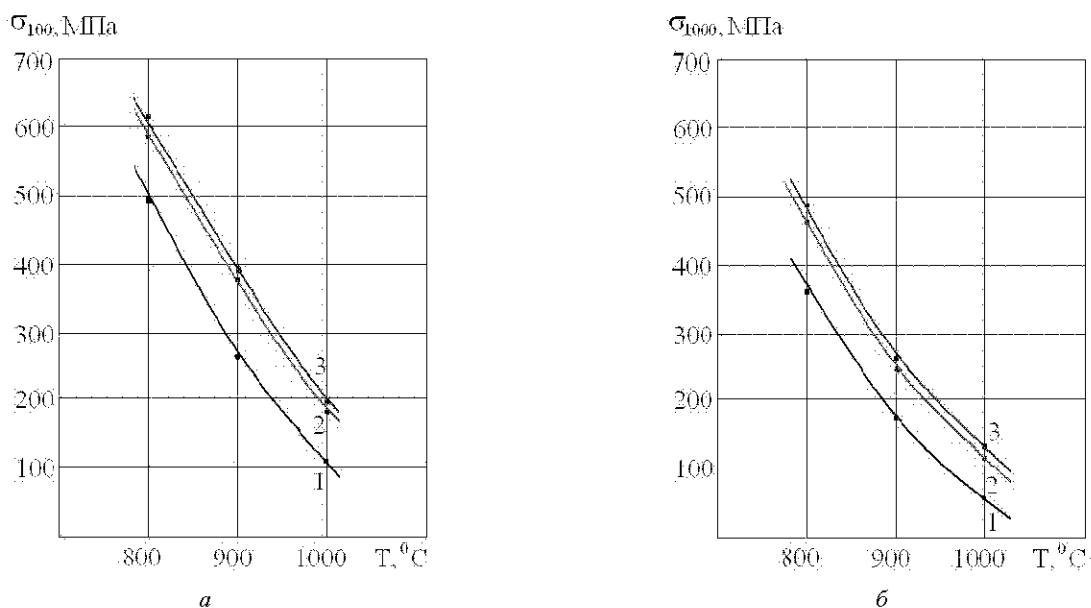


Рис. 1. Механические свойства МК- образцов с КГО [001], полученные при скорости кристаллизации  $\bar{v}_{кр} = 10$  мм/мин, после термической обработки и испытаний при различных температурах: а – 20 °С; б – 800 °С; в – 900 °С; г – 1000 °С



**Рис. 2.** Кривые 100-ч и 1000-ч длительной прочности МК-образцов, отлитых при скорости кристаллизации  $\bar{V}_{кр} = 10 \text{ мм/мин}$ , после термической обработки: 1 – ЗМИ-ЗУ; 2 – ЗМИ-ЗУМ1; 3 – ЖС-26ВНК

Сплав ЗМИ-ЗУМ1 по сравнению с составом сплава ЖС26-ВИ содержит тантал и не содержит ниобия и ванадия, при этом имеет более высокую концентрацию хрома, титана и более низкую концентрацию алюминия, вольфрама, кобальта и зернограницных упрочнителей – углерода и бора. Наличие в сплаве ЗМИ-ЗУМ1 оптимальной концентрации тантала устранило струйную ликвацию на опытных лопатках по сравнению со сплавом ЗМИ-ЗУ.

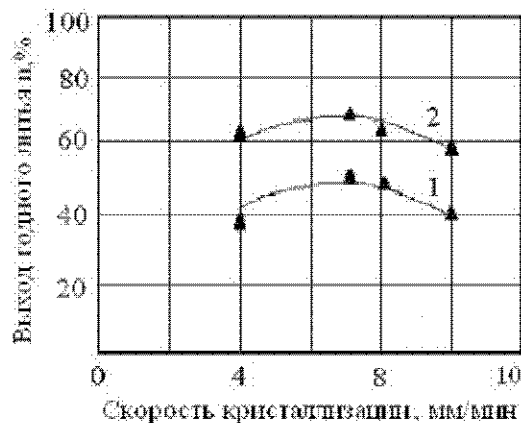
После длительного теплового воздействия при температурах 850 °C и 950 °C на базе 5000 часов разработанный сплав ЗМИ-ЗУМ1 обладает высокой фазовой стабильностью, при этом выделений ТПУ-фаз пластинчатой морфологии, приводящих к разупрочнению и потере пластичности сплава, не выявлено.

Проведенные ранее исследования процессов формирования структуры в лопатках с направленной и монокристаллической структурой энергетического агрегата MS5001, полученных из жаропрочного коррозионностойкого сплава ЗМИ-ЗУМ1 показал, что технологические параметры сплава зависят от интервала кристаллизации и содержания в сплаве вредных элементов.

Как показала практика, выплавка исходного состава сплава в вакуумно-индукционной печи УППФ-3М из чистых шихтовых материалов по специальным режимам, а также из возвратного металла с применением высокотемпературной обработки расплава (ВТОР) в среде аргона, обеспечило снижение содержания в сплаве кислорода и азота с 30–40 ppm до 8–12 ppm. При этом, заметно повысилась технологичность сплава при формировании бездефектной направленной и монокристаллической структуры за счет снижения вероятности зарождения посторонних кристаллов на перелопаток.

Технологическое апробирование сплава ЗМИ-ЗУМ1 в промышленных условиях проводилось совместно кафедрой «Физического материаловедения» ЗНТУ и ЗМКБ «Прогресс» при литье рабочих лопаток первой ступени двигателя Д-336 на установке для направленной кристаллизации УВНК-8П. Сплав ЗМИ-ЗУМ1 показал высокую технологичность при литье методом направленной кристаллизации, что было подтверждено получением опытной партии отливок рабочих лопаток первой ступени двигателя Д-336.

В процессе оптимизации скорости кристаллизации  $\bar{V}_{кр}$  было установлено, что для сплавов ЗМИ-ЗУМ1 и ЖС26-ВИ оптимальной скоростью направленной кристаллизации является скорость 7 мм/мин, которая обеспечивает максимальный уровень выхода годного литья по макроструктуре (рис. 3).



**Рис. 3.** Влияние скорости кристаллизации на уровень выхода годного литья рабочих лопаток ТВД с направленной (моно) структурой двигателя Д-336: 1 – ЖС-26ВНК; 2 – ЗМИ-ЗУМ1



Результаты сравнительного технологического апробирования показали, что максимальный уровень выхода годного литья по макроструктуре составляет: для сплава ЖС-26ВНК (кривая 1)  $n = 45-50 \%$ , для сплава ЗМИ-ЗУМ1 (кривая 2)  $n = 65-70 \%$ , что  $\sim$  в 1,5 раза выше.

При уменьшении или увеличении параметра  $\bar{V}_{кр}$  наблюдается заметное снижение уровня выхода годного литья по макроструктуре. Таким образом, разработанный сплав ЗМИ-ЗУМ1 показал более высокую технологичность по сравнению со сплавом ЖС26-ВИ.

В процессе технологической обработки было установлено, что макроструктурный дефект – пересечение границами кристаллов входной кромки ближе к радиусу перехода бандажной полки к перу обусловлено конструкцией стартового конуса «коробчатый» тип (рис. 4), где зарождение посторонних кристаллов происходит на гребешке бандажной полки не от стартового конуса. Зарождение столбчатых зёрен с пера лопатки хотя и не является браковочным признаком для лопаток с направленной структурой, однако, эти кристаллы имеют большие углы отклонения от КГО [001], так как их рост начался не от стартового кристалла.

В процессе обработки технологии установлено, что для повышения уровня выхода годных отливок по макроструктуре необходимо изменить конструкцию стартового конуса с «коробчатого» типа (рис. 4, а) на стартовый конус типа «домик» (рис. 4, б).

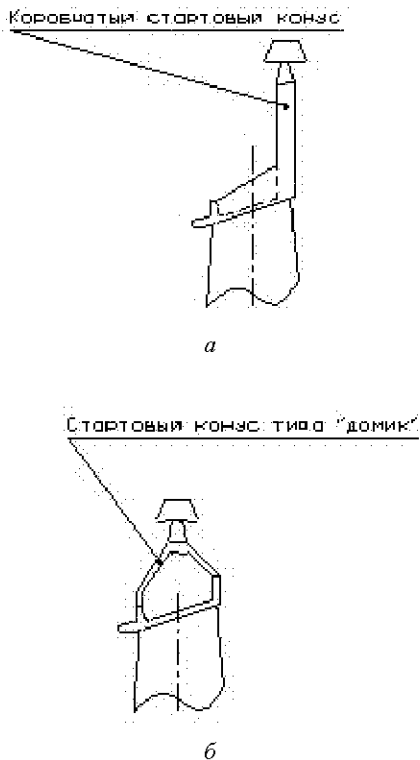


Рис. 4. Типы стартовых конусов лопатки ТВД:  
а – коробчатый; б – домик

При заливке опытных лопаток на установке УВНК-8П по отработанным технологическим параметрам методы люминисцентного контроля и цветной дефектоскопии не выявили трещин при кристаллизации (рис. 5).

На поверхности отливок из сплава ЗМИ-ЗУМ1 после выбивки керамической оболочки отсутствовали следы взаимодействия материала оболочки и материала лопаток (пригар), которые наблюдались на лопатках из сплава ЖС26-ВИ. Причиной отсутствия пригара явилось присутствие тантала в составе ЗМИ-ЗУМ1 и более низкое содержание углерода (0,04–0,06) % по сравнению со сплавом ЖС26-ВИ (0,12–0,18) %. На поверхности отливок лопаток имелось местное проявление макроструктуры. Травление отливок на макроструктуру выполнялось по технологии, применяемой для сплава ЖС26-ВИ. После травления лопаток из сплава ЗМИ-ЗУМ1 макроструктура проявилась после первого травления, а для отливок из сплава ЖС26-ВИ перед травлением на макроструктуру необходимо выполнять зачистку пера лопаток от пригара, а также проводить повторное травление при плохом проявлении макроструктуры, что значительно увеличивает трудоемкость и затраты.

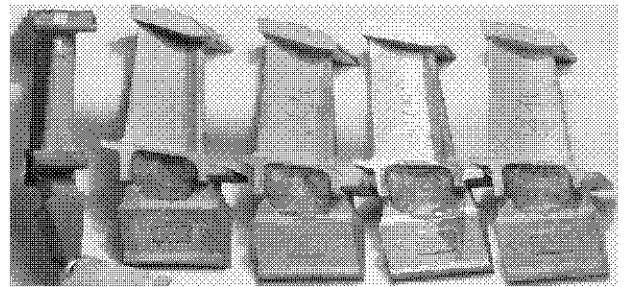


Рис. 5. Рабочие лопатки ТВД с направленной и моноструктурой установки Д-336

Контроль геометрии лопаток, изготовленных из сплава ЗМИ-ЗУМ1, не выявил каких-либо отклонений, нехарактерных для отливок лопаток, полученных из сплава ЖС26-ВИ. Обмер габаритных размеров лопаток, отлитых из сплавов ЗМИ-ЗУМ1 и ЖС26-ВИ, показал, что сплавы имеют примерно одинаковую усадку. После механической обработки 24 опытные лопатки, изготовленные из сплава ЗМИ-ЗУМ1, подвергли усталостным испытаниям на вибростенде МИКАТ с параметрами нагружения:  $\sigma_{нач} = 180$  МПа;  $\Delta\sigma = \pm 2$  МПа;  $N = 2 \cdot 10^7$  циклов, с целью определения предела выносливости. После испытаний результаты цветной ЛЮМ1-ОВ дефектоскопии показали, что по перу лопаток трещин нет. Предел выносливости лопаток из сплава ЗМИ-ЗУМ1 составляет  $\sigma_{-1} = 240$  МПа, что соответствует паспортным требованиям для входного контроля на сплав ЖС26-ВИ –  $\sigma_{-1} \geq 180$  МПа.

#### Выводы

1. На базе сплава ЗМИ-ЗУ разработан литейный коррозионностойкий сплав ЗМИ-ЗУМ1 с повышенной жа-

ропрочностью для литья рабочих лопаток с направленной и монокристаллической структурой. По комплексу механических свойств в интервале температур 800–1000 °С сплав ЗМИ-ЗУМ1 превосходит существующие коррозионностойкие отечественные и зарубежные аналоги и не уступает в жаропрочности авиационному сплаву ЖС26-ВИ с направленной структурой, заметно превосходя его по сопротивлению газовой и солевой коррозии.

2. Отработан технологический процесс литья рабочих лопаток ТВД с направленной (моно) структурой двигателя Д-336 из разработанного сплава ЗМИ-ЗУМ1 с использованием серийной технологии получения аналогичных лопаток из сплава ЖС26-ВИ. Уровень выхода годного литья лопаток из сплава ЗМИ-ЗУМ1 по макроструктуре составил 65–70 %, что ~ в 1,5 раза выше, чем у сплава ЖС26-ВИ.

3. Для обеспечения стабильности получения бездефектной структуры и повышения уровня выхода годных отливок по макроструктуре необходимо изменить конструкцию стартового конуса с «коробчатого» типа на стартовый конус типа «домик».

4. Результаты усталостных испытаний показали, что предел выносливости лопаток из сплава ЗМИ-ЗУМ1 составляет величину  $\sigma_{-1} = 240$  МПа, что на 60 МПа выше требований для входного контроля на сплав ЖС26-ВИ ( $\sigma_{-1} \geq 180$  МПа).

#### Список литературы

1. Шалин Р. Е. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / [Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов и др.]. – М. : Машиностроение, 1997. – 336 с.
2. Толорая В. Н. Коррозионностойкие жаропрочные сплавы для крупногабаритных монокристаллических турбинных лопаток / В. Н. Толорая, Н. Г. Орехов, Б. С. Ломберг // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2003. – № 1. – С. 30–32.
3. Никитин В. И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин / В. И. Никитин – Л. : Машиностроение, 1987. – 272 с.
4. 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.
5. Яцька С. И. Производство высокотемпературных литейных лопаток авиационных ГТД / С. И. Яцька. – М. : Машиностроение, 1995. – 255 с.
6. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) / Е. Н. Каблов. – М. : МИСИС, 2001. – 632 с.
7. Каблов Е. Н. Жаропрочность никелевых сплавов / Е. Н. Каблов, Е. Р. Голубовский. – М. : Машиностроение, 1998. – 464 с.
8. 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.
9. Симс Ч.Т. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Ч. Т. Симс, Н. С. Столофф, У. К. Хагель ; пер. с англ. в 2-х кн. под ред. Р.Е Шалина. – М. : Металлургия, 1995. – 384 с.
10. Пат. 77606, Україна, МПК<sup>6</sup> С22С 19/05. Ливарний жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав / [А. Г. Андриєнко, С. В. Гайдук, В. В. Кононов, В. С. Замковий та ін.]. ; заявл. 04.08.05, № а 200507748 ; опубл. 15.12.06, Бюл. № 12. – 16 с.

Одержано 22.11.2012

#### Андриєнко А.Г., Гайдук С.В., Кононов В.В. Механічні властивості і технологічні особливості отримання деталей гту зі спрямованою (моно) структурою з жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву

*Разроблено ливарний жароміцний корозійностійкий сплав на нікелевій основі для спрямованої кристалізації і монокристалевого литва, близький за рівнем механічних властивостей до авіаційних сплавів ЖС6К-ВІ і ЖС6У-ВІ із рівновісною структурою та ЖС26-ВІ зі спрямованою структурою. Відпрацьовано технологічний процес отримання лопаток ТВД зі спрямованою структурою до двигуна Д-336.*

**Ключові слова:** жароміцні нікелеві сплави, спрямована (моно) кристалізація, жароміцність, структурна стабільність, технологічність, робоча лопатка, газова турбіна.

#### Andrienko A., Gayduk S., Kononov V. Mechanical properties and technological procedure features in manufacture of gas turbine parts with directed (mono) crystallization made of corrosion-resistant nickel-base superalloy

*High - temperature corrosion - resistant nickel-base casting superalloy for directed solidification and monocrystalline casting with mechanical properties near values of aircraft alloys ЖС6К-ВІ and ЖС6У-ВІ with equiaxed structure and ЖС26-ВІ with directed structure was developed. Manufacture procedures of engine Д-336 high-temperature turbine-blades with the directed structure have been tried-out.*

**Key words:** nickel base superalloys, directed (mono) crystallization, high-temperature strength, structural stability, castability, blade, gas turbine.

УДК 621.7.015:621.923.9

Д. Н. Степанов

Национальный технический университет, г. Запорожье

## ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПОЛИМЕРНО-АБРАЗИВНОГО ИНСТРУМЕНТА И РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ НА ШЕРОХОВАТОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА BT8-M

*Исследована возможность повышения качества и производительности финишной обработки жаропрочного титанового сплава BT8-M с помощью полимерно-абразивных инструментов. Установлены рациональные режимы обработки и параметры инструментов на основе полимерно-абразивных волокон.*

**Ключевые слова:** качество поверхности, титановый сплав, режимы обработки, параметры инструмента, инструмент на основе полимерно-абразивных волокон.

В настоящее время по-прежнему актуальными являются вопросы повышения качества поверхности деталей, а также повышения производительности технологического процесса его обеспечения. Особенно важны эти вопросы в авиационной промышленности при обработке таких авиационных материалов, как жаропрочные титановые и никелевые сплавы, так как к деталям, применяемым в данной отрасли, предъявляются высокие требования по надёжности, ресурсу, качеству и стоимости. Качество поверхности определяется совокупностью характеристик шероховатости и свойств поверхностного слоя. В условиях эксплуатации машины или прибора внешним воздействиям в первую очередь подвергаются поверхности деталей. Естественно, что придание рабочим поверхностям специальных свойств способствует существенному повышению показателей качества машин в целом и, в частности, показателей надёжности. Одним из перспективных инструментов, применяемых для повышения качества поверхности деталей, является полимерно-абразивный инструмент (ПАИ).

Полимерно-абразивный инструмент (рис. 1) представляет собой набор волокон из полиамидного корда, в котором по всему объёму распределены частицы

абразива. Благодаря своей гибкости, а также очень малой силовой и температурной составляющей при обработке он находит все более широкое распространение для финишной отделки сложнопрофильных и тонкостенных деталей из различных материалов.

Целью данной работы было определение влияния параметров инструмента на основе полимерно-абразивных волокон и режимов обработки на шероховатость титанового сплава BT8-M.

Для проведения исследований были изготовлены специальные плоские образцы  $74 \times 32 \times 8$  мм из титанового сплава. Такие образцы дают возможность удобной и быстрой установки и переустановки в приспособлениях при обработке и проведении контрольных измерений параметра шероховатости  $Ra$  на стандартном профилометре (170621 завода «Калибр»), а также производить на каждой стороне образца несколько серий однофакторных экспериментов для получения достоверных результатов. Шероховатость поверхности измеряли на участке длиной 5,6 мм до и после обработки ПАИ, принимали среднее значение по 5-ти измерениям.

Исходная шероховатость поверхности образцов после фрезерования составляла  $Ra = 2,5 \dots 3,8$  мкм.



Рис. 1. Внешний вид применяемых в исследовании ПАИ (а – дисковый; б – дисковый с накладками)

ПАИ использовали дисковые: «мягкий» – с вылетом волокна 21 мм (рис. 1, а) и «жесткий» – вылет волокна 8 мм (рис. 1, б).

Основные характеристики инструмента:

- диаметр дисковых ПАИ – 150 и 75 мм;
- диаметр полимерного волокна  $d_e = 0,6... 1,0$  мм;
- материал абразива электрокорунд нормальный 14А и карбид кремния 63С, зернистость абразива F90... F280.

Применяемое для обработки оборудование – плоскошлифовальный станок мод. ЗГ61; приспособление – тиски поворотные. Инструмент крепили на шпинделе шлифовального станка при помощи специальных оправок.

Провели ряд однофакторных экспериментов, варьируя такими параметрами ПАИ: материалом абразива, зернистостью  $F$ , диаметром полимерных волокон  $d_e$ , их вылетом  $L$ , а также различными режимами обработки: скоростью резания  $V$ , подачей  $S$ , натягом  $i$  (рис. 2) и временем обработки – количеством двойных ходов  $n$ .

Изменение подачи с 1 до 6 м/мин «жестким» ПАИ (с вылетом волокон  $L = 8$  мм) обеспечило получение параметра  $Ra = 1,4... 3,2$  мкм (рис. 3). При этом до  $S = 3$  м/мин образцы обрабатывали с СОЖ, т. к. в противном случае на их поверхности остается пленка полимерного материала волокон, получаемая в результате температурного размягчения материала корда.

Наибольшее снижение шероховатости в 2,5 раза наблюдалось при подаче 1 м/мин (с 3,8 мкм до 1,4 мкм), увеличение подачи свыше 6 м/мин не изменяло показатель  $Ra$ .

Последующая обработка (полирование) «мягким» ПАИ с вылетом волокон  $L = 21$  мм (рис. 3) обеспечивает улучшение параметра шероховатости  $Ra$  до 1,3... 2,7 мкм соответственно.

Исследования влияния материала абразивного зерна двух видов – из карбида кремния 63С и электрокорунда нормального 14А показали, что при любых вариациях режимов резания полимерно-абразивные инструменты с материалом абразива – электрокорунд нормальный 14А – показывают худший результат по значениям параметра  $Ra$  на 20 %, чем ПАИ с материалом абразивных зерен – карбид кремния 63С. В связи с этим далее использовали ПАИ с абразивом 63С. Что касается зернистости абразивных зерен волокон, то лучшие режущие свойства при обработке данного сплава показали ПАИ с зернистостью F90 (соответственно диаметром волокон 1 мм), полностью удаляющие с большей производительностью крупные риски, оставшиеся от предыдущей механической обработки. При отсутствии такой технологической наследственности более рациональным является применение ПАИ с абразивом зернистостью F280 (диаметр волокна 0,6 мм), обеспечивающего явно выраженный полировальный эффект. В этом случае шероховатость улучшается на 10... 20 %.

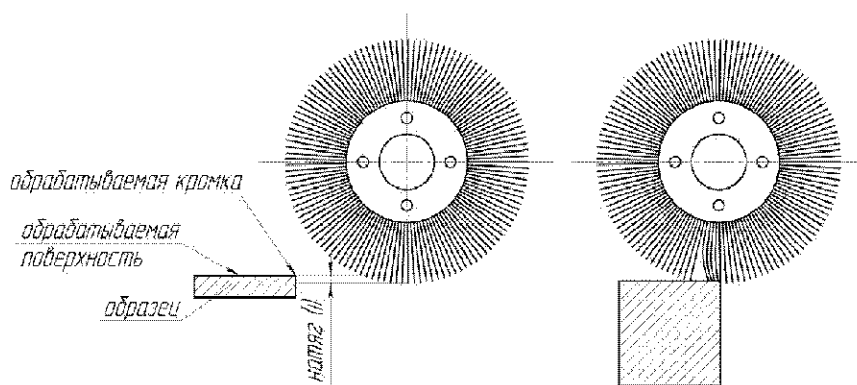


Рис. 2. Схема установки натяга перед обработкой дисковым ПАИ

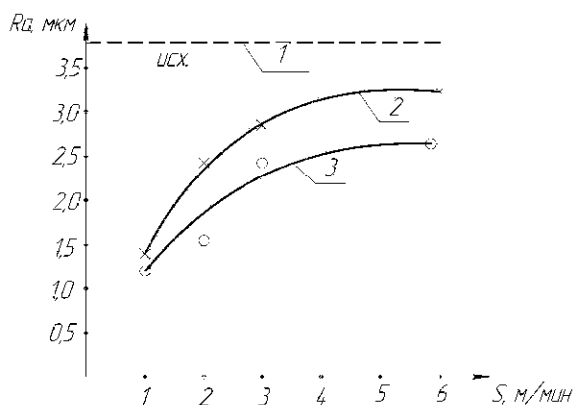


Рис. 3. Параметр шероховатости  $Ra$  при изменении подачи: 1 – шероховатость исходного образца; 2 – образец, обработанный «жестким» ( $L = 8$  мм,  $d_e = 1$  мм, F90, 63С) ПАИ; 3 – образец, обработанный «жестким» + «мягким» ( $L = 21$  мм,  $d_e = 1$  мм, F90, 63С) ПАИ

В случае полирования такими инструментами после предварительной обработки ПАИ с «грубой» зернистостью обеспечивают 8, 9 класс шероховатости.

Обработка «жестким» и «мягким» ПАИ (вылет волокон 8 и 21 мм соответственно) показала, что риски после фрезерования более производительно за 3 дв. хода удаляются «жестким» ПАИ. ПАИ с вылетом волокон 21 мм также удаляет риски, но за большее число двойных ходов, не менее 7... 10.

Преимущества ПАИ с длинным волокном в их большей гибкости, что важно при обработке поверхностей, имеющих сложный профиль и труднодоступные места: пазы, выборки, отверстия и т.п. Для проверки полировального эффекта дисковых ПАИ с длинным волокном использовали образцы предварительно обработанные «жестким» ПАИ, с окончательной шероховатостью  $Ra$  от 1,2 до 3,2 мкм. Шероховатость уменьшилась на 30... 50 % и составила  $Ra = 0,6... 1,9$  мкм.

При обработке титановых сплавов следует обращать особое внимание на интенсивность подачи СОЖ в зону обработки при применении «жестких» ПАИ (рис. 1, б). При недостаточном охлаждении «жестких» ПАИ волокно начинает «течь» (расплавляется полимерная основа волокон) из-за низкого теплоотвода обрабатываемого материала, что ведет к интенсивному его износу, а иногда к необратимому спеканию волокон. В связи с этим желательно обрабатывать такие сплавы «мягким» ПАИ или подбирать длину вылета

волокон, с точки зрения достаточности охлаждения.

Для оценки влияния числа двойных ходов (времени обработки) на шероховатость, была профрезерована дополнительная партия для получения более грубой поверхности. Обработку проводили при разном количестве двойных ходов стола (табл. 1).

Эффективность съема микронеровностей растет с увеличением числа двойных ходов (рис. 4), однако после 10 дв. ходов улучшения шероховатости не наблюдается, т.е. устанавливать  $n$  больше 10 дв. ходов – нерационально.

Глубина снятого слоя за один двойной ход составляет 1... 2 мкм, что дает возможность удалять тонкий дефектный слой, например, после травления, без особого влияния на геометрию поверхности.

Применения СОЖ при обработке ПАИ имеет некоторые особенности. Как ранее упоминалось, титановые сплавы имеют очень низкую теплопроводность по сравнению со сталями и никелевыми сплавами, в связи с чем отвод тепла из зоны резания затруднен. Материал волокон размягчается при температуре 100... 120 °С. Поступление даже малого количества СОЖ в зону обработки дает возможность обработать титановые сплавы при более «жестких» режимах (для обеспечения большей производительности), применение которых без СОЖ вызывает плавление полимерной основы волокон, его перенос и налипание на обрабатываемую поверхность.

Таблица 1 – Шероховатость  $Ra$  (мкм) в зависимости от числа двойных ходов

№ образца	Кол-во дв. ходов стола $N$	Шероховатость образцов до обработки $Ra$ , мкм	Шероховатость образцов после обработки $Ra$ , мкм
1,1	1	8,2	3,4
1,2	3		2,7
1,3	5		1,7
1,4	10		0,8
1,5	15		0,77
2,1	1	3,2	0,7
2,2	3		0,7
2,3	5		0,5
2,4	10		0,5
2,5	15		0,4

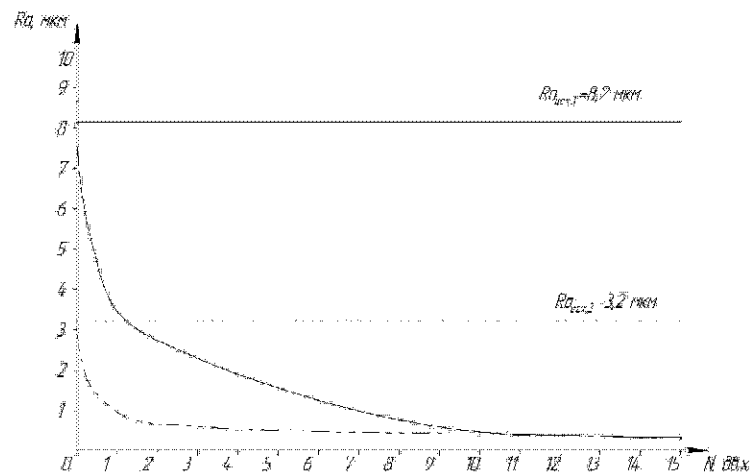


Рис. 4. Зависимость шероховатости  $Ra$  от числа дв. ходов

Например, при подаче  $S = 2$  м/мин и менее, или при количестве двойных ходов  $n$  более 10, или при скорости резания более  $V = 25$  м/с, или при использовании «жестких» ПАИ – волокна инструмента не успевают остыть после контакта с поверхностью титановых образцов, оставляя на них тонкую пленку полимерного материала, поэтому применение СОЖ в этих случаях обязательно.

К тому же, наблюдается некоторое улучшение результата обработки ПАИ с использованием СОЖ ( $Ra$  меньше на 7... 12 %) по сравнению с обработкой без СОЖ при натягах до 2 мм (рис. 5). При натягах более 2 мм, доля работы боковыми поверхностями волокон увеличивается, уменьшая составляющую силового воздействия на поверхность, из-за чего интенсивность обработки постепенно падает (рис. 5). Дальнейшее увеличение натяга при обработке без СОЖ приводит к налипанию полимера на обрабатываемую поверхность. Применение СОЖ при натяге более 2 мм, обеспечивает проскальзывание изогнутых волокон по поверхности образца с резким снижением эффективности обработки. В связи с этим оптимальная величина натяга составляет 1,5... 2 мм.

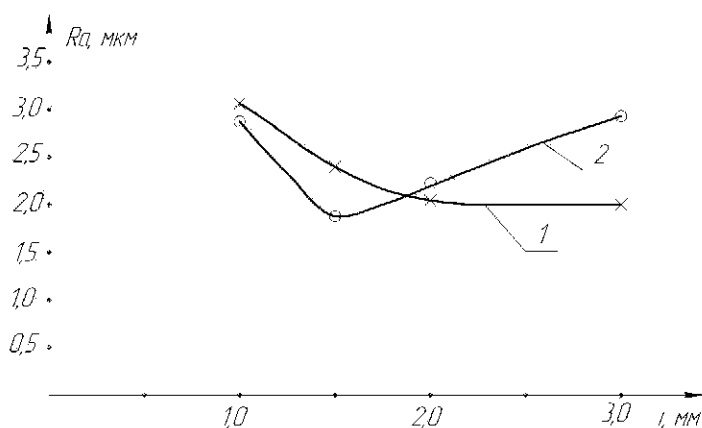


Рис. 5. Зависимость шероховатости от величины натяга и применения СОЖ: 1 – без СОЖ; 2 – с применением СОЖ

### Степанов Д.М. Вплив параметрів полімерно-абразивного інструменту та режимів обробки на шорсткість поверхні титанового сплаву BT8-M

*Проведені дослідження підвищення якості та продуктивності фінішної обробки жароміцного титанового сплаву BT8-M за допомогою полімерно-абразивних інструментів. Визначено раціональні режими обробки та параметри інструменту на основі полімерно-абразивних волокон.*

**Ключові слова:** *якість поверхні, титановий сплав, режими обробки, параметри інструменту, інструмент на основі полімерно-абразивних волокон.*

### Stepanov D. Influence of polymer-abrasive tool parameters and method of processing on the roughness of titanium alloy BT8-M surface

*The possibility to improve the quality and efficiency of BT8-M finishing procession, the high-strength titanium alloy by using polymer-abrasive tools have been researched. Rational method of processing and parameters of tools based on polymer-abrasive brushes have been set.*

**Key words:** *surface quality, titanium alloy processing method, instrument parameters, instrument based on polymer-abrasive fibers.*

При рассмотрении влияния скорости резания на шероховатость ее изменяли от 5 до 35 м/с. Изменение скорости значительно не повлияло на параметр  $Ra$  получаемой поверхности (изменение наблюдалось в пределах 5 %), однако повышение скорости свыше 25 м/с вызвало налипание полимерного материала и необходимость интенсивного применения СОЖ.

Наличие регулярных гребешков и бороздок на исходной поверхности – высотой 0,5... 0,8 мм с таким же шагом – требует уменьшения скорости резания до 4... 6 м/с для их полного удаления, т. к. при скоростях выше 10 м/с гребешки не срезаются, а наволакиваются на поверхность, что резко ухудшает шероховатость.

Таким образом, в результате проведенных исследований были определены оптимальные параметры ПАИ для обработки титанового сплава BT8-M: тип инструмента – дисковый ПАИ диаметром 75 мм; вылет полимерно-абразивного волокна 21 мм; диаметр волокна 1 мм; материал абразивного зерна карбид кремния 63С; зернистость F90 и установлены рациональные режимы обработки: подача 0,5... 1,0 м/мин; скорость резания 4... 5 м/с; натяг 1,5 мм; СОЖ – Амнил 2 % с точки зрения производительность-качество поверхности.

УДК 621.9

Д-р техн. наук В. Є. Карпусь<sup>1</sup>, канд. техн. наук В. О. Іванов<sup>2</sup>,  
канд. техн. наук Д. О. Міненко<sup>2</sup>, І. М. Дегтярьов<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Академія внутрішніх військ МВС України, м. Харків<sup>2</sup>Сумський державний університет, м. Суми

## ШВИДКОПЕРЕНАЛАГОДЖУВАНІ БАЗУЮЧІ МОДУЛІ ДЛЯ ВСТАНОВЛЕННЯ КОРПУСНИХ ДЕТАЛЕЙ

*Виконано комплексний аналіз корпусних деталей, які оброблюються на свердлильно-фрезерно-розточувальних верстатах із ЧПК. Запропоновано нові конструкції швидкопереналагоджуваних базуючих модулів для встановлення корпусних деталей за площиною, у «координатний кут», площиною та двома отворами.*

**Ключові слова:** верстатний пристрій, базуючий модуль, базування, корпусна деталь, гнучкість, переналагодження.

Широкі технологічні можливості сучасних верстатів із ЧПК обумовлені їх високою гнучкістю, підвищеною жорсткістю, потужністю та точністю обробки. Однак слід відзначити, що найбільшими витратами часу при їх переналагодженні є допоміжна та підготовчо-заклучна складові норми часу, пов'язані із заміною верстатного пристрою (ВП) та комплекту різального інструменту.

На свердлильно-фрезерно-розточувальних верстатах із ЧПК, як правило, обробляють корпусні (54 % від загальної кількості деталей), плоскі (5 %) та деталі типу важелі, шатуни, кронштейни, планки та ін. (7 %), а також тіла обертання (34 %) [1].

Для визначення параметрів металорізального обладнання та застосовуваних ВП необхідно виконати аналіз і класифікацію деталей за конструктивно-технологічними ознаками (габаритні розміри, маса, матеріал, необхідні параметри точності обробки). У більшості виробів машинобудування корпусні деталі (КД) займають основне положення за вагою, складністю, трудомісткістю та собівартістю виготовлення. За їх допомогою забезпечується потрібне взаємне розташування деталей, їх кріплення та з'єднання. КД відрізняються великим різноманіттям конструкцій, розмірами, формою та просторовим розташуванням оброблюваних поверхонь. До них належать корпуси редукторів, коробки швидкостей і коробки подач верстатів, блоки циліндрів двигунів автомобілів, тракторів, компресорів, корпуси шпиндельних блоків багатошпиндельних автоматів і напівавтоматів та ін. Основними методами обробки КД є фрезерування площин і пазів, а також обробка отворів, що складає 80 % від загальної трудомісткості обробки деталей (рис. 1) [2]. Велику увагу приділяють точності обробки основних отворів, бо від їх точності залежить положення деталей і складальних одиниць у корпусі та правильна робота механізмів і машин в цілому. Основні отвори КД при-

ладів знаходяться у діапазоні діаметрів 16...60 мм, верстатів – 20...150 мм, автомобілів – 30...200 мм, кранів – 40...320 мм [3]. На верстатах із ЧПК 60 % основних отворів обробляють за 6...7 квалітетом (рис. 2) [4].

Марку матеріалу для виготовлення КД вибирають відповідно до службового призначення та умов його роботи. Аналіз конструкцій КД показав, що 83 % деталей виготовляють із чавуну та сталі (рис. 3), 17% – із кольорових металів [2]. У машинобудуванні найчастіше використовують КД (85 % від загальної кількості КД), габаритні розміри у плані яких становлять не більше

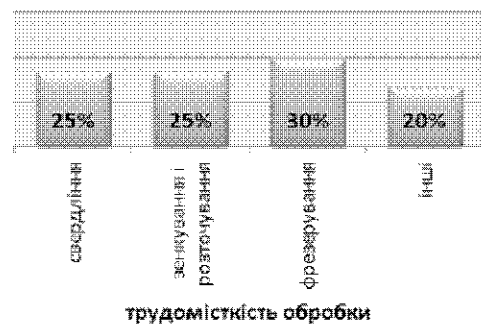


Рис. 1. Діаграми розподілу видів обробки корпусних деталей за трудомісткістю обробки

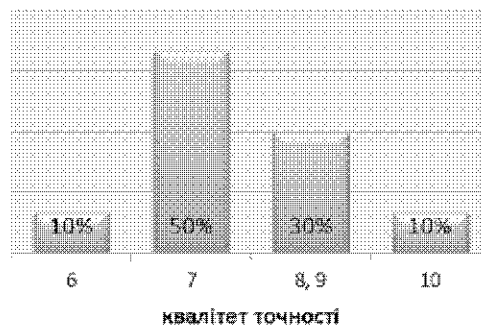


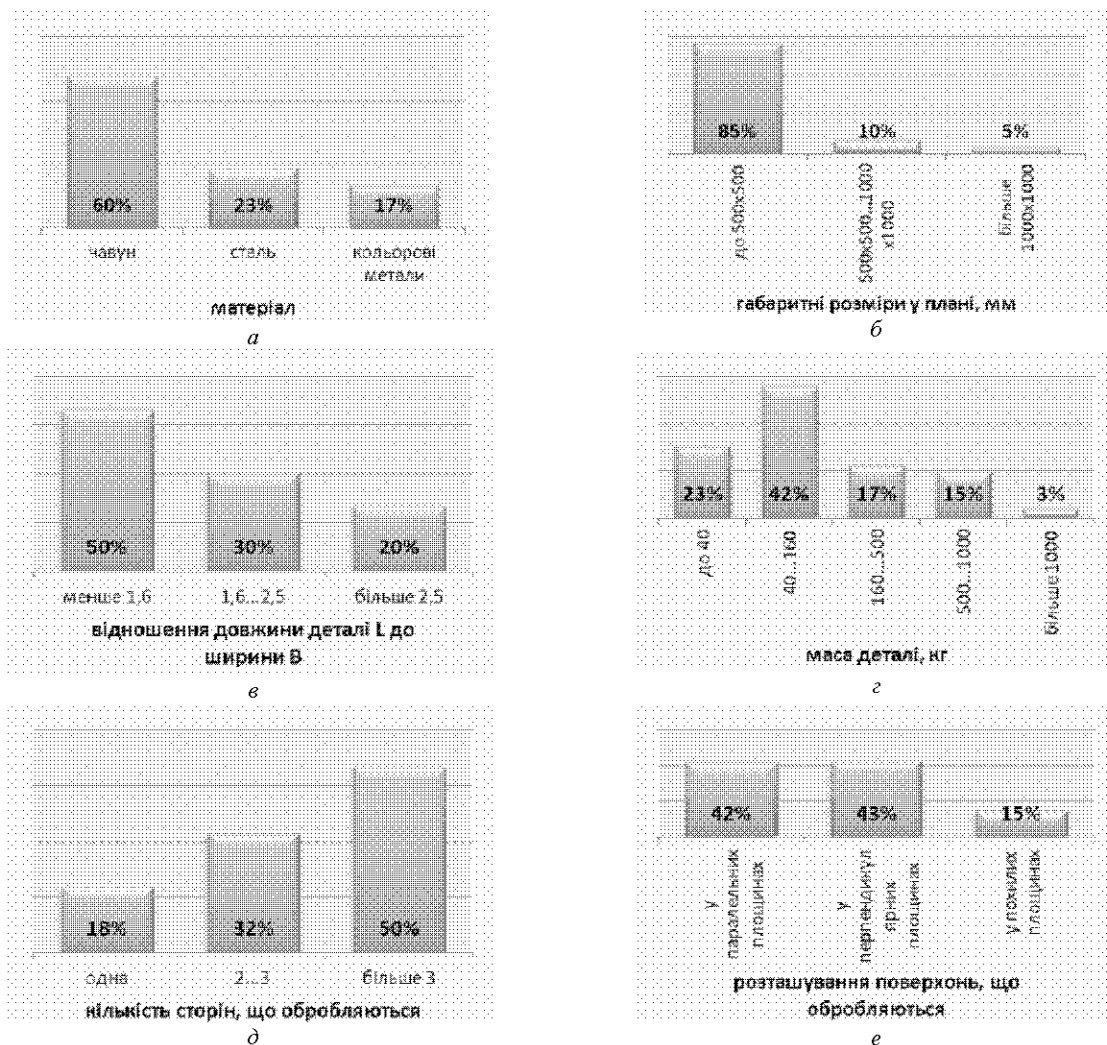
Рис. 2. Діаграми розподілу корпусних деталей за точністю обробки основних отворів

ніж 500×500 мм [5]. КД, як правило, мають квадратну або прямокутну форму, при цьому відношення довжини деталі до ширини у 80 % КД не більше 2,5. Діаграма розподілу КД за масою показує, що маса 82 % КД не перевищує 500 кг [6]. 18 % заготовок потребують обробки з однієї сторони, а 82 % заготовок необхідно обробити з двох і більше сторін (рис. 3, д). При цьому поверхні, що обробляються, можуть бути розташовані у паралельних (42 % загальної кількості оброблюваних поверхонь), перпендикулярних (43 %) і похилих (15 %) площинах (рис. 3, е) [3].

Верстати вертикальної компоновки (54 % від загальної кількості верстатів), тобто верстати з розташуванням осі шпинделя перпендикулярно до площини стола, забезпечують вільний підхід різального інструменту до оброблюваної поверхні заготовки. Такі верстати здебільшого використовують для обробки деталей з одного боку. Верстати горизонтального компоновання, коли вісь шпинделя верстата паралельна до площини стола, як правило, застосовують для обробки великогабаритних деталей, що потребують обробки з

кількох сторін, наприклад, корпусів коробок подач, картерів і головок двигунів і т. д. Таке компоновання верстата забезпечує ефективне відведення стружки із зони різання. У більшості випадків верстати свердлильно-фрезерно-розточувальної групи оснащуються поворотними (обертання деталі навколо однієї осі) або глобусними (обертання деталі навколо двох осей) столами, які дозволяють виконувати обробку складних деталей із кількох сторін при незмінному їх закріпленні.

Аналіз оброблюваних деталей та їх статистичний розподіл дозволяє визначити основні технічні вимоги до свердлильно-фрезерно-розточувальних верстатів із ЧПК і обґрунтовано вибрати компоновання ВП. Для верстатів даної групи основним параметром є ширина (діаметр) стола, яка визначає габаритні розміри у плані оброблюваної заготовки. Так, розподіл деталей і структури випуску верстатів показує, що потреба у свердлильно-фрезерно-розточувальних верстатах з шириною стола 250...630 мм складає приблизно 2/3 всієї потреби верстатів цієї групи. Серед верстатів із вертикальним шпинделем найбільш поширені верста-



**Рис. 3.** Діаграми розподілу корпусних деталей: а – за матеріалом; б – за габаритними розмірами; в – за відношенням довжини деталі  $L$  до ширини  $B$ ; г – за масою деталі; д – за кількістю сторін, що обробляються; е – за розташуванням поверхонь, що обробляються



ти з шириною стола 250...400 мм, а серед верстатів із горизонтальним шпинделем – верстати з шириною стола 500...800 мм, що підтверджується інформацією від виробників. Такі верстати дозволяють виконувати обробку деталей масою до 800 кг і належать до легких верстатів [6].

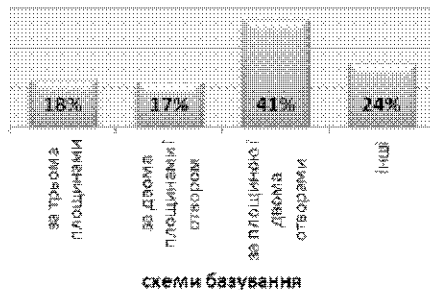


Рис. 4. Діаграми розподілу корпусних деталей за схемою базування

Установлення КД у ВП здійснюється за трьома основними схемами базування (рис. 4), які складають 76% від усіх схем базування деталей. Це базування за трьома площинами, за двома площинами та отвором, за площиною та двома отворами. Характерною особливістю цих схем є те, що одна з плоских поверхонь (переважно найбільша) використовується як установлювальна база, забезпечуючи достатню сталість, зручність закріплення та усунення вібрацій при обробці.

Традиційні способи базування заготовок не забезпечують високої ефективності виробництва, оскільки витрати на підготовчо-заключну норму часу залишаються досить вагомими у загальному балансі трудомісткості обробки. Як правило, базування заготовок за трьома площинами здійснюється за допомогою нерегульованих опорних пластин або опор, які реалізують установлювальну, напрямну та опорну бази. Основними недоліками використання таких установлювальних елементів (УЕ) є неможливість переналагодження, а саме безперервне переміщення УЕ у певні координати базуючого модуля. Таким чином, актуальним є розроблення нових базуючих модулів з високим ступенем гнучкості, які забезпечують швидке переналагодження УЕ у широкому діапазоні розмірів заготовок.

Підвищення гнучкості та розширення технологічних можливостей верстатних пристроїв, скорочення підготовчо-заключного часу на переналагодження пристрою, а отже, підвищення ефективності використання металорізальних верстатів забезпечується за рахунок розроблення та впровадження швидкопереналагоджуваних базуючих модулів, які входять до комплексу універсально-збірних переналагоджуваних пристроїв [7, 8].

Для базування заготовок у «координатний кут» на свердильних, фрезерних, розточувальних та багато-

цільових верстатах доцільно застосовувати переналагоджуваний базуючий модуль, який забезпечує одночасне автоматизоване переналагодження УЕ при підготовці ВП до установлення заготовки іншого типорозміру. Переналагодження опорних елементів 1 і 2 (рис. 5) з регульованими опорами 3 у задані координати здійснюється завдяки гвинтам 4 і 5, які приводяться до руху кроковими двигунами 6 і 7 відповідно. Базуючий модуль може бути встановлений як на столі верстата, так і на базових плитах, що входять до різних комплектів збірних верстатних пристроїв, а також конструкцій переналагоджуваних та спеціальних верстатних пристроїв. При необхідності базування заготовок із ступінчастими базовими поверхнями є можливість ручного регулювання величини вильоту опор 3 на певну величину за рахунок різьбових поверхонь.

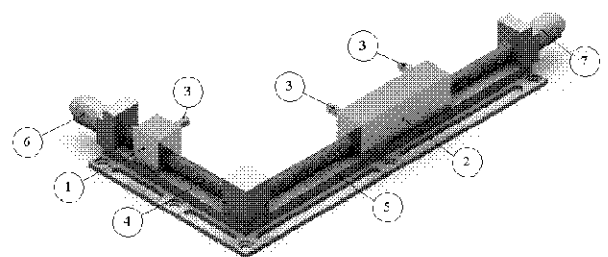


Рис. 5. Переналагоджуваний базуючий модуль для установлення корпусних деталей у «координатний кут»

Для базування заготовок за площиною та двома отворами доцільно застосовувати переналагоджуваний базуючий модуль, який дозволяє змінювати положення установлювальних пальців у межах технічної характеристики конструкції. Це забезпечує зменшення витрат часу на переналагодження при підготовці ВП до установлення заготовки іншого типорозміру за рахунок переміщення опор 1 (рис. 6) у задане положення шляхом обертання валів 2 та гвинтів 3 навколо своїх осей таким чином, що відстань між установлювальними пальцями 4 та 5 відповідає відстані між базовими отворами заготовки. Після цього заготовка установлюється на установлювальні пальці 4 і 5.

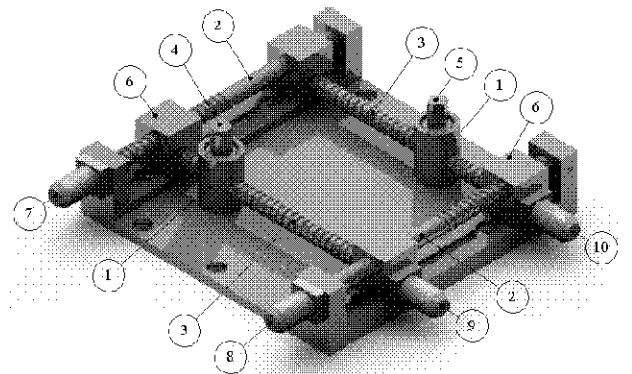


Рис. 6. Переналагоджуваний базуючий модуль для установлення корпусних деталей за площиною та двома отворами

Для підвищення ефективності використання переналагоджуваного базуючого модуля може використовуватися комплект установлювальних пальців різних типів (циліндричні, ромбічні), які мають єдиний типорозмір приєднувальної частини, а базуючі поверхні – відповідають різним діаметрам базових отворів заготовок. Підвищення точності переналагодження УЕ забезпечується за рахунок застосування кульково-гвинтових механізмів регулювання, що дозволяє зменшити величини зазорів між валами 2 і опорними елементами 6 та гвинтами 3 і опорами 1. Автоматизоване переналагодження реалізується за рахунок використання крокових двигунів 7–10.

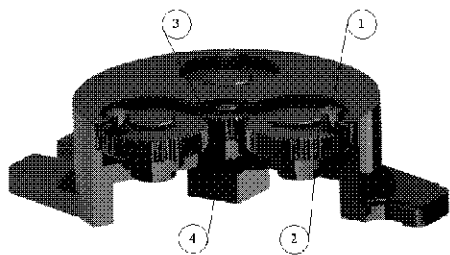


Рис. 7. Переналагоджуваний базуючий модуль для установки корпусних деталей за площиною

При базуванні заготовок за площиною доцільно використовувати переналагоджуваний базуючий модуль, особливістю якого є одночасне переміщення опор завдяки зубчастому механізму регулювання. При установленні заготовки у переналагоджуваний базуючий модуль опори 1 (рис. 7), які розміщені на колесах 2 з ексцентриситетом відносно їх осі та рівновіддалені від осі шестірні 3, розміщуються у задане положення шляхом обертання вала 4 із шестірнею 3.

Відстань між опорами 1 та віссю шестірні 3 залежить від габаритних розмірів у плані заготовки. Для підвищення ефективності використання переналагоджуваного базуючого модуля може використовуватися комплект опор з різними установлювальними поверхнями (циліндричні, плоскі, рифлені), які відповідають певному стану базової поверхні заготовки.

### Висновки

1. Проведений статистичний аналіз корпусних деталей дозволив визначити технологічні особливості їх

### Карпусь В.Е., Иванов В.А., Миненко Д.А., Дегтярев И.М. Быстропереналаживаемые базирующие модули для установки корпусных деталей

*Выполнен комплексный анализ корпусных деталей, обрабатываемых на сверлильно-фрезерно-расточных станках с ЧПУ. Предложены новые конструкции быстропереналаживаемых модулей для установки корпусных деталей по плоскости, в «координатный угол», плоскости и двум отверстиям.*

**Ключевые слова:** станочное приспособление, базирующий модуль, базирование, корпусная деталь, гибкость, переналадка.

### Karpus V., Ivanov V., Minenko D., Dehtyarov I. Rapid adjusting locating modules for installation of prismatic parts

*Comprehensive analysis of prismatic parts being machined on drilling-milling-boring machine-tools with numerical programme control is performed. New constructions of rapid adjusting locating modules are proposed for installation of prismatic parts on the plane, «coordinate angle», the plane and two holes.*

**Key words:** fixture, locating module, locating, prismatic part, flexibility, changeover.

обробки в умовах багатонаменклатурного виробництва на сверлильно-фрезерно-розточувальних верстатах із ЧПК, підвищення ефективності яких можливе за рахунок вибору компонентів ВП із високим ступенем гнучкості.

2. Запропоновано конструкції швидкопереналагоджуваних базуючих модулів, які забезпечують скорочення витрат підготовчо-заключної норми часу при переході до обробки деталей іншої номенклатури, зменшення витрат на комплекти ВП при їх впровадженні у виробництво.

3. Подальшим напрямком роботи є обґрунтування вибору типорозмірів базуючих модулів, а також дослідження точності базування заготовок у них із урахуванням похибки, пов'язаної з переналагодженням установлювальних елементів базуючих модулів.

### Список літератури

1. Прокопенко В. А. Многооперационные станки / В. А. Прокопенко, А. И. Федотов. – Л.: Машиностроение, 1989. – 180 с.
2. Пальчевський Б. О. Технологічні основи автоматизованого виробництва / Б. О. Пальчевський. – Львів: Світ, 1994. – 205 с.
3. Маталин А. А. Многооперационные станки / Маталин А. А., Дашевський Т. Б., Кияницький Й. Й. – М.: Машиностроение, 1974. – 319 с.
4. Дерябин А. Л. Технология изготовления деталей на станках с ЧПУ и в ГПС: учеб. пособие для машиностроит. техникумов / А. Л. Дерябин, М. А. Эстерзон. – М.: Машиностроение, 1989. – 288 с.
5. Инструмент для станков с ЧПУ, многоцелевых станков и ГПС / [Фадюшин И. Л., Музыкант Я. А., Мещеряков А. И., Маслов А. Р.]. – М.: Машиностроение, 1990. – 272 с.
6. Брон А. М. Обработка корпусных деталей на многоцелевых станках с ЧПУ / А. М. Брон. – М.: Машиностроение, 1986. – 47 с.
7. Карпусь В. Е. Универсально-сборные переналаживаемые приспособления / В. Е. Карпусь, В. А. Иванов // Вестник машиностроения. – 2008. – № 11. – С. 46–50.
8. Karpus' V. E. Universal-composite adjustable machine-tool attachments / V. E. Karpus', V. A. Ivanov // Russian Engineering Research. – 2008. – Vol. 28. – N 11. – P. 1077–1083.

Одержано 22.12.2012

УДК 621.515.5-2

Канд. техн. наук Г. В. Пухальская<sup>1</sup>, И. Л. Гликсон<sup>2</sup>, канд. техн. наук О. Л. Лукьяненко<sup>2</sup><sup>1</sup> Национальный технический университет, <sup>2</sup> АО «Мотор Сич»; г. Запорожье

## ПОВЫШЕНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА ОБРАБОТКОЙ ШАРИКАМИ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ

*Исследовано влияние обработки стальными шариками в магнитном поле на усталостную прочность лопаток компрессора. Обработка лопаток шариками в магнитном поле приводит к повышению предела выносливости.*

**Ключевые слова:** лопатка, прочность, магнитное поле, предел выносливости.

### Введение

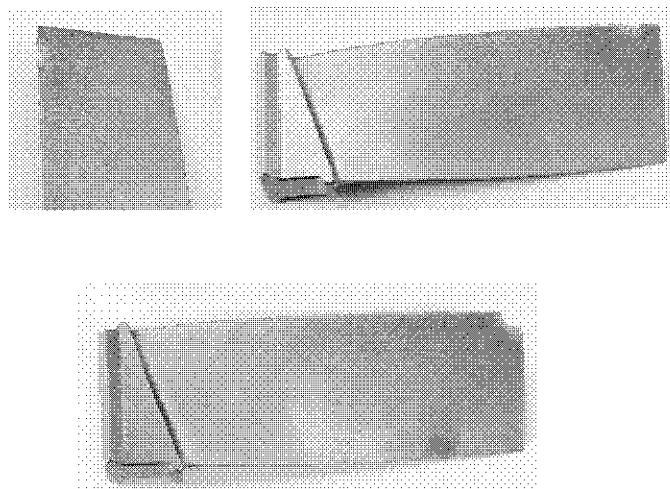
По мере развития и совершенствования авиационной техники постоянно растут параметры двигателей, что приводит к увеличению напряжений, воздействующих на детали, к возрастанию чувствительности этих деталей к различного рода повреждениям их поверхностного слоя. Потеря детали своего служебного назначения начинается с поверхностного слоя, например, возникновение и развитие усталостной трещины, коррозии, эрозии, износа и др. [1].

Основным видом разрушения лопаток компрессора является усталостное. Причинами разрушения лопаток являются снижение предела выносливости или повышение амплитуды вибрационных напряжений. Кроме усталостных разрушений лопаток существует большая проблема, связанная с досрочным съемом двигателей из-за повреждения лопаток забоинами [2].

Вертолетные ГТД эксплуатируются в условиях повышенной запыленности, что приводит к износу и появлению забоин на входных кромках рабочих лопаток компрессора. Такое повреждение, как забоина, может привести к образованию трещины с последующим обрывом лопатки.

Поверхностное пластическое деформирование применяется для повышения несущей способности деталей за счет максимального использования свойств поверхностного слоя. Выбор метода деформирования определяется конструкцией и размерами детали, требованиями, предъявляемыми к точности, условиями эксплуатации и ресурсом.

В данной работе исследовано влияние обработки лопаток компрессора из титановых сплавов на усталостную прочность.



**Рис. 1.** Лопатки I-й ступени компрессора вертолетного двигателя с повреждениями пера

## Методика проведения экспериментов

В качестве объекта исследований использованы лопатки компрессора двух различных двигателей ГТД, изготовленные из титановых сплавов ВТ8М и ВТ3-1. Лопатки обработаны по режиму, рекомендованному как оптимальный в результате предыдущих исследований.

Испытания лопаток на усталость проводили способом возбуждения их колебаний по первой изгибной форме на электродинамическом вибростенде ВЭДС-200. Лопатки испытывали на усталость ускоренным методом «лестница» на базе  $N = 10^8$  циклов согласно ОСТ 1 00870-77 с определением среднего предела выносливости. Данный метод применяют для оценки влияния технологических факторов на сопротивление усталости с целью сокращения длительности и стоимости испытаний.

Сущность метода заключается в расчете среднего значения предела выносливости по формуле:

$$\sigma_{-1} = \sigma_0 + \Delta\sigma \left( \frac{A}{N} \pm \frac{1}{2} \right),$$

где  $\sigma_0$  – самый низкий уровень напряжения, на котором появляется событие (разрушение или неразрушение) с меньшей частотой, МПа;

$\Delta\sigma$  – ступень приращения напряжения;

$$A = \sum_{i=1}^n i \cdot n_i;$$

$i = 0$  – номер низшего уровня напряжений, на котором событие появляется с меньшей частотой;

$i = 1$  – следующий уровень;

$i = k$  – самый высокий уровень напряжений, на котором появляется событие с меньшей частотой;

$n_i$  – число событий с меньшей частотой появления на соответствующем уровне напряжений;

$N$  – общее число анализируемых событий

Знак «плюс» ставится, если неразрушение проявляется с меньшей частотой, знак «минус» – если с меньшей частотой проявляется разрушение.

При проведении испытаний принято приращение величины напряжения 20 МПа.

Для подтверждения полученных результатов испытания на усталость проводили стандартным методом на базе 100 млн. циклов. Лопатки испытывали в резонансном режиме до появления макротрещины длиной

1–3 мм, что соответствовало падению частоты собственных колебаний на 2–3 %.

## Результаты и их обсуждение

Для оценки эффективности обработки лопаток компрессора стальными шариками в магнитном поле использовали специально разработанную и изготовленную опытно-промышленную установку с широким диапазоном варьирования параметров процесса (индукция магнитного поля, частота перемещений лопатки, диаметр шариков), влияющих на характеристики поверхностного слоя: шероховатость, степень наклепа, величину и глубину распространения остаточных напряжений. Между полюсами электромагнита, который питается от источника постоянного тока, размещаются стальные шарики, которые при создании магнитного поля образуют упругую среду, свойства которой можно варьировать, изменяя индукцию магнитного поля. Регулируемые сердечники в форме усеченного конуса концентрируют силовые линии магнитного поля в рабочей зоне, уплотняя рабочую среду и устраняя зазоры.

При движении лопатки через рабочую зону стальные шарики взаимодействуют с поверхностью лопатки, оказывая при этом определенное контактное давление, в результате чего поверхностный слой пластически деформируется.

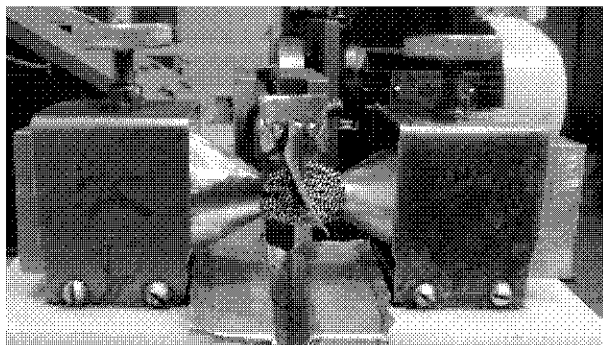


Рис. 2. Установка для обработки лопаток шариками в магнитном поле

Предложенный способ упрочнения лопаток компрессора с тонкими кромками характеризуется «мягкой» обработкой кромок лопаток – мест наиболее вероятного зарождения усталостных трещин без искажения геометрии (перенаклепа кромок).

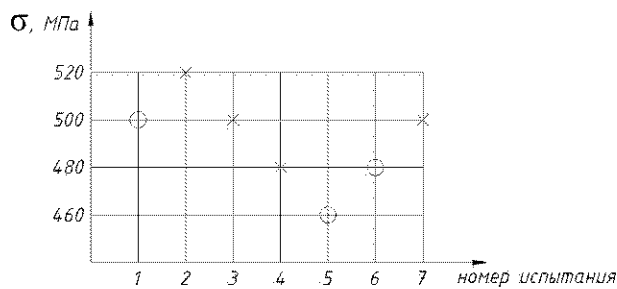
Параметры режима обработки представлены в табл. 1

Таблица 1 – Параметры режима обработки пера лопатки

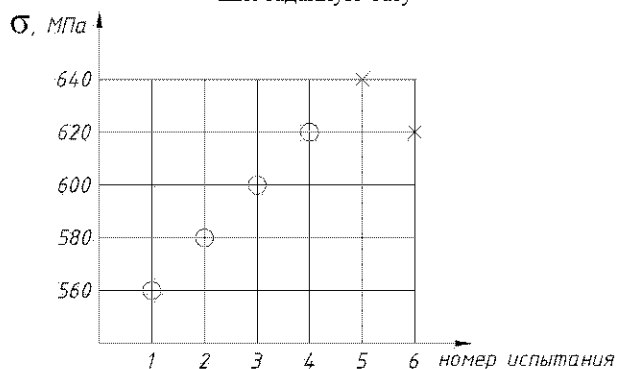
Параметры режима обработки						
Обозначение режима обработки	Сечение магнитопровода	$a$ , мм	$d$ , мм	Расстояние между полюсами магнита, мм	$\nu$ , Гц	$\tau$ , мин
№ 1	УК	29	1,6	11	16	30

Примечание: УК – сечение магнитопровода - усеченный конус, размер рабочей зоны –  $\varnothing 6 \times 11$  мм;  $d$  – диаметр шариков, мм;  $\nu$  – частота перемещений лопатки вдоль оси пера, Гц;  $a$  – ход лопатки вдоль оси пера, мм;  $\tau$  – время обработки, мин. При обработке лопатке дополнительно сообщали поперечные колебания, в направлении, перпендикулярном продольной оси с частотой 0,5 Гц и величиной 13 мм.

По результатам испытаний составлены табл. 2 и 3 и построены графики (см. рис. 3, 4).



**Рис. 3.** Обработка результатов испытания исходных лопаток: x – лопатки с трещинами, о – лопатки, отстоявшие заданную базу



**Рис. 4.** Обработка результатов испытания лопаток, обработанных шариками в магнитном поле: x – лопатки с трещинами, о – лопатки, отстоявшие заданную базу

Определяем средний предел выносливости:  
- исходных лопаток

$$\bar{\sigma}_{-1} = \sigma_0 + \Delta\sigma \left( \frac{\sum i \cdot n_i}{\sum n_i} + \frac{1}{2} \right) = 460 + 20(4/3 + 1/2) = 497 \text{ МПа,}$$

- лопаток, обработанных стальными шариками в магнитном поле

$$\bar{\sigma}_{-1} = \sigma_0 + \Delta\sigma \left( \frac{\sum i \cdot n_i}{\sum n_i} - \frac{1}{2} \right) = 620 + 20(1/2 - 1/2) = 620 \text{ МПа.}$$

**Таблица 2** – Результаты испытаний исходных лопаток

$\sigma_a$ , МПа	Число лопаток с трещинами	Число лопаток без трещин $n_i$	Порядковый номер события с меньшей частотой	$i \cdot n_i$
460	0	1	0	0
480	1	1	1	1
500	2	1	3	3
520	1	0		
$\Sigma$	4	3		4

**Таблица 3** – Результаты испытаний лопаток, обработанных шариками в магнитном поле

$\sigma_a$ , МПа	Число лопаток с трещинами $n_i$	Число лопаток без трещин	Порядковый номер события с меньшей частотой	$i \cdot n_i$
560	0	1		
580	0	1		
600	0	1		
620	1	1	0	0
640	1	0	1	1
$\Sigma$	2	4		1

Упрочнение лопаток компрессора стальными шариками в магнитном поле приводит к повышению их предела выносливости на 25 %.

Эффективность обработки упрочнением шариками в магнитном поле оценивали на серийных лопатках компрессора окончательно обработанных виброполированием и для сравнения, окончательно обработанных УЗУ (см. табл. 4–7).

Фрактографическое исследование исходных и упрочненных лопаток проводили на оптическом стереоскопическом микроскопе МСП-2 и растровом электронном микроскопе JSM-T300 на двух лопатках компрессора С6 и СМ12, разрушившиеся в процессе усталостных испытаний при разном уровне напряжений.

Трещина на лопатке С6 с началом развития по корыту от входной кромки, а по спинке ориентирована вдоль рисок от мехобработки. По месту зарождения трещины на лопатке СМ12 обнаружен технологический дефект. Обработанная шариками поверхность имеет равномерный серый цвет и слабый блеск.

Вскрытие и анализ строения изломов по трещинам показал следующее: оба излома имеют обычный для усталостного разрушения плоский макрорельеф с усталостными линиями (рис. 5). Разрушение лопатки С6 началось от «косой» риски по корыту пера вблизи входной кромки. В изломе лопатки СМ12, обработанной шариками, наблюдается окисленный технологический дефект по входной кромке пера, от которого началось разрушение (рис. 5).

Микрорельеф усталостной зоны излома обеих лопаток фасеточный, характерный для многоциклового усталости. Разрушение сопровождалось ветвлением трещин и, как результат, образованием микронадрывов в плоскости, перпендикулярной излому. В изломах лопаток отсутствуют признаки перегрузочного характера (вязкие бороздки, ямки).

**Таблица 4** – Результаты испытаний на усталость серийных лопаток из титанового сплава BT8M (ВП)

№ п/п	№ лопатки	Уровень нагружения $\sigma$ , МПа	Кол-во циклов, $N \times 10^6$	Результаты испытаний	Примечание
1	C1	620	10,442	Разр.	$l = 14$ мм, вх. кромка
2	C2	600	0,549	Разр.	$l = 34$ мм, вх. кромка
3	C3	560	0,363	Разр.	$l = 26$ мм, вх. кромка
4	C4	500	100,0	Н.р.	–
5	C5	520	46,67	Разр.	$l = 23$ мм, вх. кромка
6	C7	500	40,35	Разр.	$l = 28$ мм, вх. кромка
7	C6	480	0,36	Разр.	$l = 32$ мм, вх. кромка
8	C26	460	100,0	Н.р.	–
9	C14	480	100,0	Н.р.	–
10	C16	500	76,579	Разр.	$l = 36$ мм, вх. кромка
11	C26	460	100,0	Н.р.	–
12	C18	460	100,0	Н.р.	–
13	C39	460	100,0	Н.р.	–
14	C34	460	100,0	Н.р.	–
15	C66	460	100,0	Н.р.	–
16	C68	460	100,0	Н.р.	–

**Таблица 5** – Результаты испытаний на усталость серийных лопаток из титанового сплава BT8M (ВП+ обработка шариками в магнитном поле по режиму № 1)

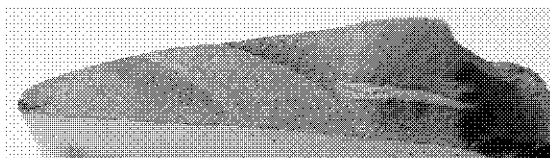
№ п/п	№ лопатки	Уровень нагружения $\sigma$ , МПа	Кол-во циклов, $N \times 10^6$	Результаты испытаний	Примечание
1	CM1	560	100,0	Н.р.	–
2	CM6	580	100,0	Н.р.	–
3	CM3	600	100,0	Н.р.	–
4	CM2	620	100,0	Н.р.	–
5	CM4	640	19,049	Разр.	$l = 28$ мм, вх. кр.
6	CM5	620	0,54	Разр.	$l = 45$ мм, вх. кр.
7	CM37	600	100,0	Н.р.	–
8	CM17	600	47,58	Разр.	$l = 26$ мм, вх. кр.
9	CM53	600	95,25	Разр.	$l = 39$ мм, спинка
10	CM52	600	15,96	Разр.	$l = 29$ мм, вх. кр.
11	CM50	600	100,0	Н.р.	–
12	CM30	580	40,3	Разр.	$l = 25$ мм, вх. кр.
13	CM65	580	13,14	Разр.	$l = 33$ мм, вх. кр.
14	CM12	560	69,27	Разр.	$l = 25$ мм, вх. кр.
15	CM67	540	100,0	Н.р.	–
16	CM56	540	100,0	Н.р.	–
17	CM13	540	100,0	Н.р.	–
18	CM20	540	100,0	Н.р.	–
19	CM25	540	100,0	Н.р.	–
20	CM61	540	100,0	Н.р.	–

**Таблица 6** – Результаты испытаний на усталость серийных лопаток из титанового сплава BT3-1 (УЗУ)

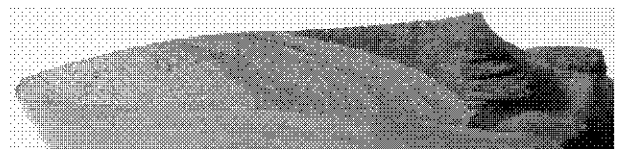
№ п/п	№ лопатки	Уровень нагружения $\sigma$ , МПа	Кол-во циклов, $N \times 10^6$	Результаты испытаний	Примечание
1	C3-10	400	31,21	Разр.	$l = 25$ мм, вх. кромка
2	C3-7	380	46,06	Разр.	$l = 25$ мм, вх. кромка
3	C3-9	360	100,0	Н.р.	–
4	C3-8	360	52,79	Разр.	$l = 23$ мм, вх. кромка
5	C3-4	340	100,0	Н.р.	–
6	C3-6	340	100,0	Н.р.	–
7	C3-2	340	100,0	Н.р.	–
8	C3-5	340	100,0	Н.р.	–
9	C3-1	340	100,0	Н.р.	–
10	C3-3	340	100,0	Н.р.	–

**Таблиця 7** – Результати испытаний на усталість серійних лопаток из титанового сплава BT3-1 (ВП + обработка шариками в магнитном поле по режиму № 1)

№ п/п	№ лопатки	Уровень нагружения $\sigma$ , МПа	Кол-во циклов, $N \times 10^6$	Результаты испытаний	Примечание
1	M1	600	23,552	Разр.	$l = 17$ мм, вх. кр.
2	M2	550	0,5	Разр.	$l = 20$ мм, вх. кр.
3	M8	500	100,0	Н.р.	–
4	M5	520	38,76	Разр.	$l = 15$ мм, вх. кр.
5	M9	500	62,37	Разр.	$l = 19$ мм, спинка
6	M4	500	38,77	Разр.	$l = 18$ мм, вх. кр.
7	M3	480	40,31	Разр.	$l = 18$ мм, вх. кр.
8	M10	460	4,88	Разр.	$l = 20$ мм, вх. кр.
9	M6	440	100,0	Н.р.	–
10	M7	440	32,29	Разр.	$l = 18$ мм, вх. кр.
11	M11	420	100,0	Н.р.	–
12	M12	420	100,0	Н.р.	–
13	M13	420	100,0	Н.р.	–
14	M14	420	0,312	Разр.	$l = 13$ мм, вых. кр.
15	M15	420	20,52	Разр.	$l = 15$ мм, вх. кр.
16	M16	400	100,0	Н.р.	–
17	M17	400	100,0	Н.р.	–
18	M18	400	100,0	Н.р.	–
19	M19	400	100,0	Н.р.	–
20	M20	400	100,0	Н.р.	–
21	M21	400	100,0	Н.р.	–



*a*



*б*

**Рис. 5.** Общий вид излома по трещинам на лопатке CM12 (*a*) и на лопатке C6 (*б*)

Проведенные испытания на усталость позволяют сделать вывод, что упрочнение лопаток компрессора стальными шариками в магнитном поле приводит к повышению предела выносливости с 460 до 540 МПа по сравнению с лопатками, упрочненными ВП – сплав BT8M и лопатками, упрочненными УЗУ – с 340 до 400 МПа – сплав BT3-1.

**Выводы**

Предложенный способ упрочнения лопаток компрессора с тонкими кромками позволяет существенно повысить их усталостную прочность. Предел выносливости лопаток, обработанных стальными шариками

в магнитном поле, повышается на 18 % по сравнению с лопатками, упрочненными ВП – сплав BT8M и на 18 % по сравнению с лопатками, упрочненными УЗУ – сплав BT3-1.

**Список литературы**

1. Детонационное нанесение покрытий на детали авиадвигателей и технологического оснащения с последующей магнитно-абразивной обработкой [Текст] : Монография / [В. А. Богуслаев, А. И. Долмагов, П. Д. Жеманюк и др.]. – Запорожье: Дека, 1996. – 364 с.
2. Петухов А. Н. Сопротивление усталости деталей ГТД / А. Н. Петухов. – М. : Машиностроение, 1993. – 240 с. : ил.

*Одержано 04.12.2012*

**Пухальська Г.В., Гліксон І.Л., Лукьяненко -О.Л. Підвищення втомної міцності лопаток компресора обробкою кульками в магнітному полі**

*Досліджений вплив обробки сталевими кульками в магнітному полі на втомну міцність лопаток компресора. Обробка лопаток кульками в магнітному полі призводить до підвищення межі витривалості.*

*Ключові слова: лопатка, міцність, магнітне поле, межа витривалості.*

**Pukhalskaya G., Glikson L, Lukyanenko O. Compressor blades fatigue strength increasing by handling balls treatment in a magnetic field**

*Influence of steel balls in the magnetic field treatment on the durability of the compressor blades are investigated. Increasing of the endurance limit by blades balls processing in a magnetic field was established.*

*Key words: blade, strength, magnetic field, the limit of endurance.*

Д-р геол.-мин. наук Л. С. Галецкий<sup>1</sup>, д-р геол. наук Е. А. Ремезова<sup>1</sup>, С. М. Лупинос<sup>2</sup>,  
д-р хим. наук Д. В. Прутцков<sup>2</sup>, д-р техн. наук И. Ф. Червоный<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Институт геологических наук НАН Украины г. Киев, <sup>2</sup>ГП Государственный научно-исследовательский и проектный институт титана г. Запорожье, <sup>3</sup>Государственная инженерная академия, г. Запорожье

## О ВОЗМОЖНОСТИ КОМПЛЕКСНОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ МЕСТОРОЖДЕНИЙ ТАЛЬКО-МАГНЕЗИТОВ УКРАИНЫ (НА ПРИМЕРЕ ВЕСЕЛЯНСКОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ)

*Рассмотрены расположение, геологическая структура и минералогический состав Веселянского месторождения талько-магнезитов и серпентинитов, дана оценка запасов месторождения. Приведены результаты разработки высокоэффективной технологии производства магнезия из магнезита, рассмотрены возможные направления комплексного вовлечения руд месторождения в промышленное производство. Показана целесообразность ревизии месторождений магнезита Украины и постановки разведки на наиболее перспективных из них.*

*Ключевые слова:* порода, железо-кремнистая формация, талько-магнезит, серпентинит карбонатизированный, брейнерит, технология, скорость хлорирования, хлормагнезиевый расплав.

### Введение

В настоящее время Украина практически не имеет собственной развитой минерально-сырьевой базы магнезия и свои потребности в этом сырье удовлетворяет за счет импорта магнезита из России, Китая, Словакии и Турции (до 500 тыс. т в год). Вместе с тем, недра Украины имеют значительный потенциал магнезиальных руд (до 8–10% мировых запасов). В работах [1–3, 5, 6] были рассмотрены вопросы геологического строения Правдинского и других месторождений и рудопроявлений, сделана их геолого-экономическая оценка и указаны перспективы их использования. В работе [7] проведен детальный анализ минерально-сырьевой базы талько-магнезитов Украины и сделан вывод о том, что настоящее ее состояние, масштабы и ресурсы не отвечают современным экономическим требованиям. Месторождения магнезитов изучались в 50–60-е годы XX в., но сегодня, в связи с развитием современных технологий, существенно изменились требования к добываемому сырью. Поэтому необходимо провести переоценку всей минерально-сырьевой базы. В статье [5] дана оценка запасов месторождений, рассмотрены возможные направления вовлечения руд в промышленное производство. Проблема комплексного использования руд Капитановского рудного поля освещена в [4].

### Материалы и методика исследований

В процессе работы нами изучены фондовые материалы ГНПП «Геоинформ» (описания керна скважин, картографические материалы, геологические разрезы, результаты химических анализов пород и руд, описания шлифов), на основе которых с помощью геологических, минералогических и петрографических мето-

дов проведен комплексный анализ перспективности месторождений магнезитов.

Исследование процесса получения хлормагнезиевых расплавов из магнезита осуществлено на лабораторной, экспериментальной и пилотной установках с применением и разработкой современных физико-химических методов анализа механизма и кинетики процесса, исходных и получаемых технологических продуктов.

### Теория и анализ полученных результатов

В Украине известны два месторождения талько-магнезитов Правдинское и Веселянское, а также ряд перспективных проявлений. **Веселянское месторождение** талько-магнезитов открыто в 1952–1955 гг. и локализуется в 15 км к юго-востоку от железнодорожной станции Фисаки, на левом склоне реки Конка, близ с. Веселянка Запорожского района Запорожской области в 25 км от г. Запорожья, на автострате Москва – Симферополь. Район расположения месторождения сложен кристаллическими сланцами докембрия (серпентинитами, тальк-карбонатными, тальк-хлоритовыми, хлорит-амфиболовыми породами). Изучаемый объект представлен тремя разьединенными между собой круто падающими (70... 80°) залежами, вмещающими линзы и прослойки серпентинитов (рис. 1).

Первая залежь имеет форму линзовидного тела, вытянутого в широтном направлении. Она прослеживается по простиранию на 600 м при мощности от 50 к 100 м; на глубину залежь прослеживается до 100 м. Породы залежи на севере перекрываются хлоритовыми и кварц-хлоритовыми сланцами. В южной части



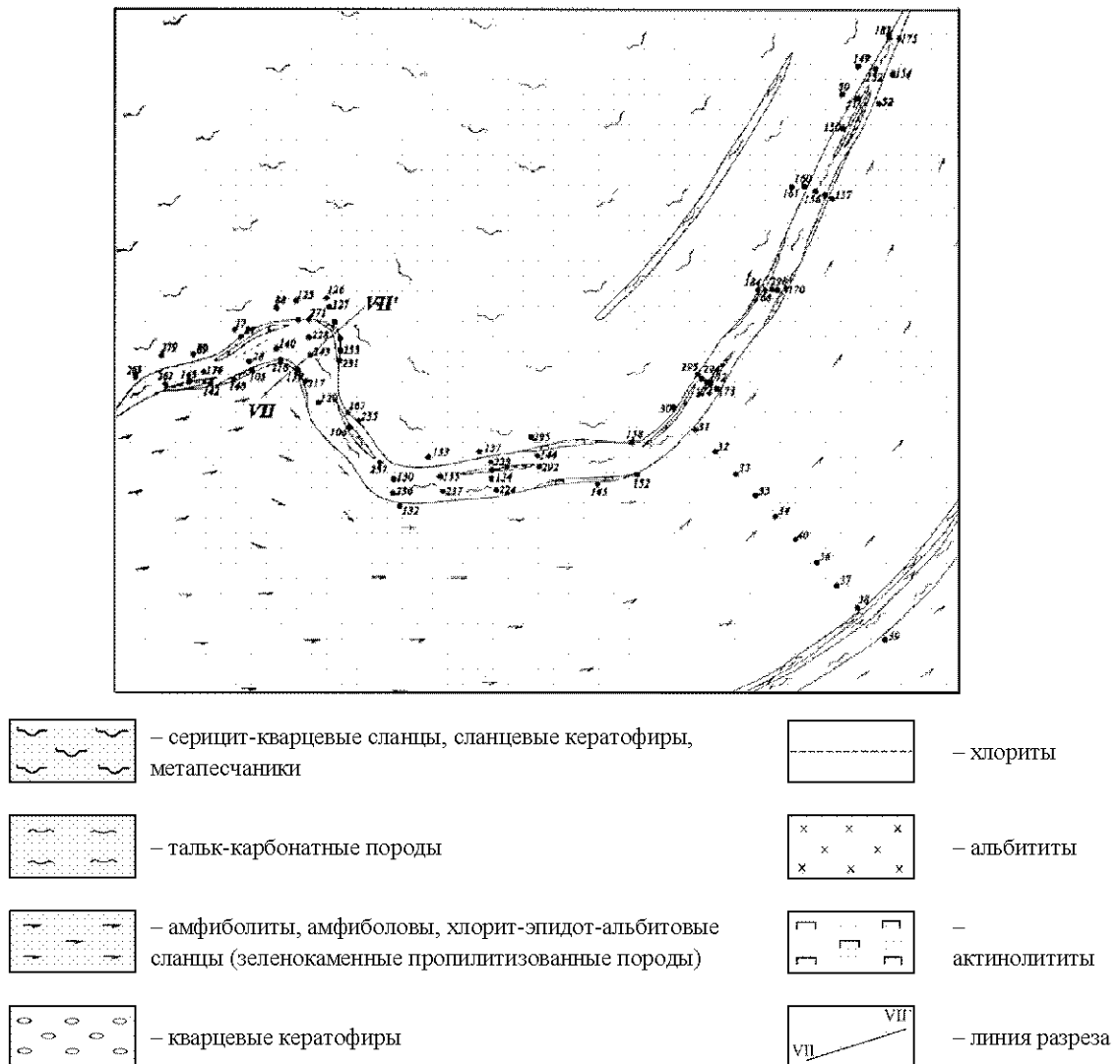


Рис. 1. Схематическая геологическая карта Веселянского месторождения талько-карбонатных пород

прослеживается контакт и переслаивание талько-магнетитовых пород с амфиболитами и актинолитовыми сланцами. Встречаются граниты, которые в виде жил вскрывают породы железистой формации. Залежь талько-магнетитов содержит прослойки хлоритовых, биотитовых и биотит-хлорито-тальковых сланцев мощностью 0,2... 2,0 м.

Вторая залежь более мощная и расположена к юго-востоку от первой на расстоянии 250 м. Простираение залежи широтное, но через 80 м оно резко меняется на северо-западное. Залежь прослежена на 1280 м и на глубину до 100 м, мощность ее составляет 75–180 м. Падение залежи крутое на северо-восток под углом 75... 80°. В зоне залежи встречаются розовые жильные граниты. Талько-магнетиты имеют следующий минеральный состав (%): магнетит – 24–63, тальк – 16–48 %, серпентин – 3,0–30, магнетит – 3,0–8,0 %. Выявлены прожилки благородного зеленовато-голубого талька мощностью 5–20 см.

Третья залежь прослежена на 500 м при мощности до 100 м. Она имеет субширотное простирание и падение под углом 80... 85°. Установлено присутствие чистого талько-магнетита, состоящего из одинаковых количеств талька и магнетита, а также талько-серпентинит-магнетита, в котором тальк играет второстепенную роль, а основными минералами является брейнерит и серпентин (антигорит). Магнетит находится в переменном количестве и преобладает над антигоритом [7].

Наиболее распространенная разновидность талько-магнетита – зеленовато-серая порода, плотная, жирная на ощупь, пористая, грубосланцеватая. Отмечается хорошая блочность – характерное свойство пород, пригодных для выщипывания огнеупорного кирпича. Содержание минералов по месторождению составляет, %: магнетит – 46... 92; тальк – 42... 77; магнетит – 1,5... 10; кварц – 1,0... 2,0; пирит – до 1,0. Химический состав талько-магнетита относительно постоянен (мас-

сов. доля, %): MgO – 18,5... 36,6; SiO<sub>2</sub> – 30,8; TiO<sub>2</sub> – 0,04; Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – 0,2-0,9; Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – 0,1... 4,5; FeO – 4,5... 6,6; MnO – 0,08... 0,2; CaO – 1,28; (Na<sub>2</sub>O+K<sub>2</sub>O) – 0,08... 0,16; P<sub>2</sub>O<sub>5</sub> – 0,02; SO<sub>3</sub> – 0,4... 0,5; NiO – 0,36; CoO – 0,028; H<sub>2</sub>O – 0,06... 0,78; CO<sub>2</sub> – 25,0; п.п.п. – 24,80. В породах также содержатся элементы-примеси: Cr, Zr, Cu, Pb, Ag, P, Zn [3]. Серпентиниты имеют следующий химический состав (%): MgO – 37,25; SiO<sub>2</sub> – 34,02; Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – 1,40; Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – 3,43; FeO – 4,60; CaO – 0,30; п.п.п. – 18,4.

Из руд Веселянского месторождения после обогащения получен магнезит такого химического состава (%): MgO – 37,5–38,5; SiO<sub>2</sub> – 2,1–2,3; Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – 1,4–2,1; FeO – 5,8–6,1; CaO – 2,5–3,0; CO<sub>2</sub> – 46,5–48,0. По содержанию железа полученный концентрат отвечает брейнериту.

Веселянское месторождение разведано в 1957 году, запасы его не утверждены. Они составляют по категориям (тыс. т): А – 16338, В – 13717, С<sub>1</sub> – 102204, А+В+С<sub>1</sub> – 132260. Прогнозные ресурсы по категории Р<sub>2</sub> до глубины 200 м составляют 250 млн. т. Вскрыша мощностью 40–80 м представлена корой выветривания и песчано-глинистыми рыхлыми отложениями. Месторождение представляется очень перспективным и его реальная значимость может быть уточнена после постановки детальной разведки. Учитывая содержание в рудах ценных примесных элементов, целесообразно провести дополнительные технологические исследования с целью разработки схемы комплексного освоения этого объекта.

В настоящее время проведена комплексная оценка Капитановского рудного поля, где в Тарноватском массиве выявлены магниевые руды. Они представлены рудными телами продолговатой линзовидной формы длиной 100–1000 м и более и мощностью от 20–60 м до 600 м. Основу руды составляют аподунитовые серпентиниты. Залегание пород с вмещающими породами согласное. Поисковыми скважинами они прослежены на глубину 300–700 м. Химический состав серпентинитов следующий (%): MgO – 40,20; SiO<sub>2</sub> – 32,60; TiO<sub>2</sub> – 0,06; Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – 0,66; Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – 6,90; FeO – 2,61; MnO – 0,08; CaO – 0,29; P<sub>2</sub>O<sub>5</sub> – 0,02; K<sub>2</sub>O – 0,06; Na<sub>2</sub>O – 0,06; SO<sub>3</sub> – 0,13; Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – 0,43; NiO – 0,39; CoO – 0,01; H<sub>2</sub>O – 0,22; п.п.п. – 15,09. Минеральный состав магниевых руд представлен хризотилом (преобладающий минерал), лизардитом, серпофитом, баститом, шпинелью и карбонатами.

Предполагается, что эти объекты пополняют минерально-сырьевую базу магния Украины. При этом, объекты Капитановского рудного поля являются комплексными, и кроме магниевых целесообразно также добывать хромитовые руды, руды силикатного никеля. Из магниевых руд дополнительно возможно получать никель-кобальтовый концентрат, оксид железа, чистый кремнезем, золото, минералы плагинной группы [4].

## Направления комплексной переработки талько-магнезитов

В настоящее время промышленно освоена переработка магнезита в различных отраслях.

Основным качественным параметром магнезита является его высокая термостойкость, что обусловило его значительное потребление в огнеупорной промышленности. Обожженный магнезит используется для получения спеченных и плавящихся металлургических порошков (магнезитовых, хромомagneзитовых, форстеритовых, периклазовых электротехнических), из которых производят кирпичи, стаканы, клинья, вкладыши и другую продукцию огнеупорного назначения. В последние годы возрастает тенденция к увеличению доли потребления современных (магнезиальных и периклазо-углеродистых) огнеупоров как в доменном, так и в сталеплавильном производстве.

Возрастает потребление магнезитовых руд для производства строительных материалов (отделочных камней и плит, бетонов, поргланцементов, шлакоситаллов, спецстекла, в том числе экологически чистых магнезитовых плит, которые в ближайшем будущем могут заменить гипсокартонные.

Новым интенсивно развивающимся направлением использования магнезиального сырья в Западной Европе и США является производство теплонакопителей, позволяющих существенно экономить энергоресурсы.

В значительных объемах породы потребляются для производства цемента Сореля и серной кислоты, в качестве наполнителя в различных производствах, в качестве удобрения и мелиоранта для кислых почв. Также сырье используется в производстве огнеупорных красок, в сахарной, резиновой, бумажной, химической и керамической промышленности.

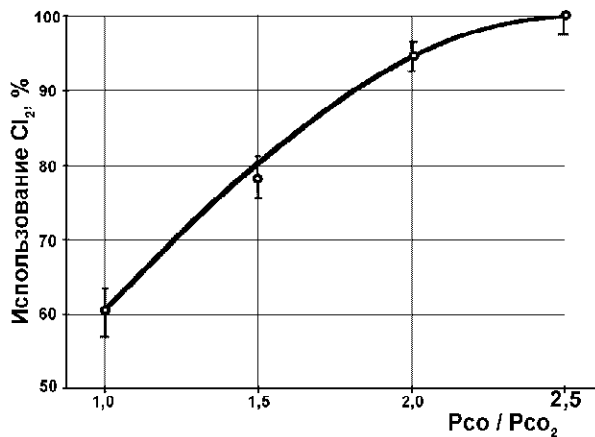
В небольших объемах оксид магния применяется для производства многочисленных медицинских препаратов на основе жженной магнезии и хлорида магния. В мире (Австралия, Канада, США, Бразилия) встречается магнезит ювелирного качества, имеющий коллекционное значение, опализированный и поделочный магнезит.

## Получение магния из магнезита

Известные технологические схемы извлечения магния из серпентинита или отходов производства асбеста основаны на солянокислотном выщелачивании руды и последующей переработке хлормagneзиевых растворов и кремнеземсодержащего остатка [8]. Другая технология базируется на выщелачивании оксидного магнезиевого сырья хлористым аммонием [9]. Однако промышленная реализация этих технологий требует существенных капитальных затрат и производственных площадей на создание и эксплуатацию гидрometаллургического передела.

Более короткий технологический и менее капиталоемкий путь разработан в ГП «ГНИИ Институт титана», где в 2010–2012 гг. выполнен комплекс работ [10–17], завершающих разработку основ высокоэффективной технологии производства хлормagneзиевых расплавов из магнезитов для электролитического получения магния.

В ходе исследования механизма и кинетики процесса хлорирования в присутствии твердого восстановителя [11, 12] показана целесообразность замены твердого восстановителя, используемого в процессе, на газообразный – оксид углерода. При исследовании механизма взаимодействия магнезита со смесью хлора и оксида углерода установлена диффузионная природа процесса, изучены закономерности массопереноса в системе, теоретически и экспериментальным путем определены условия равноставки газовых реагентов к поверхности хлорируемого магнезита [10]. Это позволило достичь максимальной скорости процесса хлорирования при полном усвоении хлора (рис. 2).



**Рис. 2.** Зависимость степени использования хлора при хлорировании магнезита от соотношения парциальных давлений газовых реагентов  $P_{CO}/P_{Cl_2}$  (высота реакционного слоя 1,0 м; скорость газового потока  $12,95 \cdot 10^{-2}$  м/с; температура в зоне реакции 1153–1313 К)

Разработанная технология реализована на пилотной установке в хлораторе шахтного типа с внутренним диаметром шахты 0,3 м [14]. Массовая доля компонентов в получаемом на установке расплаве дихлорида магния за период испытаний составляла, %:  $MgCl_2$  – 97,0–98,8;  $CaCl_2$  – 0,7–1,2;  $MgO$  – 0,3–0,6;  $SiO_2$  – 0,008–0,04;  $Fe_{\text{св}}$  – 0,001–0,006;  $Al$  – 0,001–0,004;  $SO_4$  < 0,02. По содержанию основных примесей получаемый продукт полностью удовлетворяет требованиям электролитического передела для всех типов электролизеров, эксплуатируемых в странах СНГ.

В сравнении с ранее эксплуатировавшейся технологией хлорирования магнезита, новая технология, базирующаяся на газификации восстановителя, позволяет:

- существенно сократить и упростить аппаратно-технологическую схему подготовки сырья к процессу хлорирования (устранено семь переделов), понизить капиталоемкость технологии;

- повысить скорость хлорирования магнезита и удельную производительность хлоратора в 3 раза (до 6,5–7,0 т  $MgCl_2$  /м<sup>2</sup>·сутки);

- понизить содержание примесей и улучшить качество получаемого хлоридного расплава, что позволяет улучшить показатели последующего процесса электролитического восстановления хлорида и повысить качество производимого электролитического магния;

- достигнуть практически полного использования хлора в процессе, что обуславливает сокращение его удельного расхода и снижение затрат на газоочистку;

- снизить удельный расход сырья на 10 %, уменьшить удельное энергопотребление на 15–20 %, повысить экономическую эффективность технологии.

При промышленном оформлении разработанной технологии это даст существенное снижение капитальных затрат и себестоимости получаемого расплава хлорида магния и производимого из него магния. Полученные результаты позволяют реально рассматривать магнезит в качестве эффективного сырья для переработки с использованием хлорных технологий в магниевой промышленности.

В приведенных исследованиях и разработках использованы магнезиты Киргитейского и Саткинского месторождений (Россия) с незначительным содержанием примесей (до 2,0–3,0 %). Переработка магнезитов Веселянского месторождения, в которых содержание сопутствующих минералов более высокое, вероятно, потребует предварительное технологическое опробование их руд и, возможно, разработку методов очистки от сопутствующих примесей.

Тем не менее, наличие развитой инфраструктуры в районе локализации месторождения, возможные умеренные эксплуатационные расходы при его разработке, позволяют рассматривать Веселянское месторождение, как достаточно перспективное.

Особенно учитывая, что месторождение расположено в 25–30 км от запорожских предприятий – титано-магнезиевого комбината (ГП «ЗТМК»), ЧАО Завода полупроводников и ПАО «Запорожогнеупор».

Это создает определенную перспективу комплексного использования его руд, особенно, если с использованием методов селективного и комплексного хлорирования кремнеземсодержащие минералы удастся вскрыть с получением хлоридов кремния и последующим производством технического или поликристаллического кремния. Потенциальная возможность извлечения кремния в виде хлоридов отмечена ранее [18] при комплексном хлорировании титано-кремниевых концентратов.

Другой перспективой для комплексной переработки является возможность извлечения в процессе хло-

рирования и разделения Ni, Co, Cr, Zr, Cu и других сопутствующих элементов.

### Выводы

В последние годы переоценка минерально-сырьевой базы магнезита Украины не проводилась. Однако, учитывая, что в настоящее время экономические и промышленные требования к этому сырью изменились, целесообразно провести дополнительное технологическое опробование перспективных объектов и выполнить их переоценку. Это позволит расширить минерально-сырьевую базу для огнеупорной и магниевой промышленности. Вопрос об эффективности использования магнезитов Веселянского и других украинских месторождений в металлургической отрасли для производства магния и других сопутствующих элементов должен быть решен на основе предварительного исследования и технологического опробования руд и концентратов этих месторождений.

### Список литературы

1. Антонов Г. И. Исследование талько-магнезитовых руд Правдинского месторождения в качестве сырья для огнеупорной промышленности / Г. И. Антонов, В. П. Недосвитый, А. С. Кулик // Огнеупоры. – 1995, №1. – С. 7–21.
2. Бондарчук В. Г. Геологія родовищ корисних копалин України / В. Г. Бондарчук. – К. : Наукова думка. – 1966. – 302 с.
3. Бордогов В. П. Магнезит и талько-магнезит (геолого-экономический обзор) / В. П. Бордогов. – К. : Геоинформ, 1997. – 25 с.
4. Бочевар Р. О. Геолого-економічна оцінка комплексних руд Капітанівського рудного поля (Голованівська шовна зона) : автореф. на здобуття наук. ступеня канд. геол. наук : спец. 04.00.19 «Економічна геологія» / Р. О. Бочевар. – К. : 2012 – 20 с.
5. Перспективы освоения минерально-сырьевой базы магнезита Украины / [Л. С. Галецкий, Е. А. Ремезова, С. М. Лупинос и др.] // Геологічний журнал. – 2012. – № 1. – С. 48–56.
6. Комов И. Л. Геологические и геолого-экономические черты метаморфогенного сырья Украинского щита / И. Л. Комов, Е. А. Кулиш // Збірник наукових праць Ін-ту геолім. навкол. середовища. – К. : 2002. – вип. 5–6. – С. 184–198.
7. Металічні і неметалічні корисні копалини України. Том II. Неметалічні корисні копалини / [Д. С. Гурський, К. Ю. Єсипчук, В. І. Калінін та ін.] ; наукові редактори: Щербак М. П., Гошовський С. В. – Київ-Львів : «Центр Європи», 2006. – 552 с.
8. Фрейдлина Р. Г. Комплексная переработка промышленных отходов с получением сырья для производства магния и кремнеземной продукции / Р. Г. Фрейдлина, В. И. Грибов // Цветная металлургия. – 2010, № 6. – С. 29–37.
9. Исследования по подготовке оксидного магниевого сырья к электролитическому получению магния / [В. И. Щеголев, А. Н. Татакин, А. Б. Безукладников и др.] // Цветные металлы. – 2000, № 1. – С. 52–55.
10. Прутцков Д. В. Закономерности механизма взаимодействия магнезита со смесью хлора и оксида углерода и массоперенос в рассматриваемой системе / Д. В. Прутцков, С. М. Лупинос, Ю. М. Рябухин // Теория и практика металлургии. – 2010, № 3–4 (76–77). – С. 110–116.
11. Лупинос С. М. Исследование процессов хлорирования оксидного магниевого сырья с использованием твердого восстановителя / С. М. Лупинос // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2011. – № 2 (267). – С. 75–79.
12. Lupinos S. M. Investigation of Mechanism and Kinetics of Magnesium Oxide Chlorination Based on the «Method of Separated Reagents» / S. M. Lupinos, D. V. Prutskov // Journal of Materials Science and Engineering A. – 2012. – Vol. 2. – № 3. – P. 367–371.
13. Лупинос С. М. Разработка технологии получения хлормagneзиевых расплавов из природного карбоната магния / С. М. Лупинос, Д. В. Прутцков, А. Н. Петрунько // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2010. – № 4 (262). – С. 98–102.
14. Прутцков Д. В. Исследование процесса хлорирования магнезита смесью хлора и оксида углерода на пилотной установке / Д. В. Прутцков, С. М. Лупинос, Н. П. Криворучко // Металургія: наукові праці ЗДІА. – Запоріжжя : РВВ ЗДІА, 2010, вип. 21. – С. 33–43.
15. Альтернативные источники сырья и технологии для компенсации потерь магния-восстановителя при производстве губчатого титана / [С. М. Лупинос, Д. В. Прутцков, Н. П. Криворучко и др.] // Титан. – 2010. – № 4 (30). – С. 4–12.
16. Prutskov D. V. Intensification of The Process for Magnesite Chlorination in Shaft Furnaces Using a Gaseous Reductant / D. V. Prutskov, S. M. Lupinos, A. N. Petrun'ko // Non-Ferrous Metals-2010. Proceedings of the Second International Congress. – Krasnoyarsk, 2010. – P. 164–170.
17. Лупинос С. М. Влияние состава расплава на кинетику процесса хлорирования карбоната магния смесью хлора и оксида углерода / С. М. Лупинос, Д. В. Прутцков, Ю. А. Динник // Теория и практика металлургии. – 2011, № 3–4 (82–83). – С. 78–82.
18. Дрожжев В. И. Переработка титано-кремниевых концентратов методом хлорирования / В. И. Дрожжев, В. А. Ильичев // Металлургия и химия титана. Научные труды Института титана. – М. : Металургія. – 1968. – Т. 2. – С. 105–110.

Одержано 07.12.2012

**Галецький Л.С., Ремезова Є.А., Лупинос С.М., Прутцків Д.В., Червоний І.Ф. Про можливості комплексного використання родовищ талько-магнезитів України (на прикладі Веселянського родовища)**

*Розглянуто розташування, геологічну структуру та мінералогічний склад Веселянського родовища талько-магнезитів і серпентинітів, дана оцінка запасів родовища. Приведено результати розробки високоефективної технології виробництва магнію з магнезиту, розглянуто можливі напрямки комплексного залучення руд родовища у промислове виробництво. Показана доцільність ревізії родовищ магнезиту України і постановки розвідки на найбільш перспективних з них.*

*Ключові слова: порода, залізо-кремниста формація, талько-магнезит, серпентиніт карбонатизований, брейнерит, технологія, швидкість хлорування, хлормагнієвий розплав.*

**Galetskyi L., Remezova E., Lupsnos S., Pruttskov D., Chervonyi I. Possibility of complex application of talc-magnesite fields in Ukraine (by example of Veselyanka field)**

*Location, geological structure and mineralogical composition of Veselyanka field of talc-magnesites and serpentinites and the reserves of the field have been estimated. The results of high-efficiency technology development for production of magnesium from magnesite were provided, the feasible directions of comprehensive field ores involvement in the commercial production have been contemplated. The expedience of revising the magnesite fields in Ukraine and organization of prospecting at the most promising fields has been shown.*

*Key words: rock, iron-siliceous formation, talc- magnesite, serpentinite carbonated, breunerite, technology, rate of chlorination, chlormagnesium melt.*

---

# IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІІ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 621.923

Канд. техн. наук А. В. Фесенко, Ю. Н. Любимый

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», г. Харьков

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ РАБОТЫ ЭЛЕМЕНТОВ РАБОЧЕЙ ЗОНЫ ГИДРОДИНАМИЧЕСКИХ АКТИВАТОРОВ

*В работе предложена методика оценки гидродинамической кавитации, основанная на сравнении затрат энергии в рабочей зоне. Рассмотрены способы определения диссипативной мощности при испытаниях установок различных конструкций. Введено понятие удельной мощности диссипации, характеризующей энергетическое воздействие на обрабатываемый продукт.*

**Ключевые слова:** активатор гидродинамический, кавитация, энергия, удельная мощность диссипации, роторный аппарат, рабочая камера.

### Введение

В настоящее время все большее применение находят методы обработки жидких сред с введением дополнительной энергии, что способствует повышению производительности массообменных процессов и приданию продукту новых свойств. Анализ отечественного и зарубежного опыта, накапливаемого при использовании роторных кавитационных установок, указывает на все более возрастающее внимание к использованию этих эффективных и перспективных аппаратов. Процессы, основанные на их применении, обеспечивают внедрение энерго- и материалосберегающих и экологически чистых технологий [1].

Для повышения эффективности обработки аппараты должны создавать такую гидродинамическую обстановку в обрабатываемой среде, чтобы плотность мощности трансформировалась от средней безградиентной к огромным импульсным плотностям. В гидродинамике такими свойствами обладают кавитационные импульсы давления с амплитудой нескольких гигапаскалей и длительностью порядка нескольких микросекунд. Такая гидродинамическая обстановка в обрабатываемом объеме увеличивает скорость процесса переноса на несколько порядков [2].

Для реализации таких технологий используются различные конструкции роторных установок, основанных на сообщении энергии потоку жидкости и преобразовании ее в рабочих камерах с целью получения требуемого технологического эффекта. Оценка эффективности таких устройств выполняют по различным параметрам. При этом нет обобщенных критериев для оценки функциональных качеств такого оборудования. В данном случае такие показатели как: производи-

тельность, создаваемое давление, потребляемая мощность, не могут дать представление о работоспособности той или иной конструкции.

### Методика исследований

Наиболее удобным параметром, определяющим уровень воздействия на рабочую среду, является количество энергии, затрачиваемой на процесс и ее распределение в аппарате. В роторных системах энергия, передаваемая жидкости при вращении ротора, кроме создания гидравлического напора на выходе аппарата и возвратных потоков внутри рабочей камеры переходит в тепло [2]. Диссипация энергии происходит за счет сил сопротивления в рабочей зоне аппарата и зависит от его конструкции и режимов обработки.

Баланс мощности в установке можно представить в виде

$$N_{\text{эд}} = N_{\text{xx}} + N_2 + N_{\text{д}} + N_{\text{вн}}. \quad (1)$$

где  $N_{\text{эд}}$  – мощность, потребляемая электродвигателем;  $N_{\text{xx}}$  – электрические и механические потери мощности;  $N_2$  – гидравлическая мощность;  $N_{\text{вн}}$  – внутренние потери на возвратные потоки, дисковое трение и т.п.;  $N_{\text{д}}$  – мощность целевого воздействия на рабочую среду (расчетная диссипативная мощность).

Эффективную мощность при работе установки можно определить как

$$N_{\text{эф}} = N_{\text{эд}} - N_{\text{xx}}. \quad (2)$$

Затраты мощности на нагрев жидкости, проходящей через установку, определяются зависимостью [2], кВт:

$$N_T = K_t \cdot Q \cdot (T_2 - T_1) \cdot T_m \cdot \rho, \quad (3)$$

где  $Q$  – расход жидкости, проходящей через диспергатор ( $\text{м}^3/\text{час}$ );  $T_1$  и  $T_2$  – температура жидкости на входе и выходе аппарата в ( $^{\circ}\text{C}$ );  $T_m$  – теплоемкость рабочей среды ( $\text{Ккал}/\text{кг}\cdot^{\circ}\text{C}$ );  $\rho$  – плотность жидкости ( $\text{кг}/\text{м}^3$ );  $K_t$  – коэффициент соответствия размерностей.

Эффективность работы установки определяется по уровню кавитационного воздействия на рабочую среду

$$K_T = \frac{N_T}{N_{\text{эф}}} \quad (4)$$

Учитывая назначение гидродинамических установок для кавитационной обработки жидкости, предлагается ввести понятие *удельной мощности диссипации* как мощности, затраченной на выделение тепла при прохождении рабочего продукта через аппарат.

Удельная мощность диссипации определяется по формуле

$$N_{\text{уд}} = \frac{N_T}{Q} = K_T \cdot \Delta T \cdot \rho \cdot T_m \quad (\text{кВт}\cdot\text{час}/\text{м}^3). \quad (5)$$

Оценка эффективности работы гидродинамических установок по диссипативной мощности  $N_d$  позволяет выбирать соотношения гидродинамических параметров (таких как разрежение на входе, давление на выходе, производительность установки, частоту и уровень колебаний в рабочей зоне), которые обеспечивают наибольшую интенсивность кавитационной обработки технологических жидкостей.

На кафедре «Технология машиностроения и металлорежущие станки» Национального технического университета «Харьковского политехнического института» разработан ряд роторно-кавитационных активаторов (РКА), предназначенных для активации жидких сред, для ускорения массообменных и других технологических процессов. В частности установка РКА-02-11 используется для приготовления и восстановления СОЖ.

Установка имеет две рабочие камеры. В первой камере выполняется предварительная обработка рабочего продукта, которая должна обеспечить его однородность и мелкодисперсность. Рабочие элементы, установленные в этой камере определяются технологическими задачами и могут иметь конструкцию роторно-пульсационного типа для обработки вязких сред, или диск с лопастями (крыльчатка) для обработки жидкостей. При обработке СОЖ используется крыльчатка в виде диска с радиальными лопастями, расположенными под углом к плоскости вращения (рис. 1).

Во второй камере установлен ротор с радиальными каналами и насадками, предназначенными для дальнейшей кавитационной обработки рабочей среды.

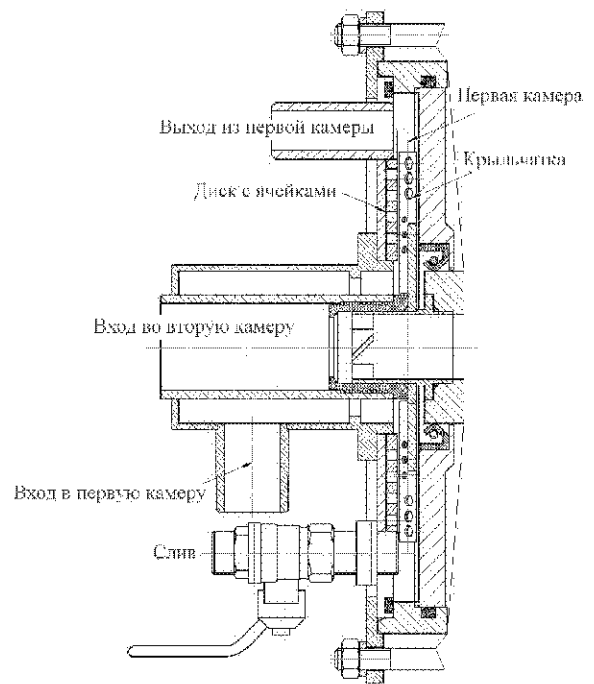


Рис. 1. Первая камера активатора РКА-02-11

Для определения эффективности каждой ступени обработки и всего аппарата выполнялись гидродинамические и энергетические исследования каждой камеры в отдельности и при совместной их работе.

В данной статье выполнен анализ работы первой камеры. Конструкция первой камеры представляет собой нагнетатель центробежного типа с рабочим колесом, имеющим два участка: диск с лопастями полуоткрытого типа и радиальные лопасти открытого типа. Схема рабочей зоны показана на рисунке 2.

Ширина рабочей камеры  $H$  определяется шириной  $B$  захвата жидкости лепестками и боковыми зазорами  $G_1$  и  $G_2$ . При вращении крыльчатки жидкость перемещается от входа до конца лопасти. При вращении крыльчатки с обратной стороны по направлению вращения создается зона разрежения с интенсивным

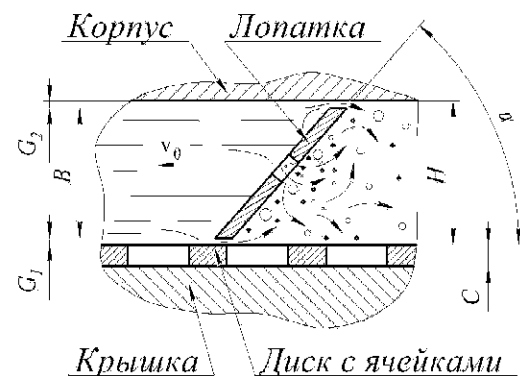


Рис. 2. Рабочая зона первой камеры РКА-02.11

перемешиванием и кавитацией. Такая конструкция не позволяет выполнять эффективное перекачивание жидкости, но способствует интенсивной диссипации энергии, проявляющейся в нагреве рабочей среды.

При определенном соотношении упругих характеристик лопастей и гидродинамической обстановки в рабочей камере на крыльчатке могут возникать колебания лопастей, которые будут генерировать акустические колебания в среде, вызывающие кавитацию. В данной статье эти вопросы не рассматриваются.

При закрытом выходе из камеры при вращении жидкости с объемным весом  $\gamma$  центробежные силы должны создать давление, определяемое частотой вращения  $\omega$  и расположением участка разгона потока от входа  $R_{ex}$  до конца лопасти  $R_n$  [4].

$$P_K = \frac{\gamma \cdot \omega^2 \cdot (R_n^2 - R_{ex}^2)}{2 \cdot g} \quad (6)$$

Расчетное давление данной конструкции составляет  $P_{pac} = 3,16 \text{ кг/см}^2 = 0,316 \text{ МПа}$ .

Экспериментальное значение максимального давления на выходе  $P_{max} = 0,25 \text{ МПа}$ . Различие расчетного и измеренного давления можно объяснить переток жидкости из полости нагнетания через боковые зазоры, отверстия и наклонным расположением лопастей. Поэтому при расчете давления в рабочей полости данной конструкции необходимо вводить коэффициент потерь напора

$$K_z = P_{max} / P_{pac}$$

В нашем случае  $K_z = 0,79$ .

Оценка эффективности работы первой камеры выполнялась на стенде, оснащённом измерительными приборами (рис. 3). При проведении экспериментов на воде выполнялись измерения давления на входе ( $P_1$ ) и выходе ( $P_2$ ) аппарата; температура в потоке на входе ( $T_1$ ) и выходе ( $T_2$ ); производительность ( $Q$ ) по расходомеру и нагрузка на электродвигатель ( $N$ ) по потребляемой мощности.

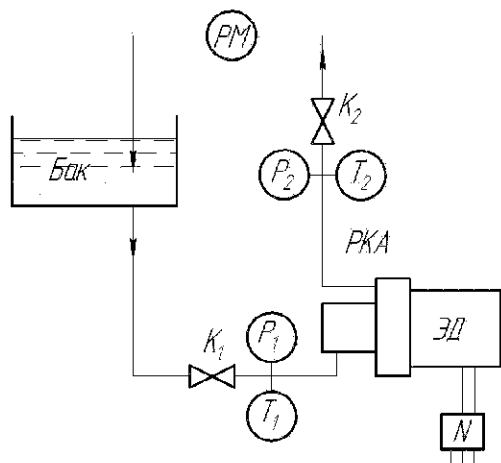


Рис. 3. Схема измерений в потоке

Переменным параметром было давление на выходе из аппарата ( $P_2$ ), величина которого устанавливалась с помощью крана  $K_2$ . Результаты измерений параметров приведены на графиках (рис. 4 и 5).

При открытом кране  $K_2$  первая камера работает с наибольшей производительностью  $Q = 2,4 \text{ м}^3/\text{час}$ . При этом давление на выходе  $P_2 = 0,08 \text{ МПа}$  характеризует сопротивление в трубопроводе. Разрежение на входе составляло при этом  $P_1 = -0,06 \text{ МПа}$ . Общий напор  $P_\Sigma = 0,14 \text{ МПа}$ .

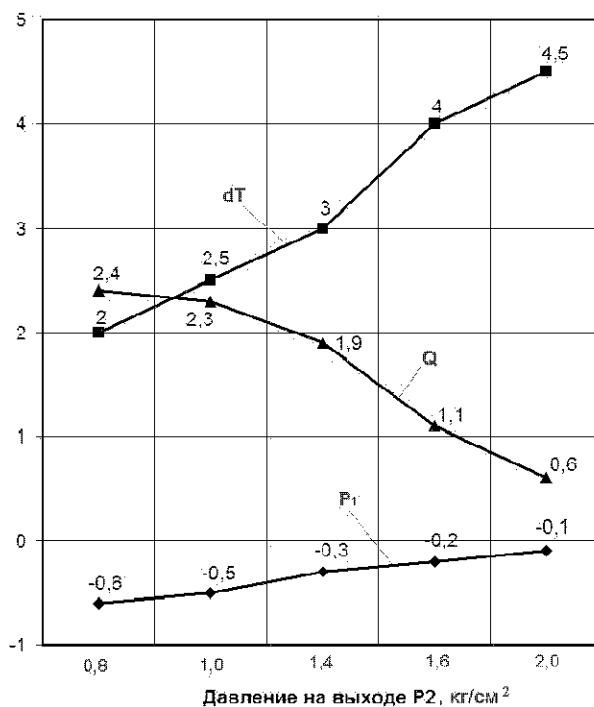


Рис. 4. Гидродинамические характеристики

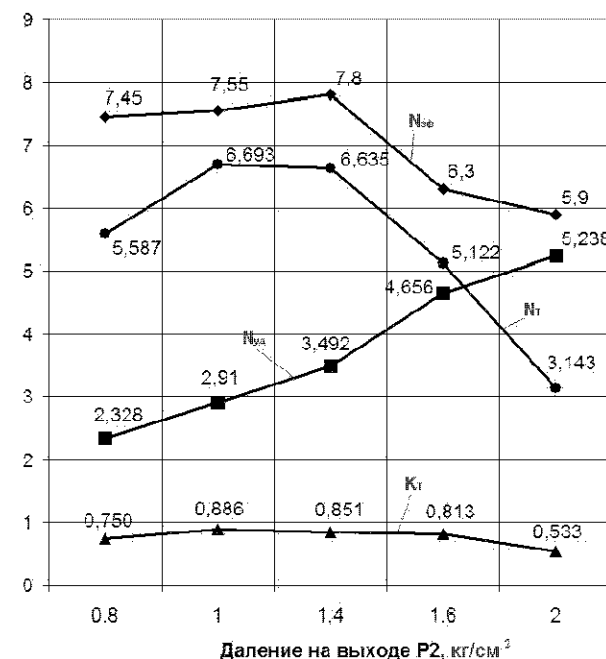


Рис. 5. Энергетические показатели



Анализ энергетических показателей свидетельствует о том, что при увеличении давления на выходе до  $P_2 = 0,1$  МПа диссипативная мощность вначале увеличивается до  $N_i = 6,69$  кВт, затем снижается и при  $P_2 = 0,2$  МПа составляет 3,14 кВт. Коэффициент эффективности наибольший при  $P_2 = 0,1$  МПа. В этом случае он равен  $K_T = 0,886$ .

Удельная мощность диссипации  $N_{\text{уд}}$  возрастает с увеличением давления на выходе от 2,328 до 5,238 кВт/м<sup>3</sup>, что свидетельствует об интенсификации кавитационных процессов при создании сопротивления на выходе из камеры. При этом абсолютные значения и эффективной мощности электродвигателя  $N_e$ , и тепловой  $N_i$  при  $P = 0,2$  МПа уменьшаются.

Оценку эффективности работы установок в производственных условиях можно выполнить при определении интенсивности нагрева жидкости массой  $M$  с теплоемкостью  $T_e$ , залитой в систему активатора (рис. 6).

Во время испытаний на выбранном режиме работы выполняется измерение температуры жидкости  $T_B$  в баке и металлоконструкций  $T_M$  в начальный момент и через определенное время  $\tau$ . Количество затраченной электроэнергии определяется по счетчику  $W$ .

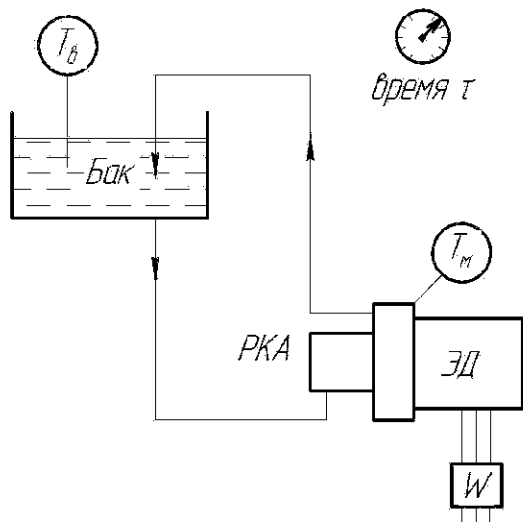


Рис. 6. Схема измерений в баке

Интенсивность нагрева определенной массы залитой в систему жидкости при работе в течении времени  $\tau$  рассчитывали по формуле:

$$W_T = 4,19 \cdot M \cdot (T_2 - T_1) \cdot T_B \text{ (кВт} \cdot \text{час)}, \quad (7)$$

где  $M$  – масса жидкости в системе, кг.

Для определения затрачиваемой на нагрев металла энергии ( $W_M$ ) установки с приведенной массой  $M_M$  и удельной теплоемкостью  $T_M$  воспользуемся замером температур на корпусе диспергатора в начальный ( $T_{1M}$ ) и конечный ( $T_{2M}$ ) моменты времени. Расчет выполняется аналогично предыдущему:

$$W_M = 4,19 \cdot M_M \cdot (T_{2M} - T_{1M}) \cdot T_M \text{ (кВт} \cdot \text{час)}. \quad (8)$$

Интенсивность повышения температуры в баке можно определить как

$$K_{TB} = \frac{T_2 - T_1}{\tau} \text{ (град/мин)}. \quad (9)$$

В системе, конечно, будут потери за счет передачи тепла в окружающую среду, но при хорошей теплоизоляции бака и активатора они незначительны.

В конечном итоге суммарная энергия  $W_O$ , затраченная на выделение тепла в установке (без учета потерь) за время  $\tau$ , будет равна:

$$W_O = W_T + W_M \text{ (кВт} \cdot \text{час)}. \quad (10)$$

За это же время затраты эффективной энергии  $W_{\text{эф}}$  определяются по затраченной электроэнергии (по счетчику)  $W_C$  и потерями энергии, которые с достаточной долей достоверности можно рассчитать по мощности холостого хода  $N_{xx}$ :

$$W_{\text{эф}} = W_C - W_{xx}, \quad (11)$$

где

$$W_{xx} = W_{xx.\text{эф}} \cdot \frac{\tau}{60} \text{ (кВт} \cdot \text{час)}. \quad (12)$$

Затраты электроэнергии можно также определить без счетчика по средней мощности или току за период работы  $\tau$ . В этом случае

$$W_C = N_{\text{ср.эф}} \cdot \frac{\tau}{60}. \quad (13)$$

Эффективность работы активатора на бак определяется затратами энергии на обработку жидкости и энергией тепловыделения в системе:

$$K_{\text{эф}} = \frac{W_O}{W_{\text{эф}}}. \quad (14)$$

Интенсивность нагрева воды в системе при работе на бак определялась при испытаниях крыльчатки (рис. 4), установленной в первой камере активатора РКА-02-11. Вторая камера была пустой. В систему было залито 10 литров воды. Работа выполнялась при колебаниях давления на выходе, среднее значение которого было равно  $P = 0,17$  МПа и среднее значение расхода за этот период составляло  $Q = 1,3$  м<sup>3</sup>/час. Замеры выполнялись в течении  $\tau = 5$  минут. Количество затраченной энергии (по счетчику) было  $W_C = 1,058$  кВт·час. За это время среднее значение мощности электродвигателя  $N_e = 12,2$  кВт, а холостого хода  $N_{xx} = 3$  кВт.

В результате проведенного эксперимента установлено, что данная конструкция рабочей зоны первой камеры активатора РКА-02-11 при выбранном режиме работы обеспечивает эффективность тепловыделе-

ния на уровне  $K_{\text{сф}} = 0,736$ , интенсивность повышения температуры в системе (10 литров воды) составляла  $K_{\text{ТБ}} = 6,84 \text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$ . Гидравлическая мощность  $N_g = 65 \text{ Вт}$ , а энергия на перекачку жидкости  $W_g = 5,4 \text{ Вт}\cdot\text{час}$ . Как видно, при использовании данной конструкции рабочей камеры затраты гидравлической мощности незначительны.

### Выводы

Проведенные исследования показали, что конструкция передней камеры в виде крыльчатки с наклонными лопастями и диска с ячейками позволяет обеспечить средний уровень кавитационной обработки, что в некоторых случаях может быть достаточным для получения требуемого технологического эффекта. При определенных условиях такая конструкция может использоваться в качестве самостоятельного агрегата для кавитационной обработки.

Предложенная методика оценки гидродинамической кавитации, основанная на сравнении затрат энергии в рабочей зоне, позволяет выполнить анализ эффективности используемых элементов конструкции

установки и режимов ее работы по интенсивности тепловыделения. Приведенные расчетные зависимости могут использоваться как для оценки отдельных блоков, так и всей установки при испытаниях в лабораторных и производственных условиях.

### Список литературы

1. Федотин И. М. Использование кавитации в технологических процессах / И. М. Федотин, А. Ф. Немчин – К. : Вища школа, Изд-во при Киевском ун-те, 1984. – 68 с.
2. Червяков В. М. Гидродинамические и кавитационные явления в роторных аппаратах : монография / В. М. Червяков, В. Ф. Юдаев. – М. : Машиностроение-1, 2007. – 128 с.
3. Фесенко А. В. Сравнительный анализ гидродинамических установок для диспергирования, гомогенизации и нагрева жидкости / А. В. Фесенко, Ю. Н. Любимый // Вісник Сумського державного Університету. Серія : техн. науки. – Суми : СДУ, 2009. – № 4. – С. 103–109.
4. Фесенко А. В. Оценка эффективности работы диспергатора для СОЖ / А. В. Фесенко // Вісник НТУ «ХП». Тематичний випуск : «Технології в машинобудуванні». – Харків : НТУ ХП, 2007. – № 1. – С. 27–35.

Одержано 05.09.2011

### Фесенко А.В., Любимый Ю.Н. Визначення ефективності роботи елементів робочої зони гідродинамічних активаторів

*У роботі запропонована методика оцінки гідродинамічної кавітації, яка базується на порівнянні витрат енергії в робочій зоні. Розглянуто способи визначення дисипативної потужності при випробуваннях установок різних конструкцій. Введено поняття питомої потужності дисипації, що характеризує енергетичну дію на оброблюваний продукт.*

**Ключові слова:** активатор гідродинамічний, кавітація, енергія, питома потужність дисипації, роторний апарат, робоча камера.

### Fesenko A., Liubymyi I. Determination of working area elements efficiency of hydrodynamic activators

*The method of hydrodynamic cavitation estimation, based on comparison of energy in a working area expenses, is in-process offered. The methods of determination of dissipative power are considered at the tests of settings of different constructions. The concept of dissipation specific power, characterizing the power affecting the processed product is entered.*

**Key words:** hydrodynamic activators, cavitation, energy, specific power of dissipation, rotor device, working chamber.

УДК 537.3:(546.26+546.55)

Д-р фіз.-мат. наук М. П. Семенко

Національний університет ім. Тараса Шевченка, м. Київ

## МОДЕЛЮВАННЯ ЕЛЕКТРООПОРУ НАНОКОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ ТЕРМОРОЗШИРЕНИЙ ГРАФІТ-МІДЬ

*Проведено розрахунки концентраційної залежності питомого електричного опору наноконпозиційного матеріалу терморозширений графіт-мідь у рамках різних моделей, що використовуються для традиційних композитів. Показано, що жодна з таких моделей не може адекватно описати експериментальні результати. На основі результатів рентгенівських досліджень запропонована «псевдодвофазна» модель зі змінною концентрацією компонентів, що досить добре узгоджується з експериментальними кривими.*

**Ключові слова:** наноконкомпозит, електроопір, терморозширений графіт, мідь.

**Вступ**

Особливий інтерес для промислового використання виявляють наноконпозиційні матеріали (НКМ). У таких матеріалах одна (або більше) з компонент має нанометровий розмір, і, як правило, є функціональною, а інша виконує додаткову роль (носії наночастинок, захисну тощо). Перспективними в цьому відношенні є НКМ на базі різних вуглецевих матриць. Зокрема, такі НКМ вже знайшли застосування як каталізатори хімічних реакцій [1], аноди для літєвих батарей. Вони також можуть використовуватися як перспективні магнітні, електртехнічні та інші матеріали [2, 3]. Оскільки властивості наночастинок зазвичай сильно відрізняються від властивостей масивних матеріалів, а отже самі частинки можуть суттєво впливати на властивості матриці, то важливим для таких матеріалів є прогнозоване керування їх параметрами. В цій роботі наведено результати дослідження електричних властивостей НКМ терморозширений графіт (ТРГ)-мідь та аналіз одержаних результатів з використанням різних моделей, що використовуються для опису електроопору традиційних композитів.

**Матеріали та методика досліджень**

Висока питома поверхня та значна пористість ТРГ роблять його досить перспективним як носія наночастинок. Серед методів одержання НКМ слід виділити метод хімічного осадження [4]. Однак, недоліком такого методу є наявність залишків продуктів хімічних реакцій на кожному етапі синтезу. Саме це утруднює визначення всіх механізмів впливу на функціональні параметри. Тому, для дослідження було вибрано НКМ, одержані методом термічного вакуумного напилення. Деталі цього методу описані в [5]. Хоча цей метод і не є високопродуктивним, але дозволяє одержувати практично чисту металічну компоненту на поверхні ТРГ. В якості такої компоненти була вибрана мідь. Це обумовлено тим, що Cu легко піддається випаровуванню, що досить важливо для одержання її великої концентрації в зразку. Цей метал досить слабо розчиняє карбон, а також має низький електроопір, що є важливо для перевірки моделей, оскільки навіть незначний його вміст повинен суттєво змінювати питомий опір  $\rho$  НКМ.

Зразки для досліджень були виготовлені шляхом холодного пресування порошку при тиску 10 МПа. Вони мали форму прямокутників шириною 3 мм, довжиною 20 мм та товщиною, що не перевищувала 0,3 мм. Вміст міді в них контролювали методом зважування. Оскільки це дозволяло визначати масовий вміст міді, то для перерахунків цього значення в об'ємний вміст  $f$  вважали, що густина міді  $\eta_{Cu} = 8,93 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$ , а густина графіту залишається такою ж, як і чистого ТРГ, компактованого при тих же умовах ( $\eta_C = 1,5 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$ ). Для досліджень були виготовлені зразки з вмістом міді 10, 20, 30 та 80 мас. %, або 1,8, 4,0, 6,7 та 40,2 об.% Cu, відповідно.

Питомий опір  $\rho$  визначали стандартним чотирьохточковим методом з похибкою, що не перевищувала 7 %. З використанням дифрактометра ДРОН-4 (Co  $K_{\alpha}$ -випромінювання) контролювали структуру та фазовий склад НКМ.

Згідно з даними растрової електронної мікроскопії (див. [5]) частинки міді рівномірно розподілені по поверхні ТРГ, а їх розмір не перевищує 100 нм. Такий же порядок розміру частинок було одержано і при його оцінці з рентгенівських спектрів за рівнянням Дебая-Шерера.

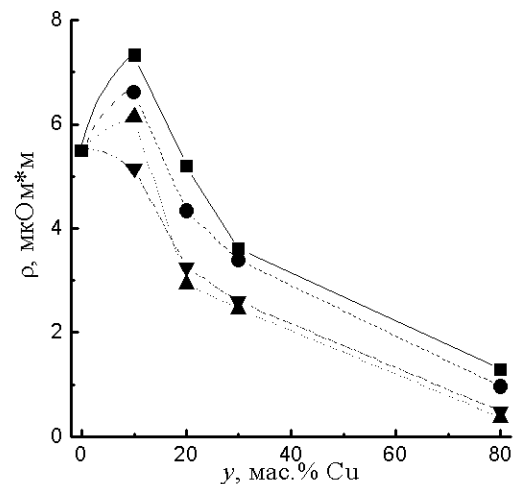
**Теорія та аналіз отриманих результатів**

Залежність питомого електричного опору  $\rho$  від масового вмісту міді у на рис. 1. Як видно з цього рисунка, безпосередньо після пресування ця залежність є немонотонною, а при малому вмісті металу-модифікатора  $\rho$  виявляється навіть більшим, ніж для чистого ТРГ. При збільшенні у значення  $\rho$  різко спадає і для зразка ТРГ + 80 мас.% Cu стає практично вчетверо меншою, ніж у графітовій матриці. Після відпалів при різних  $T_g$  значення  $\rho$  зменшується, і вже при  $T_g = 750 \text{ K}$  спостерігається монотонне зменшення залежності  $\rho(y)$ . Слід відмітити, що  $\rho$  чистого ТРГ у такому температурному інтервалі відпалів практично не змінювався. Очевидно, причиною таких змін можуть бути процеси структурної релаксації частинок міді та удосконалення інтерфейсу між металічними частинками та матрицею. Детально такі процеси аналізуватися не будуть, а для подальшого аналізу були використані залежності  $\rho(y)$  для зразків, відпалених при 750 K.

Для опису концентраційної залежності  $\rho$  НКМ використовуються різні моделі. В найпростіших, граничних випадках [6]:

$$\rho = \rho_{Cu} \cdot f + \rho_C \cdot (1 - f) \quad (\text{складаються питомі опори}); (1)$$

$$\rho = \frac{\rho_{Cu} \rho_C}{\rho_C f + \rho_{Cu} (1 - f)} \quad (\text{складаються питомі провідності}); (2)$$



**Рис. 1.** Залежність  $\rho$  від вмісту міді в НКМ: вихідні НКМ- (■) та після відпалу при:  $T_g = 550 \text{ K}$  - (●),  $630 \text{ K}$  - (▲),  $750 \text{ K}$  - (▼)

У випадку гетерогенної суміші двох фаз, одна з яких є матрицею, а інша – включенням використовують рівняння, одержане в моделі Максвелла для матричної суміші [7]:

$$\rho = \frac{2r+1-f(1-r)}{2r+1+2f(1-r)} \cdot \rho_M, \quad (3)$$

де  $r = \rho_e / \rho_M$ ,  $\rho_e$  та  $\rho_M$  – питомі опори включення (міди) та матриці (ТРГ).

Узагальнена провідність  $\sigma = 1/\rho$  для стохастичної моделі сумішей з різною розмірністю має вигляд [8]:

$$\sigma = A(f_i, \sigma_i, a) + \sqrt{A^2(f_i, \sigma_i, a) + a\sigma_1\sigma_2}, \quad (4)$$

де  $A = (\sigma_1(f_1 - af_2) + \sigma_2(f_2 - af_1))/2$ ,  $a = 1/(l-1)$ ,  $l$  – деяка розмірність простору. При  $l = 3$  це досить відома формула Оделевського.

Результати розрахунків з використанням рівнянь (1)–(4) та  $\rho_{Cu} = 1,67 \cdot 10^{-2}$  мкОм·м,  $\eta_{Cu} = 8,93 \cdot 10^3$  кг/м<sup>3</sup> (довідникові значення), та  $\eta_{TRG} = 1,5 \cdot 10^3$  кг/м<sup>3</sup>,  $\rho_{TRG} = 5,6$  мкОм·м (експериментальні значення, отримані для чистого ТРГ) наведено на рис. 2. На цьому ж рисунку експериментальні величини  $\rho$ , отримані для зразків, відпалених при 750 К, у яких слід очікувати найбільш рівноважну структуру. Як бачимо, жодна з цих залежностей (графіки 1, 2, 3) не може бути використана для інтерпретації експериментальних результатів.

Така неузгодженість може бути віднесена до впливу на електричний опір різного ступеня досконалості контакту між частинками міді та ТРГ, що й припускається в [9]. У такому випадку система буде вже не двох, а трьохфазна, і для неї рівняння (1)–(4) будуть вже не справедливими. В той же час, рентгенівські дослідження дозволяють по-іншому інтерпретувати таку невідповідність.

Для прикладу, на рис. 3 наведена дифракційна картина, одержана від НКМ з 30 мас.% Cu. Вона являє собою суперпозицію дифракційних картин від графітової матриці та міді. Для інших НКМ дифракційні

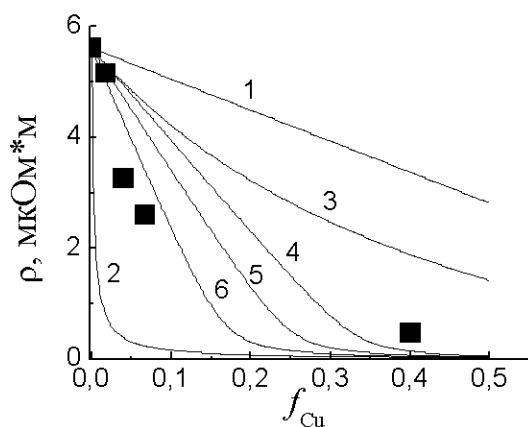


Рис. 2. Розраховані залежності  $\rho(f_{Cu})$  з використанням рівнянь (3.1) – (1), (3.2) – (2), (3.3) – (3) та (3.4) при  $l = 3$  – (4), 4 – (5) та 6 – (6). Символи – експериментальні точки

картини подібні до наведеної з тією різницею, що залежно від вмісту міді змінюється співвідношення інтенсивностей дифракційних максимумів графіту та міді. У відповідності з загально відомими принципами рентгенівського кількісного фазового аналізу для двофазної системи відношення інтенсивностей двох будь-яких ліній, як відносяться до різних фаз (наприклад,  $I_{Cu}^{111} / I_C^{002}$  та  $I_{Cu}^{111} / I_C^{004}$ ), повинні бути прямопорційні величині:  $f/(1-f)$ , де  $f$  – об'ємна доля першої з цих фаз (міди) [9]. Дійсно, відносна інтенсивність двофазної суміші (Cu та ТРГ) (коли обидві фази кристалічні) при умові, що

$$f_{Cu} + f_{TRG} = 1 \quad (5)$$

буде описуватися виразом:

$$J = \frac{I_{hkl}^{Cu}}{I_{h_1k_1l_1}^{TRG}} = K \frac{f_{Cu}}{f_{TRG}} = K \frac{f}{1-f}, \quad (6)$$

де  $K$  – деякий коефіцієнт, який можна розрахувати теоретично, якщо відомі структура та склад кожної фази, а  $f_{Cu} = f$ . Якщо максимальне таке відношення поділити на відповідне максимальне значення, то:

$$J/J_{max} = \frac{1-f_{max}}{f_{max}} \frac{f}{1-f} = b \frac{f}{1-f}. \quad (7)$$

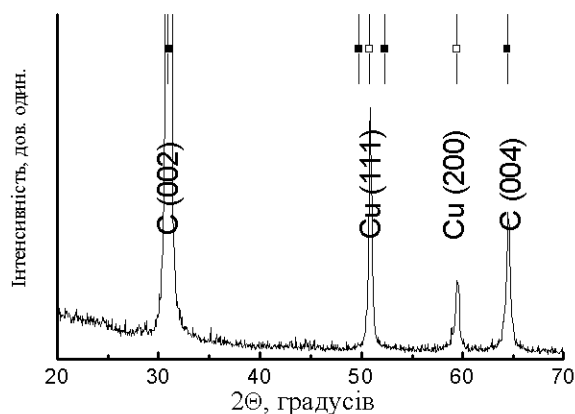


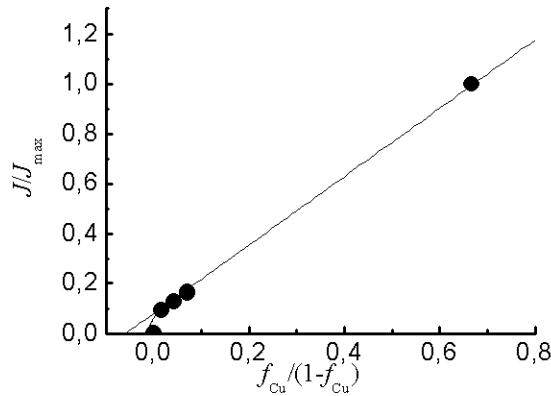
Рис. 3. Рентгенівські дифракційні картини НКМ ТРГ+30 мас.% Cu після відпалу при 750 К (випромінювання  $CoK_{\alpha}$ )

Тобто, таке відношення повинно залежати лінійно від  $f/(1-f)$  і повинно проходити через точку з координатами (0; 0).

На рис. 4 зображено результат побудови експериментального відношення  $J/J_{max}$ , де  $J = I_{Cu}^{111} / I_C^{002}$  – відносна інтенсивність ліній (111) Cu та (002) ТРГ. Хоча відношення  $J/J_{max}$  зростає з  $f/(1-f)$ , однак така залежність описується виразом:

$$Y = a + b \cdot X, \quad (8)$$

де  $Y = J/J_{max}$ ,  $X = f/(1-f)$  з  $a = 0,08 \pm 0,01$  та  $b = 1,37 \pm 0,02$ . У відповідності з виразом (3.7) відповідні коефіцієнти повинні становити  $a = 0$  та  $b = (1-f_{max})/f_{max} \approx 1,50$ .



**Рис. 4.** Залежність нормованої (на максимальне значення) відносної інтенсивності  $J = I_{Cu}/I_C$  від  $f_{Cu}/(1-f_{Cu})$  ( $f_{Cu}$  – об’ємна частка Cu в НКМ) для зразків, відпалених при 750 К

Існує декілька можливих причин такої невідповідності. Одна з таких причин, є наявність «третьої» фази, яка враховується при зважуванні, але не відчувається дифракційними методами. Такою фазою може бути неупорядкований, майже аморфний, графіт.

Розглянемо, настільки різна впорядкованість графітової матриці може пояснити відповідний зсув залежностей  $J/J_{max}$  відносно «нуля» зі збереженням її лінійного характеру.

В цьому випадку запишемо:

$$f_{Cu} + f_{ТРГК} + f_{ТРГР} = 1, \quad (9)$$

де  $f_{ТРГК}$  та  $f_{ТРГР}$  – об’єми вмісти упорядкованого, той що дає внески в дифракційні максимуми, та неупорядкованого графітів, відповідно. Якщо вважати, що густини двох типів графітів досить близькі, тобто  $\eta_{ТРГК} \approx \eta_{ТРГР} \approx \eta_{ТРГ}$ , а  $f_{ТРГК} + f_{ТРГР} = f_{ТРГ}$ , то можна вважати, що об’ємний вміст Cu за його масовим вмістом знайдеться визначений правильно. Розглянемо, якій умові повинен задовольняти  $f_{ТРГК}$ , щоб залежність  $J/J_{max}$  була лінійною від  $f_{Cu}/(1-f_{Cu})$ .

Легко одержати, що:

$$\frac{f_{Cu}}{f_{ТРГК}} = \frac{f_{Cu}}{1-f_{Cu}} + \left( \frac{f_{Cu}(1-f_{Cu}) - f_{Cu}f_{ТРГК}}{(1-f_{Cu})f_{ТРГК}} \right). \quad (10)$$

Підставивши вираз (10) у (6) матимемо:

$$J = K \left( \frac{f_{Cu}}{1-f_{Cu}} + \left( \frac{f_{Cu}(1-f_{Cu}) - f_{Cu}f_{ТРГК}}{(1-f_{Cu})f_{ТРГК}} \right) \right). \quad (11)$$

Тоді нормована інтенсивність:

$$J/J_{max} = b' \frac{f_{Cu}}{1-f_{Cu}} + a. \quad (12)$$

де  $a = b' \left( \frac{f_{Cu}(1-f_{Cu}) - f_{Cu}f_{ТРГК}}{(1-f_{Cu})f_{ТРГК}} \right)$ . Це рівняння пояс-

нить відповідні експериментальні результати при умові, що

$$\left( \frac{f_{Cu}(1-f_{Cu}) - f_{Cu}f_{ТРГК}}{(1-f_{Cu})f_{ТРГК}} \right) = a/b' = C = const. \quad (13)$$

Цей вираз означає, що кількість упорядкованого (а, отже, і кількість неупорядкованого) графіту повинна змінюватися з ростом вмісту міді. Очевидно, такі особливості структури можна приписати до впливу частинок міді на структурні особливості графітової матриці. Виразивши  $f_{ТРГК}$  через  $f_{Cu}$ , отримаємо рівняння:

$$f_{ТРГК} = \frac{f_{Cu}(1-f_{Cu})}{C(1-f_{Cu}) + f_{Cu}}. \quad (14)$$

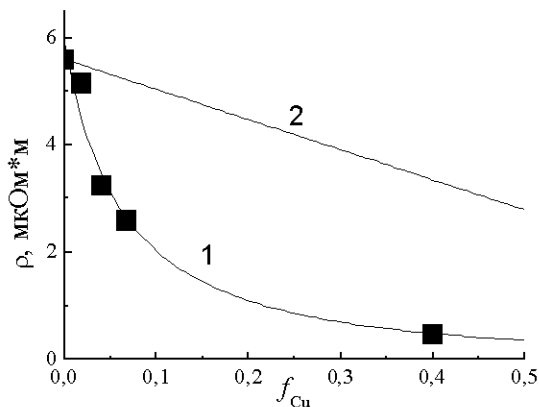
Справедливість такого виразу, очевидно, буде порушуватись при малих концентраціях міді, що цілком логічно випливає з експериментальних результатів. Дійсно, якщо до експериментальних точок на рис. 4 нанести точку (0,0), то як видно, саме при малих відношеннях  $f_{Cu}/(1-f_{Cu})$  лінійність залежності  $J/J_{max}$  від  $f_{Cu}/(1-f_{Cu})$  порушується.

Такий взаємозв’язок кількості різних типів графіту знаходить досить просте пояснення, якщо врахувати особливості одержання НКМ. Час впливу на графіт при такому методі синтезу в такому методі приготування прямопропорційний його кількості. Значну роль у такому випадку слід віднести і процесу компактування зразків. Цілком зрозуміло, чим більше міді, тим сильніше вона спотворює графітову матрицю при компактуванні.

На жаль, розрахунки електроопору такої трьохфазної системи досить складні. Тому, було проведено розрахунки модельної «псевдодвохфазної» системи, яка складалася з міді та ТРГ одного типу (перша фаза) та лише ТРГ (друга фаза). Використання в такому випадку рівняння (1), тобто рівняння, яке є послідовним включенням електричних опорів та розрахованих на основі дифракційних даних об’ємних вмістів компонент, дозволяє описати концентраційну залежність електричного опору, якщо розглядати першою фазою впорядкований ТРГ та Cu з сумарним оборів та розрахованих на основі дифракційних даних об’ємним вмістом ( $f_{Cu} + f_{ТРГК}$ ) та  $\rho = (0,15 \pm 0,2)$  мкОм·м (більший ніж  $\rho$  міді, але менший ніж  $\rho$  ТРГ), а другу – неупорядкований ТРГ з об’ємним вмістом  $f_{ТРГР}$  та  $\rho = 6,0 \pm 6,5$  мкОм·м (дещо вищий ніж питомий опір чистого пресованого ТРГ). Результат такого розрахунку зображено на рис. 5. На цьому ж рисунку зображено результат розрахунку за цим же рівнянням двофазної системи, яка містить мідь і лише один тип ТРГ.

### Висновки

Таким чином, показано, що концентраційна залежність питомого електроопору НКМ ТРГ-Cu не може бути описана жодним з модельних рівнянь, що



**Рис. 5.** Результат розрахунку залежності  $\rho$  від вмісту міді  $f_{Cu}$  за рівнянням (1) в трьохфазній («псевдодвофазній») (крива 1) та двофазній моделі (крива 2) (див. текст)

використовуються для традиційних НКМ. Кількісний аналіз інтенсивностей дифракційних максимумів дає підставу розглядати такі НКМ не з точки зору двофазної, що складається з фаз графіту та Cu, а з точки зору трьохфазної системи, яка крім міді містить два типи графіту – впорядкованого та неупорядкованого. Вміст таких фаз є взаємопов'язаний, що, скоріш за все, зумовлено особливостями методики виготовлення матеріалу. Використовуючи такий взаємозв'язок, вдається просто описати такі концентраційні залежності у рамках «псевдобінарної» системи, в якій одна із фаз включає концентрацію пов'язані між собою мідь та упорядкований графіт, а інша є неупорядкована частина графіту.

Роботу виконано при підтримці ДФФД України (проект № Ф40.2/005).

## Список літератури

1. Физико-химические свойства и каталитическая активность оксидных Fe-Co-Cu катализаторов в реакции окисления CO [ В. К. Яцимирский, Ю. В. Максимов, И. П. Суздаев и др.] // Теорет. и exper. химия – 2003. – Т. 39, № 6. – С. 70–72.
2. Исследование наноконпозиционных материалов системы C-Co / Л. Ю. Мацуй, Л. Л. Вовченко, Л. М. Капитанчук и др.] // Неорг. матер. – 2003. – Т. 39, N11. – С. 1329–1336.
3. Influence of heat treatment on morphology and phase composition of TEG-Co composite material / [ Matzui L., Babich M. Nakonechna O., Zakharenko N.] // Func. Mater. – 2004. – Vol. 11, N1. – P. 50–56.
4. Thermoexfoliated graphite as support for production of metal-graphite nanocomposites / [Vovchenko L., Matzui L., Zakharenko M., et al] // J.Chem. Phys. Solids. – 2004. – Vol. 65. – P. 171–175.
5. Получение наноконпозиционных материалов ТРГ-металл методом термического вакуумного испарения. / [Бабич Н. Г., Захаренко М. И. Капитанчук Л. и др.] // Наносист., наномат., нанотех. – 2004. – Т. 2, №4. – С. 1001–1008.
6. Композиционные материалы: справ-к/подред. Д. М. Карпиноса. – К. : Наукова Думка, 1985. – 592 с.
7. Лившиц Б. Г. Физические свойства металлов и сплавов / Б. Г. Лившиц, В. С. Крапошин, Я. Л. Линецкий. – М. : Металлургия, 1980. – 320 с.
8. Баранов С. А. Обобщенная проводимость и оптимально выделение энергии. / С. А. Баранов // ЖТФ. – 1999. – Т. 69, вып. 7. – С. 128–129.
9. Babich M. G. Structure and transport properties of TEG-Cu nanocomposite materials synthesized by thermal vacuum deposition / M. G. Babich, M. I. Zakharenko, M. P. Semen'ko // Mater. Int. Meeting CNM 2006. – Uzhgorod, 2006. – P. 306–307.
10. Русаков А. Рентгенография металлов/ А. Русаков. – М. : Атомиздат, 1977 – 479 с.

Одержано 26.10.2012

### Семенько М.П. Моделирование электросопротивления наноконпозиционного материала терморасширенный графит-медь

*Проведены расчеты концентрационной зависимости удельного электросопротивления наноконпозиционного материала терморасширенный графит-медь в рамках разных моделей, используемых для традиционных композитов. Показано, что ни одна из таких моделей не может адекватно описать экспериментальные данные. На основе результатов рентгеновских исследований предложена «псевдодвофазная» модель с переменной концентрацией компонентов, расчет по которой очень хорошо согласуется с экспериментальными кривыми.*

**Ключевые слова:** наноконкомпозит, электросопротивление, терморасширенный графит, медь.

### Semenko M. Simulation of the electrical resistivity of the thermo exfoliated graphite-copper nanocomposite material

*The calculation of the concentration dependence of thermoexfoliated- graphite copper nanocomposite material resistivity has been performed within different models, which are commonly used for the conventional composite materials. It was shown that none of these models gives an adequate description of the experimental data. Reasoning from the X-ray diffraction data «pseudo-biphase» model with the variable concentration of the phase constituents has been proposed. The calculation within this model was shown to be in a fairly good agreement with the experimental dependencies.*

**Key words:** nanocomposite, electrical resistivity, thermo exfoliated graphite, copper.

УДК 65.011.56:681.5.015:681.542.35

Канд. техн. наук А. М. Мацуй, канд. техн. наук В. О. Кондратець

Національний технічний університет, м. Кіровоград

## АВТОМАТИЧНА СТАБІЛІЗАЦІЯ СПІВВІДНОШЕННЯ РУДА/ВОДА В КУЛЬОВИХ МЛИНАХ, ЩО ПОДРІБНЮЮТЬ ПІСКИ КЛАСИФІКАТОРА

*Викладено результати розробки та дослідження системи автоматичної стабілізації співвідношення руда/вода у кульових млинах, що подрібнюють піски класифікатора. Задача розв'язана вперше. Наведені нові критерії оцінки регульованої величини, засіб її вимірювання та принцип автоматичного керування процесом, підтверджені високі показники функціонування системи.*

**Ключові слова:** система автоматичної стабілізації, співвідношення руда/вода, кульовий млин, піски класифікатора.

### Вступ

Чорна металургія України є одним з основних стрижнів економіки, у сировині якої частка магнетитових концентратів складає більше половини, забезпечуючи нижчу собівартість металу порівняно з продуктом, отриманим з багатих руд. На вітчизняних залізрудних збагачувальних фабриках, що переробляють міцні руди, достатньо широке розповсюдження отримала технологічна схема з подрібненням пісків класифікатора у кульовому млині, показники якого в значній мірі визначаються співвідношенням руда/вода, оскільки воно впливає на ефективність роботи куль і транспортуючі можливості рідкого матеріалу. Непідтримання необхідного у конкретних технологічних умовах співвідношення руда/вода призводить до перевитрати електричної енергії, куль, футерівки і зниження продуктивності. Це наносить великі економічні збитки, підвищує собівартість продукції металургійної промисловості. Оскільки дана публікація спрямована на розв'язання цієї задачі, її тема є актуальною.

Дослідження спрямоване на реалізацію Державної науково-технічної програми «Ресурсозберігаючі технології нового покоління в гірничо-металургійному комплексі», затвердженої Законом України «Про основи державної політики у сфері науки і науково-технічної діяльності, за напрямком 5.3.1. «Розробка технологій видобутку та збагачення сировинних матеріалів для металургійного виробництва, в тому числі з використанням відходів виробництва» та планів наукової тематики Кіровоградського національного технічного університету за темою «Система комп'ютерної ідентифікації співвідношення тверде/рідке при подрібненні пісків класифікатора» (0107U005470).

Традиційно низка науковців розв'язував задачу автоматизації стабілізації розрідження пульпи у кульових млинах з циркулюючим навантаженням, однак знайдені рішення для згаданого циклу не підходять. Для кульових млинів, що подрібнюють піски класифікатора,

запропоновано лише один пристрій [1], однак практична перевірка показала, що його канал може забиватися сторонніми включеннями, а засоби запобігання цьому відрізняються громіздкістю і значною вартістю. Щодо розв'язання даної задачі тривалий час не поступало ніяких пропозицій. Авторами даної статті запропоновано ефективний підхід автоматичного контролю розрідження пульпи у млинах, що подрібнюють піски класифікатора [2], однак засоби такого контролю, необхідні параметри та систему автоматичного управління у цих складних технологічних умовах ніхто не розробляв і не досліджував.

Метою даної роботи є розробка та дослідження засобів ідентифікації та системи автоматичної стабілізації співвідношення руда/вода у кульових млинах, що подрібнюють піски класифікатора.

### Матеріали та методика досліджень

У процесі реалізації поставленої мети застосовувалося експериментально-теоретичне дослідження та матеріали, накопичені в теорії систем, теорії автоматичного управління та теорії ідентифікації. Крім того, застосовувалися теорія диференціального числення, хвилювання відкритих поверхонь, випадкових процесів, руху двофазних сумішей, методи теорії гідростатики, енергетичного балансу, газових законів, хвилюваних процесів, похибок та математичного моделювання на сучасних персональних комп'ютерах. Експериментальні дослідження проводилися на розроблених фізичних моделях і стендах, результати досліджень оброблялися з застосуванням регресійного, кореляційного та дисперсійного аналізу, теорії похибок та пакетів прикладних програм.

### Теорія та аналіз отриманих результатів

У даному технологічному циклі використовують двоспиральний механічний класифікатор. Одна спіраль

подає пісковий продукт, сформований з розвантаження стержневого млина відділенням дрібних класів твердого, інша спіраль транспортує циркулююче навантаження кульового млина. Піски класифікатора по пісковому жолобу транспортуються у приймальний пристрій завиткового живильника, який разом з доданою водою подає їх у кульовий млин.

Отримана аналітична залежність маси матеріалу у кульовому млині від об'ємної витрати пісків і об'ємної витрати води у млин показала, що даний технологічний агрегат є об'єктом зі змінними параметрами (стала часу змінюється від 89,8 до 579,9 с), задане співвідношення руда/вода у ньому не можливо підтримувати подачею повної витрати води на вході. Отримана математична залежність рівня пульпи у приймальній пристрої завиткового живильника від масової витрати пісків і води у пісковому жолобі показала, що він є об'єктом з незмінними параметрами (стала часу дорівнює 65,2 с, передавальний коефіцієнт – 1) і в усталеному режимі роботи рівень пульпи визначається її витратою у пісковому жолобі. Оскільки завитковий живильник і кульовий млин між собою з'єднані послідовно, їх результуюче рівняння має вигляд

$$(T_M \cdot p + 1)(T_{Ж} \cdot p + 1)\bar{M} = T_M \cdot \gamma_{П} \cdot \bar{Q}_{ВП}, \quad (1)$$

де  $T_M$ ,  $T_{Ж}$  – відповідно сталі часу кульового млина і завиткового живильника;  $p$  – оператор Лапласа;  $\gamma_{П}$  – густина пульпи;  $\bar{M}$ ,  $\bar{Q}_{ВП}$  – відповідно зображення за Лапласом маси матеріалу в кульовому млині і об'ємна витрата пульпи у пісковому жолобі класифікатора.

Аналіз технологічного процесу і рівняння (1) показав, що в якості регульованого об'єкту доцільно використати приймальний пристрій завиткового живильника, а в якості керуючого діяння – витрату води у пісковий жолоб.

Пісковий жолоб є транспортуючим засобом, що зв'язує пісковий вихід класифікатора з приймальним пристроєм завиткового живильника. Теоретично встановлений зв'язок між об'ємною витратою і середньою швидкістю пульпи у пісковому жолобі показав, що при зміні масової витрати пісків створюється чисте запізнення 2,6... 5,6 с. Тобто, пісковий жолоб є запізнілою динамічною ланкою зі змінними параметрами.

Стан пульпи у приймальній пристрої завиткового живильника залежить як від піскового потоку, так і від дії двох захватних органів. Теоретично доведено, що довжина хвилі, період коливання та час її часткового руйнування залежать від рівня пульпи у приймальній пристрої. За допомогою фізичної моделі встановлено, що зміна рівня пульпи у приймальній пристрої завиткового живильника являє собою стаціонарний випадковий процес, який відрізняється інтенсивністю в різних точках по ширині технологічного агрегату. Інтенсивність випадкового процесу зростає зі зменшенням усталеного значення рівня пульпи. Усталене значення рівня пульпи у центральній ча-

стині приймального пристрою завиткового живильника є непрямую оцінкою витрати пісків і води двоспірального класифікатора, тому контроль найбільш доцільно здійснювати в середній точці по ширині приймального пристрою. Середнє значення рівня пульпи відповідає осередненому за хвилювим процесом. Повну інформацію про зміну рівня пульпи у приймальній пристрої несе реалізація тривалістю 1,56 с, що відповідає половині оберту завиткового живильника. Експериментально доведена наявність у будь-яких режимах роботи завиткового живильника ділянок з незмінним значенням рівня та відповідність його усталеного значення осередненому, що дало можливість встановити новий критерій оцінювання усталених значень рівня пульпи та поточних значень співвідношення руда/вода, які визначаються рівнем та тиском пульпи у приймальній пристрої завиткового живильника. Оскільки похибки вимірювання складових параметрів впливають на загальний результат ідентифікації, найкращі показники визначення співвідношення руда/вода можна отримати за умов вимірювання рівня і тиску пульпи одним перетворювачем. Таким умовам задовольняє відкритий знизу гідростатичний перетворювач [3]. Отримана аналітична залежність встановлює зв'язок між наднормальним тиском  $P_{П}$  і рівнем вимірюваного середовища  $H_C$ , густиною пульпи  $\gamma_{П}$ , атмосферним тиском та висотою патрубку  $H_{П}$

$$P_{П} = \frac{1}{2} \left\{ [P_{ан} - \gamma_{П} g (H_{П} - H_C)] + \sqrt{[\gamma_{П} g (H_{П} - H_C) - P_{ан}]^2 + 4P_a H_{П} \gamma_{П} g} \right\}, \quad (2)$$

де  $P_{ан}$  – атмосферний тиск у момент вимірювання;  $P_a$  – атмосферний тиск у момент заповнення перетворювача;  $g$  – прискорення земного тяжіння.

У даному перетворювачі повний тиск на вході  $P_{ex}$  також може розглядатися як вхідна величина. Тоді аналітична залежність матиме вигляд

$$P_{П} = \frac{1}{2} \left[ P_{ex} - \gamma_{П} g H_{П} + \sqrt{(P_{ex} - \gamma_{П} g H_{П})^2 + 4P_a H_{П} \gamma_{П} g} \right]. \quad (3)$$

У діапазоні можливих змін рівня і тиску середовища при незмінних інших параметрах залежності (2) і (3) строго лінійні. Отже, відкритий знизу гідростатичний перетворювач можливо використати для вимірювання як тиску, так і рівня пульпи.

Аналіз рівнянь (2) і (3) показує, що на показання відкритого знизу гідростатичного перетворювача впливають  $P_{ан}$ ,  $P_a$ ,  $\gamma_{П}$ , що у межах їх технологічних змін призводить до значної похибки, яка може сягати 39%. На певну величину її збільшує і зміна температури навколишнього середовища та об'єму повітря у перетворю-



вачі у наслідок його розчинення у пульпі та виділення з вимірюваного середовища. Повністю позбавитись від похибок, що виникають у наслідок зміни атмосферного тиску, температури навколишнього середовища та введення або видалення повітря з перетворювача скороченням часового інтервалу між його заповненням вимірюваним середовищем і визначенням рівня чи тиску пульпи у приймальному пристрої завиткового живильника. Цього можливо досягти підніманням перетворювача на короткий проміжок часу на висоту, що перевищує довжину патрубку, та зануренням у пульпу у вихідне положення на проміжок часу до двох годин. Досягати незалежності визначення рівня пульпи від зміни її густини можливо встановленням додаткового перетворювача з ідентичними параметрами, зміщеного по висоті на  $+\Delta H$ , з наступним знаходженням параметра за формулою

$$H_C = \frac{P_{\text{ПН1}}}{P_{\text{ПН1}} - P_{\text{ПН2}}} \cdot \Delta H, \quad (4)$$

де  $P_{\text{ПН1}}$ ,  $P_{\text{ПН2}}$  – відповідно наднормальний тиск в основному і додатковому перетворювачі.

Наднормальний тиск у донній частині приймального пристрою завиткового живильника можливо визначити відповідно отриманій аналітичній залежності з високою точністю

$$P_H = \frac{P_{\text{ПН1}}(P_{\text{ПН1}} + P_{\text{ан}})}{P_{\text{ПН1}} + P_{\text{ан}} - \frac{H_{\text{П}}}{\Delta H}(P_{\text{ПН1}} - P_{\text{ПН2}})}. \quad (5)$$

Для цього необхідно вимірювати атмосферний тиск.

У процесі теоретичних досліджень отримано рівняння динаміки завиткового живильника по каналу розрідження пульпи

$$T_{3p} \frac{dK_{(P/B)\Pi}}{dt} + K_{(P/B)\Pi} = K_{(P/B)Ж}, \quad (6)$$

де  $T_{3p}$  – стала часу завиткового живильника по каналу розрідження пульпи, яка чисельно дорівнює  $T_{Ж}$ , хоч визначається іншою залежністю;  $K_{(P/B)\Pi}$ ,  $K_{(P/B)Ж}$  – відповідно співвідношення руда/вода у приймальному пристрої і пісковому жолобі.

Залежність (6) дає можливість оцінити показник при зміні керуючого діяння – витрати води у пісковий жолоб і здійснити принцип автоматичного керування за відхиленням.

Випадковий характер зміни параметрів пульпи у приймальному пристрої потребує осереднення дискретно визначених сигналів впродовж певного часу, що рівноцінно введенню додаткового запізнювання. Отже, чисте запізнювання в об'єкті очікується значним. Математична залежність середньої квадратичної похибки запізнілої інформації від кореляційної функції її випадкового процесу показує, що у наслідок запізнювання

інформації виникає достатньо велика додаткова помилка, що робить практично неможливим реалізацію принципу керування за відхиленням співвідношення руда/вода в приймальному пристрої завиткового живильника.

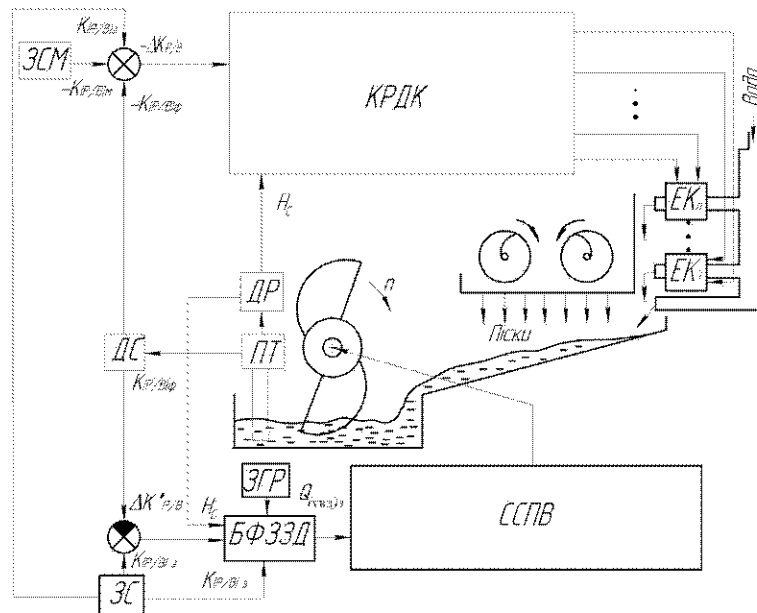
Аналіз показав, що висока точність стабілізації співвідношення руда/вода у кульовому млині за умов великої похибки запізнілої інформації може бути забезпеченою новим принципом автоматичного керування, який полягає у східчастих попередніх подачах води у пісковий жолоб у функції витрати пісків, дискретній ідентифікації співвідношення руда/вода у приймальному пристрої завиткового живильника з наступним осередненням інформації, виробленні задаючого діяння та подачі недостаючої витрати води безпосередньо у кульовий млин.

Великі відхилення розрідження пульпи у перехідних процесах за умов східчастого зростання або зменшення подачі води у пісковий жолоб у процесі автоматичного керування та наявність і величина мінімаксного критерію при дискретних вимірюваннях швидкості зміни розрідження дозволили обґрунтувати новий критерій зміни тривалості осереднення значень співвідношення руда/вода у процесі ідентифікації.

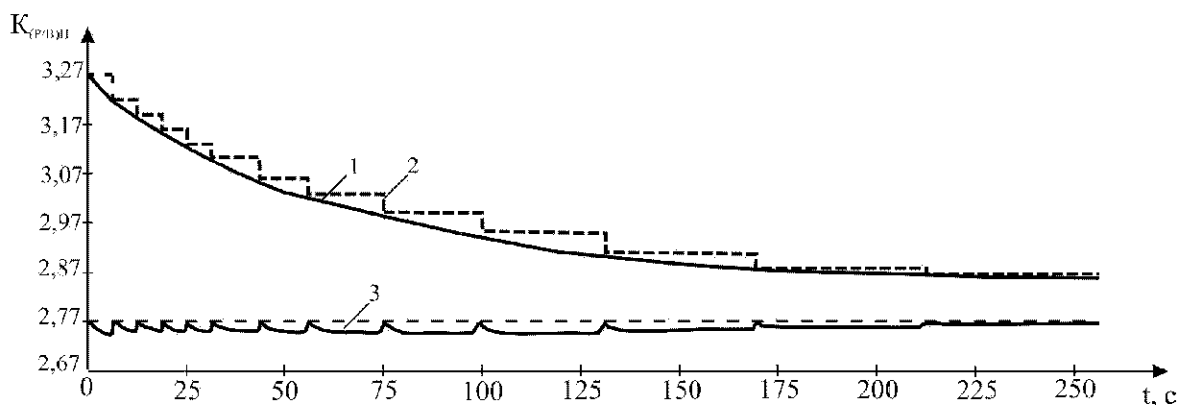
З урахуванням цього була розроблена система автоматичної стабілізації співвідношення руда/вода у кульових млинах, що подрібнюють піски класифікатора, функціональна схема якої зображена на рис. 1. У ній засіб ідентифікації співвідношення руда/вода у приймальному пристрої завиткового живильника включає блок перетворювачів тиску пульпи та інформаційний блок. Базовим елементом блока перетворювачів тиску пульпи виступають два первинних перетворювача з внутрішніми діаметрами патрубків 98 мм і висотою 600 мм та перепадом висоти 50 мм, жорстко з'єднані між собою, які автоматично управляються, виконуючи функції піднімання (10 с у верхньому стані) і опускання (2 години у нижньому положенні). В інформаційний блок сигнали поступають через 0,04 с впродовж кожних 1,56 с. У відповідності з прийнятим критерієм відшукується ділянка з незмінними значеннями тиску основного перетворювача, за цими значеннями знаходяться співвідношення руда/вода, які осереднюються за встановлене число циклів. Рівень пульпи визначається за всіма інформаційними даними з наступним знаходженням середнього значення. Крім того, в інформаційному блоці за значеннями мінімаксного критерію  $T_b = 6,24$  с послідовно дискретно знаходиться швидкість зміни співвідношення руда/вода, у відповідності з якою автоматично змінюється інтервал осереднення параметра. Висока точність ідентифікації забезпечується 16-розрядною мікропроцесорною системою та 12-розрядним АЦП. Крім того, система включає контур розімкнутого дискретного керування КРДК подачею води у пісковий жолоб за значенням рівня пульпи у приймальному пристрої завиткового живильника, блок формування змінного задаючого діяння БФЗЗД витрати води у кульовий млин та слідкуючу систему подачі води

ССПВ у кульовий млин. Слідуюча система містить ідеалізований цифровий релейний елемент, який спрацьовує при занадто низьких рівнях сигналу, спрацьовує і відпускає практично при однаковому значенні напруги на вході. Така система при будь-яких параметрах елементів стійка і повинна забезпечувати достатньо велику швидкість переміщення штока регульовального органа.

Перехідні процеси у даній системі показані на рис. 2. Як видно з рис. 2, фактична крива 1 і ламана 2, сформована засобом ідентифікації, практично не відрізняються між собою, що дозволяє точно сформулювати витрату води у кульовий млин і, як наслідок, отримати задане співвідношення руда / вода на вході технологічного агрегата (графік 3).



**Рис. 1.** Функціональна схема системи автоматизації процесів керування подрібненням пісків кульовим млином з урахуванням ідентифікації співвідношення руда/вода: ЗСМ – задавач співвідношення руда/вода, що забезпечується на вході кульового млина; КРДК – контур розімкнутого дискретного керування; ЕК<sub>1</sub>... ЕК<sub>n</sub> – електромагнітні клапани; ДР – датчик рівня пульпи; ДС – датчик співвідношення руда/вода в приймальному пристрої завиткового живильника; ПТ – перетворювачі тиску; ЗГР – задавач густини руди; БФЗЗД – блок формування змінного задаючого діяння витрати води у кульовий млин; ЗС – задавач співвідношення; ССПВ – слідуюча система подачі води;  $K_{(P/B)3}$ ,  $K_{(P/B)Ф}$ ,  $K_{(P/B)М}$  – відповідно задане, фактичне співвідношення руда/вода та це ж завдання у кульовий млин;  $\Delta Q_{(VB)ДЗ}$  – змінне керує діяння за додатковою об’ємною витратою води у кульовий млин



**Рис. 2.** Фактичний (1) і вимірний зі змінним інтервалом осереднення значень (2) перехідні процеси у приймальному пристрої та перехідний процес співвідношення руда/вода на вході у кульовий млин (3) системи автоматичної стабілізації співвідношення руда/вода у кульовому млині, що подрібнюють піски класифікатора

**Висновки**

Отже, експериментально підтверджена висока точність ідентифікації як рівня, так і тиску пульпи у донній частині приймального пристрою завиткового живильника. Засіб ідентифікації співвідношення руда/вода у приймальному пристрої завиткового живильника у статичних умовах забезпечує визначення параметра з похибкою, що не перевищує  $\pm 2,54\%$ . У динамічних умовах відносна похибка ідентифікації співвідношення руда/вода склала  $\pm 2,71\%$ . Похибка дозування додаткової води у кульовий млин склала  $\pm 3,23\%$ . Якість керування у перехідних процесах є високою. Тривала експлуатаційна перевірка системи підтвердила її високу надійність у різних умовах роботи. Система забезпечує високу економічну ефективність. Очікуваний економічний ефект для споживача складає 68400 грн. на рік на одну збагачувальну секцію, а термін окупності – наближено 1,5 роки.

Дані дослідження відкривають перспективу створення промислового варіанта системи автоматичної стабілізації співвідношення руда/вода у кульових млинах при подрібненні пісків двоспірального класификатора.

**Список літератури**

1. А. с. 388790 СССР, МКИ В 03 в 11/00. Устройство для автоматического контроля загрузки и стабилизации разжижения пульпы в мельнице / Ф. Н. Дегтярев, А. А. Мерзляков, В. А. Кондратец, В. И. Новохатько, Н. И. Кучма, Т. И. Гуленко (СССР). – 1420849/29-33 ; заявл. 30.03.70 ; опубл. 05.07.73, Бюл. № 29.
2. Деклараційний пат. 7741 Україна, МКВ 7 В 03 В 11/00. Спосіб автоматичного контролю розрідження пульпи в млинах, що подрібнюють піски механічних класификаторів / Кондратець В. О., Мацуй А. М. ; заявник та патентовласник Кіровоградський національний технічний університет. – № 20041007979 ; заявл. 01.10.2004 ; опубл. 15.07.2005, Бюл. № 7.
3. Кондратець В. О. Теоретичне дослідження відкритого гідростатичного перетворювача тиску і рівня пульпи / В. О. Кондратець, А. М. Мацуй // Научно-техническая конференция молодых ученых и специалистов: материалы первой научно-технической конференции молодых ученых и специалистов [«Титан-2008: производство и применение»], (Запорожье, 1–2 октября 2008 г.) / Казенное предприятие «Запорожский титано-магнитный комбинат» ; ЗНТУ, ЗГИА. – Запорожье, 2008. – С. 99–101.

Одержано 30.10.2012

**Мацуй А.Н., Кондратец В.А. Автоматическая стабилизация соотношения руда/вода в шаровых мельницах, измельчающих пески классификатора**

*Изложены результаты разработки и исследования системы автоматической стабилизации соотношения руда/вода в шаровых мельницах, измельчающих пески классификатора. Задача решена впервые. Приведены новые критерии оценки регулируемой величины, средство её измерения и принцип автоматического управления процессом, подтверждены высокие показатели функционирования системы.*

**Ключевые слова:** система автоматической стабилизации, соотношение руда/вода, шаровая мельница, пески классификатора.

**Matcuyi A., Kondratets V. Automatic stabilization of relations ore/water in ball mills, grinding sand classifier**

*The results of the research and development of ratio ore/water automatic stabilization system, in a ball mill, grinding sand classifier are given. The problem is solved for the first time. We present new evaluation criteria for actual value, a means of measuring it and the principle of automatic process control, the high levels of the system are confirmed.*

**Key words:** automatic stabilization system, the ratio of ore/water, ball mill, sand classifier.

## ВИМІРЮВАННЯ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ У ВІДНОВЛЮВАЛЬНОМУ ПОКРИТТІ КОЛІНЧАСТОГО ВАЛА АВТОМОБІЛЯ

*Запропоновано спосіб вимірювання залишкових напружень у покриттях відновлених колінчастих валів автомобілів моделі ЗИЛ-162. Отримана порівняльна характеристика значень залишкових напружень у відновлених і нових колінчастих валах автомобілів моделі ЗИЛ-162.*

**Ключові слова:** відновлювальне покриття, колінчастий вал, плазмове напильовання, залишкові напруження, тензодатчики, аналого-цифровий перетворювач.

### Вступ

Експлуатація автомобілів включає в себе надійну роботу всіх їх вузлів та елементів. Серед основних вузлів автомобілів на першому місці стоять ходова частина та двигун. Тривалість експлуатації відновлених колінчастих валів автомобілів залежить в першу чергу від величини залишкових напружень у тих частинах валів, які піддаються найбільшому зношенню у процесі їх роботи (мова йде про шатунні і корінні шийки колінчастого валу).

Механізм вимірювання залишкових напружень у відновлювальних покриттях – складний процес, точність експериментальних даних досить суттєво може впливати на правильність кінцевого аналітичного розрахунку. У літературі [1, 2] наведені приклади вимірювання залишкових напружень безпосередньо у самому матеріалі шатунної шийки. Це процес вимірювання характеристик деталей автомобіля у спеціальній заводській лабораторії. В автомобільній промисловості, зокрема на автотранспортних підприємствах, а також на окремих станціях технічного обслуговування проводять відновлення робочих характеристик колінчастого валу до певної технологічної норми (так звана металізація поверхневого зношено шару частин колінчастого валу). Крім того після процесу відновлення шатунну шийку колінчастого валу піддають процесу шліфування (до так званого, капітального ремонтного розміру № 1 або № 2). На фоні цих двох процесів – відновлення і подальшого шліфування, проходить складний механізм утворення залишкових напружень у відновлювальному покритті. Проте літературні дані [1, 2] про збереження цілісності нанесеного покриття, його експлуатаційної характеристики протягом певного часу обмежуються лише поняттям «число гарантованого кілометра-пробігу» і не пояснюють суті фізичного процесу впливу залишкових напружень на тривалість експлуатації колінчастого валу.

**Мета роботи:** отримати порівняльну характеристику значень залишкових напружень у відновлених та нових колінчастих валах автомобілів моделі ЗИЛ-162.

### Обладнання, матеріали та методика досліджень

Запропонований метод вимірювання внутрішніх напружень, на думку авторів даної роботи, пропонується як оціночний критерій щодо експлуатації відновленого колінчастого валу автомобіля. Етапи процесу (від нанесення відновлювального покриття до вимірювання залишкових напружень у ньому) представлені на рис. 1–3.

У даній роботі розглядається метод вимірювання залишкових напружень у системі «відновлювальне покриття – матеріал основи (власне колінчастий вал)» після остаточної обробки (шліфування) шийки колінчастого валу двигуна пожежного автомобіля ЗІЛ-130 під ремонтний розмір № 1.

Суть даного методу полягає у використанні тензодатчиків як головних реєстраторів залишкових напружень у шарі відновлювального покриття з подальшою комп'ютерною обробкою даних у режим реального часу. Залишкові напруження у відновлювальному покритті вимірювали як на шатунній, так і на корінній шийках колінчастого валу.

Залишкові напруження у відновлювальному покритті, нанесеному на шатунну шийку колінчастого валу, знаходили за емпіричними формулами [3, 4]:

$$\sigma_{3H} = \frac{E}{1 - \mu^2} \cdot \frac{d_3}{d_1} \cdot \Delta \epsilon \cdot \left( \frac{\frac{\delta^2}{d_2 - d_1} - \frac{\delta}{2}}{\frac{d_2 - d_1}{2}} \right), \quad (1)$$

де  $\sigma_{3H}$  – залишкові напруження у відновлювальному покритті, нанесеному на шатунну шийку колінчастого валу, МПа;

$E$  – модуль повздовжньої пружності у відновлювальному покритті і основі, МПа;

$\mu$  – коефіцієнт Пуассона матеріалу відновлювального покриття і основи, відн. од.;

$d_1$  – діаметр шийки колінчастого валу до напилювання відновлювального покриття, м;

$d_2$  – діаметр шийки колінчастого валу після напилювання відновлювального покриття, м;

$d_3$  – діаметр шийки колінчастого валу після процесу шліфування напиленого відновлювального покриття, м;

$\delta$  – товщина покриття на діаметр шийки колінчастого валу, м.

При цьому передбачалась осьова симетрія розподілу залишкових напружень, а також їх постійність по довжині зразка та лінійний розподіл по товщині. Зчитування сигналів, які надходили з тензодатчиків, здійснювалося за допомогою аналого-цифрового перетворювача з подальшою обробкою результатів на ПЕОМ.

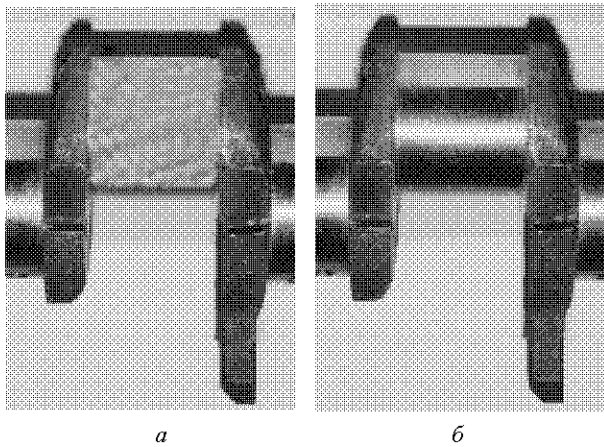


Рис. 1. Фрагмент колінчастого валу:

$a$  – після напилювання відновлюваного покриття;  $b$  – після процесу шліфування

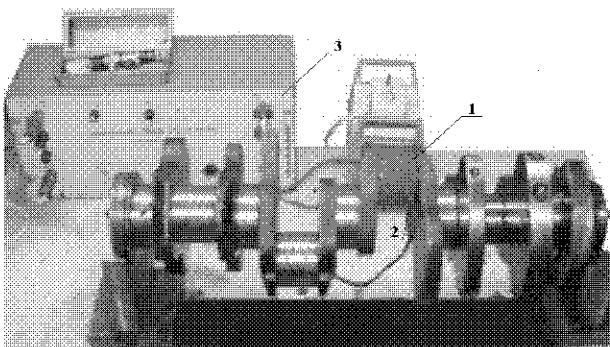


Рис. 2. Схема процесу вимірювання тензодатчиками величини відносної деформації зовнішньої циліндричної поверхні у відновлювальному покритті:

1 – об'єкт дослідження (шатунна шийка колінчастого валу із нанесеним відновлювальним покриттям); 2 – тензодатчики; 3 – аналогово-цифровий перетворювач (АЦП) сигналів

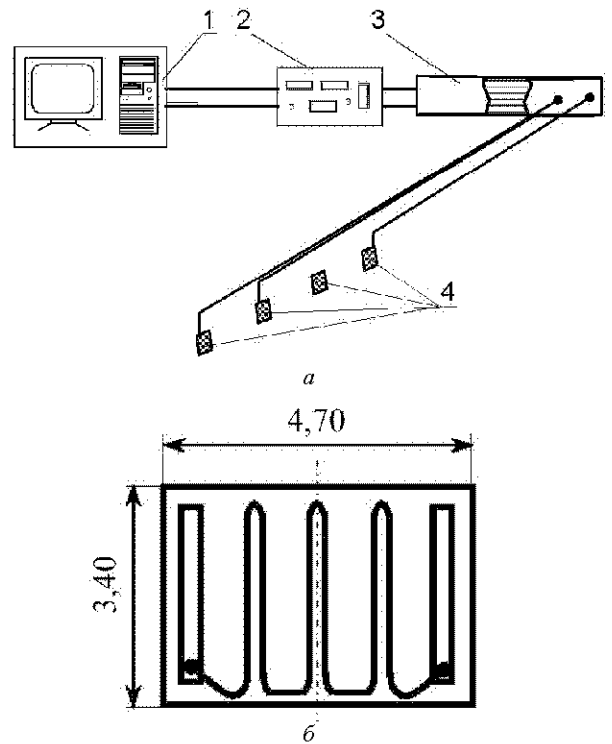


Рис. 3. Компонувача схема процесу вимірювання тензодатчиками величини відносної деформації зовнішньої циліндричної поверхні у захисному покритті:

$a$  – (1 – ПЕОМ; 2 – аналогово-цифровий перетворювач (АЦП) сигналів; 3 – загальна шина приймання сигналів; 4 – тензодатчики);  $b$  – загальний вигляд тензодатчика (збільшено)

Покази з тензодатчиків знімалися в два етапи (на нанесеному шарі відновлювального покриття після процесу шліфування і на новому колінчастому валу). Величина  $\Delta\varepsilon$  була розрахована за такими формулами:

$$\Delta\varepsilon = \frac{1}{K} \ln(\xi(\varepsilon) + 1), \quad (2)$$

де  $\xi(\varepsilon)$  – функція перетворення деформації при н.у.

$$\xi(\varepsilon) = \frac{\Delta R}{R_{II}}, \quad (3)$$

де  $\Delta R = R_K - R_{II}$ ,

де  $R_{II}$  – початкове значення опору тензодатчика, Ом;

$R_K$  – опір тензодатчика після деформації, Ом;

$K$  – чутливість тензодатчика при н.у.

Величину похибки при вимірюванні величин  $R_K$  і  $R_{II}$  визначали як функцію інерційності (повзучості) тензодатчиків за формулою

$$P_{TD} = 1,5 \cdot \left( e^{-\frac{\tau}{1,7} \cdot 10^{-3}} - 1 \right) + \left( e^{-\frac{\tau}{2,8} \cdot 10^{-6}} - 1 \right), \quad (4)$$

де  $\tau$  – час випробування матеріалу колінчастого валу на залишкову деформацію, с.

Значення коефіцієнтів  $\mu$  та  $E$  були визначені інтегрально для всіх досліджених зразків у цілому (для кожного типу відновлювального покриття) у лабораторно-заводських умовах із використанням комплексних методик [5].

### Результати роботи

Результати роботи наведені в табл. 1, 2. Значення залишкових напружень для відновленого колінчастого валу автомобіля ЗИЛ-162 складо 1,04 МПа, що на 7 % менше значення залишкових напружень у поверхневому шарі нового колінчастого валу (1,36 МПа). Результати чисельного експерименту по встановленню оптимальної товщини покриття (на діаметр корінної шийки) подано на рис. 4.

З рис. 4 видно, що крива значень залишкових напружень має постійно зростаючий вигляд. Для вибору оптимальної (мінімально-допустимої) товщини покриття виберемо згідно з нормативною документацією (ГОСТ 21616-76) значення 2 мм. Це значення включає в себе адекватне узгодження мінімальної, але в той

же час достатньої товщини відновлювального покриття (включаючи усі його функції – силу адгезійного та когезійного зчеплення, пористість) із витратами напиленого матеріалу (параметр КВМ – коефіцієнту використання матеріалу).

### Висновки

1. Встановлено мінімально-допустиме значення товщини напиленого шару відновлювального покриття 2 мм на корінній шийці колінчастого валу.

2. Значення залишкових напружень у системі «матеріал основи – відновлювальне покриття» відновленого колінчастого валу, у порівнянні з новим, зменшилося на 7 % в результаті компенсації напруженого стану у системі «матеріал основи-відновлювальне покриття». Випробування серії (14 шт.) відновлених колінчастих валів, які були встановлені на автомобілях ЗИЛ-160 розпочато в Черкаській області. Економічну доцільність від запропонованої технології щодо її можливого впровадження на ряді підприємств, автори статті планують опублікувати в наступній науковій праці.

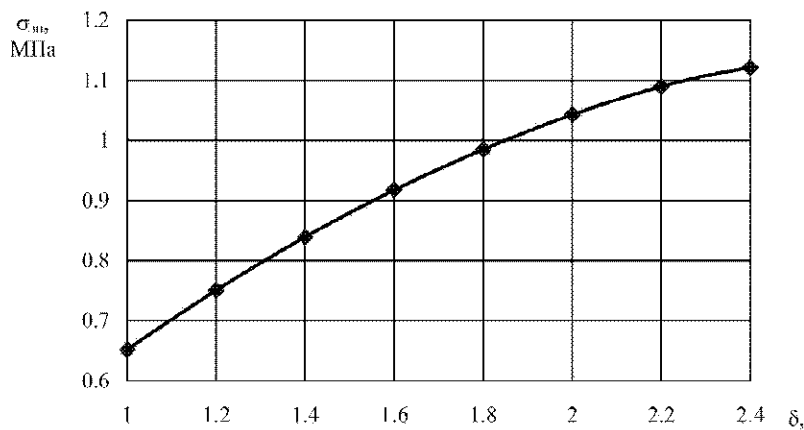


Рис. 4. Залежність значень залишкових напружень від товщини напиленого шару відновлювального покриття

Таблиця 1 – Технологічні параметри відновлювальної частини колінчастого валу та тензодатчика опору

Діаметр корінної шийки, мм			Одноосьовий тензодатчик опору (ГОСТ 21616-76) [6]			
зношеного колінчастого валу	напиленого колінчастого валу	відшліфованого колінчастого валу	марка	чутливість до деформацій, ум. од.	габарити, мм	
					гратка	підложка
64,12	66,12	66,00	КФ4П1-10-200-АГ-12	4,15	1,50 × 1,20	4,70 × 3,40

Таблиця 2 – Результати вимірювання залишкових напружень у відновленому колінчастому валу

Модуль Юнга $E$ , МПа	Коефіцієнт Пуассона $\mu$ , відн. од.	Значення опору тензодатчика		Значення залишкових напружень, МПа
		початкове $R_{Tb}$ , Ом	кінцеве $R_{Tc}$ , Ом	
120	0,22	410	384	1,36 (для нового колінчастого валу)
122	0,21		390	1,04 (для відновленого колінчастого валу)

## Список літератури

1. Харламов Ю. А. Основы технологии восстановления и упрочнения деталей машин / Ю. А. Харламов, Н. А. Будагянц. – Луганск : Изд-во Восточно-укр. национ. ун-та им. В. Даля, 2003. – 389 с.
2. Орлов В. И. Газотермическое напыление коррозионно-стойких и износостойких материалов / В. И. Орлов. – Л. : ЛДНТП, 1986. – 142 с.
3. Процессы плазменного нанесения покрытий: теория и практика / [А. Ф. Ильющенко, С. П. Кундас, А. П. Достанко и др.]. – Минск : Научный центр исследований политики и бизнеса «Арнита-Маркетинг, Менеджмент», 1999. – 544 с.
4. Рево С. Л. Исследование плотности дислокаций и энергии активации диффузионных процессов методом термоЭДС в многослойных материалах / С. Л. Рево, В. С. Копань, А. И. Майборода // Порошковая металлургия. – 1981. – № 4. – С. 61–65.
5. Голуб Н. В. Термоусталостное разрушение защитных покрытий в зависимости от физико-механических свойств системы покрытие-подложка / Н. В. Голуб // Труды науч.-практ. конф. – Минск : МПИ, 1990. – С. 24–29.

Одержано 12.11.2012

**Губарь Е.Я., Пономаренко А.М., Шматков В.Ю., Канашевич Г.В. Измерение остаточных напряжений в восстановительном покрытии коленчатого вала автомобиля**

*Предложен способ измерения остаточных напряжений в покрытиях восстановленных коленчатых валов автомобилей модели ЗИЛ-162. Получена сравнительная характеристика значений остаточных напряжений в восстановленных и новых коленчатых валах автомобилей модели ЗИЛ-162.*

**Ключевые слова:** *восстановительное покрытие, коленчатый вал, плазменное напыление, остаточные напряжения, тензодатчики, аналого-цифровой преобразователь.*

**Gubar Ye., Ponomarenko A., Shmatkov V., Kanashevych G. Measurement of residual stresses in car crank-shaft renewable coating**

*The method for measuring residual stresses in the restored crankshaft coatings of car models ZIL-162 is suggested. The comparative characteristics of residual stresses in the restored and new crankshafts of car models ZIL-162 has been received.*

**Key words:** *restorative cover, crankshaft, plasma spray, residual stresses, load cells, analog-to-digital converter.*

УДК 539.3

А. В. Ревенко

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

**ВПЛИВ РЕЛАКСАЦІЇ НАПРУЖЕНЬ У В'ЯЗКОПРУЖНОМУ ВКЛЮЧЕННІ НА КОНЦЕНТРАЦІЮ НАПРУЖЕНЬ У ПЛАСТИНІ**

*Розв'язано задачу про встановлення напруженого стану пластини з включенням із в'язкопружного матеріалу. Для тонкого включення еліптичної форми і матеріалу з реологічними властивостями узагальненого матеріалу Кельвіна одержано розв'язок у замкнутому аналітичному вигляді. Знайдено напруження у включенні та їх концентрацію в пластині.*

**Ключові слова:** *включення, пластина, в'язкопружний матеріал, модель Кельвіна.*

**Вступ**

При відновленні несучої здатності пошкоджених тріщинами конструкцій тривалої експлуатації знаходить все ширше застосування технологія, яка полягає у заповненні дефектних зон рідкими матеріалами, здатними тверднути через певний час. Розрахунки короточасної міцності, підсилені таким способом елементів конструкцій свідчать про ефективність цієї методики [1].

Ін'єкційними матеріалами, як правило, є високомолекулярні сполуки (поліуретани, акрили, епоксидні смоли), несуча здатність яких при заданому навантаженні міняється з часом. Тому важливим є дослідження як короточасної [2], так і довготривалої міцності відновлених елементів конструкцій [3–5].

Встановимо релаксацію напружень у включенні із в'язкопружного матеріалу, реологічні властивості якого

будемо описувати узагальненою моделлю Кельвіна [4]. Зауважимо, що тіло Кельвіна достатньо добре відображає реологічні властивості полімерних матеріалів.

### Постановка задачі

Нехай у нескінченній пружній пластині міститься в'язко-пружне включення (рис. 1). Будемо вважати, що включення тонке  $\frac{h(x)}{a} \ll 1$ , де  $2h(x)$  – змінна висота,  $2a$  – довжина включення. До пластини на нескінченності прикладені рівномірно розподілені зусилля інтенсивності  $\sigma_0$  у напрямку осі  $y$ . Деформування пластини і включення відбувається в умовах плоского напруженого стану.

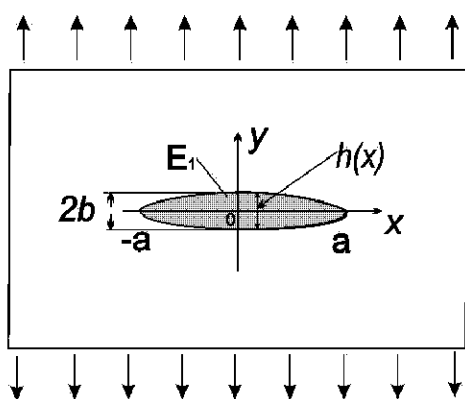


Рис. 1. Розміщення включення в пластині

Для ізотропного матеріалу в'язкопружного включення зв'язок між нормальними напруженнями і деформаціями задамо у вигляді [4]

$$\sigma_y(x, t) = E_1[\varepsilon_y(x, t) + \int_0^t R(t - \tau)\varepsilon_y(x, \tau)d\tau], \quad (1)$$

де  $R(t)$  – ядро релаксації в'язко-пружного матеріалу;  $E_1$  – миттєвий модуль Юнга матеріалу включення;  $t$  – часовий параметр.

Якщо модуль пружності включення значно менший від модуля Юнга матеріалу пластини, то врахувавши тонкість включення, його дію наближено можна виразити через сукупність вертикальних неперервно розміщених в'язкопружних стрижнів. Із гіпотези Вінклера знайдемо деформацію у включенні:

$$\varepsilon_y(x, t) = u(x, t)/h(x), \quad (2)$$

де  $u(x, t)$  – переміщення контуру включення у напрямку осі  $y$ .

На поверхні контакту матеріалу включення і пластини виконуються умови рівності переміщень і напружень. Уявно видалимо із пластини матеріал включення,

замінивши його дію по поверхні утвореної порожнини розподілом напружень

$$\sigma_y(x, t) = \frac{E_1}{h(x)} \left[ u(x, t) + \int_0^t R(t - \tau)u(x, \tau)d\tau \right],$$

$$\sigma_{xy} = 0. \quad (3)$$

При одержанні формули (3) використана залежність (2). Враховуючи малу товщину включення, пластину з отвором від включення замінимо пластинною з розрізом вздовж відрізка  $[-a, a]$  на контурі, якого діють задані навантаження (3). Вважатимемо, що форма включення задана еліпсом з півосями  $a$  і  $b$  ( $a > b$ ),

де  $h(x) = b\sqrt{a^2 - x^2}/a$  – половина висоти включення. У роботі [5] розв'язок рівняння (3), в рамках статичної теорії пружності, знайдено в замкнутому аналітичному вигляді:

$$u^*(x, t) = f(t)\sqrt{a^2 - x^2}, \quad (4)$$

де  $u^*(x, t) = u(x, t) - \frac{\sigma_0}{E}h(x)$ ;  $E$  – модуль Юнга матеріалу матриці;  $f(t)$  – невідома функція від часу. Для визначення функції  $f(t)$  одержано рівняння Вольєрра

$$\chi f(t) + \int_0^t R(t - \tau)f(\tau)d\tau - p_2(t) = 0, \quad (5)$$

де  $\chi = 1 + E/c_2$ ,  $c_2 = 2\delta E_1$ ,  $\delta = a/b$ ,  $E$  – модуль Юнга матеріалу пластини;

$$p_2(t) = -\frac{2\sigma_0}{c_2} \left( c_1 \int_0^t R(t - \tau)d\tau + c_1 - 1 \right), \quad c_1 = E_1/E.$$

Якщо функція  $f(t)$  знайдена, то напружено-деформований стан у пластині з в'язкопружним включенням знайдемо таким чином. На контурі включення із співвідношень (2), (4) визначимо деформацію

$$\varepsilon_y = \sigma_0/E + \delta f(t). \quad (6)$$

Напруження у включенні обчислюємо на основі співвідношень (1), (6):

$$\sigma_y = E_1 \left\{ \frac{\sigma_0}{E} + \delta f(t) + \int_0^t K(t - \tau) \left[ \frac{\sigma_0}{E} + \delta f(\tau) \right] d\tau \right\}. \quad (7)$$

Напруження в матриці у точках  $x \pm a$ , де напруження досягають свого максимуму знаходимо із умови рівності напружень та сумісності деформацій у включенні та матриці:

$$\sigma_y(t) = \sigma_0 + \delta E f(t).$$



**Розв'язання інтегрального рівняння Вольтерра**

У рівняння Вольтерра (5) входить ядро релаксації  $R(t)$ . Як правило, із експериментів визначають явний вигляд ядер повзучості [3, 4]. Отже, важливо встановити залежність між ядрами повзучості та релаксації. Деформація у в'язкопружному середовищі визначається інтегральним оператором

$$\varepsilon_y(x, t) = \frac{1}{E_1} [\sigma_y(x, t) + \int_0^t H(t - \tau) \sigma_y(x, \tau) d\tau]. \quad (8)$$

де  $H(t)$  – ядро повзучості. Для знаходження зв'язку між ядрами використаємо перетворення Лапласа [6]

$$F(s) = L[f(t)] = \int_0^\infty f(t) e^{-st} dt. \quad (9)$$

для якого вірна формула згортки оригіналів

$$L \left[ \int_0^t R(t - \tau) f(\tau) d\tau \right] = F(s) \cdot \tilde{R}(s), \quad (10)$$

де  $s = \alpha + i\omega$  – комплексна змінна,  $F(s)$ ,  $\tilde{R}(s)$  – функції зображень, значком  $\sim$  позначені трансформанти Лапласа. Застосуємо до інтегральних рівнянь (1), (8) перетворення Лапласа (9) і після використання формули (10) та перетворень одержимо

$$\begin{aligned} \tilde{\sigma}_y(s) &= E_1 [1 + \tilde{R}(s)] \tilde{\varepsilon}_y(s), \\ E_1 \tilde{\varepsilon}_y(s) &= [1 + \tilde{H}(s)] \tilde{\sigma}_y(s). \end{aligned} \quad (11)$$

Порівнюючи між собою рівняння (11), одержимо шуканий зв'язок між ядрами

$$\tilde{R}(s) = - \frac{\tilde{H}(s)}{\tilde{H}(s) + 1}. \quad (12)$$

Застосуємо до інтегрального рівняння (5) перетворення Лапласа і після врахування формули (10) одержимо

$$\tilde{f}(s) = \frac{P_2(s)}{\chi_1 + \tilde{R}(s)}, \quad (13)$$

де  $P_2(s) = - \frac{2\sigma_0}{c_2} (c_1 \tilde{R}(s) + c_1 - 1) \frac{1}{s}$ . Якщо до подання (13) застосувати обернене перетворення Лапласа, то знайдемо шукану функцію  $f(t)$ .

**Узагальнений матеріал Кельвіна**

У цьому випадку ядро повзучості має вигляд

$$H(t) = \mu_1 e^{-\beta_1 t} + \mu_2 e^{-\beta_2 t},$$

де  $\beta_1, \beta_2, \mu_1, \mu_2$  – реологічні характеристики матеріалу. Використаємо [6] і знайдемо

$$\tilde{H}(s) = \frac{\mu_1}{\beta_1 + s} + \frac{\mu_2}{\beta_2 + s}.$$

Із формул (12), (13) визначимо зображення:

$$\tilde{R}(s) = - \frac{a_1 s + a_2}{(s - \lambda_1)(s - \lambda_2)},$$

$$P_2(s) = - \frac{2\sigma_0}{c_2} (c_1 \tilde{R}(s) + c_1 - 1) \frac{1}{s}, \quad (14)$$

$$\begin{aligned} \text{де } a_1 &= \mu_1 + \mu_2, \quad a_2 = \mu_1 \beta_2 + \mu_2 \beta_1, \quad \lambda_1 = -\beta_1 + \sqrt{\beta_1^2 - b_2}, \\ \lambda_2 &= -\lambda_1 - 2b_3, \quad b_1 = \mu_1 + \mu_2 + \beta_1 + \beta_2, \quad b_2 = \mu_1 \beta_2 + \mu_2 \beta_1 + \beta_2 \beta_1. \end{aligned}$$

Враховувши вирази (14), із рівняння (13) обчислимо

$$\tilde{f}(s) = \frac{A}{s} \left\{ 1 + \frac{a_3 s + a_4}{(s - \lambda_1)(s - \lambda_2)} \right\}, \quad (15)$$

$$\begin{aligned} \text{де } A &= - \frac{\sigma_0 (c_1 - 1)}{c_3} \frac{1}{\chi}, \quad a_3 = \frac{a_1}{\chi} - \frac{a_1 c_1}{c_1 - 1}, \quad a_4 = \frac{a_2}{\chi} - \frac{a_2 c_1}{c_1 - 1}, \\ b_3 &= \frac{b_1}{2} - \frac{a_1}{2\chi}, \quad b_4 = b_2 - \frac{a_2}{\chi}, \quad c_3 = \frac{c_2}{2}. \end{aligned}$$

Використавши відомі оригінали [6], із співвідношення (15) знайдемо

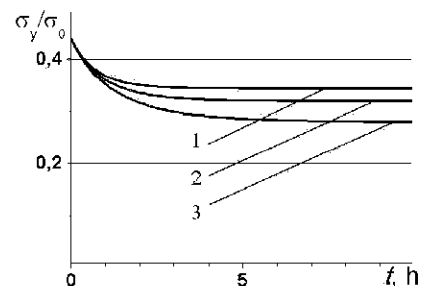
$$f(t) = A \{ A_0 + A_1 e^{\lambda_1 t} + A_2 e^{\lambda_2 t} \},$$

$$\text{де } A_0 = 1 - \lambda_1^{-1} - \lambda_2^{-1}, \quad A_1 = \frac{a_4 + \lambda_1 a_3}{\lambda_1 (\lambda_1 - \lambda_2)}, \quad A_2 = \frac{a_4 + \lambda_2 a_3}{\lambda_2 (\lambda_2 - \lambda_1)},$$

$$B_1 = \lambda_1 A_1, \quad B_2 = \lambda_2 A_2.$$

**Числові результати**

На рис. 2 наведені графіки, що показують релаксацію напружень у включеннях, повзучість яких описується узагальненою моделлю Кельвіна. В розрахунках, проведених згідно з формулами (9), (14), (16), взято:  $c_1 = 0,4$ ;  $\delta = 15$ . Реологічні характеристики матеріалів включень:  $\beta_1 = 1,2$ ;  $\mu_2 = 0,6$ ;  $\beta_2 = 1$ . Значення параметрів  $\mu_1$  наведені на рисунках



**Рис. 2.** Релаксація напружень у включенні:  
1 –  $\mu_1 = 0,4$ ; 2 –  $\mu_1 = 0,5$ ; 3 –  $\mu_1 = 0,7$

На рис. 2 показано, що напруження у включенні зменшуються, але стабілізуються на певному рівні. Це, в свою чергу, призводить до зростання напружень у пластині, особливо в околі точок ( $y = 0$ ;  $x = \pm a$ ). У залежності від часу дії зовнішнього навантаження ця зміна напружень, для розп'янутих матеріалів включення, зображена на рис. 3. Напруження в матриці зростають від значень їх миттєвої концентрації в початковий момент прикладання зовнішніх зусиль до кінцевої концентрації напружень, яка залежить як від форми включення, так і реологічних характеристик.

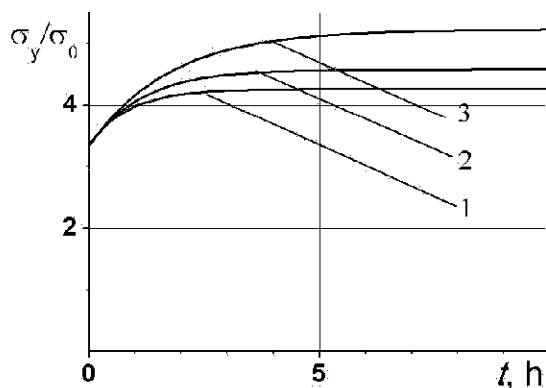


Рис. 3. Залежність концентрації напружень у пластині в околі включення:

$$1 - \mu_1 = 0,4; 2 - \mu_1 = 0,5; 3 - \mu_1 = 0,7$$

### Висновки

Повзучість в'язкопружного матеріалу включення приводить до релаксації напружень у ньому і суттєво впливає на напружено-деформований стан у пластині,

яка перебуває під дією довготривалих статичних навантажень. Зокрема, для розп'янутих матеріалів, як це випливає із рис. 2, 3, напруження у включеннях зменшуються у 1,2–1,5 рази, що веде до зростання напружень в пластині у 1,3–1,6 рази. Концентрація напружень біля включень (заповнених тріщин) зростає, але з часом стабілізується на певному рівні. Це дозволяє прогнозувати довготривалу міцність в технології ін'єкційного зміцнення, пошкоджених тріщинами, будівельних споруд тривалої експлуатації.

### Список літератури

1. Маруха В. І., Механіка руйнування та міцність матеріалів: довідниковий посібник / В. І. Маруха, В. В. Панасюк, В. П. Силованюк / Під ред. В. В. Панасюка. Том 12 : Ін'єкційні технології відновлення роботоздатності пошкоджених споруд тривалої експлуатації. – Львів : Споллом, 2009. – 260 с.
2. Панасюк В. В. Концентрація напружень в трьохмерних телах с тонкими включеннями / В. В. Панасюк, М. М. Стадник, В. П. Силованюк. – К. : Наук. думка, 1986. – 215 с.
3. Работнов Ю. Н. Ползучесть элементов конструкций / Ю. Н. Работнов. – М. : Наука, 1966. – 752 с.
4. Каминський А. А. Разрушение вязкоупругих тел с трещинами / А. А. Каминський. – К. : Наук. думка, 1990. – 312 с.
5. Силованюк В. П. Вплив повзучості матеріалу включення на концентрацію напруження в тілі / В. П. Силованюк, А. В. Ревенко // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2009. – № 4. – С. 76–80.
6. Корн Г. Справочник по математике для научных работников и инженеров. Определения, теоремы, формулы / Г. Корн, Т. Корн. – М. : Наука, 1974. – 831 с.

Одержано 16.12.2012

### Ревенко А.В. Влияние релаксации напряжений в вязкоупругом включении на концентрацию напряжений в пластине

Решена задача о напряженном состоянии пластины с включением, которое заполнено вязкоупругим материалом. Для тонкого включения эллиптической формы и материала с реологическими свойствами обобщенного материала Кельвина получено решение в замкнутом аналитическом виде. Найдены напряжения во включении и их концентрацию в пластине.

**Ключевые слова:** включения, пластина, вязкоупругий материал, модель Кельвина.

### Revenko A. Influence of stress relaxation in viscoelastic inclusion on concentration of stresses in the plate

The problem of stress state of a plate with inclusion which is filled by a viscoelastic material is solved. For thin inclusion of the elliptic form and material with rheological properties of the generalized Kelvin material solution is obtained in a closed analytical form. The stresses in the inclusion and their concentration in the plate are found. Stresses in inclusion and their concentration in the plate were discovered.

**Keywords:** inclusions, plate, viscoelastic material, Kelvins model.

## НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

### ФРЕЗЕРОВАНИЕ ВДОЛЬ ПРОСТРАНСТВЕННОЙ КРИВОЙ НА СТАНКАХ С ЧПУ

На станках с числовым программным управлением (ЧПУ) широко распространено фрезерование в одной плоскости. Траектория такого фрезерования представляет собой различные геометрические фигуры: прямоугольник, треугольник, окружность, змейка, прямая линия, которые могут находиться в различных плоскостях. Но каждую фигуру или комбинацию из этих фигур фрезеруют только в одной плоскости и только по двум координатам. Третья координата участвует только в подходе (отходе) режущего инструмента к (от) плоскости обработки.

Составление такой управляющей программы (УП) для фрезерования описано в каждом техпаспорте для станка с ЧПУ.

Более сложно разрабатывать УП для фрезерования по пространственной кривой. Создание этой УП, за исключением обработки по винтовой линии [1], в техпаспорте станков с ЧПУ и в источниках [2–4] не описано. Винтовая линия не может рассматриваться как общий случай задания пространственной кривой. Например, в чертежах резьба не задается проекциями, как задается пространственная кривая.

Фрезерование вдоль пространственной кривой на станках с ЧПУ как цикл обработки в устройстве ЧПУ (УЧПУ) это, очевидно, новое в технологии машиностроения.

Необходимые вычисления для создания УП и процесс создания УП необходимо возложить на ЭВМ станка с ЧПУ, т.е. создать в устройствах ЧПУ цикл (циклы) обработки «фрезерование вдоль пространственной кривой».

При таком фрезеровании перемещение фрезы вдоль пространственной кривой должно происходить одновременно по трем координатам и непременно находиться в функциональной зависимости между собой [5].

Если за аргумент принять  $x$ , то

$$y = F_y(x), z = F_z(x). \quad (1)$$

На рис. 1 задана как пример в двух проекциях пространственная кривая ( $a, b$ ). Это может быть прямая линия в пространстве, две проекции которой тоже прямые линии. Могут быть и другие линии: парабола, гипербола и т. д. Например, зачастую пространственная линия разъема пресс-форм имеет две проекции. Одна проекция имеет вид зигзага (ломаная линия из трех отрезков, в которой углы закруглены неодинаковыми радиусами) – это сопряженные: **прямая** первая – **дуга** первой окружности – **прямая** вторая – **дуга** второй окружности – **прямая** третья. А вторая проекция – это фасонный контур, состоящий из сопряженных дуг различных окружностей. Приведем еще один пример. Для обработки части конусной поверхности, выступающей над плоскостью разъема пресс-формы (причем, ось конуса не перпендикулярна плоскости) можно применить строчки в виде дуг окружностей в пространстве или строчки в виде образующих конуса как прямые в пространстве.

По пространственным прямым обрабатывают внутри и трехгранные углы [6].

Пусть нужно разработать управляющую программу для перемещения фрезы вдоль пространственной кривой ( $a, b$ ), заданной двумя проекциями (рис. 1).

Сначала создаем две предварительные УП.

Одну – для перемещения в плоскости  $XY$ , а вторую – для перемещения в плоскости  $XZ$ . Для этого достаточно густо проведем на рис. 1 вертикальные прямые одновременно через обе проекции кривой ( $a, b$ ). В местах пересечения получаем опорные точки на каждой из проекций.

Одна или обе проекции заданной кривой ( $a, b$ ) могут состоять из соединения, в котором элементы – это различные прямые и дуги различных окружностей. Они между собой сопрягаются или пересекаются в любом сочетании элементов [7].

В этом случае на обеих проекциях через точки сопряжения и пересечения проводим вертикальные прямые и получаем дополнительные опорные точки. Опорные точки на каждой проекции  $XY$  и  $XZ$  имеют координаты соответственно  $X_n Y_n$  и  $X_n Z_n$ . В нашем примере (рис. 1)  $n = 1 \dots 5$ .

При этом каждая координата  $X_n$  проекции  $XY$  будет равна координате  $X_n$  проекции  $XZ$ .

Итак, получим опорные точки  $X_n Y_n$  и  $X_n Z_n$ , где  $n = 1 \dots 5$ . Они удовлетворяют равенству (1).

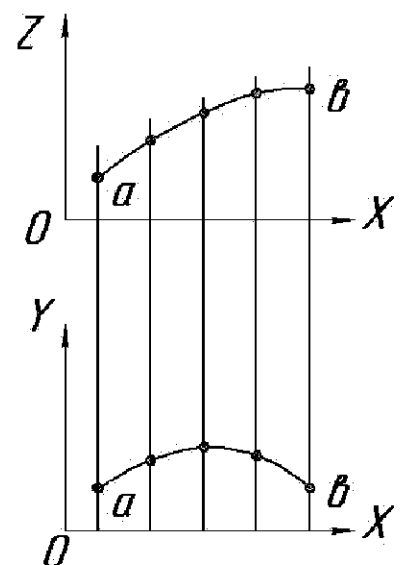


Рис. 1.

По этим опорным точкам построим две предварительные УП в виде текстовых файлов ху.ур и хz.ур.

Обычно станки с ЧПУ могут перемещать инструмент по пространственной кривой двумя способами:

1) Перемещение по трем координатам по прямой линии: функция G01 – линейная интерполяция устройства ЧПУ (УЧПУ).

2) Перемещение в одной (из трех) координатной плоскости (рис. 1) – перемещение от точки к точке по дугам окружностей (круговая интерполяция G02, G03 устройства ЧПУ). А в другой координатной плоскости – перемещение по прямой (G01).

Перемещать инструмент по дугам окружностей одновременно в двух координатных плоскостях станки с ЧПУ не могут.

Нужно обратить внимание на то, что обычно в инструкциях для программирования станков с ЧПУ **не акцентируется внимание на то, что плоскость обработки имеет направление, по которому надо на нее смотреть** при определении функций интерполяции G02, G03 (против или по часовой стрелке).

Например, в инструкциях [1, 2] утверждение, что для плоскости XY (G17) (рис. 2) G02 это обход против часовой стрелки, верно только в случае, если ось Z направлена на зрителя. Но это неверно, если смотреть на эту плоскость XY (G17) вдоль оси Z, и неверно для плоскости XZ (G18), где ось Y направлена от зрителя. И опять же будет верно к плоскости YZ (G19), если смотреть навстречу оси X, и неверно, если смотреть на ту же плоскость YZ (G19) вдоль оси X.

Функции круговой интерполяции G02, G03 определяют направление движения инструмента на плоскости, параллельной двум координатным осям, если смотреть на эту плоскость навстречу третьей координатной оси.

Проекциями на рис. 1 могут быть не только прямые линии или окружности. Это могут быть кривые второго и высших порядков, заданные аналитически или таблично. Кривые, заданные аналитически, нужно перевести в таблицы координат опорных точек. Опорные точки соединяют (аппроксимируют) или прямыми линиями или дугами окружностей. Соединяют прямыми линиями в той проекции, где радиус кривизны больше (на рис. 1 это проекция XY). В проекции, где радиус кривизны меньше, соединяют опорные точки дугами разных окружностей, но все дуги попарно сопряжены [8–10]. То есть, в точке сопряжения дуг окружностей как первые производные справа и слева равны, так и вторые производные справа и слева равны.

В общем, при достаточной густоте опорных точек можно обе проекции аппроксимировать только прямыми линиями. Но это, во-первых, приводит к увеличению количества кадров в УП. Авторы на практике столкнулись с тем, что, в частности, станок [1] воспринимает ограниченное количество кадров. Во-вторых, на ломаный контур, как правило, невозможно ввести коррекцию на радиус фрезы, а на контур из сопряженных дуг окружностей – можно.

Полученные в разных координатных плоскостях две предварительные УП  $X_n Y_n$ . УП и  $X_n Z_n$ . УП соединим в одну пространственную УП  $X_n Y_n Z_n$ . УП.

Для этого создаем «ТЕКСТ», записывая в два вертикальных столбца обе предварительные УП  $X_n Y_n$ . УП и  $X_n Z_n$ . УП. У нас они условные, не содержат номеров кадров, функций подачи, оборотов, эмульсии, функций интерполяции, плоскости, функций начала и конца УП, а содержат только геометрическую информацию (координаты опорных точек).

Столбец  $X_n Y_n$ . УП

$$\begin{matrix} X_1 Y_1 \\ X_2 Y_2 I_2 J_2 \\ X_3 Y_3 I_3 J_3 \\ X_4 Y_4 I_4 J_4 \\ X_5 Y_5 I_5 J_5 \end{matrix}$$

Столбец  $X_n Z_n$ . УП

$$\begin{matrix} X_1 Z_1 \\ X_2 Z_2 \\ X_3 Z_3 \\ X_4 Z_4 \\ X_5 Z_5 \end{matrix}$$

где  $I_n, J_n$  – координаты центра дуги, соединяющей две рядом расположенные опорные точки  $X_{n-1} Y_{n-1}$  и  $X_n Y_n$ . В совокупности центры всех аппроксимирующих дуг дают линию центров кривизны (эволюту).

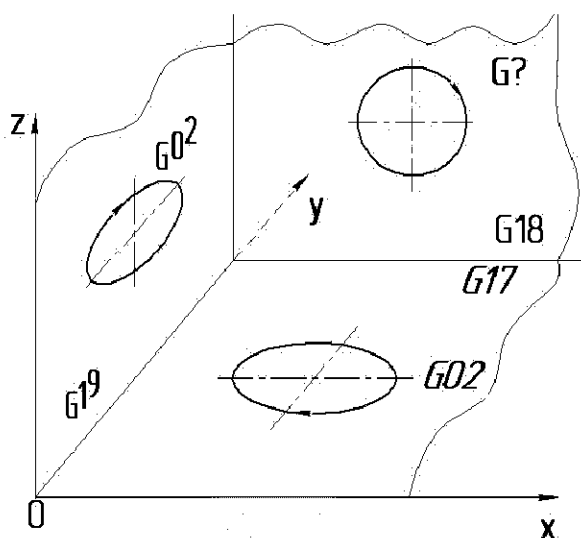


Рис. 2.

Следим, чтобы в «ТЕКСТе» кадры (строки УП) обеих предварительных УП с одинаковыми значениями  $X_n$  были в одной строке. При помощи текстового редактора убираем вертикальную колонку значений  $X_n$  из столбика предварительной УП  $X_n Z_n$ , убираем пробелы и повторение функций УЧПУ.

Получили управляющую программу  $X_n Y_n Z_n$ .UP для пространственной кривой, которая удовлетворяет функциональным зависимостям (1).

Полученную пространственную УП можно прорисовать, например, на САПРе GEMA и получить рисунки траектории фрезы в трех проекциях и в аксонометрии.

Мы рассмотрели пример пространственной кривой, когда аргументом является абсцисса ( $x$ ), а функциональная зависимость определена формулой (1).

Но за аргумент можно брать и ординату ( $y$ ) и, соответственно,

$$x = F_x(y) \text{ и } z = F_z(y). \quad (2)$$

Тогда рассматриваем две проекции кривой  $YX$  (G17) и  $YZ$  (G19). Вторая проекция расположена справа от первой. Разобьем теперь уже **горизонтальными прямыми** одновременно обе проекции и получим опорные точки, по которым построим две предварительные УП:  $X_n Y_n$ .UP и  $Y_n Z_n$ .UP. Из них делаем две колонки «ТЕКСТА». В «ТЕКСТе» в одной строке должны быть равные  $Y_n$  из  $X_n Y_n$ .UP и  $Y_n$  из  $Y_n Z_n$ .UP. Совмещаем обе УП. Получили управляющую программу  $X_n Y_n Z_n$ .UP.

Аналогично, если аргументом будет аппликата ( $z$ ):

$$x = F_x(z) \text{ и } y = F_y(z). \quad (3)$$

Проекция  $ZY$  и  $ZX$  расположены горизонтально. Разобьем **горизонтальными прямыми** одновременно обе проекции и получим опорные точки.

Разрабатываем две предварительные УП:  $X_n Z_n$ .UP,  $Y_n Z_n$ .UP. В созданном «ТЕКСТе» в каждой строке  $Z_n$  одного столбика должно быть равным  $Z_n$  второго столбика. И после их совмещения получаем управляющую программу для пространственной кривой  $X_n Y_n Z_n$ .UP.

Если на чертеже (рис. 1) задана проекция  $XY$ , которая имеет вид дуги и расположена выпуклостью влево (или вправо), то вначале рассекаем только эту проекцию горизонтальными (параллельными) прямыми, в результате получаем на проекции  $XY$  точки, а уже потом через полученные точки проводим вертикальные прямые, пересекая обе проекции  $XY$  и  $XZ$ .

А далее поступаем как изложено выше, т.е. в точках пересечения получаем новые опорные точки  $X_n Y_n$  и  $X_n Z_n$ , создаем две предварительные УП  $X_n Y_n$ .UP и  $X_n Z_n$ .UP, совмещаем их и получаем УП для пространственной кривой.

Создание управляющей программы зависит от того, каким образом пространственная кривая задана на чертеже.

В принципе, для аппроксимации одной пространственной кривой можно применять как одну из трех зависимостей (1)–(3), так и одновременно две или три из них. А заданную таблично, полученную по любым двум проекциям кривую  $X_n Y_n Z_n$ , можно представить в трех проекциях тоже заданных таблично:  $X_n Y_n$ ,  $X_n Z_n$ ,  $Y_n Z_n$  и получить предварительные УП.

На практике в некоторых случаях проще загустить параллельные прямые, рассекающие обе проекции, и обойтись одной зависимостью из трех. Например, представим, что проекция  $XY$  на рис. 1 расположена выпуклостью вправо. Тогда в зоне экстремума по  $X$  проводим более густо пересекающие прямые с увеличивающейся густотой в направлении вершины дуги и обходимся зависимостью (1).

Реализовать описанный метод можно при помощи САПР типа КОМПАС или GEMA, имеющих графический язык и возможность находить координаты точки пересечения линий.

Удобно реализовать метод на САПР, имеющих операторы нахождения координат точки пересечения линий и возможность вывода УП [9]. Последний метод более надежный. Применяя его, человек производит запись только исходных чисел, не записывая промежуточных.

Из выше изложенного можно сделать вывод, что предложенный метод в сравнении с поставленной задачей довольно прост. Его можно осуществить на любом контурном станке с ЧПУ, которые широко распространены. Для метода не требуются многокоординатные станки с наклоняющимся шпинделем. Метод эффективен в единичном производстве: инструментальном, опытно-конструкторском и т. д. В частности, при изготовлении пресс-форм, когда необходимо фрезеровать конусной фрезой вдоль пространственной кривой, расположенной на неплоской поверхности разреза пресс-формы, конусность фрезы при этом равна литейному уклону.

Описанный способ применен авторами на практике на координатно-расточном станке с ЧПУ [1] с использованием САПР [9]. В перспективе необходимо создание в устройствах ЧПУ цикла (циклов) обработки «фрезерование вдоль пространственной кривой». При создании УП технолог-программист будет вводить только параметры пространственной кривой. Чтобы уменьшить количество вводимых параметров, целесообразно создать три цикла по количеству формул в статье.

## Список литературы

1. Инструкция по программированию станков 2E450AФ4 и 2E450AMФ4. Московский завод координатно-расточных станков. – 1986. – 68 с.
2. Фельдштейн Е. Э. Обработка деталей на станках с ЧПУ / Е. Э. Фельдштейн, М. А. Корниевич. – Москва-Минск, ООО «Новое знание», 2008. – 298 с.
3. Программирование управляющих программ FMS3000, редакция 4.0. – Нижний Новгород : ООО «Модмаш-софт», 2009. – 92 с.
4. Справочник технолога-машиностроителя / Под ред. А. Г. Косиловой, Р. К. Мещеряковой. – М. : Машиностроение, 1985. – 655 с.
5. Выгодский М. Я. Справочник по высшей математике / М. Я. Выгодский. – М. : Наука, 1966. – 872 с.
6. Пат. 58039 Украина, МКИ<sup>7</sup> В 23 С 3/26. Способ обработки внутренних поверхностей трехгранных углов деталей на станках с ЧПУ/ С. Ф. Лякун, В. Е. Юркевич; заявитель и патентообладатель Запорожск. Казенное предприятие «Научно-производственный комплекс «Искра». – № u 201011161 ; заявл. 17.09.10 ; опубл. 25.03.11, Бюл. № 6.
7. Новоселов С. И. Специальный курс элементарной алгебры / С. И. Новоселов. – М. : Высшая школа, 1965. – 552 с.
8. А.с. 1292938 СССР, МКИ<sup>5</sup> В 23 С 3/16. Способ обработки криволинейных поверхностей / С. Ф. Лякун, В.А. Рагушный, П. И. Жованик, А.Н. Шарко (СССР). – № 3950644/25-08 ; заявл. 28.06.85 ; опубл. 28.02.87, Бюл. № 8.
9. Лякун С. Ф. Система автоматического программирования точно-заданных кривых / С. Ф. Лякун // Обмен производственно-техническим опытом. – 1987. – № 4. – С. 8–10.
10. Лякун С. Ф. Программирование обработки лекальных кривых на станках с ЧПУ / С. Ф. Лякун // Станки и инструмент. – 1989. – № 12. – С. 21–23.

*Одержано 14.12.2011*

© С. Ф. Лякун, Н. Д. Васеленко

Казенное предприятие «Научно-производственный комплекс «Искра», г. Запорожье

## **Lyakun S., Vaselenko N. Milling along the three-dimensional space curve on the numerical programme control machine-tools**

---

# **ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ НЕОДНОРОДНОГО МАТЕРИАЛА**

## **Введение**

Улучшение эксплуатационных свойств толстолистового проката из низколегированных марок сталей для изготовления труб большого диаметра является актуальной задачей материаловедения. Использование принципов создания композиционных материалов применительно к низколегированным маркам сталей с целью улучшения их технологических свойств представляется довольно перспективным.

Предложен толстолистовой прокат из низколегированных марок сталей, имеющий периодическое расположение участков с различной микроструктурой по площади листа [1, 2]. Участки, отличающиеся микроструктурой, имеют различные механические свойства. Получение той или иной микроструктуры достигается вследствие локальной термообработки по площади листа. Таким образом, получается термически армированный лист (ТАЛ).

В композитном материале всегда есть граница раздела, по крайней мере, двух фаз с различающимися комплексом механических свойств. Эти фазы представляют, как правило, разнородные материалы. Механика разрушения таких композиционных материалов достаточно освещена в литературе [3].

В термическом армированном листе две фазы представляют различные металлографические структуры стали. Поэтому ТАЛ отличен от классического композиционного материала. В литературе крайне недостаточно сведений о закономерностях разрушения материала, состоящего из различных состояний одного и того же материала [2, 4].

Целью настоящей работы является исследование закономерностей распространения трещин в материале с неоднородной структурой.

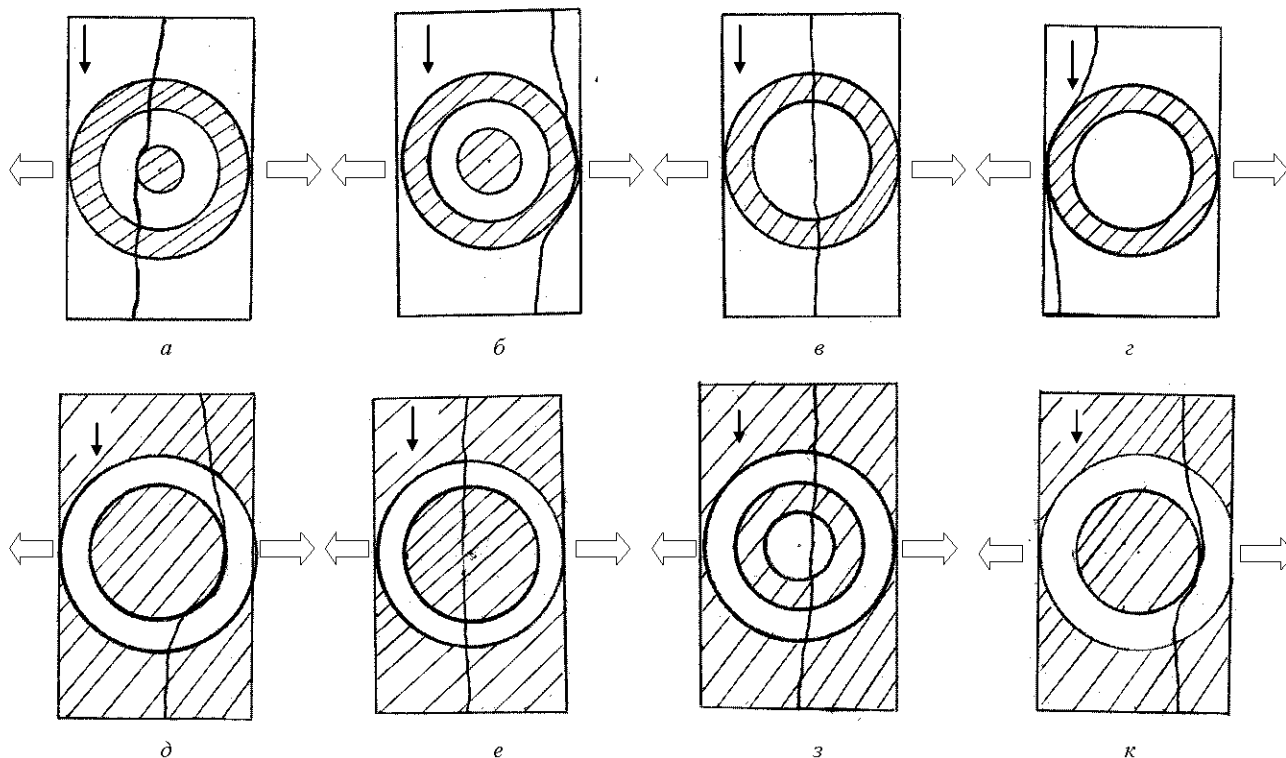
Исследования распространения трещины при разрушении материала с неоднородной структурой проводили на модели. Модель представляла образец для испытания на растяжение (длина рабочей части – 60 мм, ширина – 100 мм), сделанная из бумаги с поверхностной площадью 160 мг/м<sup>2</sup>.

Создание участков неоднородности достигалось нанесением на бумагу пентафталевого лака с двух сторон определенной конфигурации. По существу участки матрицы и покрытые лаком представляли один и тот же материал (бумагу), но в разных состояниях. Такое моделирование соответствует физической сущности термически армированного листа из стали.

Прочность на разрыв участков бумаги пропитанных лаком на 30–40 % превосходила прочность матрицы, что соответствует соотношению аналогичных характеристик ТАЛ [2].

На рис. 1 в масштабе 1:1.5 представлены схемы (I–VII) упрочненных участков. На боковой части образца в середине (схемы I, III, V, VII) или в первой четверти длины (схемы II, IV, VI, VIII). Надрез делался для того, чтобы задать место начала распространения трещины.

Испытания на одноосное растяжение проводились на разрывной машине FM-500.



**Рис. 1.** Вид разрушенных образцов после деформации на одноосное растяжение (заштрихованные участки – зоны упрочнения):

→ – направление распространения трещины ; ⇔ – направление прилагаемой нагрузки  
Масштаб 1: 1,5

### Теория и анализ полученных результатов

На рис. 1 представлены разрушенные образцы при испытании на одноосное растяжение. Темная кривая, расположенная поперек образцов – это линия разрушения. Образцы из однородного материала (без нанесения лака и полностью покрытые лаком) разрушались практически по линии перпендикулярной оси приложенной нагрузки. Такой характер разрушения соответствует схеме одноосного напряженного состояния.

На рис. 1, а, б представлены разрушенные образцы обработанные по схемам I и II: на матрице упрочненные участки представлены в виде концентрического кольца и окружности. В схеме I надрез сделан в середине рабочей длины образца, а в схеме II – в первой четверти длины. Характер разрушения образцов по схемам I и II принципиально различен.

Если надрез нанесен в центральной части образца, то трещина вначале распространяется почти перпендикулярно оси нагрузки, а при пересечении с первым упрочненным участком немного отклоняется от своего первоначального направления. При подходе ко второму упрочненному участку трещина распространяется вдоль границы раздела и, подходя к вертикальной прямой оси нагрузки, в дальнейшем распространяется практически прямолинейно и перпендикулярно к ней. Эта часть траектории трещины соответствует стадии долома образца и не является предметом исследования.

Если надрез расположен в первой четверти длины образца (схема II), то трещина огибает первый упрочненный участок на границе раздела.

На образцах, обработанных по схемам III и IV, матрица является упрочненной, а неупрочненные участки представлены в виде колец (схемы V, VI), а в схемах VII и VIII – в виде кольца и окружности. В этих схемах надрез сделан в упрочненной матрице. Видно, что месторасположение влияет на характер распространения трещины.

Также как и в предыдущих схемах при расположении надреза в середине длины образца траектория движения трещины представляет практически прямую линию с небольшим отклонением от первоначального направления.

При расположении надреза в первой четверти длины образца после прохождения первой границы, границы раздела, происходит отклонение направления распространения трещины с последующим отгибанием по границе раздела упрочнённого участка.

Таким образом, если трещине распространяется из упрочнённого участка и неупрочнённого, то характер траектории движения трещины от этого не изменяется.

Зависимость траектории распространения трещины от места надреза на боковой грани образца зависит от того под каким углом трещина подходит к первой границе раздела. Если надрез расположен в середине длины рабочей части образца, то трещина подходит к первой границе раздела практически под углом  $90^\circ$ . При расположении надреза в первой четверти длины образца трещина подходит к первой границе раздела под углом  $45^\circ$ , т.е. под острым углом.

Зависимость характера распространения трещины от угла падения на границу раздела можно, по-видимому, объяснить следующим образом. Как известно [4], разрушению предшествует распространение упругой волны, затем пластической со скоростью  $0,6-0,7$  от скорости упругих волн и только потом движется трещина. Скорость трещины обычно составляет  $0,2-0,3$  от скорости упругих волн. Таким образом, направление распространения упругих и пластических волн определяет траекторию движения трещины. Если упругая волна падает нормально на поверхность границы раздела двух сред, то она распространяется в новой среде без преломления. В случае падения упругой волны на границу раздела сред под острым углом, происходит преломление ее в соответствии с законом Снелиуса [5].

### Выводы

На основании проведенных исследований сделаны следующие выводы:

1. Если трещина подходит нормально к границе раздела сред в неоднородном материале, то трещина пересекает эту границу без изменения направления.

2. Если трещина подходит под острым углом к границе раздела сред в неоднородном материале, то трещина отклоняется от своего первоначального направления.

Направление траектории движения трещины определяется направлением упругих волн, возникающих в месте зарождения трещины.

### Список литературы

1. А. С. 1452846, СССР, МКИ<sup>3</sup> кл. С21Д1/02. Способ упрочнения листового проката / Долженков Ф. Е., Следнев В. П., Подгайский М. С. и др. – № 41930/23-02 ; заявл. 05.08.1986 ; опубл. 23.01.1989, Бюл. № 3.
2. Максимов А. Б. Термически армированный толстолистовой прокат из низколегированных сталей / А. Б. Максимов // Вопросы материаловедения. – № 3 (63). – 2010. – С. 40–44.
3. Финкель В. М. Физические основы торможения разрушения / В. М. Финкель. – М. : Металлургия. – 1977. – 360 с.
4. Кольский Г. Волны напряжения в твердых телах / Г. Кольский. – М. : Иностран. лит.-ра, 1955. – 192 с.
5. Максимов А. Б. Особенности распространения упругих волн в композитных сталях / А. Б. Максимов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – № 1. – 2007. – С. 39–42.

Одержано 14.06.2011

© Канд. техн. наук А. Б. Максимов

Государственный морской технологический университет, г. Керчь

**Maximov A. Features of inhomogeneous materials fracture**

## ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ СТРУКТУРНОГО СТАНУ НОВОЇ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОЇ ЖАРОСТІЙКОЇ СТАЛІ

Метою наукових досліджень було встановлення впливу легувальних елементів в економнолегованій жаростійкій сталі з 8 % хрому і додатково легованій кремнієм та алюмінієм на її структуру у литому стані та отримання феритної структури при мінімальній кількості вкраплень вторинних фаз. Це повинно значно підвищити експлуатаційні властивості сталі, призначеної для виробів систем випуску відпрацьованих газів, що працюють при температурах до  $800^\circ\text{C}$  в агресивних середовищах і мають при цьому підвищену якість поверхні листового металопрокату.

Поставлене завдання вирішували шляхом оптимізації хімічного складу відомої економнолегованої жаростійкої сталі 08X8Cr04Ti. У цій сталі отримання феритної структури при вмісті хрому біля 8 % забезпечується введенням титану для мінімізації аустенітоутворювального впливу вуглецю. Але застосування титану призводить до інтенсивного карбідоутворення, а вміст алюмінію більший за 1 % обумовлює утворення на поверхні листа шарів з надлишковим вмістом оксиду алюмінію ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), що значно знижує якість поверхні листового металопрокату.



Сучасне виробництво легованих сталей дозволяє зменшити вміст вуглецю до 0,02–0,04 %. Це дає можливість не використовувати титан для компенсації аустенітоутворювального впливу вуглецю та у процесі карбідотворення.

Хоча хром є основним легувальним елементом, при вмісті якого починаючи з 8 % вже відчувається його феритоутворювальний вплив, для гарантованого досягнення чисто феритної структури необхідно додатково легувати сталь іншими елементами-феритоутворювальниками. Найбільш доступними та ефективними серед них є алюміній та кремній. Саме ці елементи, крім позитивного впливу на феритоутворення, суттєво збільшують жаростійкість. Вміст цих елементів повинен бути обмеженим з огляду на крихкість твердого розчину. Нами теоретично визначено, що вміст алюмінію не повинен перевищувати 0,8 %, а кремнію – 1,5 %. Нижня границя по вмісту алюмінію (0,6%) і кремнію (0,9%) у сукупності з 8 % хрому гарантовано дозволяють отримати однофазну феритну структуру при повній відсутності титану, що забезпечить технологічність на етапах металургійного перероблення при низькій здатності до плавчості та карбідотворення.

Для досягнення поставленої мети в лабораторних умовах було реалізовано розроблену дослідну технологію виплавки сталі зазначеного складу. Як вихідну шихту використовували відходи електротехнічних сталей. Вміст кремнію в різних марках електротехнічних сталей змінюється в широких границях. Тому процес виплавлення проводили у два етапи. Завданням першого етапу було знизити вміст кремнію та вуглецю до запланованого значення цих елементів у дослідній сталі. Виплавлення вели у повітряному середовищі. Температуру розплаву доводили до 1600 °С, після чого вводили розкислювачі (шпінель  $Fe_2O_3 \cdot FeO$  та алюміній). Після утворення шлаку його видаляли. З метою отримання заданого хімічного складу дослідної сталі в розплав вводили розраховану кількість феро-хрому. Метою другого етапу було доведення хімічного складу розплаву до визначених границь в умовах виплавлення у вакуумі при остаточному тиску  $1 \cdot 10^{-2}$  мм рт. ст. Температуру розплаву знову доводили до 1600 °С, після чого за допомогою маніпулятора у розплав вводили розраховану кількість алюмінію. Розплав вилили у керамічну форму. Після охолодження зливка від нього відрізали темплет для дослідження макро- і мікроструктури сталі в литому стані. Хімічний склад дослідної сталі наведено у таблиці 1.

**Таблиця 1** – Хімічний склад дослідної сталі

Легувальні елементи	C	Cr	Si	Al
Запланований вміст, %	0,02–0,04	8,0–10,0	0,8–1,2	0,6–0,8
Отриманий вміст, %	0,028	8,1	1,05	0,63

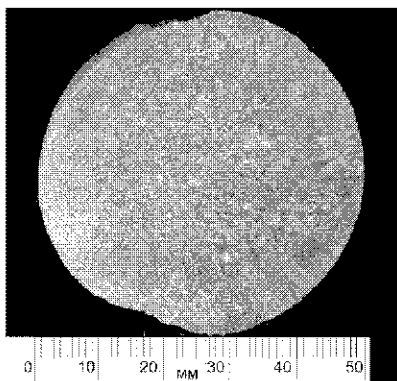
### Результати дослідження макро- та мікроструктури дослідної сталі у литому стані

Травлення темплету на макроструктуру проводили електрохімічним методом, анодом слугував темплет, як катод використовували тампон із 10 шарів бавовняної тканини, які намотували на мідний стержень. Електролітом слугував насичений водний розчин хлорного заліза. Час травлення складав 10 хвилин, щільність струму – 5 А/см<sup>2</sup>. Макроструктуру поперечного перерізу зливка дослідної сталі показано на рис. 1.

На макротемплеті можна було розрізнити дві зони. Периферійна зона мала стовпчасті кристали характерної дендритної структури. Центральна зона темплету складалась з дезорієнтованих рівноосних кристалів. При цьому, середня довжина стовпчастих кристалів складала 7,2 мм, рівноосних дезорієнтованих – 1,6 мм.

Слід відзначити відсутність прилеглої до поверхні зливка зони дрібнозернистих кристалів, що свідчить про відносно малу швидкість кристалізації зливка.

На макротемплеті не знайдено макродефектів як у периферійній, так і в центральній зоні зливка.



**Рис. 1.** Макроструктура поперечного перерізу темплету зливка дослідної сталі

Хімічне травлення мікроструктури проводили у 4% спиртовому розчині азотної кислоти. Дослідна сталь мала феритну структуру. У процесі дослідження ділянок перлитної складової не було виявлено. Вид окремих зерен фериту у перерізі шліфа нагадує дендритну структуру (рис. 2).

Неметалічні вкраплення представлені частинками сірого кольору неправильної форми (рис. 3) і були розташовані дезорієнтовано відносно меж зерен. Форма та розташування вкраплень свідчить про те, що вони утворились в рідкому металі. Дослідження в поляризованому світлі показало, що зазначені вкраплення є ізотропними. За оптичними характеристиками та металографічними ознаками вкраплення ідентифіковані переважно як частинки корунду ( $Al_2O_3$ ).

Підрахунок неметалевих вкраплень проводили методом П (ГОСТ 1778-70) по 100 полях зору. Середній вміст вкраплень за об'ємом дорівнює 0,1556 %.

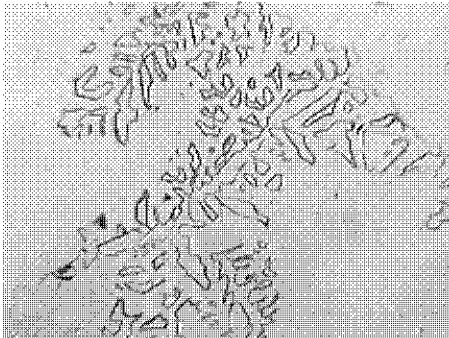


Рис. 2. Мікроструктура дослідної сталі, травлення в 4 % спиртовому розчині азотної кислоти,  $\times 80$

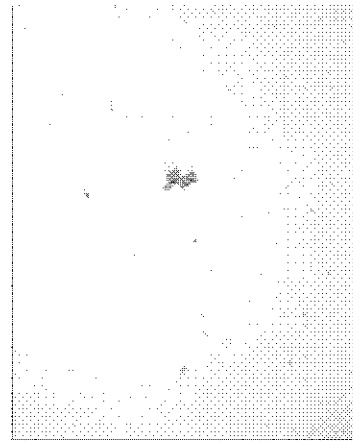


Рис. 3. Неметалічні вкраплення у дослідній сталі;  $\times 420$

### Висновки

Обґрунтовано можливість гальмування процесу поліморфного перетворення і одержання феритної структури в сталі з 8,1 % хрому, 1,05 % кремнію, 0,63 % алюмінію з відсутністю в складі сталі титану та РЗМ (рідкісноземельні метали) як стабілізаторів феритної структури.

Показано можливість поліпшення стану поверхні листового металопрокату жаростійкої сталі завдяки оптимізації вмісту алюмінію та вилучення титану з хімічного складу при збереженні феритної структури дослідної сталі.

Розроблено ресурсозберігальну експериментальну технологію виплавлення дослідної сталі, яка забезпечує суттєве зменшення кількості вкраплень карбонітридної фази та отримання дрібнодисперсної структури, що є корисним для подальших етапів переробки.

Таким чином, виконані перші етапи у вирішенні поставленого перед дослідниками завдання – отримання економнолегованої жаростійкої сталі феритного класу з поліпшеним станом поверхні листового металопрокату, що придатна до виготовлення виробів систем випуску відпрацьованих газів, які працюють при температурах до 800 °С в агресивних середовищах (зокрема, підвищення якості поверхні листового металопрокату)

*Одержано 22.10.2012*

© Канд. техн. наук О. В. Нестеров, канд. техн. наук В. Л. Грешта,  
В. Т. Рубан, д-р техн. наук В. Ю. Ольшанецький

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

**Nesterov O., Gresha V., Ruban V., Olshanetskyi V. New economically heat resistant steel structural condition quality increase**

## ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ РАВНОВЕСИЕ В СИСТЕМЕ Co-O-C ПРИМЕНИТЕЛЬНО К МЕТАЛЛИЗАЦИИ КОБАЛЬТОСОДЕРЖАЩЕГО ОКСИДНОГО СЫРЬЯ

### Введение

Возрастающие потребности в высококачественном инструменте, способном эксплуатироваться при повышенных нагрузках и температурах приводит к необходимости разработки и применения высоколегированных быстрорежущих сталей. Одним из способов повышения стойкости инструмента является легирование кобальтом [1]. Высокие цены на тугоплавкие легирующие материалы и их нестабильность повышают значимость ресурсо- и энергосбережения в металлургии специальных сталей [2, 3].

Анализ формирования безотходных технологий получения новых легирующих материалов из рудных концентратов и утилизации ценных элементов из техногенных отходов в отечественной и зарубежной практике свидетельствует об их высокой эффективности [4, 5].

Проблемы создания экономически выгодных технологий производства кобальтосодержащих легирующих материалов с заданными свойствами остаются актуальными. В связи с этим исследования физико-химических закономерностей протекания реакций в системе Co-O-C необходимы и целесообразны для разработки оптимальных технологических параметров восстановления оксидных кобальтосодержащих материалов и регулирования свойств целевого продукта.

Целью настоящей работы являлась разработка основных технологических параметров восстановления металлооксидных техногенных кобальтосодержащих отходов, а конкретные задачи этого этапа исследований заключались в изучении термодинамического равновесия соответствующих реакций и построение диаграммы равновесия в системе Co-O-C.

### Материалы и методика проведения исследований

Для сравнительной оценки вероятности прохождения восстановительных реакций в системе Co-O-C при температурах 300–2000 К были использованы данные термодинамических величин ( $\Delta H$ ,  $S$ ,  $C_p$ ), которые взяты из справочников [6–8]. Для повышения точности расчетов использовалась методика с учетом влияния изменения теплоемкости  $C_p$  и прохождения полиморфных преобразований в исходных компонентах и продуктах реакций с изменением температуры на указанные выше термодинамические величины [6].

### Теория и анализ полученных результатов

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.

Выявлено, что реакции взаимодействия оксидов кобальта с углеродом эндотермические. Большую склонность к восстановлению углеродом имеет оксид кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  (рис. 1, а, в). Более стойкий к восстановлению углеродом – низший оксид кобальта –  $\text{CoO}$  (рис. 1, б).

Существует вероятность восстановления оксидов кобальта с монооксидом углерода до кобальта, на что указывают кривые реакций на рис. 1, а–в, которые находятся в отрицательной части графика.

Кривые реакций с образованием карбидов кобальта – эндотермические (рис. 1, а–в). Свободная энергия Гиббса с повышением температуры для реакций с образованием  $\text{Co}_2\text{C}$  и  $\text{Co}_3\text{C}$  принимает очень близкие значения. Из рис. 1 прослеживается большая термодинамическая вероятность восстановления  $\text{Co}_3\text{O}_4$  и  $\text{CoO}$  до карбидов кобальта с образованием  $\text{CO}_2$  чем  $\text{CO}$  при относительно низких температурах. При температурах выше 1150 К доминирующее значение вероятности протекания принимают реакции с образованием монооксида углерода, который в дальнейшем может служить как восстановитель.

Реакции восстановления  $\text{Co}_3\text{O}_4$  до  $\text{CoO}$  углеродом, монооксидом углерода и карбидом кобальта имеют наиболее низкие значения свободной энергии Гиббса в исследуемом температурном интервале (ниже, чем -100 кДж), что свидетельствует о высокой вероятности первоочередного прохождения данных реакций (рис. 1, а, в).

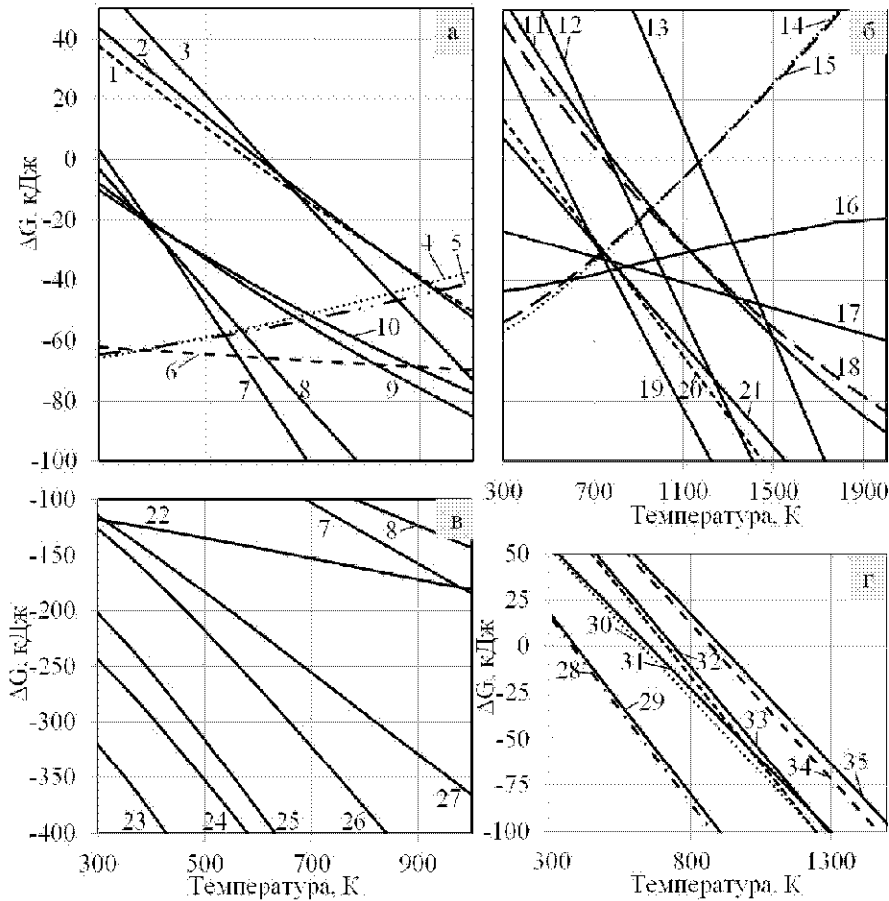
С повышением температуры повышается термодинамическая вероятность восстановления оксидов кобальта его карбидами до кобальта металлического (рис. 1, з). Образование в продуктах реакции  $\text{CO}$  является менее термодинамически вероятным, чем  $\text{CO}_2$ .

Отмечена вероятность взаимодействия карбида кобальта  $\text{Co}_3\text{C}$  с углеродом с образованием  $\text{Co}_2\text{C}$ . При этом свободная энергия Гиббса составляет -20... -30 кДж. Кривая реакции взаимодействия  $\text{Co}_2\text{C}$  с  $\text{CO}_2$  и образованием  $\text{Co}_3\text{C}$  принимает отрицательные значения  $\Delta G_T^0$  при температурах выше чем 1150 К (рис. 1, б, реакции 11, 17).

В целом описанные графики указывают на то, что из реакций восстановления оксидов кобальта с помощью  $\text{C}$ ,  $\text{CO}$ ,  $\text{Co}_2\text{C}$ ,  $\text{Co}_3\text{C}$  до  $\text{Co}_2\text{C}$ ,  $\text{Co}_3\text{C}$  или  $\text{Co}$ , наибольшую вероятность в исследуемом интервале температур имеют реакции восстановления  $\text{Co}_3\text{O}_4$  по отношению к  $\text{CoO}$ . При этом кривые реакций восстановления до  $\text{Co}$  и карбидов кобальта имеют очень близкие значения  $\Delta G_T^0$ , что свидетельствует о высокой вероятности присутствия в продуктах восстановления как чистого кобальта, так и его карбидов.

Поскольку имеют место реакции с образованием  $\text{CO}$  и  $\text{CO}_2$ , то повышение давления и температуры в зоне реакции способствует смещению равновесия в сторону выхода карбидов кобальта и кобальта свободного. Наличие в системе двух газообразных компонентов позволяет построить диаграмму равновесия и с достаточной достоверностью предусмотреть области существования фаз в зависимости от двух взаимосвязанных факторов: температуры и парциального давления  $\text{CO}$  (рис. 2, а). Соотношение парциальных давлений  $\text{CO}$  и  $\text{CO}_2$  в зависимости от температуры дает дополнительные данные о расположении равновесных кривых реакций (рис. 2, б).

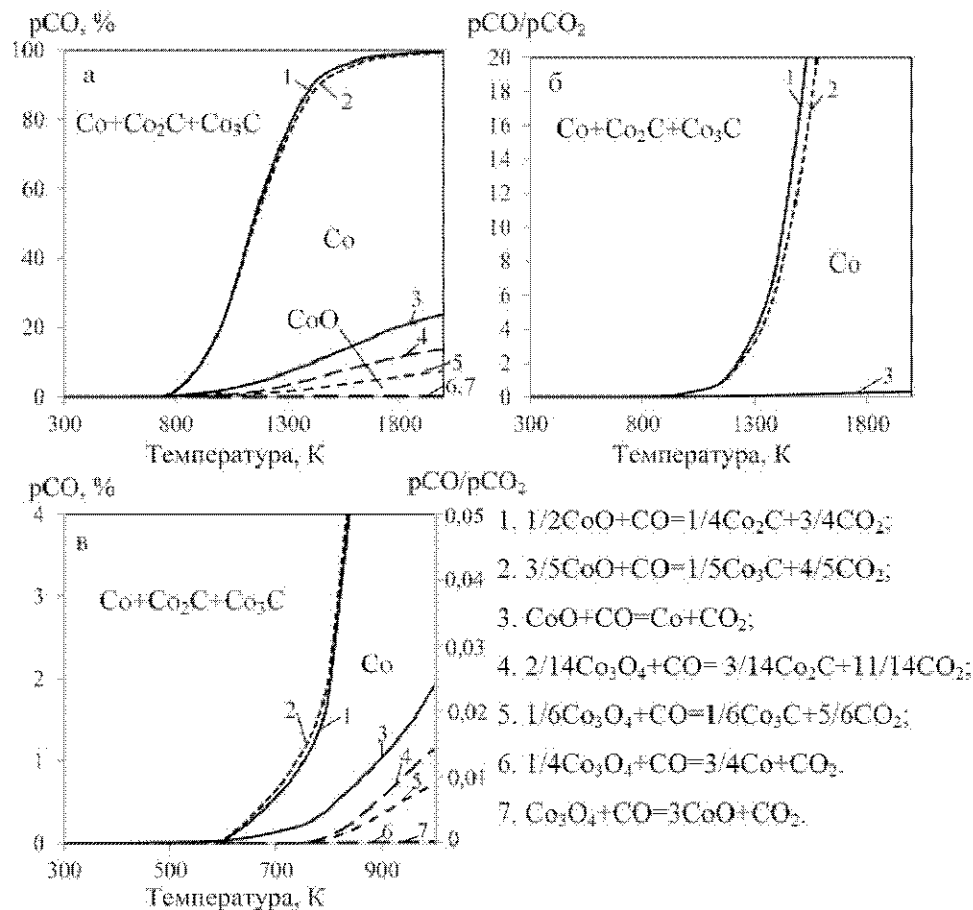
Из рис. 2 видно, что при относительно низких температурах (ниже 600 К) и повышенном парциальном давлении  $\text{CO}$  в системе отмечается более высокая вероятность образования карбидов  $\text{Co}_2\text{C}$  и  $\text{Co}_3\text{C}$  по сравнению с  $\text{Co}$  (область выше линий 1 и 2). При температуре выше 600 К и парциальном давлении  $\text{CO}$  ниже линии 5 в системе Co-O-C в равновесие смещается в сторону  $\text{CoO}$  и  $\text{Co}$ . Расчет реакций восстановления  $\text{Co}_3\text{O}_4$  указывает на более высокую



**Рис. 1.** Зависимость свободной энергии Гиббса восстановления оксидов кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  (а, в),  $\text{CoO}$  (б) углеродом, монооксидом углерода и карбидами (з) от температуры:

- |   |   |
|---|---|
| а) 1. $2/11\text{Co}_3\text{O}_4 + \text{C} = 3/11\text{Co}_2\text{C} + 8/11\text{CO}$ ;  | 6. $1/4\text{Co}_3\text{O}_4 + \text{CO} = 3/4\text{Co} + \text{CO}_2$ ;              |
| 2. $1/5\text{Co}_3\text{O}_4 + \text{C} = 1/5\text{Co}_3\text{C} + 4/5\text{CO}$ ;        | 7. $\text{Co}_3\text{O}_4 + \text{C} = 3\text{CoO} + \text{CO}$ ;                     |
| 3. $1/4\text{Co}_3\text{O}_4 + \text{C} = 3/4\text{Co} + \text{CO}$ ;                     | 8. $1/2\text{Co}_3\text{O}_4 + \text{C} = 3/2\text{Co} + \text{CO}_2$ ;               |
| 4. $2/14\text{Co}_3\text{O}_4 + \text{CO} = 3/14\text{Co}_2\text{C} + 11/14\text{CO}_2$ ; | 9. $1/3\text{Co}_3\text{O}_4 + \text{C} = 1/3\text{Co}_3\text{C} + 2/3\text{CO}_2$ ;  |
| 5. $1/6\text{Co}_3\text{O}_4 + \text{CO} = 1/6\text{Co}_3\text{C} + 5/6\text{CO}_2$ ;     | 10. $2/7\text{Co}_3\text{O}_4 + \text{C} = 3/7\text{Co}_2\text{C} + 4/7\text{CO}_2$ ; |
| б) 11. $3/4\text{CoO} + \text{C} = 1/4\text{Co}_3\text{C} + 3/4\text{CO}$ ;               | 17. $2\text{Co}_3\text{C} + \text{C} = 3\text{Co}_2\text{C}$ ;                        |
| 12. $2\text{CoO} + \text{C} = 2\text{Co} + \text{CO}_2$ ;                                 | 18. $2/3\text{CoO} + \text{C} = 1/3\text{Co}_2\text{C} + 2/3\text{CO}$ ;              |
| 13. $3\text{Co}_2\text{C} + \text{CO}_2 = 2\text{Co}_3\text{C} + 2\text{CO}$ ;            | 19. $\text{CoO} + \text{C} = \text{Co} + \text{CO}$ ;                                 |
| 14. $1/2\text{CoO} + \text{CO} = 1/4\text{Co}_2\text{C} + 3/4\text{CO}_2$ ;               | 20. $6/5\text{CoO} + \text{C} = 2/5\text{Co}_3\text{C} + 3/5\text{CO}_2$ ;            |
| 15. $3/5\text{CoO} + \text{CO} = 1/5\text{Co}_3\text{C} + 4/5\text{CO}_2$ ;               | 21. $\text{CoO} + \text{C} = 1/2\text{Co}_2\text{C} + 1/2\text{CO}_2$ ;               |
| 16. $\text{CoO} + \text{CO} = \text{Co} + \text{CO}_2$ ;                                  |   |
| в) 22. $\text{Co}_3\text{O}_4 + \text{CO} = 3\text{CoO} + \text{CO}_2$ ;                  | 25. $4\text{Co}_3\text{O}_4 + \text{Co}_3\text{C} = 15\text{CoO} + \text{CO}$ ;       |
| 23. $5\text{Co}_3\text{O}_4 + \text{Co}_3\text{C} = 18\text{CoO} + \text{CO}_2$ ;         | 26. $3\text{Co}_3\text{O}_4 + \text{Co}_2\text{C} = 11\text{CoO} + \text{CO}$ ;       |
| 24. $4\text{Co}_3\text{O}_4 + \text{Co}_2\text{C} = 14\text{CoO} + \text{CO}_2$ ;         | 27. $2\text{Co}_3\text{O}_4 + \text{C} = 6\text{CoO} + \text{CO}_2$ ;                 |
| з) 28. $1/2\text{Co}_3\text{O}_4 + \text{Co}_3\text{C} = 9/2\text{Co} + \text{CO}_2$ ;    | 32. $1/4\text{Co}_3\text{O}_4 + \text{Co}_3\text{C} = 15/4\text{Co} + \text{CO}$ ;    |
| 29. $1/2\text{Co}_3\text{O}_4 + \text{Co}_2\text{C} = 7/2\text{Co} + \text{CO}_2$ ;       | 33. $1/4\text{Co}_3\text{O}_4 + \text{Co}_2\text{C} = 11/4\text{Co} + \text{CO}$ ;    |
| 30. $2\text{CoO} + \text{Co}_3\text{C} = 5\text{Co} + \text{CO}_2$ ;                      | 34. $\text{CoO} + \text{Co}_3\text{C} = 4\text{Co} + \text{CO}$ ;                     |
| 31. $2\text{CoO} + \text{Co}_2\text{C} = 4\text{Co} + \text{CO}_2$ ;                      | 35. $\text{CoO} + \text{Co}_2\text{C} = 3\text{Co} + \text{CO}$ ;                     |

вероятность понижения  $\text{Co}_3\text{O}_4$  до  $\text{CoO}$  (рис. 2, а, в; реакция 7) с необходимостью более низкого парциального давления  $\text{CO}$ . С повышением  $p_{\text{CO}}$  термодинамически вероятными становятся реакции восстановления  $\text{Co}_3\text{O}_4$  до карбидов (реакции 4, 5). Однако, с учетом того, что повышение температуры выше 1173 К приводит к разложению  $\text{Co}_3\text{O}_4$  с образованием  $\text{CoO}$  [9], то в области ниже кривой 3 равновесие будет смещено в сторону преобладания  $\text{CoO}$ . Выше кривой 3 до линий 1,2 равновесие смещается в сторону восстановления с образованием кобальта свободного.



**Рис. 2.** Диаграмма термодинамического равновесия в системе Co-O-C:

*a, в* – зависимость парциального давления CO от температуры;  
*б, в* – зависимость соотношения парциальных давлений CO/CO<sub>2</sub> от температуры

Следовательно, по результатам термодинамических расчетов выявлено высокую вероятность карбидообразования наряду с металлизацией при повышении парциального давления CO при температурах ниже 600 К. С повышением температуры выше 600 К повышается вероятность металлизации по отношению к карбидообразованию.

### Выводы

Термодинамический анализ системы Co-O-C и построение диаграмм равновесия влияния парциального давления CO и CO<sub>2</sub> на ход реакций в температурном интервале 300–2000 К позволил выявить высокую вероятность с повышением температуры первоочередных реакций понижения Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> до CoO. Определена тенденция к параллельному карбидообразованию вместе с металлизацией, что указывает на низкую вероятность получения безуглеродистых продуктов восстановления. При построении диаграммы равновесия выявлены целевые области со смещением равновесия реакций в сторону карбидов или кобальта металлического.

Результаты проведенных исследований являются важным этапом в разработке технических решений по сокращению потерь кобальта и других легирующих элементов в результате угара при разработке технологических параметров получения и применения металлизированной окалины быстрорежущих кобальтосодержащих марок сталей.

### Список литературы

1. Геллер Ю. А. Инструментальные стали / Ю. А. Геллер – М. : Металлургия, 1968. – 568 с.
2. Керкхофф Х. Ю. Взрыв цен на сырье – угроза экономическому подъему / Х. Ю. Керкхофф // Черные металлы. – 2010. – № 10. – С. 61–66.
3. Лейтман М. С. Тугоплавкие металлы: состояние рынка и перспективы применения в России / М. С. Лейтман // Сталь. – 2008. – № 3. – С. 47–50.
4. Ратцек У. Оптимизированные технологические процессы и улучшенная переработка вторичных материалов / У. Ратцек // Черные металлы. – 2009. – № 6. – С. 58–62.

5. Григор'єв С. М. Стратегічні й тактичні напрями ресурсо- та енергозбереження в металургії важкотопких легувальних матеріалів і спеціальних сталей / С. М. Григор'єв // Держава та регіони. Серія : Економіка та підприємництво. – Запоріжжя : КПУ. – 2009. – № 6. – С. 70–76.
6. Киреев В. А. Методы практических расчетов в термодинамике химических реакций / В. А. Киреев. – М. : Химия, 1970. – 492 с.
7. Физико-химические свойства окислов / [Г. В. Самсонов, А. Л. Борисова, Т. Л. Жидкова и др.] – М. : Металлургия, 1978. – 472 с.
8. Самсонов Г. В. Тугоплавкие соединения / Г. В. Самсонов, И. М. Виницкий – М. : Металлургия, 1976. – 560 с.
9. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник : в 3 т. : Т. 2/ Под общ. ред. Н. П. Лякишева. – М. : Машиностроение. – 1997. – 1024 с.

Одержано 10.05.2012

© А. С. Петрищев

Национальный технический университет, г. Запорожье

## Petryshchev A. Thermodynamic equilibrium in system Co-O-C with reference to metallization of cobalt-contain oxide raw materials

# МОДЕРНІЗАЦІЯ СВІТЛОВИХ МІКРОСКОПІВ ДЛЯ ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ

### Вступ

Оптичні мікроскопи широко застосовуються в наукових дослідженнях і на виробництві для дослідження мікроструктури ливарних сплавів. Сучасні світлові мікроскопи – складні багатофункціональні оптико-електронні пристрої, що дозволяють отримувати високоякісні монохромні і кольорові зображення [1].

Об'єднання в цих приладах власне оптичного пристрою з комп'ютером дає можливість працювати в широкому функціональному діапазоні – від простих операцій по візуальному спостереженню до повністю автоматизованого аналізу об'єктів дослідження. Але ціна подібних приладів складає десятки тисяч доларів, що не дозволяє в достатній кількості оснастити ними більшість наукових, навчальних і виробничих закладів. Тому задача модернізації світлових мікроскопів застарілих моделей, які в великій кількості збереглися в навчальних і наукових лабораторіях України є актуальною і своєчасною.

### Методика досліджень і аналіз отриманих результатів

Світлові мікроскопи, випущені промисловістю в 60–90 роках минулого століття, оснащені високоякісною оптикою і за основною оптичною характеристикою – роздільної здатності, яка наближається до теоретичної, не поступаються сучасним цифровим мікроскопам. Проте це громіздкі прилади з підвищеним енергоспоживанням.

Основний недолік цих мікроскопів полягає в тому, що документування зображень здійснюється на світлочувливих матеріалах, які вимагають потужних енергоємних освітлювальних пристроїв і фотохімічної обробки, що знижує оперативність досліджень. Світлочувливі матеріали для мікрофотографії в нашій країні в даний час практично не виробляються, тому вказані мікроскопи придатні тільки для візуального спостереження.

У Запорізькому національному технічному університеті для дослідження мікроструктури ливарних сплавів модернізовані деякі моделі світлових мікроскопів застарілих моделей.

Для фіксації зображення були використані цифрові фотоапарати і цифрові VEB – камери.

Більшість сучасних цифрових фотоапаратів має об'єктиви, які неможливо відокремити. Тому мікрофотографія здійснюється при наявності всієї оптичної системи мікроскопа – об'єктива і окуляра (рис. 1) [2].

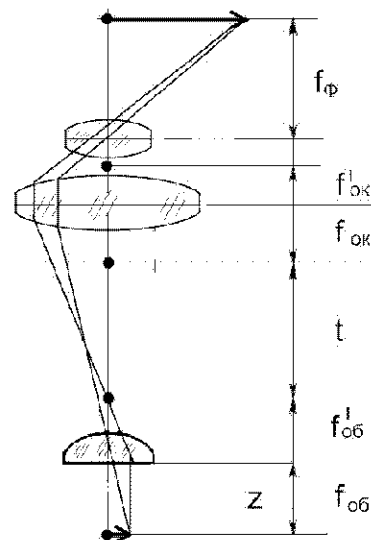


Рис. 1. Схема мікрофотографії при використанні цифрової фотокамери з невідокремним об'єктивом

$f_{\phi}$  – фокусна відстань об'єктива цифрової фотокамери;  $f_{ок}^l$  – задня фокусна відстань окуляру мікроскопа;  $f_{ок}$  – передня фокусна відстань окуляру;  $t$  – довжина тубусу мікроскопу;  $f_{об}^l$  – задня фокусна відстань об'єктива мікроскопу;  $f_{об}$  – передня фокусна відстань об'єктива мікроскопу;  $Z$  – відстань від фронтальної лінзи об'єктива до об'єкту

При такій схемі мікрофотографії може виникнути віньєтування мікросвітлинні і необхідна умова відсутності віньєтування фотокадру – це перевищення кутового поля зору окуляра над кутовим полем зору об'єктива фотокамери.

Кутове поле зору окулярів мікроскопі звичайно складає від  $30^\circ$  до  $36^\circ$ , деякі компенсаційні окуляри мають кут зору до  $50^\circ$ . З таким окуляром можна з'єднати фотоапарат з кутом зору до  $40^\circ$ , при цьому віньєтування поля зору відсутнє.

Більшість цифрових фотокамер комплектується об'єктивами із змінною фокусною відстанню – так званими зум-об'єктивами. В цьому випадку невіньєтоване зображення можна одержати тільки в крайній довгофокусній позиції. Тому для мікрофотографії краще обирати фотокамеру з мінімальною кратністю зуму.

З'єднання мікроскопа з фотокамерою виконували на спеціально розробленому міцному жорсткому пристосуванні, яке дозволяє закріпити фотокамеру в потрібному положенні відносно мікроскопу (рис. 2).

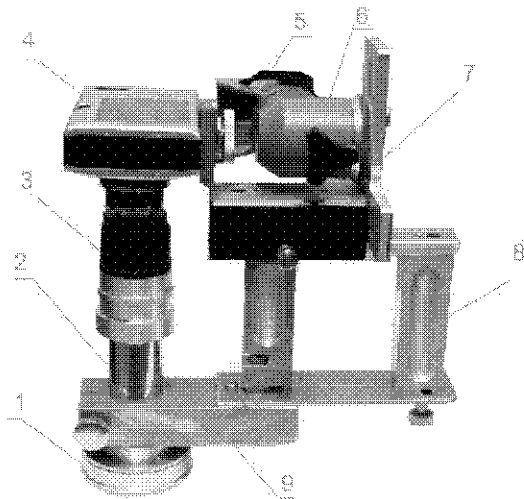


Рис. 2. Пристосування для з'єднання мікроскопа з цифровою фотокамерою

Пристосування закріплюється на окулярному тубусі 2 з окуляром 3 і стандартним адаптером 1, що дозволяє встановити пристосування на будь-який мікроскоп. Цифрова фотокамера 4 за допомогою штаптивного гвинта закріплена на шарнірі 5, який призначений для нахилу фотокамери у вертикальному напрямку. Шарнір 6 служить для повороту камери навколо горизонтальної осі. Регулюючі пристрої 7 і 8 призначені для переміщення фотокамери по вісях  $X, Y, Z$ .

Пристосування дає можливість точно з'єднати оптичні вісі фотокамери і мікроскопа, а також наблизити фотокамеру таким чином, щоб передня лінза об'єктива співпадала з вихідною зіницею окуляра.

Зображення вихідної зіниці мікроскопу розташоване на відстані від 4,5 до 15 мм від очної лінзи окуляра. Це зображення може бути визначене за допомогою матового скла за найменшим діаметром світлового пучка.

Загальне збільшення  $V_{заг}$ , яке може бути одержане, дорівнює добутку збільшення об'єктива мікроскопа  $V_{об.м}$  і сумісного збільшення окуляра мікроскопа  $V_{ок.м}$  і об'єктива фотокамери  $V_{об.фк}$  [3, 4]

$$V_{заг} = V_{об.м} \cdot (V_{ок.м} + V_{об.фк}). \quad (1)$$

Сумісне збільшення окуляра мікроскопа і об'єктива фотокамери дорівнює:

$$V_{ок.м} + V_{об.фк} = f_{об.фк} / f_{ок.м}$$

де  $f_{об.фк}$  фокус на відстань об'єктива фотокамери;  $f_{ок.м}$  – фокусна відстань окуляра мікроскопа.

Фокусну відстань окуляра мікроскопа визначають за формулою [3]:

$$f_{ок.м} = 250 / V_{ок.м} \quad (2)$$

При виборі об'єктива і окуляра слід враховувати корисне збільшення, нижня межа якого дорівнює  $500N$ , верхня –  $1000N$  ( $N$  – нумерична апертура об'єктива, значення якої нанесене на оправу об'єктива). Таким чином [3]:

$$500N < V_{заг} < 1000N. \quad (3)$$

При використанні в якості пристрою для фіксації зображення VEB- камери із останньої треба видалити об'єктив. Для одержання на матриці VEB- камери дійсного зображення треба змінити фокусування мікроскопа і перебудувати хід променів таким чином, щоб мікроскоп діяв як проєкційний прилад (рис. 3, а) [3].

Об'єктив створює зображення  $A' B'$  на матриці VEB- камери. Центр матриці повинен співпадати з оптичною віссю мікроскопа. Об'єкт спостереження  $AB$  розташований на відстані  $Z$ , яка менше передньої фокусної відстані  $f_{об}$  об'єктива. Лінійне збільшення  $V$  визначається відношенням:

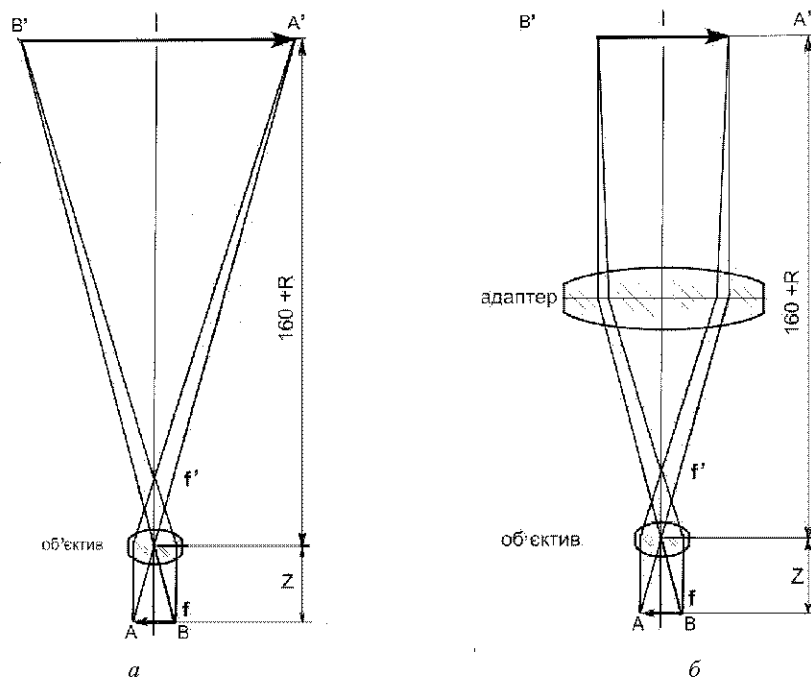
$$V = (160 + R) / Z,$$

де  $R$  – відстань від тубуса мікроскопа до матриці VEB- камери.

При модернізації мікроскопів використали VEB- камери з розміром матриці  $4 \times 2,8$  мм, які мають при фотографуванні 5000000 ефективних пікселів. Роздільна здібність матриці в режимі фотозйомки  $d$  складає 1,54 мкм.

Слід відмітити, що на матриці фіксується збільшене зображення, тому роздільна спроможність системи мікроскоп – матриця  $d_1$  може бути розрахована таким чином:

$$d_1 = d / V. \quad (4)$$



**Рис. 3.** Схема макрофотографування за допомогою VEB-камери: *a* – при використанні мікрооб’єктива мікроскопа; *б* – при використанні мікрооб’єктива мікроскопа з додатковим адаптером

Відстань  $Z$  від фронтальної лінзи об’єктива до об’єкта приблизно дорівнює фокусній відстані об’єктива. Мінімальна відстань  $R$  від верхнього краю тубусу мікроскопа до матриці VEB-камери складає 25 мм. При таких умовах для об’єктива з  $F = 25$  мм і  $N = 0,25$  розрахункова величина  $d_1$  дорівнює 0,22 мкм, що значно менше реальної роздільної спроможності.

$d_p = 1,46$  мкм для вказаного мікрооб’єктива і свідчить про суттєве перебільшення верхньої межі корисного збільшення системи мікроскоп – VEB-камера. Для усунення цього недоліку в оптичну систему мікроскоп – VEB-камера було введено додатковий оптичний компонент – адаптер, який дозволив довести збільшення системи до верхньої корисної межі (рис. 3, б).

В якості адаптера використали деякі фотографічні об’єктиви з фокусною відстанню від 50 до 75 мм, зокрема, індустар 50 і індустар 90У.

Для проведення дослідів відібрали металографічні мікроскопи МИМ-8М і ММУ-3, мікротвердомір ПМТ-3 і біологічний мікроскоп БІОЛАМ. Від мікроскопу МИМ-8М використали тільки центральну частину, яку зняли з оптичної лави і перетворили в компактний настільний прилад з малогабаритним і економним світлодіодним освітлювачем.

Цифрову фотокамеру за допомогою вказаного вище пристосування встановлювали замість окулярного тубусу мікроскопа. VEB-камеру встановлювали на оптичний вихід для фотографування. При використанні цифрової фотокамери на мікротвердомірі ПМТ-3, мікроскопах ММУ-3 і БІОЛАМ видаляли призматичні окулярні вузли і замість них приєднували пристосування з цифровою фотокамерою, VEB-камеру встановлювали замість окулярних вузлів.

При встановленні замість окулярних вузлів VEB-камери виникає деяка незручність, яка полягає в неможливості одночасного візуального спостереження і фіксації зображення на моніторі комп’ютера. Тому при використанні мікротвердоміра ПМТ-3, мікроскопів БІОЛАМ і ММУ-3 між тубусом і VEB-камерою за допомогою спеціальних з’єднувачів встановлювали мікрофотонасадку МФН-12, яка поділяє світловий потік на два світлові пучки, більший з котрих спрямований в VEB-камеру, менший – в окуляр (рис. 4).

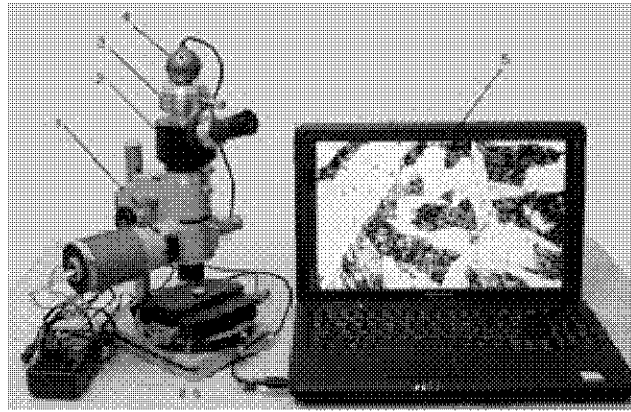
Це дозволяє одночасно спостерігати зображення візуально в окулярі і на моніторі комп’ютера.

Для документування зображень використали цифрову фотокамеру IXSUS 8015 і в VEB-камеру РК-759MJ.

Модернізовані мікроскопи використали для дослідження мікроструктури і неметалевих вкраплень у литих сталях різних марок. Порівняли світлини мікроструктури литої сталі, одержані за допомогою VEB-камери (рис. 5, а) цифрової фотокамери (рис. 5, б) і 35-мм дзеркальної фотокамери із використанням фотоплівки мікрат 300 (рис. 5, в).

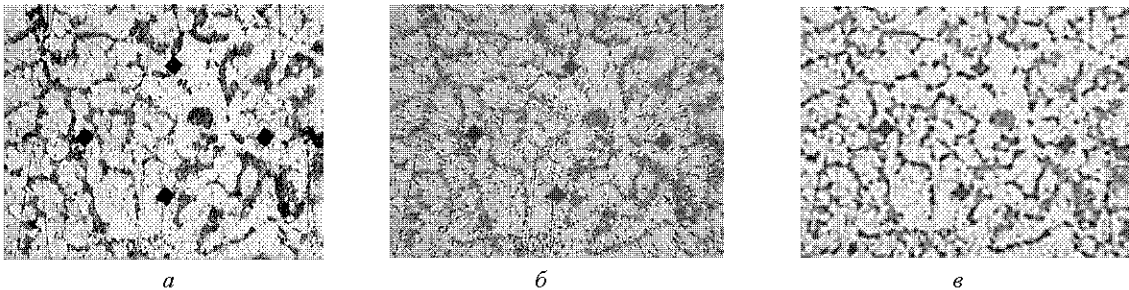
Найкраще зображення мікроструктури одержали за допомогою VEB-камери (рис. 5, а) за схемою, яка наведена на рис. 3, б. Зображення, одержане за схемою на рис. 1 за допомогою цифрової фотокамери (рис. 5, б), має недолік – деяке спотворення по краях поля зору. Зображення, одержане дзеркальною фотокамерою на 35-міліметровій фотоплівці мікрат-300 (рис. 5, в), поступається різкістю у порівнянні із світлинами, одержаними за допомогою цифрових технологій.





**Рис. 4.** Металографічний мікроскоп ММУ-3, модернізований для одночасного спостереження зображення крізь окуляр і на моніторі комп'ютера:

1 – мікроскоп ММУ-3; 2 – мікрофотонасадка МФН-12; 3 – оптичний адаптер; 4 – VEB-камера; 5 – комп'ютер



**Рис. 5.** Світлини мікроструктури литої сталі 35 після нормалізації, одержані різними методами мікрофотозйомки

### Висновки

Проведеними дослідженнями доведено, що більшість світлових мікроскопів застарілих моделей може бути модернізована з використанням сучасних цифрових технологій. Для документування зображень використані цифрові фотокамери і VEB-камери. Якість зображення, одержаного за допомогою цифрової фотокамери, помітно гірша у порівнянні з VEB-камерою і може бути рекомендована при макрофотографуванні у випадку відсутності комп'ютера, наприклад, в польових умовах і на виробництві.

### Список літератури

1. Phil Jones. To Choosing and Using Digital Microscopes / Phil Jones // The Logical Interface, 96 Fowler Road Illawong, NSW 2234, Australia, 20.
2. Кудряшов Н. Н. Специальные виды фотосъемки / Н. Н. Кудряшов, Б. А. Гончаров. – М. : Государственное изд-во «Искусство», 1959. – 188 с.
3. Блейкер А. Применение фотографии в науке / А. Блейкер ; [пер. с англ.] ; под ред. И. И. Солнцева. – М. : Изд-во «Мир». – 1980. – 248 с.
4. Кудряшов Н. Н. Специальные кино съемки / Н. Н. Кудряшов. – М. : Изд-во «Искусство», 1979. – 286 с.

Одержано 02.11.2012

© Канд. техн. наук Г. А. Бялік

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

**Byalik G. Modernization of light microscopes for castings alloys microstructure research**

# МОНІТОРИНГ ВЛАСТИВОСТЕЙ ДІЕЛЕКТРИЧНОГО ШАРУ НАГРІВНИХ ЕЛЕМЕНТІВ НЕЙРОМЕРЕЖЕВИМ МОДЕЛЮВАННЯМ

## Вступ

Ключовим моментом сучасної наукової думки є використання енергозберігаючих технологій у всіх сферах побу-ту та промисловості. Це стосується й нагрівних пристроїв, що працюють шляхом перетворення електричної енергії в теплову. Трубочаті нагрівні елементи (ТЕНи) використовуються все рідше. Попри простоту конструкції та методів їх виготовлення, вони мають низку недоліків, що пов'язані з високою матеріалоемністю та тепловою інерційністю. Альтернативою для ТЕНів стало використання багатшарових нагрівних елементів з функціональними градієнтними шарами [1, 2]. Вони складаються з основи та послідовно нанесених на неї ізоляційного та резистивного шару. Шари у даному виробі мають строго визначені функціональні властивості: діелектричний шар – виконує функцію електроізо-лятора, а резистивний шар – струмопровідного тепловиділяючого шару. Дуже важливо в даному випадку забезпечи-ти необхідний рівень властивостей цих шарів для надійної і довготривалої експлуатації виробу.

У даній роботі використано підходи нейромережевого моделювання у вигляді контролера нечіткої логіки T-Controller Workshop для прогнозування діелектричної міцності захисних ізоляційних шарів у плівкових нагрівних елементах. Його конструкція передбачає систему виходів для відповідних вхідних даних, що оцінюються правилами логічного виведення. Вхідними даними будуть результати реальних експериментів під час нанесення діелектричних шарів. Це дасть змогу визначити оптимальні параметри режиму формування цих шарів для забезпечення необхідного рівня функціональних властивостей. Таким чином, застосування такого програмного продукту в перспективі уможливіє автоматизацію обладнання при масовому виробництві плівкових нагрівних елементів. Оператором установки буде закладатися необхідний рівень властивостей кожного із шарів, а програма видаватиме параметри режиму, які необх-ідно встановити для їх одержання.

## Матеріали та методика дослідження

Об'єктом дослідження були діелектричні шари оксиду магнію (MgO), сформовані гібридною іонно-плазмовою розрядною системою на підкладках із різних конструкційних матеріалів [3].

У роботі застосовано комплексний підхід до побудови засобів прогнозування напруги пробією діелектричного ізоляційного шару, що ґрунтується на використанні інформації, отриманої одночасно за допомогою експеримен-тальних даних та висновків кваліфікованих експертів. Технологію побудови відповідних моделей подано на рис. 1.

Базовим елементом структурної схеми є T-Controller Workshop нечіткої логіки, в якому процес фазифікації (чіткому значенню ставляться у відповідність ступеня його приналежності до нечітких множин) та попередній етап побудови бази правил відповідає алгоритму Мамдані [4]:

- формування бази правил систем нечіткого виводу;
- фазифікація вхідних змінних;
- агрегування підумов, що передбачає процедуру визначення ступеня істинності умовної частини (дві підумови

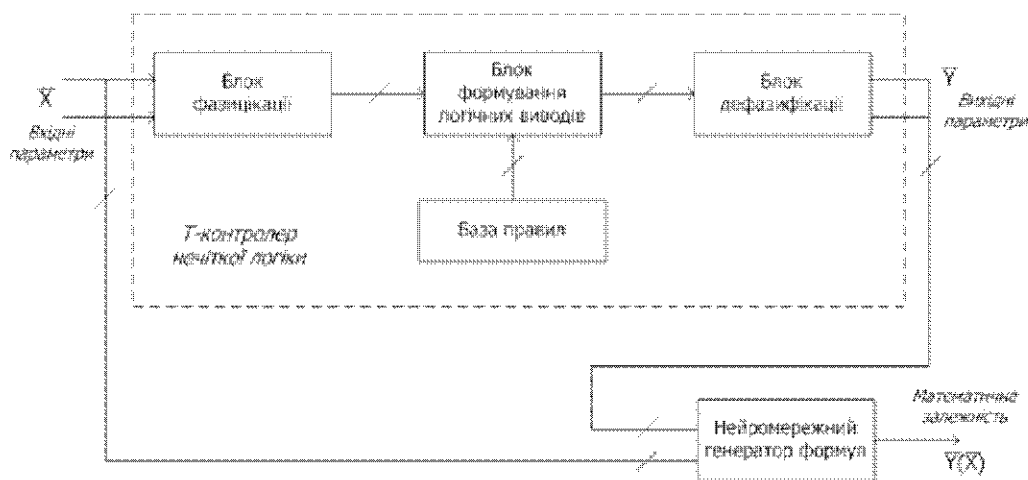


Рис. 1. Структурна схема контролера T-Controller Workshop нечіткої логіки

об'єднані за допомогою нечіткої логічної кон'юнкції) кожного з правил системи нечіткого виводу в нечітких правилах продукції;

- активізація підзаключень (процедура визначення ступеня істинності кожного з підзаключень правил систем нечіткого виводу) в нечітких правилах продукції;
- акумуляція (процедура знаходження функції приналежності для кожної з вихідних лінгвістичних змінних множини) підсумків висновків нечітких правил продукції;
- дефазифікація (приведення до чіткості, яке використовується, коли корисно перетворити нечіткий набір висновків у чітке число) вихідних змінних [4].

Дефазифікація в T-Controller Workshop побудована за допомогою методу геометричних перетворень. Структура методу геометричних перетворень (МГП) скерована на усунення або зменшення негативних властивостей контролера нечіткої логіки [5].

На відміну від традиційних методів моделювання T-Controller Workshop забезпечує прозорі та зрозумілі правила, що описують даний процес, а також:

- підвищену точність функціонування і можливість розв'язання завдань із багатьма вхідними параметрами;
- високошвидкісний метод дефазифікації, що реалізований в даному контролері дозволяє отримати результат з нульовою методичною помилкою;
- число правил визначається лише властивостями вхідних і вихідних даних;
- побудова правил є зрозумілою (для експертів), оскільки дозволяє здійснювати логічний аналіз можливих значень для вихідних змінних.

Продукційна система T-Controller Workshop дозволяє створювати фази-контролери і застосовувати їх на числових даних. Даний контролер підтримує такі режими його створення: введення даних вручну та на основі файлу з даними (текстовий файл, у якому дані представлені без пропусків, а назви колонок та дані якого співпадають з файлом дослідної таблиці). У режимі введення даних вручну потрібно ввести всі вхідні параметри та відповідні їм терми (інтервальний поділ функції у вигляді low, middle та high) з координатами, а також вихідну змінну та терми які описують її. У режимі побудови контролера на основі файлу з даними потрібно ввести вхідні параметри з термами і вихідну змінну та терми, які описують її. Тоді за допомогою пункту меню «Data->Load» завантажити файл з даними, а після цього за допомогою пункту меню «Controller->Create from data» створити сам контролер. Після чого дана програма сама згенерує координати для термів вхідних змінних, координати термів та лінгвістичні правила для вихідної змінної [6].

### Теорія та аналіз отриманих результатів

Для моделювання складена дослідна таблиця з даними (табл. 1). На основі цієї таблиці створений контролер (рис. 2), який в результаті обробки дослідних даних утворив лінгвістичні правила, а також видав відповідний результат (рис. 3) та похибки, які описують його точність (MAD – середнє абсолютне відхилення; MAPE – середнє значення відносної похибки; R – коефіцієнт кореляції Пірсона; RMSE – середнє квадратичне значення похибки). Контролер створюється вручну введенням нових вхідних параметрів згідно з дослідною таблицею, введенням їх термів та координат, визначенням та введенням вихідного параметра та термів які описують його. У результаті на основі завантаженої таблиці за допомогою відповідного пункту меню «Controller->Create from data» створюється контролер.

Параметри, що використовували для створення контролера:

- товщина (**Thick**): мала (38.17,1) (44.5,0), середня (38.17,0) (44.5,1) (50.83,0), велика (44.5,0) (50.83,1);
- тиск (**Pressue**): низький (7.17,1) (7.5,0), середній (7.17,0) (7.5,1) (7.83,0), високий (7.5,0) (7.83,1);
- час (**Time**): малий (15.83,1) (19.5,0), середній (15.83,0) (19.5,1) (23.17,0), великий (19.5,0) (23.17,1);
- струм (**Current**): низький (33.33,1) (36,0), середній (33.33,0) (36,1) (38.67,0), високий (36,0) (38.67,1);
- шорсткість (**Ra**): мала (0.58,1) (1.35,0), середня (0.58,0) (1.35,1) (2.12,0), велика (1.35,0) (2.12,1);
- пористість (**Porystist**): мала (14.5,1) (23.5,0), середня (14.5,0) (23.5,1) (32.5,0), велика (23.5,0) (32.5,1).

У результаті обробки даної дослідної таблиці отримано такі параметри напруги пробією (**Voltage**) та її лінгвістичні правила, які описують умови її отримання:

- низька напруга (416.67,1) (550,0): товщина велика, тиск низький, час великий, струм високий, шорсткість висока, пористість велика або товщина мала, тиск низький, час великий, струм високий, шорсткість велика, пористість велика або товщина середня, тиск високий, час малий або струм низький, шорсткість мала, пористість велика;

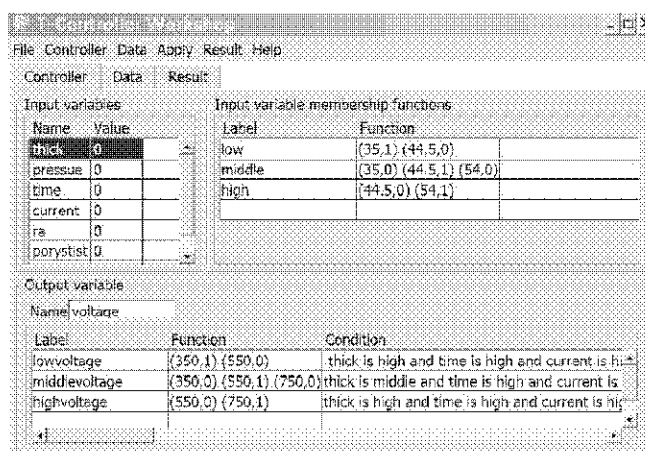
- середня напруга (416.67,0) (550,1) (683.33,0): товщина середня, тиск низький, час великий, струм високий, шорсткість велика, пористість велика або товщина середня, тиск низький, час великий, струм великий, шорсткість велика, пористість середня або товщина велика, тиск низький, час великий, струм високий, шорсткість велика, пористість середня або товщина велика, тиск високий, час малий, струм низький, шорсткість мала, пористість велика;

- висока напруга (550,0) (683.33,1): товщина велика, тиск низький, час великий, струм високий, шорсткість велика,

пористість низька або товщина середня, тиск високий, час середній, струм низький, шорсткість мала, пористість мала або товщина мала, тиск високий, час середній, струм низький, шорсткість мала, пористість мала.

**Таблиця 1** – Вхідні експериментальні дані діелектричного шару оксиду магнію

Товщина, мкм	Напруга пробою, В	Підкладка	P, мВ	Час, хв.	Струм, А	Ra, мкм	Пористість, %/см <sup>2</sup>
45	500	40X13	7	25	40	2,5	30
50	375	40X13	7	25	40	2,5	35
40	350	40X13	7	25	40	2,5	35
42	495	40X13	7	25	40	2,5	28
40	500	40X13	7	25	40	2,5	31
50	500	40X13	7	25	40	2,5	32
51	550	40X13	7	25	40	2,5	25
49	400	40X13	7	25	40	2,5	35
48	440	40X13	7	25	40	2,5	30
47	420	40X13	7	25	40	2,5	32
51	650	Д16	7	25	40	2,5	20
53	650	Д16	7	25	40	2,5	19
40	405	Д16	7	25	40	2,5	37
42	440	Д16	7	25	40	2,5	33
45	555	Д16	7	25	40	2,5	30
50	550	Cu	7	25	40	2,5	32
51	550	Cu	7	25	40	2,5	30
43	420	Cu	7	25	40	2,5	32
40	420	Cu	7	25	40	2,5	33
42	415	Cu	7	25	40	2,5	35
50	500	Аmг2	7,8	14	32	0,2	30
54	495	Аmг2	7,8	14	32	0,2	30
43	480	Аmг2	7,8	14	32	0,2	35
42	750	40X13	8	18	32	0,2	10
35	750	40X13	8	18	32	0,2	11
40	730	40X13	8	18	32	0,2	11



**Рис 2.** Інтерфейс контролера на основі дослідної таблиці

Controller	Data	Result	Measure	Value
Expected "voltage"		Predicted "voltage"		
500		539.47	MAD	61.67
375		434.15	MAPE	0.12
350		455.22	R	0.81
495		497.34	RMSE	70.13
500		455.22		
500		434.15		
550		527.78		
400		455.22		
440		476.28		
420		497.34		
650		601.85		
650		616.66		
405		455.22		
440		497.34		
555		539.47		
550		434.15		

**Рис 3.** Результати роботи контролера за експериментальними даними

На рис. 3 відображено результати роботи контролера, який був створений на основі експериментальних даних. Закладка «Result» висвітлює нам очікувану та прогнозовану напругу пробою. Очікувана напруга пробою висвітлюється нам такою ж самою, як у дослідній таблиці даних, тобто незмінною, а прогнозована напруга – це напруга, що результатом оцінена контролером, тобто яку ми мали б отримати в результаті проведення експерименту за реальних умов. Саме ці лінгвістичні правила враховують всі параметри, які впливають на напругу пробою.

Детальніше проаналізувавши закладку «Result», можна побачити на інтерфейсі програми графу «Errors», де зосереджені похибки, що характеризують прогнозовану напругу пробою, а саме:

- MAD (середнє абсолютне відхилення, %) становить 61,67;
- MAPE (середнє значення відносної похибки, %) становить 0,12;
- R (коефіцієнт кореляції Пірсона, %) становить 0,81;
- RMSE (квадратний корінь середнього квадратичного значення похибки, %) становить 70,13 [6].

Узагальнюючи вище сказане, можна зробити висновок, що похибка під час моделювання підтверджує коректність використання нейронних мереж, зокрема контролера нечіткої логіки, для моніторингу та прогнозування параметрів синтезування діелектричного шару, що забезпечуватимуть потрібний рівень властивостей.

Для здійснення подальшого навчання контролера на основі відкорегованих лінгвістичних правил потрібно вручну створити новий контролер (рис. 4). При цьому розрахувавши координати вхідних змінних (за побудовою функції приналежності для вхідних змінних) згенерувати відповідну таблицю з даними для подальшого опрацювання.

Нижче наведено процедуру створення контролера та результат його роботи на основі обробки вхідної відкоригованої таблиці з експериментальними даними (рис. 4).

Контролер створювався за такими параметрами:

- товщина (**Thick**): мала (35,1) (44.5,0), середня (35,0) (44.5,1) (54,0), велика (44.5,0) (54,1);
- тиск (**Pressue**): низький (7,1) (7.5,0), середній (7,0) (7.5,1) (8,0), високий (7.5,0) (8,1);
- час (**Time**): низький (14,1) (19.5,0), середній (14,0) (19.5,1) (25,0), великий (19.5,0) (25,1);
- струм (**Current**): низький (32,1) (36,0), середній (32,0) (36,1) (40,0), високий (36,0) (40,1);
- шорсткість (**Ra**): мала (0.2,1) (1.35,0), середня (0.2,0) (1.35,1) (2.5,0), велика (1.35,0) (2.5,1);
- пористість (**Porystist**): мала (10,1) (23.5,0), середня (10,0) (23.5,1) (37,0), велика (23.5,0) (37,1).

У результаті обробки відкоригованої таблиці з даними отримано наступні параметри напруги пробою (**Voltage**) та її лінгвістичні правила, які описують умови її отримання:

- низька напруга (350,1) (550,0): товщина велика, час великий, струм високий, шорсткість велика, пористість велика або товщина середня, час великий, струм високий, шорсткість велика, пористість велика або товщина середня, час великий, струм високий, шорсткість велика, пористість середня;

- середня напруга (350,0) (550,1) (750,0): товщина середня, час великий, струм високий, шорсткість велика, пористість середня або товщина велика, час великий, струм високий, шорсткість велика, пористість середня або товщина велика, час великий, струм високий, шорсткість велика, пористість велика або товщина велика, час малий, струм низький, шорсткість мала, пористість середня або товщина середня, час малий, струм низький, шорсткість мала, пористість велика;

- висока напруга (550,0) (750,1): товщина велика, час великий, струм високий, шорсткість велика, пористість середня або товщина середня, час середній, струм низький, шорсткість мала, пористість мала або товщина мала, час середній, струм низький, шорсткість мала, пористість мала.

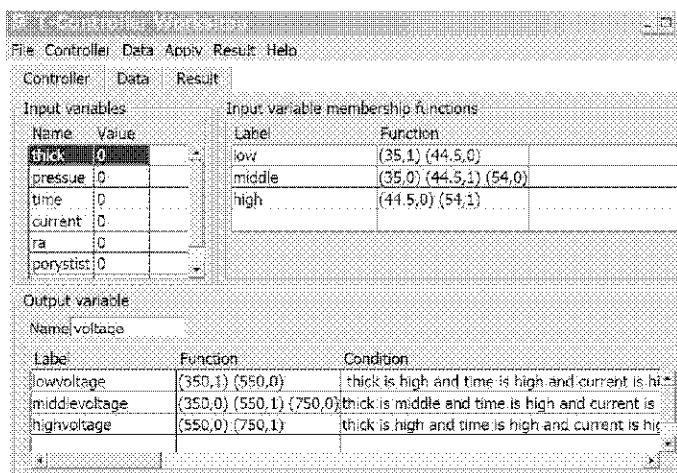


Рис. 4 Інтерфейс програми з процедурою створення контролера вручну за експериментальними даними

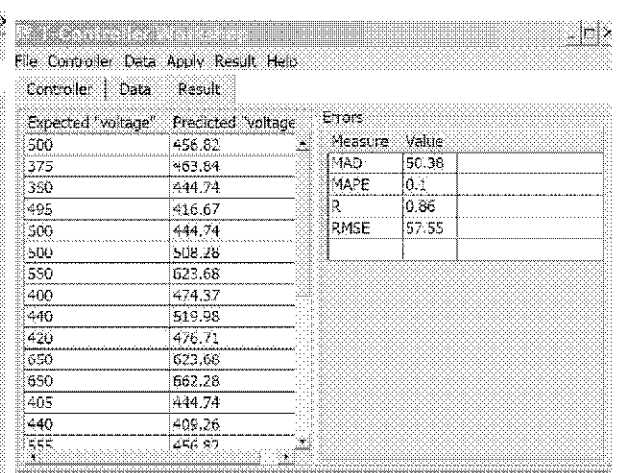


Рис. 5. Інтерфейс програми з результатами моделювання

У результаті моделювання закладка «Result» видає два типи напруги пробою: очікувану та прогнозовану. Легко бачити, що обидва показники по напрузі пробою мало відрізняються один від одного, на що вказують похибки моделювання (рис. 5).

Отже проведені дослідження показали, що процедура прогностичного моделювання повинна складатися з таких етапів: створення базового контролера на основі дослідної таблиці; створення робочого контролера на основі попередньо відкоригованої таблиці з даними та зміни бази лінгвістичних правил. У такий спосіб система «навчається» здійснювати моделювання з високою точністю на основі моніторингу експериментальних даних. У подальшому встановлені кореляційні залежності можна використовувати для постійного функціонування контролера в режимі інтелектуального давача, який сполучає функції імітації певних технологічних процесів, їхнього моделювання та управління ними.

### Висновки

1. Застосування програмного продукту IT-Controller Workshop дає змогу передбачити функціональні властивості об'єкта моделювання, зокрема, напруги пробою діелектричного шару на основі обробки вхідних експериментальних даних. Використання нейромережевого моделювання з побудовою функцій приналежності (терм змінних та їх координат) дозволяє сформулювати та формалізувати правила логічного виведення на інтерфейс програмного забезпечення. Це дає змогу наочно проаналізувати результати дослідження за допомогою закладки «Result» та похибок, які відповідають цим результатам. Процедура навчання контролера підвищує точність результатів експерименту, які б мали виконуватись за реальних або дуже наближених до реальних умов.

2. Автоматична побудова логічних правил на основі використання функціональних можливостей T-Controller Workshop забезпечила високу ефективність навчання контролера і одночасно дозволила встановити лінгвістичний опис взаємозв'язків між основними параметрами технологічного процесу формування діелектричних шарів.

3. Для зменшення похибки прогнозування значень напруги пробою необхідно корегувати лінгвістичні правила, за якими будується контролер.

### Список литературы

1. Дослідження діелектричних шарів на конструкційних матеріалах сформованих гібридною іонно-плазмовою розрядною системою / [З. А. Дурягіна, С. А. Беспалов, В. Я. Підкова, Д. Полоцький] // *Металлофиз. новейшие технол.* – 2011. – Т. 33, С. 393–400.
2. Дурягіна З. А. Методика нанесення захисних ізоляційних покриттів на сталі 40X13 / З. А. Дурягіна, В. Я. Підкова, С. А. Беспалов // *Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів* : в 2-х т. / Спецвипуск ФХММ. – 2012. – №9. – Т. 2. – С. 506–510.
3. Установка для формирования наноструктур / [Короташ И., Одинокоев В., Павлов Г. и др.]. – *Наноиндустрия*, 2010. – № 4. – С. 14–18.
4. <http://habrahabr.ru/post/113020/>
5. Ткаченко Р. Нейроподібні структури машини геометричних перетворень у завданнях інтелектуального аналізу даних / Р. Ткаченко, А. Дорошенко // *Вісник Національного університету «Львівська політехніка»* : Сер. : Комп'ютерні науки та інформаційні технології. – Львів : Вид-во НУ «Львівська політехніка», 2009. – С. 179–184.
6. Olexij Tkatchenko. T-Controller Workshop User Manual. – Vol. 2.8, 2011. – 16 с.

*Одержано 31.10.2012*

© Ткаченко Р.О., Дурягіна З.А., Зубик-Шах О.О., Підкова В.Я., Ольшевська С.О.

Національний університет «Львівська політехніка», м. Львів

**Tkachenko R., Duryagina Z., Zubik-Shah O., Pidkova V., Olshevskaya S.  
Monitoring the properties of heating elements dielectric layer neuro-network modeling**

## ЕЖЕГОДНАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МЕТАЛЛУРГОВ В ДЮССЕЛЬДОРФЕ (ГЕРМАНИЯ) «СТАЛЬ 2011» (Окончание)

### Современные технологические процессы и предприятия

В докладе Марка Хеллинга (Mark Hoelling), Уве Брауна (Uve Braun), Асгара Юхтера (Asgar Juechter) и Юлиана Пройса (Julian Proiss) сообщены результаты работ по повышению эффективности использования энергетических ресурсов на заводе фирмы ArcelorMittal в Гамбурге. Это предприятие является ведущим в Европе производителем высококачественной проволоки и включает дуговую электропечь производительностью 1,1 млн. т., работающую как на металлоломе, так и на железной губке, производимой на собственной Midrex- установке производительностью 600 тыс. т/год, 7-ручьевую УНРС и двухниточный проволочный стан производительностью 900 тыс. т/год. (рис. 6). Предприятие производит как высококачественные марки стали, выплавляемые с использованием высоко-го содержания железной губки в шихте, так и рядовые сорта стали из металлолома.

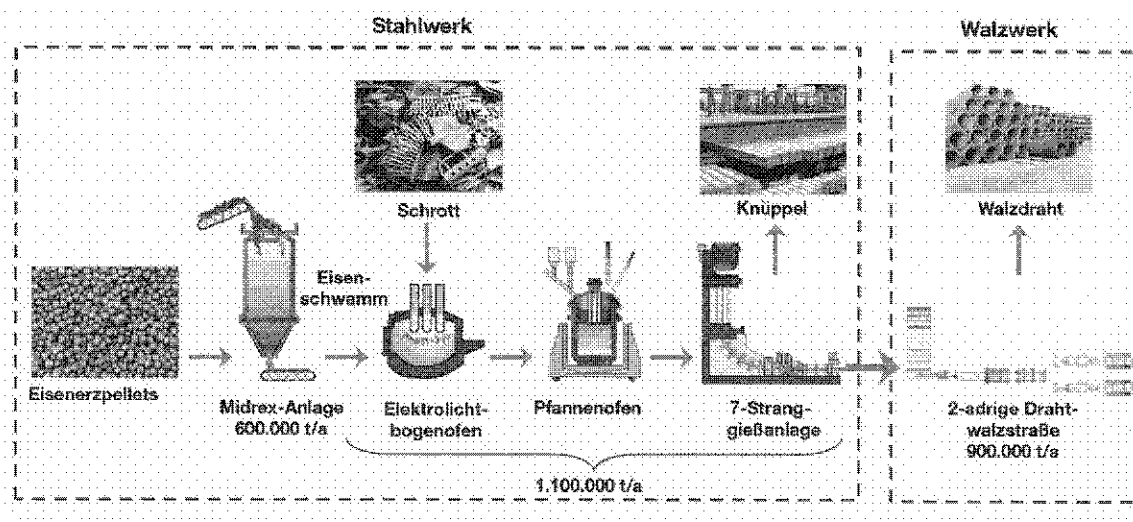


Рис. 6. Схема производства проволоки на заводе ArcelorMittal в Гамбурге

85 % всех заводских выбросов  $\text{CO}_2$  приходится на Midrex- установку (553 кг/т железной губки) и УНРС (466 кг/т заготовки). Были рассмотрены следующие варианты реконструкции этих установок с целью уменьшения выбросов  $\text{CO}_2$  и экономии энергии:

- реконструкция газодувки;
- реконструкция системы вдувания воздуха;
- замена трансформатора электропечи;
- замена катализатора;
- сухая очистка пыли.

Благодаря этим мероприятиям в 2007 г. выбросы  $\text{CO}_2$  были уменьшены на 47 тыс. т/год, а в 2011–2012 г. г. запланировано дальнейшее уменьшение эмиссии  $\text{CO}_2$  на 5000 т/год.

Фирма SMS Siemag сообщает о пуске 4-й УНРС на заводе Salzgitter Flachstahl. Эта установка рассчитана на выпуск литых заготовок шириной 1100–2600 мм и толщиной 250–350 мм для производства толстолистовой микролегированной стали для труб большого диаметра.

К особенностям новой УНРС можно отнести:

- гидравлические резонансные осцилляторы;
- дистанционно управляемые сегменты для изменения ширины и толщины разливаемых слябов,
- система вторичного охлаждения разливаемых слябов, динамично изменяемая в зависимости от их ширины;
- постоянный радиус изгиба криволинейной части установки 11, 5 м., позволяющий избежать трещин на поверхности слябов.

Вот основные параметры конструкции установки: 12 тыс.  $\text{м}^3$  армированного бетона, 3500 т. стальных конструкций и 4500 т механического оборудования, длина УНРС 34,42 м. Общее время от начала строительства до первого разлитого 350 мм сляба составило 3 года.

В докладе Христфа Кляйна (Christoph Klein), Христиана Билгена (Christian Bilgen), Христиана Клинкаберга (Christian Klinkenberg) и Юргена Мюллера (Juergen Mueller) (SMS Siemag) обобщены результаты многолетнего опыта фирмы в развитии новой технологии непрерывной разливки тонких полос – CSP (Compact Strip Production). Первая УНПС с технологией CSP была пущена в 1989 г. на заводе фирмы Nucor в Crawfordsville (США).

С тех пор технология CSP стала стандартной для всех УНПС фирмы SMS Siemag при получении высококачественной листовой стали, и применяется уже на 28 УНПС во всём мире, которые производят 50 млн. т/год – 10 % всего мирового производства горячекатаного листа.

Установка CSP включает тонкослябовую УНПС, туннельную нагревательную печь и прокатный стан (рис. 7). Разлитые в УНПС тонкие слябы толщиной 50–90 мм после выравнивания температуры в туннельной печи поступают на прокатный стан и прокатываются там до горячекатаной полосы нужной толщины. Благодаря своей компактности, установка CSP позволяет иметь гомогенную температуру по сечению тонких слябов, минимальные температурные потери между туннельной печью и прокатным станом, равномерную скорость прокатки и, как следствие, получать горячекатаную полосу с абсолютно равномерной структурой и физико-механическими свойствами по всей длине и ширине полосы, а также с узкими допусками по толщине, ширине, поперечному профилю, кривизне и плоскостности.

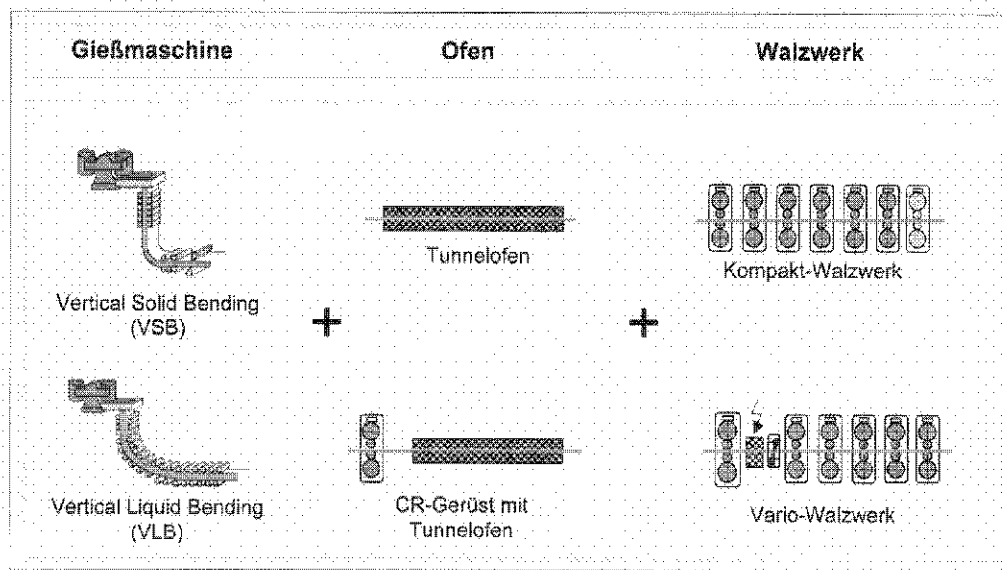


Рис. 7. CSP - модули с вертикальной и криволинейной УНПС

По сравнению со стандартной технологией получения горячекатаных полос из толстых слябов технология CSP требует существенно меньших капитальных и эксплуатационных затрат. Такая экономия достигается благодаря отсутствию черновой группы в листопрокатном стане и прямой прокатке тонких слябов без обычного охлаждения и повторного нагрева раската. Кроме того, получаемая тонкая и ультратонкая горячекатаная полоса может служить заменой в некоторых случаях холоднокатаной полосы. Завод в Ternium (Мексика) производит ещё с 1995 г. горячекатаные полосы толщиной менее 1,0 мм. Сегодня объём производства тонких полос толщиной 1,2 мм и менее на установках CSP составляет 30 % их мощности. А на установке CSP завода Wisco (Китай) даже освоен выпуск горячекатаных полос толщиной 0,8 мм.

Сортамент таких горячекатаных полос охватывает все имеющиеся сегодня марки стали (низко- средне- и высокоуглеродистые стали, HSLA- и трубные стали, нержавеющие и жаропрочные стали, а также электротехнические и трансформаторные стали). Полосы могут быть использованы как для непосредственной переработки, так и для последующей прокатки на установках холодной прокатки и последующей обработки. Особенно заметны преимущества CSP- технологии при производстве микролегированных и многофазных сталей, требующих строго определённых деформационных и температурных условий прокатки. Тем не менее, идя навстречу требованиям потребителей, фирма SMS Siemag разработала новую усовершенствованную CSP flex - технологию, позволяющую получать как горячекатаные полосы толщиной более 12,7 мм из высокопрочных трубных сталей с высокой ударной вязкостью и свариваемостью, так и горячекатаные ультратонкие полосы на двухручьевых установках производительностью до 4 млн. т/год со значительным уменьшением потребления энергии.

Оптимальное сочетание высокой прочности и ударной вязкости может быть обеспечено мелкозернистой структурой горячекатаных полос. Соответствующий термомеханический процесс (рис. 8) ведётся в две стадии, причём первая стадия выполняется в интервале температур рекристаллизации, а вторая – в интервале температур, при



которых рекристаллизация отсутствует. При этом решающее значение имеет то, что уже в первой стадии достигается равномерная рекристаллизованная структура, поскольку оставшиеся отдельные крупные зёрна могли бы переходить в готовую полосу и негативно влиять на ударную вязкость металла. Это возможно особенно в сталях, микролегированных ниобием, т. к. этот элемент сильно затрудняет рекристаллизацию.

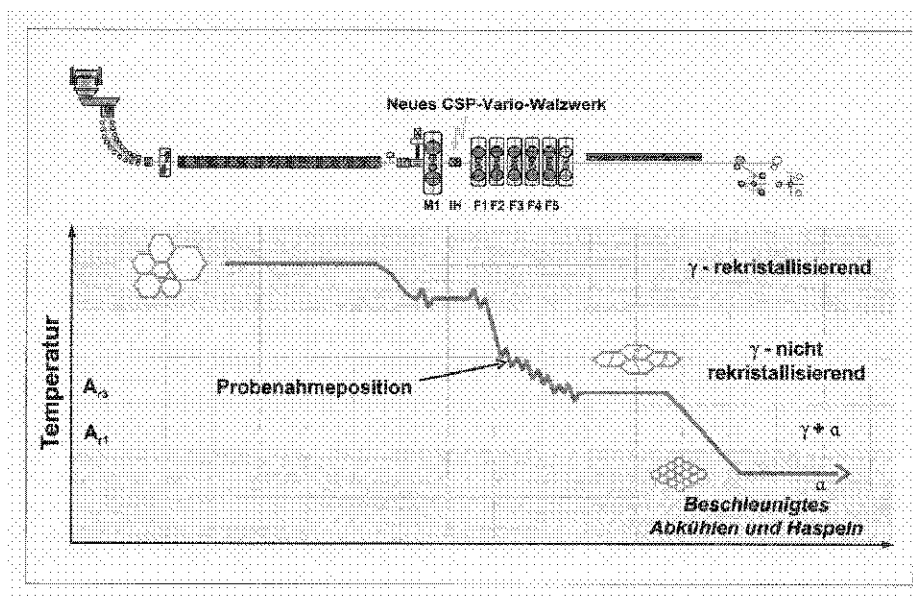


Рис. 8. Формирование структуры металла в новом CSP vario-прокатном стане

Суммарное обжатие в первых двух клетях прокатного стана должно быть максимально возможным, чтобы обеспечить минимум двукратную полную рекристаллизацию. Только таким образом можно обеспечить одновременно высокую прочность и ударную вязкость толстых горячекатаных полос. При этом сохраняется пропорция между толщиной литого сляба и толщиной готовой полосы. С учетом этих условий структурообразования разработан CSP-vario-прокатный стан, снабжённый дополнительной мощной клетью M1 с индивидуальным приводом валков, установленной на расстоянии 10 м перед непрерывной группой. Между этой клетью и первой клетью непрерывной группы расположены правильная машина для правки промежуточного раската и установка индукционного подогрева раската. Температурно-временной интервал нахождения раската между новой клетью M1 и первой клетью непрерывной группы рассчитан таким образом, чтобы обеспечить полную рекристаллизацию без преждевременного выделения соединений микролегирующих элементов и образования крупных зёрен. Это обеспечивается одной или двумя отдельно стоящими черновыми клетями. Новые установки имеют модульную структуру и снабжены дополнительными компонентами в литейном агрегате и прокатном стане. Возможны следующие модули: УНПС типа VLB (Vertical Liquid Bending) и CSP-vario-прокатный стан либо УНПС типа VSB (Vertical Solid Bending) и CSP-компактный прокатный стан. В первом варианте возможно получение более толстых слябов и горячекатаных полос из трубных сталей.

Пропускная способность трубопроводов для нефти и газа определяется, прежде всего, диаметром трубы и давлением в трубопроводе. Для выполнения этих условий нужны листы большой толщины из материалов, обладающих высокой прочностью, свариваемостью и ударной вязкостью при низких критических температурах. Ударная вязкость определяется прежде всего суммарной степенью деформации толстых полос. На компактном CSP – прокатном стане возможно получение полос из высокопрочных трубных сталей толщиной 12,7 мм. и более из тонких литых слябов толщиной 50–60 мм.

При изотермической прокатке на CSP-vario-прокатном стане достигается термомеханическая обработка раската, а именно:

- высокие обжатия в области рекристаллизации аустенита и полное устранение неомогенной литой структуры;
- охлаждение до температуры ниже температуры рекристаллизации аустенита;
- завершающая прокатка в области температур, при которых не происходит рекристаллизация аустенита;
- быстрое охлаждение прокатанной полосы на отводящем рольганге в области фазовых превращений для получения мелкозернистой структуры.

Были проанализированы два варианта компоновки CSP – модулей, поставленных фирмой SMS Siemag для заводов фирмы Handan Iron & Steel (Китай) и фирмы Saldanha (Южная Африка). В первом варианте модуль состоит из УНПС типа VSB, 2-х туннельных печей, черновой клетки и 6-клетевой чистовой группы (рис. 9). Во втором

варианте – УНРС типа VLB, туннельная печь, непрерывная двухклетевая черновая группа, туннельная печь и охлаждающая установка, 5-клетевая непрерывная чистовая группа. Сравнительный анализ структуры полос, полученных на этих модулях, показал, что модуль с двухклетевой черновой группой клеток обеспечивает лучшую микроструктуру. Схема структурообразования приведена на рис. 10. Если при одной черновой клетки прокатка ведётся в области температур 1080 °С (черновая клетка) и 1045 °С (первая клетка чистовой группы), а микроструктура содержит много больших зёрен и неоднородна, то в двухклетевой черновой группе реализуется большое суммарное обжатие до 50 % при соответствующих температурах 1130 °С (первая черновая клетка), 1116 °С (вторая черновая клетка) и 950 °С (первая клетка чистовой группы), что обеспечивает равномерную мелкозернистую структуру металла.

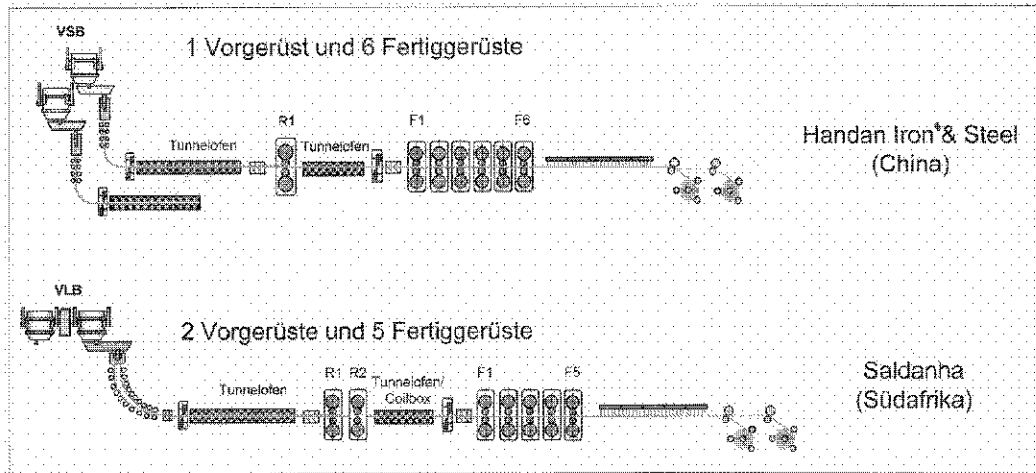


Рис. 9. Варианты CSP-модулей на заводах в Китае и в Южной Африке

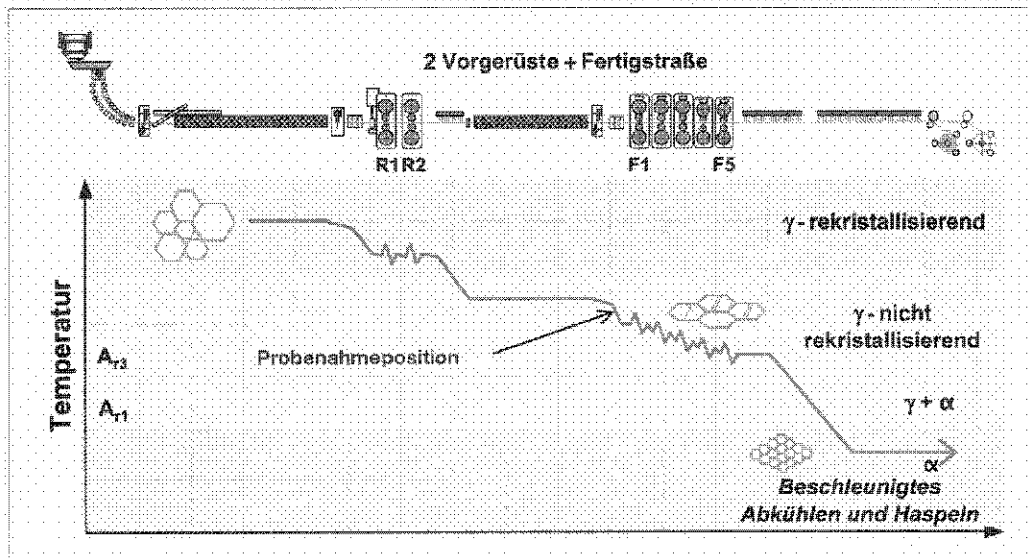


Рис. 10. Формирование структуры металла в CSP vario-прокатном стане с двухклетевой непрерывной черновой группой

Установка дополнительной черновой клетки вызывает, однако, дополнительную проблему. Из-за различной скорости прокатки в черной клетке и первой клетке чистовой группы головная и хвостовая части раската находятся на промежуточном рольганге неодинаковое время: 70 с – голова и 270 с – хвостовая часть. Это приводит к различной величине зёрен по длине раската при прокатке без дополнительного охлаждения, или (при принудительном охлаждении раската перед чистовой группой) к преждевременному выпадению соединений таких легирующих элементов, как ниобий, и к ослаблению его влияния на свойства металла.

Поскольку эта проблема в CSP -vario-прокатном стане отсутствует, то при этом возможна прокатка трубных сталей высоких классов прочности с повышенным содержанием микролегирующих элементов.

Установка дополнительных летучих барабанных ножиц между клетями M1 и F1 позволяет наряду с толстыми трубными заготовками прокатывать также тонкие полосы толщиной до 1 мм. При этом возможны два варианта

дальнейшей переработки тонких горячекатаных полос: бесконечная дальнейшая холодная прокатка и обработка или обычный процесс с разрывом между горячей и холодной прокаткой. Оба варианта имеют свои недостатки и преимущества. Бесконечная проката обеспечивает существенную экономию энергоресурсов, но требует больших капитальных затрат на обеспечение безопасности непрерывного процесса. Поэтому при производстве высококачественных сталей предпочитают обычный, т. н. Batch-процесс.

Схема VSB на рис. 9 обеспечивает возможность прокатки как ультратонких полос в бесконечном режиме, так и толстых полос (до 18 мм) из трубных марок сталей.

Для бесконечного процесса больше подходит УНРС типа VLB. В этом модуле непрерывнолитые слябы прокатываются в черновой редуцирующей клетке. Последующая туннельная печь даёт возможность прервать процесс для перевалки валков. Летучие ножницы перед моталками режут бесконечную полосу на отдельные части, сматываемые моталками в рулоны. Дальнейшей задачей является повышение скорости разливки, чтобы достичь ещё большей экономии энергоресурсов, и увеличение толщины разливаемых слябов для повышения производительности. Для производства толстых полос из трубных сталей экономически выгодны УНРС типа VLB с изгибом литого сляба с жидкой сердцевиной. Такая УНРС может иметь производительность до 2 млн. т/год для одного ручья. В заключение доклада отмечается, что разработанные модульные установки CSP и CSP flex фирмы SMS Siemag обеспечивают возможность получения широкого марочного и размерного сортамента горячекатаных полос из непрерывнолитых слябов с высокой экономической эффективностью.

© Д-р техн. наук А. Л. Геллер, д-р техн. наук В. Г. Горелик  
Дюссельдорф, Германия

**Geller A., Gorelik V. Annual international conference of metallurgists in Dusseldorf (Germany) «Steel 2011»**

## ПРИМЕНЕНИЕ ПРОЦЕССНОГО ПОДХОДА СИСТЕМЫ МЕНЕДЖМЕНТА КАЧЕСТВА НА ПРИМЕРЕ ЛОПАТОЧНЫХ ДИСКОВ ГТД

Для обеспечения выпуска конкурентоспособных двигателей предприятия авиационной промышленности внедряют систему менеджмента качества. При этом реализация требований заказчика к авиадвигателям на всех этапах жизненного цикла обеспечивается процессным подходом по ДСТУ ISO 9000, когда выход предыдущего процесса является входом для последующего (рис. 1).

Каждый процесс преобразует входной поток в выходной. Так, после конструкторской подготовки потребительские характеристики (требования) преобразуются в рабочие чертежи деталей и сборочные чертежи. После технологической подготовки требования чертежей к точности размеров, формы и расположения поверхностей, шероховатости, качеству поверхностного слоя преобразуются в маршрут обработки и режимы резания на соответствующем оборудовании. Процесс производства преобразует заготовку в деталь на выбранном оборудовании и назначенными режимами резания. Таким образом, деталь изготавливается в соответствии с требованиями чертежа и для предназначенных условий эксплуатации.

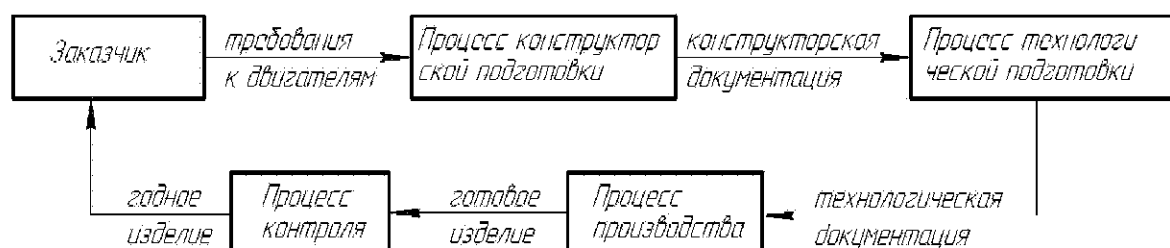


Рис. 1. Процессный подход при изготовлении продукции

Такой подход позволяет на каждом этапе жизненного цикла выполнять требования внешнего заказчика с использованием технических параметров, характерных для выполняемого процесса.

Реализация процессного подхода и преобразование входных потоков в выходные возможно благодаря использованию развертывания функции качества QFD (Quality Function Deployment) [1]. Основа QFD – построение так называемой фигурной матрицы, названной в соответствии со своей формой «Дом качества», в рамках которой фиксируется информация о качестве продукта и принимаемых решениях.

Центральная часть матрицы – это таблица, столбцы которой соответствуют техническим характеристикам, а строки потребительским. В клетках, образуемых пересечением строк и столбцов, отмечается корреляционная зависимость, если она есть. Верхнюю часть («крышу») представляют данные о существовании (+) зависимости между техническими характеристиками.

На рисунке 2 показан «Дом качества» для преобразования требований заказчика в рабочий чертеж деталей газотурбинных двигателей (ГТД) на этапе конструкторской подготовки.

При создании рабочих чертежей конструктор указывает материал детали, твердость, геометрические размеры, допуски на размер, форму и взаимное расположение поверхностей, шероховатость. Этих характеристик достаточно для большинства деталей машин. Но для деталей авиационных двигателей, как показал анализ литературных источников, в технических требованиях необходимо указать такие характеристики как глубина и величина наклепа, величина и вид остаточных напряжений. Это связано с тем, что несущую способность ответственных деталей ГТД, таких как валы, диски, лопатки, эксплуатируемых в условиях циклических нагрузок, характеризует сопротивление усталости (предел выносливости). Схема на рис. 3 показывает параметры и факторы, которыми можно управлять и контролировать на этапе изготовления детали. Их оптимальные значения могут обеспечить высокие показатели сопротивления усталости.

Технические характеристики Требования		Материал	Формат	Размер	Точность			Шероховатость	Твердость	Наклеп	Остаточные напряжения
		Ранг			микрошпиг	формы	расположения				
Несущая способность		1	+1	+1	-1	+1	+1	+1	+1	-1	-1
$\Sigma$		+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1

Рис. 2. Матрица взаимосвязи между требованиями заказчика и конструкторской подготовкой

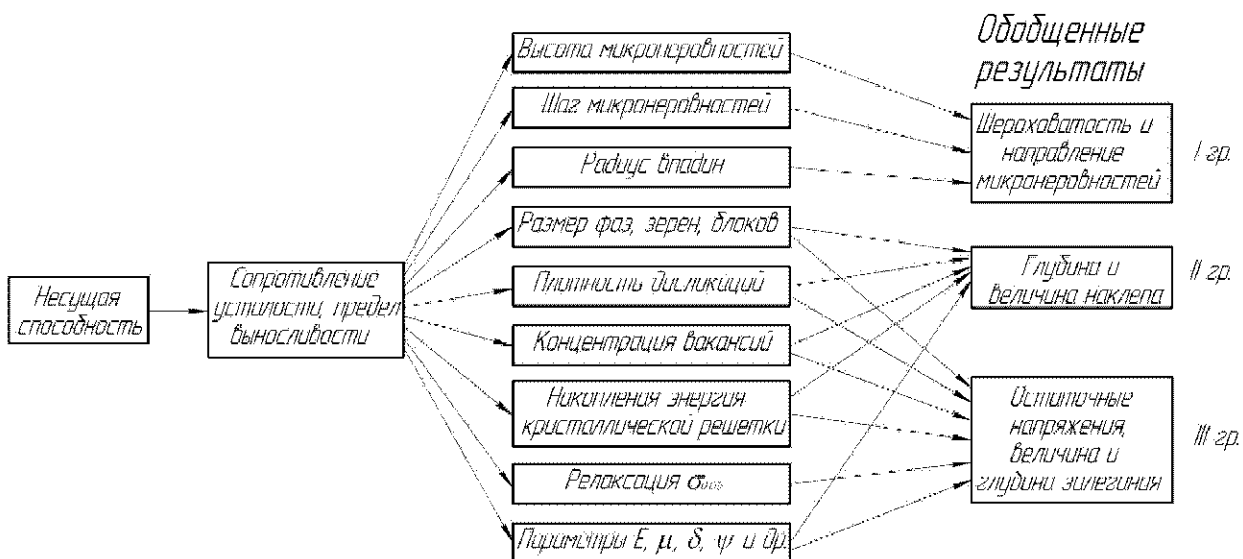


Рис. 3. Факторы, влияющие на несущую способность деталей ГТД



## Список литературы

1. Лапидус В. А. Всеобщее качество (TQM) в российских компаниях / В. А. Лапидус. – М. : ОАО «Типография «Новости», 2000. – 432 с.

Одержано 22.11.2012

© Канд. техн. наук Н. В. Гончар

Национальный технический университет, г. Запорожье

**Gonchar N. Application of process approach to quality management system as an example of blade gasturbine engines disks**

---

# МЕТОДОЛОГІЧНІ АСПЕКТИ СУЧАСНИХ ПРОБЛЕМ ТРИБОМАТЕРІАЛОЗНАВСТВА В КОНТЕКСТІ ПІДГОТОВКИ ВИЩИХ ІНЖЕНЕРНИХ КАДРІВ

## Вступ

Динамічні глобалізаційні процеси нерозривної інформаційної та соціотехнічної інтеграції країн Європи, азійського, та східного регіонів, розвинених промислових регіонів США, Канади, Австралії, Північної Америки та інших в економічній і політичній сферах обумовили генерацію нового єдиного наукового та освітнього простору. Тож одним із головних кроків такого стратегічного розвитку стало створення ERA – «Європейського науково-дослідного простору» і ENEA – «Європейської зони вищої освіти», які дозволяють забезпечити адаптацію системи зв'язків науки, промисловості та освіти однієї країни з іншими країнами. Це надає можливості інженерно-технічним кадрам та науковцям, незалежно від місця навчання, одержувати і вдосконалювати кваліфікацію, що підтверджується єдиним міжнародним сертифікатом [1]. Такі тенденції починають виразно проявлятися і в галузі трибоматеріалознавства, розробки технологій підвищення зносостійкості та строку служби деталей машин, робочих органів обладнання. Все більше стає безумовним, що технічні кадри в спряжених галузях трибології, матеріалознавства, зміцнювальних та відновлювальних технологій, зокрема методами наплавлення, напилення та інших новітніх методів нанесення чи створення захисних шарів [2–4], які формувалися як фахівці для роботи в якій-небудь одній виробничо-технологічній системі, на сьогодні вже не можуть повністю задовольнити потреби сучасних як національних, так і транснаціональних промислово-наукових корпорацій і науково-дослідних центрів, що співпрацюють з різними країнами Євросоюзу, США, Азії та інших регіонів світу.

Тому для підготовки інженерних кадрів вищої кваліфікації виникає нагальна потреба у врахуванні сучасних знань трибоматеріалознавства, наукових методик, які дозволять готувати вищі технічні кадри на основі вимог європейської кредитно-модульної системи (ECTS) з урахуванням національних особливостей. Перспективи адаптації методик освіти найбільш актуальні в контексті Болонського процесу, спрямованого на зближення європейських країн у формуванні єдиного європейського освітнього простору, що інтенсивно розвивається. Аналіз інтеграційних зв'язків у галузі підвищення термінів експлуатації механізмів та споріднених науково-технологічних напрямків між провідними країнами показує, що Україна не є винятком і визначила для себе орієнтир на швидке входження в освітній простір Європи та світу. Це стає можливим тільки за національної адаптації освітньої сфери в контексті європейських та загально світових вимог, зокрема виконання яких пов'язано з практичним приєднанням до Болонського процесу. Крім того, важливим чинником у сучасному процесі соціо-технічної інтеграції є урахування сьогоденних світових тенденцій у розвитку різних галузей промисловості та науки, що орієнтовані на застосування та розробку енергоєфективних технологій та матеріалів, а також оптимальне використання сталей і сплавів, що забезпечує збільшення надійності та довговічності деталей робочих органів машин та устаткування. Тож одним з перших місць у питаннях працездатності сталей та сплавів, із яких виготовляються деталі машин, є проблеми тертя, зношування та руйнування при взаємодії зі спряженими поверхнями, зокрема, із твердими абразивними матеріалами.

## Матеріали та методика досліджень

Головне навантаження лягає на дослідження наплавлені зносостійких матеріалів в умовах інтенсивної руйнації поверхонь тертя. Синергетичний метод у певних рамках, зокрема здатності трибосистем до адаптації в умовах

зношування, має пояснити найбільш заплутані моменти проблемного поля. Насамперед, це віднесено до можливості рахування енергодинамічних впливів, що пов'язані з термодинамічним походженням процесів дисипативних структур, які мають просторову конструкцію та здатні до самоорганізації. На нашу думку, це є один з основних методів, що у майбутньому може дати комбіновану, не тільки якісну, характеристику, а і кількісне вираження проходження біфуркаційних процесів у складних трибосистемах, що мають нелінійний математичний опис алгоритмів. Крім того, у залежності від виконання конкретних завдань на певних етапах дослідження були використані методи структурно-функціонального та аналітико-теоретичного аналізу, а також задіяні методи аналогії, порівняльного аналізу і синтезу, структурно-логічного моделювання, нелінійного (недетермінованого) мислення, комплексного, економіко-математичного та інші.

Складні умови зношування, різноманіття параметрів та чинників, які охоплюють як властивості середовища, зовнішні фактори, так і матеріалознавчі й технологічні аспекти виготовлення матеріалів, обумовлюють необхідність глибокого вивчення процесів, які відбуваються на поверхні тертя та зношування робочих органів та деталей машин. Обрахування кореляційних залежностей між інтенсивністю руйнування сталей і сплавів та їх трибологічними характеристиками потребує від фахівців застосування комплексу спеціальних методів лабораторних і промислових випробувань, а також використання аналітичних, теоретичних розрахункових алгоритмів на базі апарату математичного моделювання.

### Теорія та аналіз отриманих результатів

Процес руйнування сталей та сплавів, з яких виготовлена більшість деталей машин охоплює сукупність складних явищ, що відбуваються при взаємодії поверхневих шарів матеріалу з абразивним середовищем у визначених конкретних специфічних умовах експлуатації. Усі компоненти цього процесу, що включають сам метал, контактне середовище, зовнішні умови, за яких здійснюється зношування, взаємозалежні та кожний з них окремо і у взаємодії з іншими факторами впливає на кінцевий результат – процес руйнування та величину зносу.

Тому, дуже важливо використовувати сучасні методологічні наукові напрямки, зокрема синергетичні алгоритми оптимізації матеріалознавчих і триботехнічних параметрів, які забезпечують мінімальне руйнування поверхні тертя та збільшення терміну служби матеріалів деталей і робочих органів машин і апаратів.

По-перше, це пов'язано з тим, що багато науковців робили неодноразові спроби розробити методи прогнозування та розрахунку хімічного складу та структури зносостійкого металу. При цьому мінералогічний, гранулометричний, хімічний склад і характеристики міцності середовища, що зношує, а також умови зношування (тиск, температура, швидкість тощо) у більшості випадків приймалися постійними і вважалися критеріальними факторами, що накладають визначені обмеження, які практично не могли впливати на модулювання процесів руйнування поверхні тертя і не враховувались при прогнозуванні властивостей оптимального складу сталі чи сплаву.

По-друге, хоча метою пошуку, проведеного багатьма авторами [2–5], була максимальна зносостійкість, проте хімічний склад, розроблений кожним з дослідників, виходив істотно різним. При цьому оптимізація результатів випробувань проводилася цілком коректно у відповідності до всіх відомих рекомендацій з планування експерименту. Тож, можна констатувати, що різниця у рекомендаціях з'ясовна, оскільки кожний з дослідників розробляв зносостійкий матеріал для визначених умов роботи конкретної деталі. Таким чином, навіть найменші відхилення одного з параметрів цих окремих випадків зношування робить отримані рекомендації з хімічного складу сплаву непридатним для використання в інших умовах експлуатації. Тож, виходячи з цього, стає зрозумілим, що при тих самих старих, механічних підходах до вирішення проблеми підвищення зносостійкості, кожного разу буде вимагати нових і нових циклів планування експерименту, що замикає коло невизначеності. І якщо провести паралель з точки зору математичного опису, то інтеграл по замкнутому колу завжди буде дорівнювати нулю. Тому задача одержання оптимального складу зносостійкого сплаву має нескінченно велику кількість рішень, кожне з яких справедливо тільки для одних специфічних умов контактних поверхонь, що руйнуються у своїх особливих умовах при взаємодії з конкретним середовищем, що зношує.

На цей час у вітчизняній та закордонній науковій літературі на тему розробки зносостійких наплавлювальних сплавів накопичений чималий експериментальний матеріал, цікаві й оригінальні наукові розробки, які можуть бути корисними для фахівців, що займаються як практичними, так і науково-теоретичними питаннями опору матеріалів. Але аналіз великої кількості робіт у суміжних напрямках триботехніки та матеріалознавства показує, що здобута авторами цих праць інформація не є однозначно визначеною, а критерії, що вводяться, і фактори обмеження можуть бути точно не визначені. Тому, створення алгоритмів та моделей оцінювання і прогнозування здатності сталей та сплавів опиратися руйнуванню поверхні тертя необхідно проводити на підставі формалізації накопичених знань у різних галузях – триботехніки, матеріалознавства, технології зварювання, технології матеріалів, експлуатації механізмів, що дозволить перебороти бар'єри при узагальненні знань про зносостійкість різних деталей у конкретних умовах експлуатації машин та механізмів.

Головним чинником до такого підходу є системний розгляд зносостійкості з урахуванням основних аспектів комплексної трибосистеми: матеріал – умови зношування – середовище, що зношує; вивчення якої має самостійне

методологічне та наукове значення, оскільки уточнює предметні уявлення з трибоматеріалознавства та дозволяє розширити базу знань у цій предметній площині [6].

Процеси, які супроводжують тертя і знос у значній мірі впливають на матеріалознавчі параметри поверхневих шарів сплавів. Багаторазові пружні деформації приводять до виникнення явищ втоми, пластична деформація викликає зміну властивостей, утворення нового структурно-фазового стану матеріалу. Товщина деформованого шару залежить від швидкості відносного переміщення, температури, тиску, розмірів, форми абразиву та ін. Визначення загальних закономірностей впливу всіх параметрів одночасно на даному етапі наукових досліджень ще чекає на своє повне вирішення. Однак вже сьогодні є можливим виявлення особливостей комплексного впливу чинних факторів у конкретних умовах зношування та врахування їх у системі критеріїв трибоматеріалознавчих параметрів сталей і сплавів, що при їх розробці забезпечує максимальне наближення до оптимального хімічного складу, структури і властивостей матеріалу.

Концепція визначення матеріалознавчих параметрів оптимального сплаву (хімічний склад, структурно-фазовий стан, фізико-механічні властивості та ін.) для роботи в умовах зношування містить у собі східчасті дослідження, аналіз апріорної інформації, аналітико-теоретичний аналіз, спрямовані дослідження, які дозволяють у загальній комплексній трибосистемі приймати рішення стосовно зносостійкості матеріалів у конкретних умовах експлуатації деталей.

За нашим переконанням найближчим підходом до реального розуміння закономірностей трибології та матеріалознавства є аналіз енергетичної природи абразивного руйнування [3, 4]. Це пов'язано з тим, що тільки з енергетичної позиції можна пояснити той факт, що інтенсивність пошкодження поверхні тертя для тих самих матеріалів у залежності від зовнішніх умов спрацювання може відрізнятись до 10–12 разів.

Штучне роз'єднання процесів руйнування поверхонь на «метал – метал» чи абразивне зношування (у всіх його видах – гідроабразивне, газоабразивне, ударноабразивне тощо) не завжди дає змоги фахівцям, які працюють у цих наукових напрямках, інтегрувати та типізувати закономірності, що пов'язані з загальною теорією спрацювання робочих шарів металу. На нашу думку всі питання зношування сталей та сплавів так чи інакше потрібно розглядати як комплексну трибосистему, що вивчає контактну взаємодію поверхні тертя з твердим тілом. При цьому геометрична форма, розміри, фізико-механічні властивості та інші його характеристики є вже особливостями конкретного механізму зношування. Це підтверджується й тим фактом, що схема процесу руйнування при зношуванні поверхні сталей та сплавів постійно змінюється, що обумовлює в один і той же час наявність кількох механізмів контактної взаємодії. Взагалі у кожному процесі, в якому відбувається відділення мікрообсягів матеріалу, можливо (якщо б не було обмеження чутливості) зареєструвати практично всі види зношування. Але питомий внесок у спільний баланс втрат лінійних розмірів чи масових втрат металу буде мати процес зношування від зовсім незначних значень порядку 0,001–0,01 %, середніх – 1–10 % та значних – 50–90 %. Тому виявлення закономірностей, що дозволяють прогнозувати повну картину від початку до кінця, як елементарних актів, так і сумарної дії, зміну превалюючих і суміжних механізмів зношування у часі є можливим тільки в умовах поєднання всіх трибоматеріалознавчих наукових напрямків. При цьому конче важливим та необхідним є розуміння того, що ця інтеграція повинна відбуватися не просто механічним шляхом із додаванням одного до іншого. Ця теза повинна розглядатися поступово, логічно з осмисленням доцільності цього злиття у кожному конкретному випадку, але у рамках загальної комплексної багатокритеріальної трибосистеми. На нашу думку, треба більш детально звернути увагу на потенційні можливості, які обумовлюють *приспосовуваність* структури, яку розуміють як властивість трибосистеми в умовах зовнішнього впливу змінювати і стійко відтворювати свою структуру в енергетично вигідному напрямку (ДСТУ 2823-94).

Перш за все це пов'язано з тим, що поверхнєве руйнування матеріалів при терті та зношуванні представляє собою особливу форму дисипації енергії, при якому відбувається процес пластичної деформації поверхневого шару і відтворення самоузгодженої структури, обумовлений розвитком концентраторів напружень мікро-, мезо- і макромасштабних рівнів [4]. Різниця між внутрішньою енергією системи в початковому і нестійкому (активованому) стані є енергією активації цих процесів, яка оцінюється як підвищення внутрішньої енергії мезо- (або макро-) системи за рахунок сумарної роботи, витраченої на пружній зсув частинок матеріалу від положення рівноваги, що знижує енергію створення одиничних пошкоджень. При цьому відбувається незворотне зростання кількості дислокацій у площинах ковзання до величини, при якій активується по даній площині зрушення кристалічної ґратки, тобто фіксується пластична деформація матеріалу.

Особливо вагомим з теоретико-практичних досліджень слід рекомендувати  $\gamma \rightarrow \alpha$ ,  $\gamma \rightarrow \epsilon$  та інших перетворень до вивчення структур, які можуть мати приспосовуваність чи адаптацію в умовах контактування поверхонь без абразивних часток. Так теоретично припустимо, що концентрація напружень у точках дотику виступів може створювати значні деформації, які обумовлюють відтворення на поверхні тертя мартенситу з мікротвердістю до 10–2 ГПа та інших фаз з  $H_{50}$  6–30 ГПа.

Розсіювання підводиться до робочої поверхні енергії при зовнішньому впливі найбільш ефективно проводиться мікрогетерогенність структурою з метастабільного аустеніту [3]. Метастабільні аустенітні сталі реагують на мікролокальні ударні впливи освітою дисперсних кристалів мартенситу напруг (нижче температури  $M_s$ ) або мартенситу



деформації (нижче температури  $M$ ), що створюють високий рівень зміцнення поверхні, що екранують її від пошкоджень і одночасно сприяють релаксації пікових напруг у процесі розвитку деформаційного мартенситного перетворення [6]. Крім цього не треба уникати принципової можливості використання дисипативних структур, які мають тимчасове або просторове упорядкування у вигляді системної самоорганізації.

### Висновки

Наявність перетворень, що забезпечують підвищення фізико-механічних характеристик на поверхні, що зношується, є наслідком адаптації сплаву до зовнішніх силових навантажень при контактній взаємодії, в результаті чого останній набуває деякі властивості дисипативних систем. Однак, адаптація матеріалів за рахунок зміцнення поверхні тертя в умовах конкретного абразивного зношування не може залишатися безфінальним актом, обходячи стадію деструкції, тобто відділення мікрооб'ємів металу, що вказує на отримання тільки квазидисипативних властивостей. Тож аналіз підходів до дослідження зносостійкості сталей та сплавів показав, що на попередніх етапах розвитку трибоматеріалознавства вирішувались різні окремі задачі та здійснювались спроби поширити ці окремі рішення на все різноманіття явищ, що супроводжує тертя та зношування. Тому, при розробці нових зносостійких наплавлювальних матеріалів необхідно використовувати синергетичні підходи, які дозволяють розглядати триборуйнування як дисипацію енергетичного впливу комплексної багатокритеріальної системи в умовах контактної взаємодії, що забезпечує підвищення зносостійкості матеріалів у рамках дисипативних і квазидисипативних систем.

### Список літератури

1. Попов С. М. Перспективи адаптації системи освіти галузей зварювання за вимогами європейських стандартів та Болонської угоди / С. М. Попов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2005. – № 1. – С. 156–161.
2. Popov S. N. Wear resistance of metal deposited on working parts of road-building machines during their operation / S. N. Popov // The patron welding journal. – Kyiv. – 2000. – № 8. – С. 14–16.
3. Якубов Ф. Я. Особенности проявления закономерностей физической мезомеханики при трении и износе / Ф. Я. Якубов, В. А. Ким, Ч. Ф. Якубов. – (<http://www.nbuv.gov.ua/portal> – Нац. бібліотека Укр. ім. В. І. Вернадського)-інтернет ресурс.
4. Попов С. М. Синергетична концепція самоорганізації: теоретико-методологічний аналіз / Сергій Миколайович Попов // ГІЛЕЯ : науковий вісник : зб. наук. праць / Гол. ред. В. М. Вашкевич. – К. : ВІР УАН, 2010. – Вип. № 41 (№ 11). – С. 247–257.
5. Филиппов М. А. Применение сталей со структурой метастабильного аустенита в условиях высоких контактных нагрузок / Филиппов М. А. Разиков Н. М. // Новые направления в развитии оборудования непрерывной разливки металлов : мат-лы междунар. науч.-практич. семинара. Екатеринбург : ГОУ ВПО УГТУ-УПИ им. Б. Н. Ельцина, 2009. – С. 72–86.
6. Попов С. М. Особливості руйнування сталей і сплавів з нестабільною структурою в умовах адаптації до зовнішніх енерго-механічних впливів / Попов С. М. // Триботехнічні та матеріалознавчі аспекти руйнування сталей і сплавів при зношуванні : навч. пос. – Запоріжжя : ЗНТУ, ВАТ «Мотор Січ», 2010. – С. 186–196.

Одержано 29.11.2012

© Канд. техн. наук С. М. Попов

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

**Popov S. Methodological aspects of modern problems triboengineering material science in the context of higher engineering personnel training**

---

**Нові матеріали і технології  
в металургії та машинобудуванні №2/2012**

науковий журнал

Головний редактор:

Заступники гол. редактора:

д-р техн. наук, професор С. Б. Бєліков

д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький,

д-р техн. наук, професор Ю. М. Внуков

---

Журнал набраний та зверстаний у редакційно-видавничому відділі ЗНТУ

Комп'ютерний дизайн та верстка:

Коректори:

Н. О. Савчук

Н. М. Кобзар, В. К. Єршова, К. С. Бондарчук,

Я. О. Мамоєко

Підписано до друку 27.12.2012. Формат 60×84/8. Ум. др. арк. 20.

Тираж 300 прим. Зам. № 1750.

69063, м. Запоріжжя, ЗНТУ, друкарня, вул. Жуковського, 64