

Запорізький національний технічний університет

# **НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ**

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

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

**НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ**

**ВИХОДИТЬ ДВІЧІ НА РІК**

**№ 2'2016**

Заснований у грудні 1997 року

Засновник та видавець – Запорізький національний технічний університет

Запоріжжя, ЗНТУ  
2016

Наказом Міністерства освіти і науки України № 1328 від 21.12.2015 р. «Про затвердження рішень Атестаційної колегії Міністерства щодо діяльності спеціалізованих вчених рад від 15 грудня 2015 року» 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 та технічних наук.

Інтернет-сторінка журналу: <http://periodicals.zntu.edu.ua/index.php/1607-6885>

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

Журнал НМТ міститься у міжнародній базі наукових видань Index Copernicus

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

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

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

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

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

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

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

## РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

**Головний редактор:**

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

**Заступники гол. редактора:**

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

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

**Члени редколегії:**

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

д-р фіз.-мат. наук В. Ю. Данільченко (Інститут

металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України)

**Редакційно-видавнича рада:**

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

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

Рекомендовано до видання вченою радою Запорізького національного технічного університету, протокол № 4 від 19 грудня 2016 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

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

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

Приказом Министерства образования и науки Украины № 1328 от 21.12.2015 г. «Об утверждении решений Аттестационной коллегии Министерства относительно деятельности специализированных ученых советов от 15 декабря 2015 года» журнал «**Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении**» (сокращенное название - НМТ), который издается с 1997 года, **включен к перечень научных профессиональных изданий Украины**, в которых могут публиковаться результаты диссертационных работ на соискание ученых степеней доктора и кандидата технических наук.

Интернет-страница журнала: <http://periodicals.zntu.edu.ua/index.php/1607-6885>,

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

Журнал НМТ содержится в международной базе научных изданий Index Copernicus

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

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

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

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

– конструкционные и функциональные материалы. Механические свойства сталей, сплавов и композитов.

Технологическое обеспечение надежности и долговечности деталей энергетических установок. Методы механической обработки. Технологии упрочняющих обработок. Характеристики поверхностных слоев и защитных покрытий деталей машин и изделий;

– металлургическое производство. Теплофизика и теплоэнергетика. Ресурсосберегающие технологии.

Порошковая металлургия. Промтранспортирование. Рациональное использование металлов;

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

## РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

**Главный редактор:**

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

**Заместители главного редактора:**

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

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

**Члены редколлегии:**

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

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

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

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

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

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

д-р техн. наук В. И. Мазур (НТУУ «КПИ»), Украина

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

**Редакционно-издательский совет:**

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

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

Рекомендовано к изданию ученым советом Запорожского национального технического университета, протокол № 4 от 19 декабря 2016 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

**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;
- орієнтація – книжна;
- шрифт – Times New Roman Cyr, розмір - 12pt;
- міжрядковий інтервал – 1,5;
- поля – 20 мм.

### Структура статті

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

Розмір статті – до 0,5 авторського аркуша.

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

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

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

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

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

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

### Анотація

Обсяг анотації не повинен перевищувати 40 слів.

### Ілюстрації

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

### ВИКОНАННЯ ІЛЮСТРАЦІЙ РЕДАКТОРОМ MICROSOFT

### WORD (А ТАКОЖ ІНШИМИ РЕДАКТОРАМИ) ТА ВСТАВКА ЇХ

### БЕЗПОСЕРЕДНЬО В ТЕКСТ СТАТТІ НЕ ДОЗВОЛЯЄТЬСЯ.

### Таблиці

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

### Формули

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

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

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

### Список літератури

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

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

### До редакції журналу слід подати:

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

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

### СТАТТІ, ЯКІ НЕ ВІДПОВІДАЮТЬ УКАЗАНИМ ВИМОГАМ, НЕ

### РОЗГЛЯДАЮТЬСЯ.

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

НАЦІОНАЛЬНА  
АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ

НАЦИОНАЛЬНАЯ  
АКАДЕМИЯ НАУК УКРАИНЫ

ІНСТИТУТ  
ЕЛЕКТРОЗВАРЮВАННЯ  
ІМ. Є. О. ПАТОНА



ІНСТИТУТ  
ЕЛЕКТРОЗВАРКИ  
ІМ. Є. О. ПАТОНА

03680 Київ 150, МСП, вул. Боженка, 11. Тел. 200-47-79. Телеграми: Київ 150. STYK UK. Телетайп: 132174, STYK UK.  
Факс: (044) 5280486 E-mail: office@paton.kiev.ua

21.11.2016 № К-48-30/1341  
На № \_\_\_\_\_

Директору  
АО «Мотор Сич»  
Богуславу В.А.

69068, г. Запорожье,  
пр-т Моторостроителей, 15

Уважаемый Вячеслав Александрович!

На базе АО «Мотор Сич» и ЗНТУ (НИЦ «Титан Запорожье») 03-04 ноября 2016 г. в г. Запорожье прошла Международная научно-производственная конференция «Титан-2016: производство и применение в авиастроении», на которой ведущие украинские ученые представили свои разработки и достижения в области производства изделий из титана и других авиационных материалов. В ходе конференции специалисты НАН Украины и предприятий авиастроительного комплекса Украины смогли обсудить актуальные проблемы металлургии и материаловедения в авиационном двигателестроении и определить пути их решения. Особое внимание на конференции было уделено вопросам создания и внедрения в производство аддитивных (3D) технологий, а также перспективных материалов (алюминиды титана, высокоэнтропийных сплавов и др.) за счет привлечения зарубежных и отечественных специализированных фирм и организаций НАН Украины.

Отмечая высокую эффективность проведенных дискуссий, хотел бы поблагодарить Вас за организацию конференции и предоставление площадки для согласования целей и задач научного и производственного комплексов Украины.

Для дальнейшего укрепления связей науки и производства было бы полезным проводить такие конференции на регулярной основе под патронатом АО «Мотор Сич», МОН Украины и Национальной академии наук Украины. Проведение следующей конференции «Титан 2018» мы могли бы приурочить к 100-летию создания Национальной академии наук Украины и провести ее в Институте электросварки им. Е.О. Патона (г. Киев).

Директор  
академик

Б.Е. Патон

018685

25.11.2016



УЧАСНИКИ ІV МІЖНАРОДНОЇ НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ  
«ТИТАН-2016: ВИРОБНИЦТВО ТА ВИКОРИСТАННЯ В АВІАБУДУВАННІ»

# ЗМІСТ

## МАТЕРІАЛИ IV МІЖНАРОДНОЇ НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ «ТИТАН-2016: ВИРОБНИЦТВО ТА ВИКОРИСТАННЯ В АВІАБУДУВАННІ»

*Колобов Г.А., Карпенко А.В., Бубинец А.В.*

РАФИНИРУЮЩИЕ ПЕРЕПЛАВЫ И ДРУГИЕ МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ ТИТАНА ПОВЫШЕННОЙ ЧИСТОТЫ ..... 9

*Чухлеб В.Л., Клемешов Е.С., Ярошенко О.А., Халезова Т.А., Дья Х.*

ИССЛЕДОВАНИЕ КОВКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА ГИДРАВЛИЧЕСКИХ ПРЕССАХ В УСЛОВИЯХ ООО «ДНЕПРОПРЕСС СТАЛЬ» ..... 18

*Селиверстов В.Ю., Доценко Ю.В., Доценко Н.В.*

ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ КОМПЛЕКСНИХ ТЕХНОЛОГІЧНИХ РІШЕНЬ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ Al-Si ..... 23

*Дурягіна З.А., Тростяничин А.М., Лемішка І.А., Джуган О.А.*

ГРАНУЛОМЕТРИЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОРОШКУ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ6, ОТРИМАНОГО МЕТОДОМ ВІДЦЕНТРОВОГО ПЛАЗМОВОГО РОЗПИЛЕННЯ ЕЛЕКТРОДУ ..... 26

*Селиверстов В.Ю., Селиверстова Т.В.*

МОДЕЛИРОВАНИЕ ГЕРМЕТИЗАЦИИ ОТЛИВКИ ИЗ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ В ФОРМЕ ЛВМ ДЛЯ РЕАЛИЗАЦИИ ТЕХНОЛОГИИ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА РАСПЛАВ ..... 29

*Kossenko A., Lugovskoy S., Astashina N., Kazanski B.*

INVESTIGATION OF pH EFFECT ON HYDROXYAPATITE FORMATION IN PLASMA ELECTROLITIC OXIDATION PROCESS IN TITANIUM ALLOYS ..... 34

*Глотка О.А., Овчинников О.В.*

АНАЛІЗ ВІТЧИЗНЯНИХ ЖАРОМІЦНИХ ПОРОШКІВ НА НІКЕЛЕВІЙ ОСНОВІ, ЯКІ ЗАСТОСОВУЮТЬСЯ В АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЯХ ..... 39

### I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ.

#### ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

*Снежной Г.В., Снежной В.Л., Ольшанецкий В.Е.*

ОБ ОСОБЕННОСТЯХ ОБРАЗОВАНИЯ И ТРАНСФОРМАЦИИ  $\epsilon$ -МАРТЕНСИТА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТНЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ ..... 43

*Нетребко В.В.*

ВЛИЯНИЕ Cr, Mn и Ni НА ОБРАЗОВАНИЕ КАРБИДОВ В ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНАХ ..... 50

*Носенко М.І.*

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ПОРОШКОВОГО ТИТАНУ В ПРОЦЕСІ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ..... 55

### II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

*Гайдук С.В.*

ПРОЕКТИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИ СВАРИВАЕМОГО ЛИТЕЙНОГО ЖАРОПРОЧНОГО КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЦЕЛЬНОЛИТЫХ СОПЛОВЫХ АППАРАТОВ ..... 66

<i>Джуган А.А., Ольшанецкий В.Е., Овчинников А.В., Степанова Л.П., Михайлютенко О.А.</i> ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ТИТАНОВЫХ ПОРОШКОВ В МЕТОДАХ 3D ПЕЧАТИ ИЗДЕЛИЙ .....	77
<i>Самарай В.П.</i> ЛИТЕЙНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ КОЛЕННЫХ ПРОТЕЗОВ .....	82
<i>Корчак Е.С., Квитницкий А.М.</i> РАЗРАБОТКА ЭФФЕКТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ СМАЗКИ СОВРЕМЕННЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ПРЕССОВ .....	89
<i>Ропотаренко А., Fenko I.</i> COMPREHENSIVE MODERNIZATION OF THE TECHNOLOGICAL EQUIPMENT OF ELECTRO-POLISHING .....	93

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

<i>Льмаренко Ю.А.</i> ОПРЕДЕЛЕНИЕ БАЗОВЫХ ВАРИАНТОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПРОСТРАНСТВЕННОГО ДИСКРЕТНОГО ЭЛЕМЕНТА .....	97
<i>Нечипоренко Н.О., Коротунова О.В., Мاستиновський Ю.В.</i> ПРО ПОБУДОВУ КРИВОЇ ЗНОСУ ДЛЯ МАШИН І УСТАТУВАННЯ .....	102
<i>Зеленина Е.А., Лоскутов С.В., Ершов А.В.</i> МЕТОД РАСЧЕТА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ НА ПОДЛОЖКЕ ПРИ ИСПЫТАНИИ ОБРАЗЦОВ НА ИЗГИБ .....	107
<i>Проценко В.М., Таратута К.В.</i> ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОБЪЕМА И ПЛОЩАДИ ПОВЕРХНОСТИ ЗАГОТОВКИ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ОСАДКИ НА ПРЕССЕ .....	111
<i>Акимов Д.В., Грищак В.З., Гребенюк С.Н., Гоменюк С.И.</i> СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МЕТОДИК РАСЧЕТА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИИ РАКЕТОНОСИТЕЛЯ .....	116

### **IV МЕХАНІЗАЦІЯ, АВТОМАТИЗАЦІЯ ТА РОБОТИЗАЦІЯ**

<i>Гурко О.Г., Доля Ю.О.</i> ДОСЛІДЖЕННЯ ПАРАМЕТРІВ РУХУ АВТОГІДРОПІДІЙМАЧА З ОБЕРТАЛЬНИМИ ЗЧЛЕНУВАННЯМИ .....	121
-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------	-----

### **НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ**

<i>Ольшанецкий В.Е., Кононенко Ю.И.</i> О ТЕРМОДИНАМИКЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ СФЕРИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ С ДВИЖУЩИМИСЯ ГРАНИЦАМИ ЗЕРЕН .....	128
<i>Ольшанецкий В.Е., Снежной Г.В., Снежной В.Л.</i> О МАТЕМАТИЧЕСКОЙ КОРРЕЛЯЦИИ ПАРАПРОЦЕССНЫХ ЯВЛЕНИЙ В ПАРАМАГНИТНОМ АУСТЕНИТЕ СТАЛЕЙ С НАКОПЛЕНИЕМ УПРУГОЙ ЭНЕРГИИ ПРИ ИХ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ .....	131



# МАТЕРІАЛИ ІV МІЖНАРОДНОЇ НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ «ТИТАН-2016: ВИРОБНИЦТВО ТА ВИКОРИСТАННЯ В АВІАБУДУВАННІ»

УДК 669.054:669.295

Г. А. Колобов, канд. техн. наук А. В. Карпенко, А. В. Бубинец  
Запорожская государственная инженерная академия, г. Запорожье

## РАФИНИРУЮЩИЕ ПЕРЕПЛАВЫ И ДРУГИЕ МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ ТИТАНА ПОВЫШЕННОЙ ЧИСТОТЫ

*Рассмотрены и проанализированы виды плавков титана и титановых сплавов с точки зрения их рафинирующей способности, методы раскисления титана, а также способы получения титана высокой чистоты.*

**Ключевые слова:** титан, вакуумная дуговая плавка, электронно-лучевая плавка, плазменно-дуговая плавка, индукционная плавка, электрошлаковая плавка, гарнисажная плавка, раскисление, электролитическое рафинирование, йодидное рафинирование, субхлоридный процесс, зонная плавка, ликвационное рафинирование, электроперенос.

### Введение

Получаемый в промышленных масштабах методом магнитермического восстановления четыреххлористого титана губчатый титан содержит в зависимости от марки от 0,2 до 0,5 % суммы примесей, является полупродуктом и предназначен для переплава в слитки.

При плавке шихты, основой которой является губчатый титан, происходит увеличение содержания примесей (в основном газовых), и слиток нелегированного титана содержит уже порядка 0,5...1,0 % суммы примесей. Такой титан в иерархии чистоты металлов относится к технически чистым, но в большинстве случаев удовлетворяет требованиям, предъявляемым промышленностью к титановым сплавам как к конструкционным материалам общего назначения.

Для получения слитков титана и титановых сплавов используют различные виды плавков: вакуумную дуговую (ВДП), электронно-лучевую (ЭЛП), плазменно-дуговую (ПДП), индукционную (ИП), электрошлаковую (ЭШП) и гарнисажную, в том числе способ ГРЭ. Современные тенденции в металлургии титана направлены на использование в шихте максимально возможного количества отходов, которые являются дополнительным источником попадания примесей в слиток. Поэтому при переплаве шихты тем или иным способом на стадии пребывания металла в жидком состоянии стремятся использовать рафинирующие возможности плавки.

Для использования в специальных целях (атомное машиностроение, производство сверхпроводящих ма-

териалов, монокристаллов для постоянных магнитов, расплываемых мишеней и пр.) требуется титан высокой чистоты. Такой титан получают из технически чистого титана электролитическим и йодидным рафинированием, кристаллофизическими методами (зонной плавкой и методом Чохральского) и электропереносом [1, 2].

**Рафинирующие плавки.** Самый распространенный вид плавки титана – вакуумная дуговая отличается минимальным рафинирующим эффектом. Характерной особенностью ВДП с расходуемым электродом является ограниченная масса жидкой ванны металла и одновременное совмещение в её пределах процессов плавления и кристаллизации. Все примеси (металлические и неметаллические), вносимые в плавку с шихтой, или растворяются в жидком титане, или образуют в слитке тугоплавкие включения [3].

Повышение степени вакуума расширяет рафинирующие возможности дуговых печей. Обычная вакуумная дуговая печь не позволяет достичь высокой чистоты слитка по газовым примесям, в частности по кислороду, из-за паров воды, сорбированной на её поверхности. Как сообщается в [4], в ультравысоковакуумной печи удалось получить сплав Ti – 47ат. % Al с содержанием кислорода 45 млн<sup>-1</sup>. В качестве исходных материалов использовали титан чистотой 6N и алюминий чистотой 99,9998 %.

Титан, полученный методом электронно-лучевой плавки, чище металла, получаемого вакуумной дуговой плавкой, по содержанию газовых, металлических и неметаллических примесей (табл. 1).

**Таблица 1** – Сравнительное содержание примесей в слитках сплава ВТ1-0, выплавленных способами ВДП и ЭЛП

Вид плавки	Примеси, % масс.						
	O <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>	C	H <sub>2</sub>	Fe	Si	Σ <sub>примесей</sub>
ВДП	0,180	0,038	0,081	0,008	0,250	0,12	0,667
ЭЛП	0,007	0,005	0,030	0,005	0,072	0,03	0,149
K <sub>вдп</sub> /K <sub>элп</sub> *	25,7	7,6	2,7	1,6	3,5	4,0	4,5

\* – Отношение содержания примесей в слитках ВДП к концентрации примесей в слитках ЭЛП

Плавка в электронно-лучевых печах создаёт благоприятные возможности для проведения рафинирования и формирования плотного слитка. Процесс плавки титана осуществляется в вакууме 0,1...0,01 Па, что исключает загрязнение металла примесями азота и кислорода из атмосферы печи. При ЭЛП титана происходит его рафинирование от водорода, повышенное содержание которого приводит к охрупчиванию титана [5]. Математическая модель процесса удаления водорода из титана определяет зависимости его содержания от технологических параметров плавки и физико-химических констант процесса [6].

Содержание кислорода в слитках титана электронно-лучевой выплавки также уменьшается по сравнению с титаном вакуумной дуговой плавки. В работе [7] построена математическая модель процесса растворения кислородсодержащих тугоплавких включений в расплаве титана, которая позволяет рассчитать зависимости скорости растворения частицы от температуры расплава, а также длительности полного растворения включения от его химического состава и начальных размеров.

В работе ННЦ ХФТИ [8] в качестве исходного материала для ЭЛП титана использовали губчатый титан марки ТГ90. Были получены слитки титана диаметром 150 мм чистотой 4N. Более чистый титан был получен после ЭЛП йодидного титана. Отмечается, что ЭЛП титана благоприятно сказывается на вакуумных условиях установки из-за хороших геттерных способностей слоёв титана, осаждающихся на стенках камеры печи за счет испарения.

В Институте электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины разработана технология выплавки титановых сплавов в вакууме методом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ). В этом методе исходную шихту непрерывно подают в промежуточную емкость, где она плавится под действием электронных лучей, а затем жидкий металл сливают в кристаллизатор, в котором происходит регулируемое затвердевание расплава. Технология ЭЛПЕ имеет ряд существенных преимуществ перед традиционной технологией ВДП, в том числе она обеспечивает гарантированное удаление включений высокой (более 5 г/см<sup>3</sup>) и низкой (менее 4 г/см<sup>3</sup>) плотности [9]. За время выдержки жидкого металла в промежуточной емкости тяжелые включения опускаются на дно и накапливаются в

гарнисаже, в то время как легкие включения всплывают на поверхность расплава, где разрушаются под действием электронного луча [10]. Наличие промежуточной емкости не только создает благоприятные условия для рафинирования от неметаллических включений и водорода и для усреднения химического состава слитка, но и исключает жесткую взаимосвязь между плавлением и кристаллизацией жидкого металла, что позволяет пространственно разделить эти два процесса и, следовательно, отдельно ими управлять.

Технология ЭЛПЕ позволила получать слитки сплавов ВТ1-0 и ВТ1-00 массой до 5 т с улучшенной структурой, которые по содержанию водорода, кислорода и азота были более чистыми, чем титан вакуумно-дуговой плавки [11]. В работе [12] также показано существенное снижение содержания в сплавах титана электронно-лучевой выплавки примесей азота и водорода, которое, наряду с практически полным удалением т.н. неконтролируемых примесей (K, Na, Ca, Cl), значительно повышает запас пластичности, способствуя созданию новых систем легирования, в том числе с использованием кислорода в качестве легирующего элемента.

Азот в титане находится не только как компонент твердого раствора, но и в виде неметаллических включений. Эти включения представляют собой твердые и хрупкие частицы α - титана, насыщенного азотом, или частицы нитрида титана, получившие название «включения низкой плотности» (LDI). Эти частицы являются концентраторами напряжения и источниками зарождения усталостных трещин. В работах [13,14] показано, что в процессе ЭЛПЕ титана и его сплавов происходит растворение азотсодержащих включений в жидком титане. Методами математического моделирования изучены механизм и кинетика процесса растворения азотсодержащих включений и установлены зависимости скорости растворения частиц от температуры расплава. Для условий ЭЛПЕ определены временные значения полного растворения азотсодержащих частиц различного химического состава и размеров.

Кроме азотсодержащих включений LDI, в слитках титана могут быть включения осколков твердосплавного инструмента, вносимые с шихтовыми материалами (стружкой). Они имеют высокую температуру плавления и большую плотность и получили название «включения высокой плотности» (HDI).

В отличие от ВДП, перегрев металла и продолжительность его пребывания в жидком состоянии в промежуточной ёмкости при ЭЛПЕ являются основными факторами, определяющими возможность рафинирования титана от твердых включений. Механизм удаления дефектов при ЭЛПЕ заключается в растворении азотсодержащих включений с низкой плотностью и осаждении включений с высокой плотностью [10]. Так, ещё в 1987 г. сообщалось, что фирма «*Viking Metallurgical*» (США) получает в печи с двумя электронными пушками мощностью по 1200 кВт каждая титановые слитки сечением 460...1200 мм и массой до 10 т. Для плавки стружки, содержащей осколки твердых сплавов, печь была оборудована форкамерой для отстаивания тяжелых частиц.

Печь с рафинирующим подом для очистки титана от легких оксинитридных и тяжелых металлических включений заявлена в патенте США [15]. Под содержит открытую емкость, разделенную на три зоны, первая и третья из которых имеют заданную глубину и сообщаются между собой посредством второй зоны, глубина которой меньше, чем у первой и третьей зон.

В другом патенте США [16] заявлена электронно-лучевая печь для рафинирования титана и разливки его в слитки. Печь имеет плавильный и транспортировочный водоохлаждаемые горны, водоохлаждаемую вакуумную камеру, несколько электронных пушек и кристаллизатор, из которого вытягиваются слитки. Горны и кристаллизатор разделены между собой порогами. По мере прохождения расплавленного титана от плавильного горна до кристаллизатора примеси испаряются.

В нескольких работах обсуждается возможность получения титана высокой чистоты электронно-лучевой плавкой металла после его электролитического рафинирования. В [17] отмечается, что в процессе ЭЛП происходит эффективное рафинирование титана от легколетучих металлов (Al, Mn, Mg, Cr, Cu) и менее эффективное от железа и никеля. Более тугоплавкие, по сравнению с титаном, примеси циркония, ниобия и тантала увеличивают свое относительное содержание в титановом слитке за счет преимущественного испарения при плавке основы (титана). Применение в качестве исходного материала электролитического титанового порошка двойного рафинирования с низким содержанием примесей внедрения позволило получить слитки титана повышенной чистоты.

Институт ГИРЕДМЕТ разработал технологическую схему получения титана высокой чистоты, сочетающую электролитическое рафинирование губчатого титана или отходов титана с электронно-лучевым рафинированием полученного электролитического порошка в высоком вакууме [18]. Готовой продукции были слитки и мишени для магнетронного распыления, изготовленные из слитков путем их отжига и пластической деформации, и порошки требуемой крупности, полученные совмещением методов гидрирования и дегидрирования слитков в одном аппарате.

В [19] электронно-лучевой плавке (вакуум  $< 5 \cdot 10^{-8}$  атм) подвергали игольчатые кристаллы титана, полученные электролизом расплава  $K_2TiF_6-NaCl$  при температуре  $750^\circ C$ , напряжении 80 В и силе тока 200 А. В результате переплава получали высокочистый титан, содержащий, г/т:  $\leq 250 O_2$ ;  $\leq 10 Fe, Ni, Cr \leq 0,1 Na, K$  и пригодный для изготовления проволоки.

Двухступенчатый процесс, включающий электролиз с получением игольчатых кристаллов титана и плавку в электронно-лучевой печи с получением слитка, предложен в патенте США [20]. Электролитом служил расплав  $K_2TiF_6-NaCl$  с добавкой  $TiO_2$ . Параметры электронно-лучевой плавки следующие: вакуум  $2 \cdot 10^{-5}$  мбар, скорость плавления 1,75...2,30 кг/ч. Содержание примесей в выплавленном слитке составило,  $\% \cdot 10^{-4}$ :  $< 150 O_2$ ;  $< 0,8 Ni$  и  $Cr$ ;  $< 0,05 Na$  и  $K$ ;  $< 0,001 U$  и  $Th$ .

Плазменно-дуговую плавку титана также можно рассматривать как рафинирующий переплав (ПДРП). Наряду с ЭЛПЕ, плазменно-дуговая плавка является наиболее перспективной технологией удаления из титана азотсодержащих включений, поскольку позволяет перегревать поверхность расплава до  $200^\circ C$  выше температуры плавления, а в отдельных зонах и выше, и, кроме того, дает возможность поддерживать металл в жидком состоянии любое необходимое время [21]. Расчеты параметров режима ПДРП титановых заготовок можно проводить по методике, основанной на использовании зависимостей площади проплавления металла от силы тока и скорости перемещения дуги [22].

В процессе переплава титанового скрапа методом ПДП получают слитки со значительно меньшим содержанием газовых примесей (азота и водорода) по сравнению с исходной шихтой. Так, анализы химического состава слитков, полученных плавкой отходов сплава Ti-6Al-4V на экспериментальной плазменной печи с использованием гелия в качестве плазмообразующего газа, показали, что содержание азота и водорода в полученных слитках заметно снизилось по сравнению с исходной шихтой [23, 24]. Глубокая очистка от водорода наблюдалась также в слитках, полученных в печи компании *Teledyn Allvac*, оборудованной четырьмя плазмотронами и работающей в атмосфере гелия [25].

Переплав отходов губчатого титана с повышенным содержанием хлоридов показала, что при содержании хлоридов в губке до 0,25 % целесообразна ПДП, а при более высоком содержании хлоридов предпочтительнее становится индукционная плавка [26].

Применение технологии *индукционной плавки* в секционном кристаллизаторе для переплава губчатого титана с повышенным содержанием хлора показало, что при оптимальных электрических параметрах возможно стабильное проведение процесса плавки. Содержания железа и азота в полученных слитках практически не изменились, а содержание кислорода снизилось в 2...3 раза по сравнению с исходной шихтой.

Литейный скрап алюминидов титана сильно загрязнен примесями кислорода и других элементов, в связи,

с чем нуждается в предварительном раскислении и рафинировании. В работе [27] испытана новая технология, состоящая из следующих последовательных операций: вакуумная индукционная плавка в специальных керамических тиглях, раскисление переплавкой под реактивным шлаком и рафинирование вакуумной дуговой плавкой.

*Электрошлаковая плавка (ЭШП)* была разработана в СССР в начале 50-х годов применительно к получению качественных сталей как рафинирующий переплав, при котором металл переплавляется в ванне электропроводящего синтетического шлака под действием теплоты, выделяющейся в шлаке при прохождении через него электрического тока. Жидкий металл просачивается через шлак и застывает под ним в слиток. Обработка шлаком очищает металл от вредных примесей, а затвердевание в водоохлаждаемом кристаллизаторе обеспечивает желаемую структуру металла.

В свое время электрошлаковый переплав был заявлен как метод очистки титана от азота [28]. Действительно, ЭШП позволяет эффективно растворять нитридные включения [29]. При других способах плавки время растворения высокоазотистых включений реально встречающихся в практике размеров может оказаться больше времени пребывания титана в жидком состоянии. В то же время при ЭШП скорость растворения высокоазотистых включений при определенных условиях значительно выше, особенно при добавлении в шлак сильных раскислителей.

В 90-е годы XX столетия электрошлаковая плавка титановых сплавов была предложена как способ уменьшения содержания газовых примесей в слитке. С этой целью плавку вели в закрытой печи в атмосфере аргона, а в качестве шлака использовали смесь  $\text{CaF}_2$ -CaO с добавкой металлического кальция, который выполнял роль раскислителя [30].

Применение электрошлаковой технологии к плавке титана предусматривает использование камерных печей (КЭШП), работающих в защитной или инертной атмосфере с активными металлосодержащими флюсами (например,  $\text{CaF}_2$ -Ca) [31, 32] для рафинирования титановых сплавов от обогащенных азотом включений (ОАВ). Применение кальцийсодержащего флюса позволяет создать необходимые термодинамические условия для разложения ОАВ в процессе КЭШП. В результате переплава в этих условиях получили слитки титана с содержанием примесей (масс. %):  $0,03 \dots 0,06 \text{ O}_2$ ;  $0,005 \dots 0,006 \text{ N}_2$ ;  $0,003 \dots 0,005 \text{ H}_2$ ;  $0,01 \text{ C}$ . Эта технология может стать альтернативной вакуумным переплавленным процессам, или же слиток, полученный рафинирующим электрошлаковым переплавом губчатого титана, может быть использован как расходный электрод для финишной ВДП (рис. 1).

Электрошлаковый переплав под активными шлаковыми системами в печах камерного типа в контролируемой атмосфере позволяет существенно расширить возможности переплавленных процессов титана. Способу

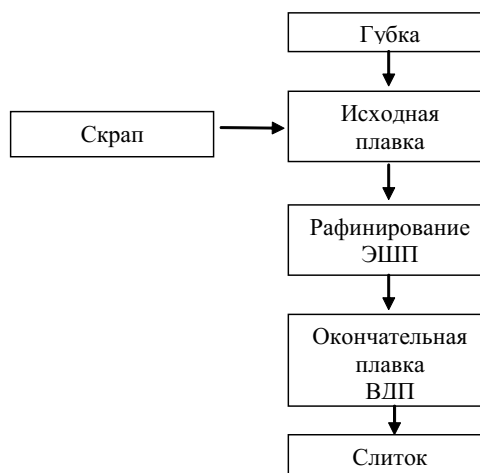


Рис. 1. Схема применения ЭШП для рафинирования титана от высокоазотистых включений

КЭШП присущи все достоинства классического электрошлакового переплава – рафинирующая шлаковая среда, направленная кристаллизация и хорошая поверхность слитка. Технология КЭШП позволяет утилизировать титановые отходы (скрап, стружку) с получением качественных слитков коммерческой чистоты [33].

Механизм растворения нитридных включений предполагает массоперенос азота через шлаковую ванну от включения к пленке расплавленного металла на торце электрода с последующим переходом в твердый раствор в формирующемся слитке [34]. КЭШП обеспечивает хорошую химическую и структурную однородность титановых слитков. Введение в шлаки КЭШП металлического кальция обеспечивает рафинирование титана от азота и кислорода на  $10 \dots 15$  и  $20 \dots 25$  %, соответственно [35].

В процессе переплава губки возможно, наоборот, легирование титана кислородом из газовой фазы. При этом содержание кислорода в металле, по сравнению с исходным, повышается в  $2 \dots 7$  раз [36]. КЭШП позволяет легировать титан и углеродом в исследованном диапазоне с  $0,022$  до  $0,340$  % при применении лигатур в виде нанокристаллических трубок или порошка углерода микроразмеров. Легировать титан кислородом можно также из порошка  $\text{TiO}_2$  микро- и наноразмеров от  $0,175$  до  $0,73$  %, при этом твердость титана повышается от  $123$  до  $294$  НВ, а структура слитка изменяется путем измельчения дендритов [37].

КЭШП позволяет перерабатывать отходы титанового производства в виде счинок реакционной массы с крышек реторт в кондиционные слитки, причем введение в процессе переплава счинок в шлак металлического кальция обеспечивает рафинирование титана от кислорода и азота [38].

Авторы обзорной статьи [39], после обсуждения всех аспектов ЭШП титана, приходят к выводу о перспективности применения этой технологии как для прямого переплава губчатого титана и отходов, так и для рафи-

нирования титана от высокоазотистых включений.

Современные виды плавки шихты различного состава, в том числе содержащие лом и отходы, позволяют получать слитки титановых сплавов повышенной чистоты. Так, плавильное производство ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» для производства титановых полуфабрикатов роторного назначения, помимо традиционной технологии ВДП, использует все плавки в печах с холодным подом, располагая электронно-лучевой установкой, плазменно-дуговой печью и двумя *гарнисажными дуговыми печами* типа ГРЭ. На настоящий момент приоритет среди печей с холодным подом принадлежит гарнисажным дуговым печам [40, 41].

**Раскисление титана.** Одной из важных проблем, возникающих при использовании в шихте металлических титановых отходов, является раскисление титана, то есть удаление избыточного кислорода, вносимого в слиток, в том числе и с отходами. Раскисление титана кальцием, обладающим большим сродством к кислороду, рассмотрено в работе [42]. На основании величин изменения свободной энергии образования оксидов сделан вывод о том, что при 1000 °С равновесное содержание кислорода в титане в присутствии кальция (система Ti-Ca-O) составляет 0,05 %. Термодинамические расчёты показали, что добавка к флюсу  $\text{CaCl}_2$  снижает активность в нём CaO и в результате позволяет снизить равновесное содержание кислорода в титане. Показано, что обработка титана парами кальция при 1000 °С в присутствии  $\text{CaCl}_2$  в флюсе позволяет снизить содержание кислорода в титане с нескольких сотен до нескольких десятков частей на миллион.

Способ раскисления не только титана, но и таких химически активных металлов, как Zr, Hf, Th, V, Nb, Ta, Cr, Mo, W, содержащих < 1 % кислорода, предложен в патенте США [43]. Способ отличается тем, что металл-раскислитель диспергируют в легкоплавком металле-носителе, например Na, Li, K, Mg, Zn, который впоследствии легко отделить от раскисляемого тугоплавкого металла дистилляцией. Сущность процесса заключается в том, что раскисляемый металл совместно с раскислителем и носителем плавят в инертном тигле в реторте, заполненной инертным газом, выдерживают 1...10 ч при температуре 700...1200 °С, после чего реторту вакуумируют и отгоняют металл-носитель. После охлаждения тугоплавкий металл обрабатывают подкисленным раствором. В результате раскисления по этому способу содержание кислорода снижается на 70...90 %.

Этот способ, известный как DOSS-процесс, успешно опробован для удаления кислорода из токарной титановой стружки [44]. В одной партии стружки содержание кислорода было снижено с 0,258 до 0,077 %, в другой – с 0,215 до 0,065 %.

Способ раскисления титана в процессе ЭЛП предложен в патенте Японии [45]. В качестве исходного материала использовали титан, полученный магниетермическим восстановлением  $\text{TiCl}_4$  или алюмотермичес-

ким восстановлением  $\text{TiO}_2$ , с добавкой алюминия или кремния. При плавке в результате их взаимодействия с кислородом, растворенным в титане, образуются оксиды низшей валентности ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ , AlO, SiO), которые возгоняются. В результате получают титановый слиток с низким содержанием кислорода.

На основе анализа результатов термодинамического исследования восстановительной способности водорода по отношению к окисленному титану в работе [46] разработаны теоретические принципы и технологические схемы процесса рафинирования титана водородом. Полученные результаты как по изменению микротвёрдости, так и по содержанию кислорода в поверхностном слое титановых образцов подтвердили возможность реализации водородной технологии рафинирования титана от кислорода.

**Получение высокочистого титана.** В промышленных масштабах для этой цели используют электролитическое рафинирование и йодидный процесс. Электролитическое рафинирование применяется для получения из несортного губчатого титана и отходов сплавов качественного продукта в виде порошков регулируемой крупности.

*Электролитическое рафинирование* значительно повышает чистоту титана по газовым примесям (кислороду и азоту), а также углероду, железу, кремнию и некоторым другим примесям. Обычно в качестве электролита используется солевая расплав на основе эквимолярной смеси NaCl-KCl, содержащей определённое количество низших ионов титана [47]. В работе [48] для получения высокочистого титана электролитическим рафинированием губчатого титана использовали расплав  $\text{CaCl}_2\text{-TiCl}_2$ . При оптимальном режиме электролиза (температура 900 °С, плотность тока 0,5 А/см<sup>2</sup>, концентрация ионов  $\text{Ti}^{2+}$  6 %) получен титан чистотой 99,95 % (исходная чистота составляла 98,65 %).

Технология *йодидного рафинирования* даёт продукт, как минимум, на порядок более чистый, чем губчатый титан, по примесям кислорода, азота и магния. Метод йодидного рафинирования титана основан на обратимости реакции образования и термической диссоциации газообразного тетраиодида титана. Эффект глубокой очистки титана от примесей в этом процессе достигается за счёт различия в физико-химических свойствах систем Ti-I<sub>2</sub> и Pr-I<sub>2</sub> (где Pr- примесь), в первую очередь, энергий Гиббса образования соответствующих йодидов, а также кинетических факторов, зависящих от температур и скоростей взаимодействия основного металла и примесей с йодом. В качестве исходного материала могут быть использованы губчатый титан, электролитический титановый порошок, а также отходы нелегированного титана марки ВТ1-0 в виде стружки. При этом эффективность йодидной очистки сильно зависит от типа исходного сырья и уровня содержания примесей в нём.

В промышленных условиях процесс йодидного рафинирования осуществляют в аппаратах, изготовлен-

ных из сплавов, коррозионноустойчивых к действию паров йода и  $TiI_4$  (в работе [49] использовали аппарат из сплава марки ХН78Т). Для рафинирования титана могут быть применены аппараты типов Ц-40 и Г-20, предназначенные для получения йодидных циркония и гафния [50]. В зависимости от режимов проведения процесса рафинирования получают плотные мелкокристаллические или крупнокристаллические, менее плотные прутки, сформированные на титановой нити. Масса прутков, полученных за один цикл, достигает 10...12 кг.

Программа расчёта вольт-амперных характеристик процессов йодидного рафинирования титана и гафния в металлических аппаратах полочного типа с осаждением металлов на нескольких последовательно соединённых нитях в форме шпилек разработана в работе [51]. Программа рекомендована для использования в процессах йодидного рафинирования с автоматизированным управлением и опробована на аппарате Г-20 в ОАО «Чепецкий механический завод».

Обычная чистота йодидного титана составляет 99,9...99,95 %. Термодинамический анализ процесса получения высокочистого титана йодидным методом позволил определить оптимальные режимы образования и разложения  $TiI_4$ : температура образования 800...900 К, разложения 1300...1500 К [52]. При соблюдении этих режимов был получен титан чистотой 99,995 %. Чистота титана по металлическим примесям составила 42 млн<sup>-1</sup>, основные примеси (железо, никель, марганец) поступали в результате коррозии аппаратуры. Содержание кислорода составило 500 млн<sup>-1</sup>, углерода 50 млн<sup>-1</sup>.

Высокочистый титан может быть также получен, если операции йодирования предшествуют или следуют за ней другие рафинировочные технологии. Так, в патентах США [53,54] йодидному рафинированию подвергали катодные кристаллы титана, полученные электролитическим рафинированием металлотермического губчатого титана. Чистота катодного металла составляла 99,9999 %, содержание кислорода – 100 млн<sup>-1</sup>. Такой металл переплавляли в электронно-лучевой печи, получая слиток чистотой 7N, либо подвергали йодидному рафинированию. В этом случае йодирование вели при температуре 750 °С, а разложение йодида при 1300...1400 °С и давлении  $(100...500) \cdot 10^{-3}$  мм рт.ст. также с получением металла чистотой 7N. В работе [55] сообщается о получении титана чистотой до 6N при очистке магнетермического губчатого титана йодидным способом с последующим ионно-плазменным переплавом.

Институт ФТТ РАН предложил комбинированную очистку губчатого и йодидного титана [56]. Бромирование губчатого титана с последующей электронно-лучевой зонной перекристаллизацией позволяет получать титан чистотой 99,75 %. Наибольший эффект очистки исходного титана достигается при сочетании йодидного и бромидного процессов с последующей

электронной вакуумной зонной перекристаллизацией. Полученный монокристалл высокой чистоты переплавляли в охлаждаемом плоском кристаллизаторе до получения литой структуры высокого качества путём проплавления плоского слитка с каждой его стороны на всю глубину. Такая схема получения высокочистого титана была использована при изготовлении расплаемых материалов, предназначенных для тонкоплёночной металлизации в микроэлектронике [57].

Сходный процесс описан в патенте РФ [58]. Отличие заключается в том, что прутки йодидного титана обрабатывали в реакторе потоком осушенного от влаги хлора при температуре 500 °С. Затем проводили вакуумную зонную перекристаллизацию прутка с получением поликристаллического титана, который, как и в предыдущем случае, подвергали электронно-лучевой переплаву в плоском кристаллизаторе.

Для глубокой очистки титана от примесей можно использовать также т.н. *субхлоридный процесс*, основанный на образовании низшего хлорида титана  $TiCl_2$ , который затем подвергается диспропорционированию на чистый металл и летучий хлорид высшей валентности  $TiCl_4$ . Рафинирующий эффект в этом процессе определяется тем, что примеси, содержащиеся в очищаемом титане, не образуют, в отличие от титана, летучих субсоединений с хлором и остаются в непрореагировавшем остатке.

Для очистки металлических расплавов от примесных элементов применяется *ликвационное рафинирование*. В работе [59] показана эффективность экстракционно-кристал-лизационно-ликвационного рафинирования (ЭКЛ-процесс) магниевых расплавов от металлических примесей с использованием элементов-присадок, в том числе титана, в составе тройной системы Mg-Ti-X, где X-примесь железа.

Наиболее чистый титан получают методом *зонной плавки* (перекристаллизации). Узкую расплавленную зону при бестигельной зонной плавке вертикально установленного титанового прутка создают индуктором или электронным лучом. Последнее более предпочтительно, поскольку при электронно-лучевом нагреве можно получить больше тепла на единицу площади и иметь более узкую зону плавления. Кроме растворённых газов и летучих металлических примесей, удаляемых при плавке в вакууме, при зонной плавке достигается глубокая очистка и от нелетучих примесей.

*Электроперенос*, как способ глубокого рафинирования, наиболее успешно применяется для очистки редких металлов в твёрдой фазе от примесей кислорода, азота, водорода, углерода, то есть от тех примесей, удаление которых для данных металлов другими методами затруднительно. Хотя эффективность разделения методом электропереноса примесей внедрения выше по сравнению с примесями замещения, но и в последнем случае положительный эффект достигается за счёт увеличения времени рафинирования. При протекании тока через жидкий металл сильное влияние на массо-

перенос оказывают различные виды конвективного перемешивания (тепловое, концентрационное, электрокинетическое и др.). Конвективные эффекты препятствуют образованию в металле высоких градиентов концентраций примесей, поэтому при рафинировании методом электропереноса всегда ставится задача максимального их подавления. Закономерности электропереноса в жидких металлах можно использовать для повышения эффективности зонной плавки. При пропуске в процессе зонной плавки через рафинируемый образец постоянного тока перераспределение примесей на фронте кристаллизации будет определяться двумя механизмами: вследствие различной их растворимости в твёрдой и жидкой фазах при зонной плавке и миграции примесных ионов под действием электрического тока вследствие электропереноса. Если направление двух потоков примесных элементов совместить, то достигается наиболее полный эффект очистки [60].

### Заключение

Приведены сравнительные характеристики различных видов рафинировочных плавок титана, проанализированы методы раскисления титана и способы получения титана высокой чистоты. Достижение максимально возможной очистки титана от примесей возможно только путём применения комплексных методов рафинирования.

### Список литературы

- Колобов Г. А. Традиционные и новые технологии рафинирования титана / Г. А. Колобов, К. А. Печерица // Титан-2010 в СНГ : сб. трудов междунар. конф., г. Екатеринбург. – К. : ИМФ НАНУ, 2010. – С. 68–72 // Титан, 2010. – № 1 (27). – С. 18–23.
- Колобов Г. А. Рафинирование редких металлов / Г. А. Колобов. – Запорожье : ЗГИА, 2015. – 162 с.
- Колобов Г. А. Титан вторичный, часть 1 / Г. А. Колобов, В. И. Пожув, В. В. Тэлин. – Запорожье : ЗГИА, 2006. – 124 с.
- Получение ультрачистых Ti-Al сплавов / Т. Nakajima, Y. Morimoto, S. Takaki, K. Abiko // Phys. Status Solidi, 1998. – 167. – № 2. – Р. 411–418.
- Электронно-лучевая плавка титана / [Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук]. – К. : Наукова думка, 2006. – 248 с.
- Ахонин С. В. К вопросу о механизме удаления водорода из титана в процессе электронно-лучевой плавки / С. В. Ахонин, Н. П. Тригуб, А. Н. Калинюк / Водород. обраб. матер. : сб. инф. матер. 1-й междунар. конф. «ВОМ-95». – Донецк, 1995. – С. 112–113.
- Ахонин С. В. Математическое моделирование процесса растворения кислородсодержащих тугоплавких включений в расплаве титана / С. В. Ахонин, М. П. Крутленко, В. И. Костенко // Современная электрометаллургия, 2011. – № 1. – С. 17–21.
- Получение высокочистых металлов (Sc, Ti, Fe, Zr, Hf, Cu, V, Nb, Ta) / [В. М. Ажажа, П. Н. Вьюгов, С. Д. Лавриненко, Н. Н. Пилипенко] / Специальная металлургия: вчера, сегодня, завтра : матер. междунар. науч.-техн. конф. – К. : изд-во «Поллитехника», 2002. – С. 79–84.
- Патон Б. Е. Перспективные технологии электронно-лучевой плавки титана / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин // Титан, 2003. – № 2. – С. 20–25.
- Рафинирование титана в электронно-лучевых печах с промежуточной ёмкостью / [Н. П. Тригуб, А. Я. Дереча, А. Н. Калинюк и др.] // Проблемы СЭМ, 1998. – № 2. – С. 16–20.
- Сергиенко С. Н. Электронно-лучевой переплав титана / С. Н. Сергиенко, А. Н. Веселовский // Электрометаллургия, 2001. – № 11. – С. 33–34.
- Примеси в сплавах титана электронно-лучевой выплавки / [Н. И. Левицкий, С. В. Ладохин, В. И. Мирошниченко и др.] / Процессы литья, 2008. – № 5. – С. 78–81.
- Ахонин С. В. Математическое моделирование процесса растворения включений TiN в расплаве титана при ЭЛП / С. В. Ахонин // Проблемы СЭМ, 2001. – № 1. – С. 20–24.
- Ахонин С. В. Процессы рафинирования титана при электронно-лучевой плавке с промежуточной ёмкостью / С. В. Ахонин // Специальная металлургия : вчера, сегодня, завтра : мат. междунар. науч.-техн. конф., 8–9 окт. 2002 г., г. Киев. – С. 239–243.
- Рафинирующий под : пат. 6264884 США, МПК<sup>7</sup> С 22 В 9/16, / ATI Properties, Inc., I.A. Grosse, L.C.Hainz. № 09/389543 ; заявл. 03.09.1999 ; опубл. 24.07.2001. НПК 266/241.
- Печь с прямым горном для рафинирования титана: пат. 5972282 США, МПК<sup>6</sup> С 21 С 7/10. / С.Е. Aguirre, S.H. Reichman, L.C.Hainz. – № 09/085635 ; заявл. 27.05.1998 ; опубл. 26.10.1999.
- Исследование возможности получения слитков титана повышенной чистоты методом электронно-лучевой плавки / [А. В. Елютин, Л. И. Вороненко, М. С. Лалаян и др.] // Научн. труды ин-та ГИРЕДМЕТ, 1978. – 85. – С. 45–50.
- Получение титана высокой чистоты / [А. В. Елютин, Л. И. Вороненко, Ф. В. Ковалев и др.] / 10-я конф. по химии высокочист. Веществ : тез. докл. – Н. Новгород, 1995. – С. 116–117.
- Получение высокочистого титана : заявка 62-280335 Японии, МКИ С 22 В 34/12, С 22 В 14.00 / Симотори Кадзуми, Коэти Иосихару ; заявл. 30.05.1986 ; опубл. 05.12.1987.
- Способ получения титана высокой чистоты: пат. 4891066 США, МКИ<sup>4</sup> С 22 В 34/12 / Казуми Шиматори, Йошихари Очи ; заявл. 15.07.1988 ; опубл. 02.01.1990.
- Изучение кинетики растворения включений нитрида титана в расплаве титановых сплавов / [Г. М. Григоренко, В. Ю. Орловский, С. В. Ахонин, Ю. М. Помарин] // Титан, 2009. – №2(24). – С. 24–29.
- Жадкевич М. Л. Выбор режимов плазменно-дугового рафинирующего переплава титановых заготовок / М. Л. Жадкевич, А. В. Лихобаба // Проблемы СЭМ, 1998. – № 2. – С. 26–30.
- Modrzynski A. Плазменная переплавка титановых сплавов / A. Modrzynski и др. // Arch. technol. mazz. i autom., 2002. – 22. – № 1. – С. 102–107.
- Modrzynski A. Recycling of titanium alloys in plasma furnace / A. Modrzynski, K. Grzeskowiak, M. Kornacki / Mechanika (Lietuva), 2005. – № 6. – Р. 67–70.
- Eschenbach R.C. Plasma Arc systems for waste treatment and metal recovery / R.C. Eschenbach / JOM: J. Miner. Metals and Mater. Soc, 1996. – 48. – № 6. – Р. 49–52.
- К вопросу о возможности переплава губчатого титана с

- повышенным содержанием техногенных примесей / [М. Л. Жадкевич, Ю. В. Латаш, В. С. Константинов и др.] // Проблемы СЭМ, 1998. – № 3. – С. 43–45.
27. Reitz J. Recycling of gamma titanium aluminide scrap from investment casting operations / J. Reitz, C. Lochbichler, B. Friedrich // *Intermetallics*, 2011. – 19. – № 6. – P. 762–768.
  28. Электрошлаковый переплав – метод очистки титана от азота: пат. 5332197 США, МКИ<sup>5</sup> С 21 С 1/00 / Benz Mark G., Sawyer Thomas F., General Electric Co. – № 969900 ; заявл. 02.11.1992 ; опубл. 26.07.1994. НКИ 266/201.
  29. Медовар Л. Б. Токоведущий кристаллизатор для электрошлакового рафинирования титановых сплавов с независимым управлением температурой шлака, скоростью вращения шлака и скоростью расплавления электрода / Л. Б. Медовар, М. Г. Бенц // Проблемы СЭМ, 1998. – № 4. – С. 13–16.
  30. Способ переплавки реактивных металлов: заявка 4212947 ФРГ, МКИ<sup>5</sup> С 22 В 8/18 / Ludwig Norbert, № 42129478 ; заявл. 18.04.1992 ; опубл. 21.10.1993.
  31. Использование электрошлаковой технологии для рафинирования титана и титановых сплавов от обогащенных азотом включений / [А. Д. Рябцев, А. А. Троянский, В. В. Пашинский и др.] // Проблемы СЭМ, 2002. – № 3. – С. 10–13.
  32. Электрошлаковые технологии рафинирования и легирования металлов и сплавов в камерной печи с использованием «активных» металлсодержащих флюсов / [А. Д. Рябцев, Троянский, В. В. Пашинский, М. В. Самборский] / Специальная металлургия: вчера, сегодня, завтра: мат. междунар. науч. – техн. конф., 8–9 окт. 2002 г., г. Киев. – С. 110–114.
  33. Возможности камерного электрошлакового переплава в получении титана коммерческой чистоты / [А. Д. Рябцев, А. А. Троянский, С. И. Давыдов и др.] // Современная электрометаллургия, 2012. – № 1. – С. 7–11.
  34. Исследование механизма разрушения нитридных включений в титановых сплавах при электрошлаковом переплаве под «активными» металлсодержащими флюсами / [А. Д. Рябцев, А. А. Троянский, В. В. Пашинский и др.] // Наук. праці Донец. держав. техн. ун-ту, 2000. – № 18. – С. 65–69, 148.
  35. Рябцев А. Д. Рафинирование и легирование титана в процессе камерного электрошлакового переплава / А. Д. Рябцев, А. А. Троянский // Современная электрометаллургия, 2011. – № 1. – С. 52–53.
  36. Рафинирование и легирование титана при камерном электрошлаковом переплаве / [А. Д. Рябцев, А. А. Троянский, Ф. Л. Леоха, С. Н. Ратиев] / Современные проблемы электрометаллургии стали: матер. 15 междунар. конф., Ч.2. – Челябинск, 2013. – С. 96–101.
  37. Легирование титана на камерном электрошлаковом переплаве / [Ф. Л. Леоха, О. А. Снежко, С. Н. Ратиев и др.] // Нові матер. і технол. в металургії та машинобудуванні, 2012. – № 2. – С. 63–67.
  38. Рябцев А. Д. Рафинирование титана от кислорода и азота при электрошлаковом переплаве / А. Д. Рябцев, А. А. Троянский, С. И. Давыдов // Современ. электрометаллургия, 2009. – № 4. – С. 5–7.
  39. ЭШП титана: вчера, сегодня, завтра / [Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, М. Г. Бенц и др.] // Проблемы СЭМ, 1999. – № 2. – С. 3–8.
  40. Пузаков И. Ю. Оценка рафинирующей способности ме-  
тода гарнисажного плавания для производства полу-  
фабрикатов роторного назначения / И. Ю. Пузаков,  
Н. Ю. Таренкова, А. В. Горина // Титан, 2010. – № 3. –  
С. 30–35.
  41. Вторичное титановое сырье: эффективность использо-  
вания и рафинирование / [Г. А. Колобов, К. А. Печери-  
ца, В. В. Павлов и др.] / Титан-2013 в СНГ : сб. трудов  
междунар. конф., г. Донецк. – К. : ИМФ НАНУ, 2013. –  
С. 119–121.
  42. Окаве Тори. Раскисление титана кальцием с использо-  
вание флюса, содержащего хлорид кальция / Тори Ока-  
ве, Риосуки Сузуки // 1991. – 77, № 1. – С. 93–99.
  43. Раскисление титана и других тугоплавких металлов с  
использованием раскислителей, диспергированных в  
металле-носителе: пат 4923531 США, МКИ<sup>5</sup> С 21 D 1/  
00. / Ричард Фишер. № 248227, НКИ 148/126.1.
  44. Fisher Richard L. DOSS, an industrial process for removing  
oxygen from titanium furnings scrap / Richard L. Fisher,  
Stau R. Seagle / Titanium 92: Sci. and Technol.: Proc. Symp.  
7<sup>th</sup> World Titanium Conf., San Diego, Calif. – Warrendale  
(Pa), 1992. – P. 2265–2272.
  45. Способ раскисления титана: заявка 3243732 Япония,  
МКИ<sup>5</sup> С 22 В 34/12, С 22 В 5/04. / Маэда Масаши,  
Мори Нобуюки, Сакаи Ясусико. Заявл. 20.02.1990,  
опубл 30.10.1991.
  46. Надежин А. М. Разработка основ водородной техноло-  
гии рафинирования титана от примесей кислорода /  
А. М. Надежин, Е. Л. Бибииков / Новые материалы и  
технологии : тезисы докладов Рос. науч. – техн. конф. –  
Москва, 3–4 нояб. 1994. – 82 с.
  47. Электролитическое рафинирование титана в расплав-  
ленных средах / Коллектив авторов под ред. В. Г. Гопи-  
енко, Л. Н. Антипина, Ю. Г. Олесова. – М. : Металлур-  
гия, 1972. – 95 с.
  48. Preparation of high-purity titanium in CaCl<sub>2</sub>-TiCl<sub>2</sub> melts /  
Kang Minho, Song Jian-xun, Zhang Long, Liu Yong et al. //  
Electroplat. and Finish, 2014. – 33. – № 23. – P. 1008–  
1011.
  49. Получение высокочистых титана, циркония и гафния ме-  
тодом йодидного рафинирования в промышленных ус-  
ловиях / [М. Л. Коцарь, О. Г. Моренко, М. Г. Штуца и  
др.] / Новые высокочистые материалы : тез. докл. сим-  
позиума – Н. Новгород, 2008. – С. 34–35.
  50. Титан высокой чистоты. Перспективы применения и по-  
лучения / [М. Л. Коцарь, В. В. Антипов, С. Г. Ахтонов и  
др.] / Титан – 2009 в СНГ, г. Одесса : сб-к трудов между-  
нар. конф. – Киев : ИМФ НАНУ, 2009. – С. 69–73.
  51. Новая программа расчета вольт-амперных характе-  
стик процессов йодидного рафинирования титана и гаф-  
ния / [М. Л. Коцарь, С. А. Лавриков, А. О. Лапидус и  
др.] // Цветные металлы, 2013. – № 9. – С. 118–123.
  52. Термодинамический анализ процесса получения высо-  
кочистого титана термическим разложением его йонида /  
Chen Xiao-hu, Wang Hua, Lin Yi-min, Fang Min // Trans.  
Nonferrous Metals Soc. China, 2009. – 12. – № 5. –  
P. 1348–1352.
  53. Способ получения титановых кристаллов и слитков: пат.  
6063254 США, МПК<sup>7</sup> – С 25 С 1/00, С 25 С 3/28. / The  
Alta Group, Inc., Н. Rosenberg, N. Winters, Y. Xu. № 08/  
994458. Заявл. 19.12.1997, опубл. 16.05.2000. НПК 205/  
398.
  54. Кристаллический (высокочистый) титан и (обычный) ти-  
тан: пат. 6309595 США, МПК<sup>7</sup> С 22 С 14/00 / The Alta



- Group, Inc., H. Rosenberg, N. Winters, Y. Xu. № 08/994733. Заявл. 19.12.1997, опубл. 30.10.2001. НПК 420/417.
55. Синдо Юитиро. Технологии получения сверхчистого титана и их использование / Юитиро Синдо, Дайсуке Такагаки // Kinzoku = Metals and Technol., 1999. – 69, №10. – P. 20–23.
56. Комбинированная очистка титана / [Е. Д. Штинов, Н. С. Сидоров, В. Г. Глебовский, В. К. Карандашев] // Металлы, 2004. – № 6. – С.49–53.
57. Способ получения высокочистого титана для распыляемых мишеней: пат. 2370559 РФ, МПК С 22 В 34/12 (2006.01), С 22 В 9/05 (2006.01), С 22 В 9/22 (2006.01) / В. Г. Глебовский, Н. С. Сидоров, Е. Д. Штинов, № 2008125873/02 ; заявл. 26.06.2008 ; опубл. 20.10.2009.
58. Способ получения высокочистого титана для распыляемых мишеней: пат. 2418874 РФ, МПК С 22 В 34/12 (2006.01), С 22 В 9/05 (2006.01) / ИФТТ РАН, Н.С. Сидоров, Е.Д. Штинов, В.Г. Глебовский. № 2010127554/02 ; заявл. 06.06.2010 ; опубл. 25.05.2011.
59. Кечин В. А. Теория и практика ликвационного рафинирования металлических расплавов / В. А. Кечин // Сиб. федер. ун-т. Техника и технология, 2014. – 7. – № 4. – С. 400–408.
60. Ковтун Г. П. Электроперенос как способ глубокого рафинирования металлов / Г. П. Ковтун / Высокочистые материалы: получение, применение, свойства : матер. докл. 2 междунар. конф. – Харьков, 2013. – 7 с.

Одержано 09.12.2016

**Колобов Г.А., Карпенко А.В., Бубинець А.В. Рафінувальні перепави та інші методи отримання титану підвищеної чистоти**

*Розглянуто та проаналізовано види плавок титану й титанових сплавів з точки зору їх рафінувальної здатності, методи розкислення титану, а також способи одержання титану високої чистоти.*

**Ключові слова :** титан, вакуумна дугова плавка, електронно-променева плавка, плазмово-дугова плавка, індукційна плавка, електрошлакова плавка, гарнісажна плавка, розкислення, електролітичне рафінування, йодідне рафінування, субхлоридний процес, зонна плавка, ліквідаційне рафінування, електроперенесення.

**Kolobov G., Karpenko A., Bubinets A. Refining remelts and other methods of titanium production of high purity**

*Titanium and titanium alloys refining melts are studied and analyzed paying attention to deoxidizing methods as well as methods for producing high-purity titanium.*

**Key words :** titanium, vacuum arc melting, electron beam melting, plasma arc melting, induction melting, electroslag melting, skull melting, deoxidation, electrolytic refining, iodide refining, subchlorid process of zone melting, segregated refining, electromigration.

Канд. техн. наук В. Л. Чухлеб<sup>1</sup>, Е. С. Клемешов<sup>1</sup>, О. А. Ярошенко<sup>2</sup>,  
Т. А. Халезова<sup>2</sup>, д-р техн. наук Х. Дыя<sup>3</sup>

<sup>1</sup>НМетАУ, г. Днепр, <sup>2</sup>ООО «Днепропресс Сталь», г. Днепр,  
<sup>3</sup>Политехника Ченстохова, г. Ченстохова, Польша

## ИССЛЕДОВАНИЕ КОВКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА ГИДРАВЛИЧЕСКИХ ПРЕССАХ В УСЛОВИЯХ ООО «ДНЕПРОПРЕСС СТАЛЬ»

*Рассмотрены технологические возможности ООО «Днепропресс Сталь» по ковке различных титановых сплавов и проведено исследование напряженно-деформированного состояния титановых сплавов по предложенной схеме деформации путем математического моделирования.*

**Ключевые слова:** деформация, ковка, напряжения, сплав, исследование.

### Постановка проблемы

Изготовление поковок из титановых сплавов свободной ковкой является одним из ответственных и дорогостоящих процессов обработки металлов давлением. Сами по себе титановые сплавы занимают значительную нишу при производстве наиболее ответственных деталей из них. При этом поковки из титановых сплавов также являются одними из дорогостоящих, что связано со стоимостью как исходной заготовки, так и сложностью самого переделаковки. В связи с этим все работы связанные с исследованием формоизменения заготовок из титановых сплавов, которые обеспечат производство титановых поковок с наименьшими технологическими затратами, являются актуальными.

### Анализ последних исследований и публикаций

Исследованиековки титановых сплавов всегда имело повышенный интерес ввиду особых свойств этих сплавов и их применения в промышленности. Целый ряд исследователей занимались изучением как свойствами титановых сплавов и их изменением в различных условиях, так и процессами получения их различными видами обработки металлов давлением. При всем разнообразии процессов обработки металлов давлением процессуковки слитков из титановых сплавов на гидравлических ковочных прессах уделено не так много внимания. Во многом это связано с тем, что процессковки титановых сплавов является довольно ресурсозатратным, и при возможности исследователи пытались заменить его другим материалом. Также изделия из титановых сплавов во многом используются в оборонной промышленности, и исследования получения их ковкой носят закрытый характер. Однако некоторые вопросыковки титановых сплавов довольно подробно освещены в коллективном труде [1], где особое внимание уделено термомеханическим режимамковки и самому процессуковки, а также применению титановых

сплавов. При этом в целом постановка задачи при проектировании процессаковки остается неизменной и во многом базируется на стандартных подходах, которые и изложены, в частности, в [2]. Дополнительно должны быть учтены некоторые особенностиковки титановых сплавов в зависимости от используемого оборудования и в работе [3] рассмотрены вопросыковки титановых сплавов на молотах в условиях ПАО «Днепроспецсталь». Однако ковка на гидравлических ковочных прессах имеет свои особенности. Теоретические особенности формоизменения металлов и сплавов при их ковке в виде слитков отражены в монографии [4].

### Постановка задачи

Формирование готового изделия и его качества во многом определяется оптимальностью выбранной технологииковки, которая зависит от технологических возможностей и производственного опыта конкретного предприятия-изготовителя титановых поковок. Одним из ведущих предприятий по производству поковок из различных титановых сплавов является ООО «Днепропресс Сталь».

ООО «Днепропресс Сталь» – крупнейшее предприятие Украины. На предприятии разработана и функционирует система управления качеством, сертифицированная на соответствие требованиям международных стандартов ISO. Следует отметить, что стандарты ISO построены на принципах TQM (тотального или всеобщего управления качеством) [5], которые, в том числе, предписывают привлечение всех сотрудников для общей работы по улучшению качества (в нашем случае это технолог, кузнец, термист).

В кузнечно-термическом цехе ООО «Днепропресс Сталь» выполняются заказы как для внутренних потребностей предприятия, так и, в основном, заказы на экспорт. В настоящее время кузнечно-термический цех – современное подразделение с высоким уровнем тех-

нологии и механизации производства поковок. Главной его задачей является обеспечение потребителей качественной продукцией. Кузнечно-термический цех характеризуется единичным и мелкосерийным типом производства. В цехе основным технологическим процессом является свободная ковка на прессах и молотах. На всех этапах технологического процесса осуществляется контроль нормируемых параметров. Политика ООО «Днепропресс Сталь» и, в частности, кузнечно-термического цеха в области качества определяется наиболее полным удовлетворением требований потребителей и направлена на обеспечение высокопроизводительной, слаженной работы подразделений цеха. В цехе определена, обеспечена и поддерживается необходимая для управления качеством инфраструктура.

Основная деятельность цеха нацелена на создание и внедрение новых технологий. Каждая идея рассматривается с точки зрения влияния на улучшение качества, увеличение производства и снижение материальных затрат. Областью для усовершенствования в вопросах технологии и качества производимой продукции является достижение показателей технологии и качества, соответствующих современным высоким требованиям. Для исследования процессаковки титановых сплавов были рассмотрены технологические карты изготовления поковок в условиях цеха, где приведено описание технологического процесса, используемого оборудования, массы поковки и готового изделия, марка титанового сплава. Для анализа выбирались карты таких деталей, которые имеют цикличность производства, то есть периодически повторяются в заказах на изготовление.

Главной целью данной работы является определение влияния параметров процесса кузнечной вытяжки (протяжки) на напряженно-деформированное состояние поковки с целью улучшения механических свойств.

Для моделирования процесса свободнойковки в Forge 2008® были заданы параметры реального процессаковки поковок из титановых сплавов ВТ1 и ВТ6.

Исходной заготовкой являлся титановый слиток диаметром 400 мм и длиной 600 мм. Конечным изделием является поковка диаметром 200 мм и длиной 2200 мм.

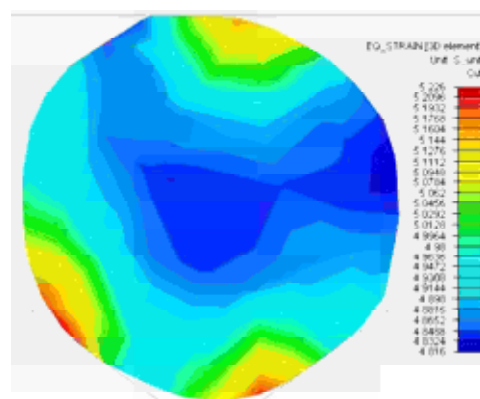
Также, согласно технологическому процессу, выбран оптимальный температурный интервал для данных сплавов титана. Температурный интервалковки составляет 1150–850 °С для обоих сплавов титана. Согласно технологииковки титана необходим подогрев инструмента для уменьшения тепловых затратковки. В данном случае, бойки подогреты до 300 °С. При моделировании используются комбинированные бойки – верхний плоский, а нижний вырезной. Развал выреза нижнего бойка составляет 450 мм, глубина выреза – 160 мм, а ширина рабочей части составляет 440 мм.

Выбор оптимальной схемы кантовок опирается на исследования в [6], где описано исследование влияния различных схем кантовок на напряженно-деформиро-

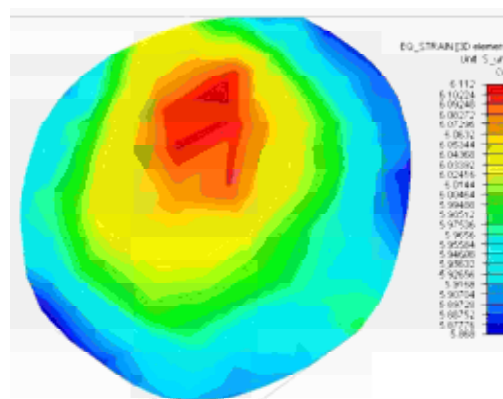
ванное состояние. Некоторые схемы кантовок оказались не рациональны ввиду большой неравномерности деформаций и как следствие сильного искривления поковки. Поэтому наиболее оптимальной схемой была выбрана схема обжатий «по кольцу», состоящая из 16 обжатий за одну подачу. Углы кантовок при ковке равны 120 ° после первого обжатия и после второго, после третьего обжатия угол кантовки заменяется кантовкой на угол в 60 °. После четвертого и пятого обжатия угол кантовки также составляет 60 °, а после шестого обжатия заменяется углом в 15 °, который остается неизменным при последующих десяти обжатиях. Величина подачи составляет половину ширины бойка и равна 220 мм. Также, исходя из данных источника [6], степень деформации составляла 10 %.

Для анализа результатов моделирования были рассмотрены три равноудаленных поперечных сечения поковки: на середине длины поковки и на обоих концах [6].

Распределение напряжений и деформаций в поперечных сечениях представлено на рис. 1–2.

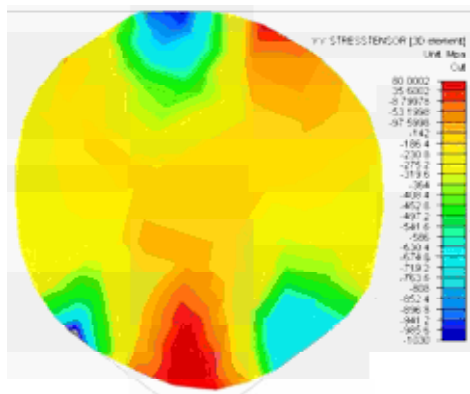


а

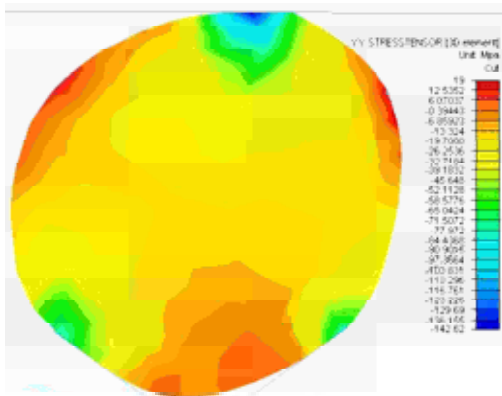


б

Рис. 1. Распределения деформаций при протяжке заготовки из разных титановых сплавов: а – распределение деформаций по длине при ковке титанового сплава ВТ1; б – распределение деформаций по длине при ковке титанового сплава ВТ6



а



б

**Рис. 2.** Распределения напряжений при протяжке заготовки из разных титановых сплавов: а – распределение напряжений по длине при ковке титанового сплава VT1; б – распределение напряжений по длине при ковке титанового сплава VT6

Равномерность распределения деформаций в металле определяется как можно меньшей разницей показателей деформации между собой в сечении.

Чтобы количественно оценить неравномерность распределения деформаций в поперечных сечениях, был рассчитан показатель неравномерности деформации

Кн. Показатель неравномерности деформации может принимать значения не больше единицы, так как является отношением показателей эквивалентной деформации в контрольных точках сечения к максимальному значению эквивалентной деформации в сечении. После того как было найдено максимальное значение в сечении, относительно этой точки были построены 4 диагонали, которые расположены под углом  $45^\circ$  друг к другу. Далее на каждую диагональ было нанесено 6 контрольных точек симметрично к точке с максимальным значением и симметрично к центру сечения.

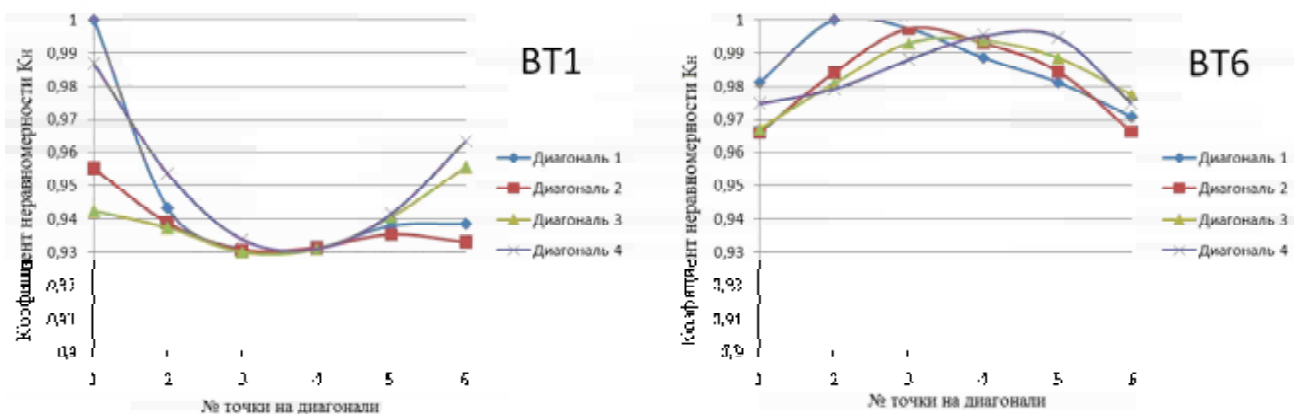
Более детальный анализ неравномерности распределения деформаций проведен с помощью построения графиков (рис. 3). На графиках изображены показатели неравномерности деформации в контрольных точках на диагоналях сечения.

Как видим, при ковке различных титановых сплавов возникает различная схема распределения деформаций в сечениях поковки (рис. 4). В первую очередь это зависит от структуры металла, так как титановый сплав VT1 имеет только  $\alpha$ -фазный состав, а титановый сплав VT6 имеет  $\alpha + \beta$ -фазный состав.

Однако величины коэффициента неравномерности деформаций, представленных на рис. 4, говорят о том, что эта разница в характере распределения не так существенна, так как минимальные величины коэффициента отличаются всего на несколько сотых.

Также, говоря о характере распределения деформаций, можно судить о том, какие слои поковки получают более интенсивную деформацию и, соответственно, где происходит более сильная проработка структуры. Исходя из данных математического моделирования и расчетов коэффициента неравномерности деформаций, можно сказать о том, что у сплава VT1 происходит наиболее интенсивная деформация внешних слоев металла, в то время как у титанового сплава VT6 происходит наиболее интенсивная деформация внутренних слоев.

Помимо этого, также была проанализирована неравномерность распределения деформаций в продоль-



**Рис. 4.** Распределение коэффициента неравномерности деформации в поперечном сечении заготовки при ковке разных титановых сплавов

ном сеченні. Для цього було взято 17 точок, розположених на однаковому відстані друг від друга. Значення показателя нерівномірності в точках приведені на рисунку 5.

Ковка при меншій сумарній ступені деформації створює меншу нерівномірність розподілення деформацій по довжині заготовки, як видно з рисунка 5.

#### Висновки проведеного дослідження

На даному етапі розвитку кузнечно-штамповочного виробництва ковка титанових сплавів є одним з основних пріоритетних напрямків. Одним з ведучих підприємств, які спеціалізую-

ються на ковці титанових сплавів, є ООО «Дніпропрес Сталь». Авторами роботи запропоновані оптимальні схеми технологічних переходів ковки поковок валів з титанових сплавів з точки зору мінімальної нерівномірності деформації. Ковку титанових заготовок необхідно здійснювати при меншій обробці для отримання меншій нерівномірності розподілення деформацій в металі, і як наслідок – меншій нерівномірності розподілення механічних властивостей в об'ємі металу. Результати цих досліджень застосовуються на виробництві для розробки програм з метою автоматизації ковочних комплексів.

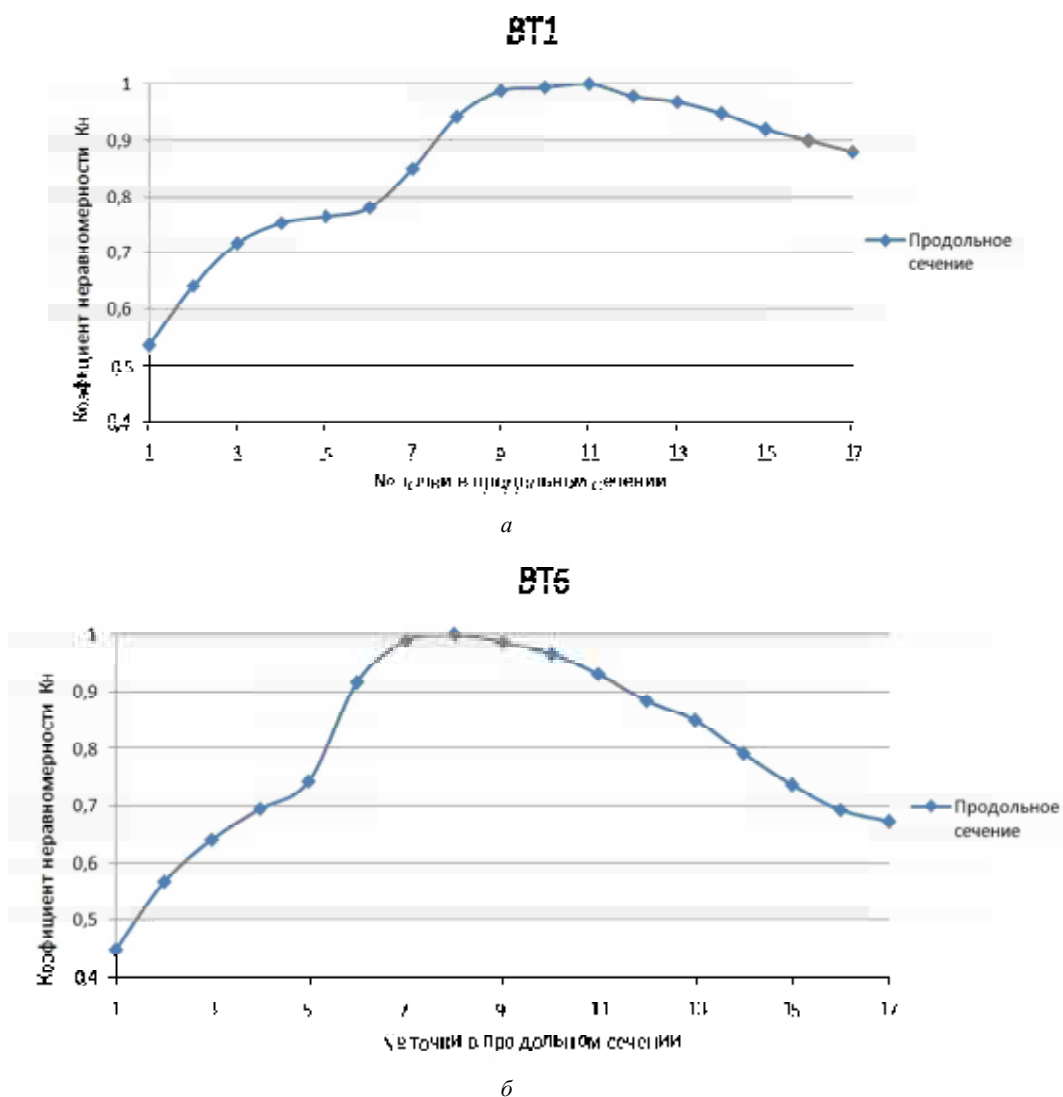


Рис. 5. Розподілення нерівномірності деформації в продольному сеченні заготовки при ковці титанового сплаву BT1 (а) і при ковці титанового сплаву BT6 (б)

#### Список літератури

1. Горячая штамповка и прессование титановых сплавов / [Л. А. Никольский, С. З. Фиглин, В. В. Бойцов и др.] – М. : Машиностроение, 1975. – 285 с.
2. Технологія кування / [Л. М. Соколов, І. С. Алієв, О. С. Марков, Л. І. Алієва]. – Краматорськ : ДДМА, 2011. – 268 с.

3. Юдович С. З. Ковка на молотах заготовок из легированных сталей / Юдович С. З. – М. : Машиностроение, 1968. – 215 с.
4. Тюрин В. А. Теория и процессыковки слитков на пресах / Тюрин В. А. – М. : Машиностроение, 1979. – 240 с.
5. Должанський А. М. Системи управління якістю / А. М. Должанський, Н. М. Очеретна, І. М. Ломов. – Дніпропетровськ : «Свідлер», 2008. – 390с.
6. Дослідження напружено-деформованого стану при протязці титанового сплаву з метою оптимізації параметрів кування / [В. Л. Чухліб, Є. С. Клемешов, В. О. Гринкевич, Х. Дня // Вісник НТУ «ХПІ». – 2015. – №24 (1133). – С. 159–166.

Одержано 09.12.2016

**Чухліб В.Л., Клемешов Є.С., Ярошенко О.А., Халезова Т.А. Дослідження кування титанових сплавів на гідравлічних пресах в умовах ТОВ «Дніпропрес Сталь»**

*Розглянуто технологічні можливості ТОВ «Дніпропрес Сталь» щодо кування різноманітних титанових сплавів та проведено дослідження напружено-деформованого стану титанових сплавів за запропонованою схемою деформації через математичне моделювання.*

**Ключові слова:** деформація, кування, напруження, сплав, дослідження.

**Chuhleb V., Klemeshov E., Yaroshenko O., Halezova T. Study of forging titanium alloys on a hydraulic press in a LTD «Днепропрес Сталь»**

*Technological possibilities of LTD «Днепропрес Сталь» on forging of different titanium alloys are studied and tense-deformed state of titanium alloys is investigated on the proposed scheme of deformation using mathematical modelling are considered.*

**Key words:** deformation, forging, stress, alloy, study.

---

УДК 621.746.043.3:669.046.516.4:669.715

Д-р техн. наук В. Ю. Селівьорстов, канд. техн. наук Ю. В. Доценко, Н. В. Доценко

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

## ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ КОМПЛЕКСНИХ ТЕХНОЛОГІЧНИХ РІШЕНЬ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ Al-Si

*Наведені результати аналітичних та експериментальних досліджень ефективності спільного використання процесів впливу тиску і модифікування на кристалізацію сплавів системи Al-Si. Показано, що комплексний вплив на метал, що кристалізується, який включає процеси модифікування і накладення тиску, є перспективним з погляду підвищення механічних властивостей сплавів. Розроблена комплексна технологія дозволяє отримати стійкий ефект подрібнювання кристалічної структури, сфероїдизувати кристали евтектичного кремнію, знизити макро- і мікрodefекти, і підвищити механічні властивості литого металу.*

**Ключові слова:** модифікування, кристалізація, тиск, механічні властивості, технологія.

### Вступ

Створення нових технологій і підвищення механічних та експлуатаційних характеристик литих виробів, у тому числі із вторинних шихтових матеріалів, є актуальною проблемою ливарного виробництва. За безперервно зростаючими вимогами до підвищення якості виливків і необхідності економії матеріалів традиційні технології стають усе менш ефективними. На сьогодні становлять інтерес комплексні технології, які сполучають процеси рафінування, модифікування і зовнішніх впливів на метал виливка, що кристалізується.

Ефективним способом підвищення механічних властивостей сплавів є зміна морфології фаз, що кристалізуються, за рахунок затвердіння і модифікування їх у різко нерівноважних умовах [1]. При цьому створюються умови для здібнювання структурних складових, значного підвищення розчинності у твердому стані, пригнічення росту грубих включень первинних інтерметалідів.

### Аналіз попередніх публікацій

Сплави системи Al-Si використовують в основному як конструкційні матеріали, тому саме механічні властивості є для них основними показниками якості [2]. Одним із способів підвищення механічних властивостей сплавів системи Al-Si є модифікування. Теоретичні основи модифікування кольорових сплавів викладені в роботах М. В. Мальцева, В. І. Напалкова, Г. Б. Строганова, Б. Б. Гуляєва та ін. При цьому розрізняють 2 роди модифікаторів (за П.А. Ребіндером) – модифікування тугоплавкими частками (інокуляція) і модифікування поверхнево-активними елементами (лімітація). У першому випадку використовують правило Данилова-Кобнаєвського (принцип розмірно-структурної відповідності) і електронну теорію Ламіхова-Самсонова (акцептирувальний критерій  $1/Nn$ ) [3–6]. До модифікаторів

алюмінію 1-го роду відносять Ti, Zr, V, TiC, TiB<sub>2</sub> та ін.; до модифікаторів алюмінію 2-го роду - B, Sr, Sb, Ba та ін. Вибір модифікаторів для Al-Si сплавів є більш складною задачею, тому що необхідно подрібнити одночасно дендрити Al і Si. Відповідно до теорії синтезу сплавів (за Б. Б. Гуляєвим) одним із критеріїв, що характеризують модифікувальну здатність елементів, є критерій розподілу в кремнії ряду елементів ( $\omega_{Si} = 10^{-3} \div 10^{-4}$ ) [7]. Відповідно до цього, до модифікаторів Si відносять ряд таких елементів: Na-K-Ca-Sr-Ba-Cd-Sb-Bi-B-S-P. Розроблено ефективні комплексні модифікатори сплавів системи Al-Si, що включають модифікатори 1 і 2 родів. Аналіз природи сплаву і використання фізико-хімічних критеріїв дозволяє в цей час одержувати високий ефект модифікування при малих і гранично малих добавках елементів (0,1÷0,001 % по мас.) [3].

Існують і фізичні методи впливу, що мають модифікувальний ефект, такі як ультразвукове оброблення, температурно-часове оброблення, накладення на розплави електромагнітного поля та ін. Великий інтерес викликають процеси, пов'язані із застосуванням тиску на метал виливків, що кристалізується. Зокрема, в технологічних схемах лиття з кристалізацією сплавів під тиском (ЛКТ) тиск, що прикладається на розплав у процесі затвердіння, значно впливає на характер кристалізації [8]. Збільшення швидкості охолодження приводить до відповідного росту швидкості кристалізації, що змінюється в результаті впливу тиску при кристалізації на число центрів і швидкість росту зародків. Швидкості охолодження зростають у залежності від габаритів виливків, температурних умов лиття, методу пресування від 2–3 до 10 і більше разів. Підвищення швидкості охолодження кольорових сплавів, заснованих на системах з обмеженою розчинністю, приводить до зміни структури і легування твердого розчину, пов'язаних з дендритною ліквідацією й утворенням квазіевтектики. На сьо-

годнішній день мало зведень про використання комбінованих технологій, що впливають на структурні складові металу і тим самим підвищують його службові властивості.

Тому метою статті є розробка комплексної технології модифікування і газодинамічного впливу на твердіючий розплав алюмінієвого ливарного сплаву системи Al-Si в ливарній формі й аналіз її ефективності.

### Основний матеріал

Дія тиску на кристалізацію сплавів системи Al-Si виявляється не тільки у здрібнюванні структурних складових. Тиск сприяє збільшенню взаємної розчинності компонентів сплавів, а також змінює евтектичну концентрацію сплавів.

Збільшення розчинності компонентів можна пояснити загальмуванням первинної дифузії, що має місце при переході сплаву з рідкого стану у твердий. Для розуміння зсуву евтектичної точки необхідно розглянути зміну діаграми стану під впливом тиску.

На рисунку 1 представлена частина діаграми стану Al-Si. Штриховими лініями нанесена діаграма, яка отримана під дією тиску. Діаграма побудована на підставі розрахунків, виконаних за рівнянням логарифміки розчинності Шредера для бінарних систем [9]:

$$\ln X = \frac{Q_a}{2} \left( \frac{1}{T_a} - \frac{1}{T} \right); \ln(1-X) = \frac{Q_b}{2} \left( \frac{1}{T_b} - \frac{1}{T} \right),$$

де  $X$  – мольна концентрація компоненту А;  
 $(1-X)$  – мольна концентрація компоненту В;  
 $Q_a$  – прихована теплота плавлення компоненту А;  
 $Q_b$  – прихована теплота плавлення компоненту В;  
 $T_a$  – температура плавлення компоненту А;  
 $T_b$  – температура плавлення компоненту В;  
 $T$  – поточна температура плавлення.

При розрахунках приймалося, що температура плавлення чистого алюмінію підвищується на  $6,3 \times 10^{-3} \text{ }^\circ\text{C}$  на кожну атмосферу тиску, а температура плавлення чистого кремнію відповідно знижується на  $5,8 \times 10^{-3} \text{ }^\circ\text{C}$ .

Виконані на підставі цього розрахунки показали, що зсув евтектичної точки для діаграми Al-Si становить 0,003 % на кожну атмосферу тиску. Зсув відбувається убік кремнію.

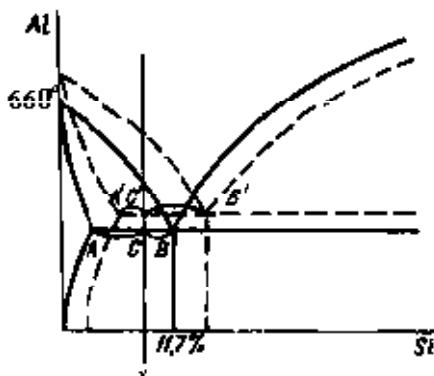


Рис. 1. Зміна діаграми стану Al-Si під дією тиску [9]

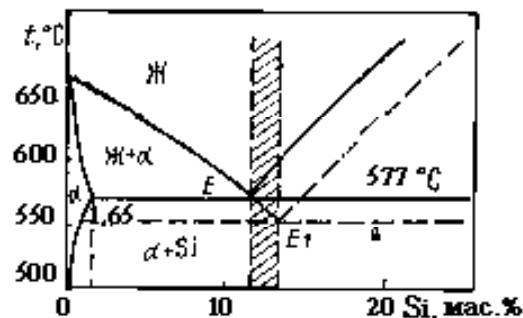


Рис. 2. Зміна положення межових ліній діаграми стану системи Al-Si при модифікуванні натрієм. Суцільні лінії – рівноважна діаграма стану [10]

Наведені дані показують, що проведення процесу кристалізації під впливом процесів модифікування або тиску приводить до зсувування в зону більш високих концентрацій другого компоненту нерівноважних ліквідусу і солідусу з одночасним підвищенням температури евтектики.

На кафедрі ливарного виробництва Національної металургійної академії України розроблена технологія газодинамічного впливу на рідкий та такий, що кристалізується розплав у ливарній формі [11, 12]. Результати лабораторних досліджень і промислових випробувань показали підвищення механічних властивостей литого металу і зниження браку по шпаристості при виробництві виливків з алюмінієвих сплавів. Зокрема, при виробництві виливків деталей «Опорний наконечник стійки конвеєра», які виготовляють зі сплаву АК5М способом лиття в кокіль, у порядок технологічних операцій виготовлення вилівка були включені такі етапи: проведення рафінування (препарат DEGASAL T 200) і введення модифікатора в розплав (препарат EUTEKTAL T 200), введення в робочу порожнину форми пристрою для подання газу оригінальної конструкції, витримка вилівка з пристроєм протягом заданого проміжку часу, подання газу (аргону) з початковими показниками тиску 0,15–0,2 МПа, наступне нарощування тиску до 1–1,1 МПа і витримання під тиском до повного затвердіння вилівка. У результаті впровадження зазначеної технології скоротилася кількість браку виливків по рихлотах і газових раковинах на 28 %, збільшилися на 25 % пластичні властивості литого металу, на 15–20 % вдалося знизити кількість модифікатора, а також знизити температуру і час оброблення.

### Висновки

1. Проведений аналіз літературних джерел за темою роботи показав, що комплексний вплив на метал, що кристалізується, який включає процеси модифікування і накладення тиску, є перспективним з погляду підвищення механічних властивостей сплавів системи Al-Si.

2. Проведення процесу кристалізації під впливом модифікування або тиску приводить до зсувування в зону більш високих концентрацій другого компоненту нерівноважних ліквідусу і солідусу. Варіювання вели-



чини тиску при кристалізації і кількості модифікатора приводить до зміни співвідношення фаз у структурі евтектичних сплавів, що впливає на механічні й експлуатаційні властивості виливків.

3. Розроблена комплексна технологія газодинамічного впливу на розплав у ливарній формі і модифікування дозволяє отримати стійкий ефект подрібнювання кристалічної структури, сфероїдації кристалів евтектичного кремнію, зниження макро- і мікродефектів і підвищення механічних властивостей литого металу.

#### Список літератури

1. Немененок Б. М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов / Б. М. Немененок. – Мн. Технопринт, 1999. – 272 с.
2. Силумины. Атлас микроструктур и фрактограмм промышленных сплавов: Справ. Изд. / [Пригунова А. Г., Белов Н. А., Таран Ю. Н. и др.]. – М. : МИСИС, 1996. – 175 с.
3. Наследственность в литых сплавах: монография / Никитин В. И., Никитин К. В. ; Изд. 2-е, перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 2005. – 476 с.
4. Структура эвтектических сплавов: монография / Таран Ю. Н., Мазур В. И. – М. : Металлургия, 1978. – 312 с.
5. О модифицировании Al-Si сплавов / [Кимстач Г. М., Муховецкий Ю. П., Борисов В.Д. и др.] // Литейное производство. – 1981. – № 10. – С. 7–8.
6. Плавление и кристаллизация металлов и сплавов : монография / Гаврилин И. В. – Владимир : ВГУ, 2000. – 260 с.
7. Синтез сплавов : монография / Гуляев Б. Б. – М. : Металлургия, 1984. – 160 с.
8. Давление в управлении литейными процессами : монография / Борисов Г. П. – К. : Наукова думка, 1988. – 271 с.
9. Вопросы кристаллизации сплавов под высоким давлением / [В. В. Марков, А. А. Рыжиков] // Теплообмен между отливкой и формой. – Минск : Вышэйшая школа, 1967. – С. 71–74.
10. Модифицирование силуминов стронцием : монография / И.Н. Ганиев, П.А. Пархутик, А.В. Вахобов и др. – Мн. Наука и техника, 1985. – 143 с.
11. Декларацийний патент, Україна МПК (2006) B22D 18/00 Спосіб отримання виливків / Селівьорстов В. Ю., Хричиков В. Є., Доценко Ю. В. № 28858 ; заявл. 03.08.2007 ; опубл. 25.12.2007 ; Бюл. № 21.
12. Декларацийний патент, Україна МПК (2006) B22D 18/00 Пристрій для отримання виливків / Селівьорстов В. Ю., Хричиков В. Є., Доценко Ю. В. № 28859 ; заявл. 03.08.2007 ; опубл. 25.12.2007 ; Бюл. № 21.

Одержано 09.12.2016

#### **Селиверстов В.Ю., Доценко Ю.В., Доценко Н.В. Перспективы использования комплексных технологических решений для повышения механических свойств литейных сплавов Al-Si**

*Приведены результаты аналитических и экспериментальных исследований эффективности совместного использования процессов воздействия давления и модифицирования на кристаллизацию сплавов системы Al-Si. Показано, что комплексное воздействие на кристаллизующийся металл, которое включает в себя процессы модифицирования и наложение давления, является перспективным с точки зрения повышения механических свойств сплавов. Разработана комплексная технология, которая позволяет получить стойкий эффект измельчения кристаллической структуры, сфероидизировать кристаллы эвтектического кремния, снизить макро- и микродефекты и повысить механические свойства литого металла.*

**Ключевые слова:** модифицирование, кристаллизация, давление, механические свойства, технология.

#### **Seliverstov V., Dotsenko Yu., Dotsenko N. Prospects for application of integrated technology solutions for improving the mechanical properties of casting Al-Si alloys**

*Results of analytical and experimental researches of application efficiency of the action of pressure and modification on the crystallization of alloys of Al-Si system are given. It is shown that the complex effect on the crystallized metal, which includes the processes of modification and the imposition of pressure is perspective from the point of view of increase of mechanical properties of alloys. Integrated technology was developed, which enables achievement prolonged effect of grinding crystal structure, spheroidizing eutectic silicon crystals, reduce macro- and micro defects, and increase the mechanical properties of cast metal.*

**Key words:** modification, crystallization, pressure, mechanical properties, technology.

Д-р техн. наук З. А. Дурягіна<sup>1</sup>, канд. техн. наук А. М. Тростянчин<sup>1</sup>,  
І. А. Лемішка<sup>1</sup>, О. А. Джуган<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Національний університет «Львівська політехніка», м. Львів  
<sup>2</sup>Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

## ГРАНУЛОМЕТРИЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОРОШКУ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT6, ОТРИМАНОГО МЕТОДОМ ВІДЦЕНТРОВОГО ПЛАЗМОВОГО РОЗПИЛЕННЯ ЕЛЕКТРОДУ

*Методами гранулометричного аналізу проведено дослідження порошку сплаву VT6, отриманого методом відцентрового плазмового розпилення. Показано, що частинки порошку після просіювання характеризуються незначним розкидом за розмірами в границях фракції. Встановлено, що ступінь неоднорідності в досліджуваних фракціях не перевищує 15 %.*

**Ключові слова:** титан, сплав, порошок, форма, сфера, розмір, фракція.

### Вступ

Необхідність економії матеріальних ресурсів та зниження собівартості продукції вимагає від підприємств-виробників та переробників титану та сплавів на його основі, вдосконалення існуючих технологій формоутворення виробів та впровадження нових високоефективних рішень.

Останнім часом у таких високотехнологічних галузях, як авіа- та аерокосмічна промисловість, спостерігається значна інтенсифікація досліджень з розроблення нових технологічних підходів отримання дороговартісних деталей з використанням адитивних технологій (технологій 3D друку). Такий підхід ґрунтується на шаровому формуванні об'єктів, при цьому на початковому етапі кожен новий шар майбутньої деталі являє собою порошкову фракцію, що складається з однакових або різних за формою частинок металевих матеріалів. Вважається, що оптимальними за формою частинками є сферіди приблизно однакового розміру [1]. Разом з тим, на цей час отримання порошків зі сферичною формою частинок утруднене [2]. Саме тому вкрай важливим є оптимізація параметрів технологічного процесу з метою усунення дефектів із поверхні, а також досягнення максимально можливого ступеню однорідності сферичних частинок порошку.

У цій роботі досліджено гранулометричні характеристики сферичного порошку сплаву VT6, отриманого за допомогою методу плазмового розпилення електроду [3]. Оптимальне поєднання таких властивостей як висока міцність, мала густина та хороша корозійна стійкість, робить ці порошки одними з найбільш перспективних та досліджуваних матеріалів для адитивних технологій.

### Методика досліджень

Попередній розподіл порошку за фракціями виконувався за допомогою ситового методу згідно з ГОСТ Р 51568-99 [4].

Металографічні дослідження морфології порошку виконувалися з використанням сканувального електронного мікроскопа EVO 40XVP. Пробу для випробувань ретельно перемішували на склі, розсипали смугою певної довжини і розділяли на 7–8 приблизно рівних частин. Парні частини відкидали, а непарні змішували і повторно скорочували подібним чином. Далі пробу порошку наносили на електропровідну клейку стрічку. Дослідження проводилися за збільшення 50 та 100 разів.

Гранулометричний аналіз виконували за допомогою спеціалізованого матеріалознавчого комплексу аналізу зображень ImageJ [5].

Ступінь неоднорідності (полідисперсність) порошку, що залежить від двох параметрів: середнього розміру домінуючих частинок у певній фракції та стандартного відхилення розміру частинок порошку від їх середнього розміру [6], визначалася методом побудови кривої Гауса на основі гістограми розподілу частинок у певній фракції [7].

### Результати досліджень

Згідно з результатами металографічного аналізу порошок сплаву VT6 після відцентрового плазмового розпилення характеризується бездефектною глобулярною будовою (рис. 1а, в).

Дослідження проводилися для титанових порошків фракцій 250 та 160 мкм, отриманих у результаті просіювання ситовим методом, які характеризуються незначним розкидом частинок за розмірами (рис. 1б, г, 2).

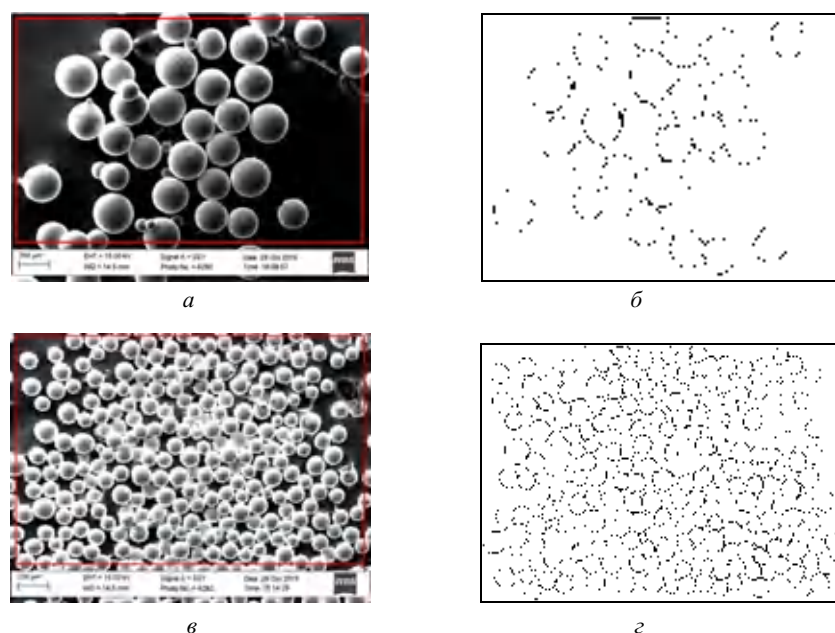
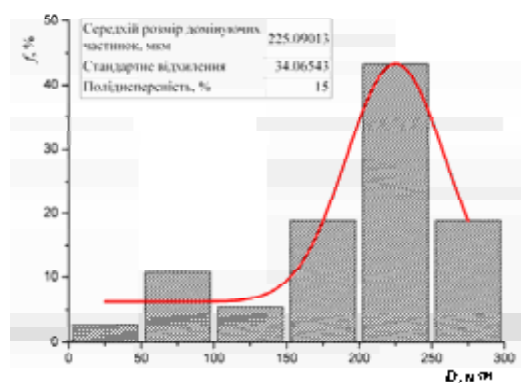
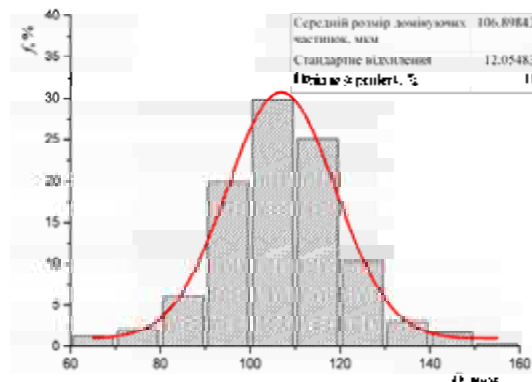


Рис. 1. Морфологія порошку сплаву ВТ6 після сфероїзації методом відцентрового плазмового розпилення (а, в); трансформоване зображення частинок у програмі ImageJ (б, г). Фракції: а, б – 250 мкм; в, г – 160 мкм



а



б

Рис. 2. Крива Гауса побудована на основі гістограми розподілу частинок порошку сплаву ВТ6 після сфероїзації методом відцентрового плазмового розпилення. Фракції: а – 250 мкм; б – 160 мкм

Згідно з гістограмою розподілу частинок порошку сплаву ВТ6, встановлено, що у фракції 250 мкм домінуючими є частинки із середнім діаметром 220–230 мкм, а у фракції 160 мкм середній діаметр домінуючих частинок становить 100–110 мкм (рис. 2).

### Висновки

За результатами гранулометричного аналізу порошку сплаву ВТ6, що отриманий методом відцентрового плазмового розпилення, виявлено незначний розкид частинок за розмірами після просіювання ситовим методом у межах однієї фракції. Однак необхідно врахувати, що згідно з гістограмою розподілу частинок порошку сплаву ВТ6 відхилення по відношенню до середнього розміру домінуючих частинок в досліджуваних фракціях є рівномірним та поступовим.

Встановлено, що ступінь неоднорідності в досліджуваних фракціях не перевищує 15%.

### Список литературы

1. Gibson I. Additive Manufacturing Technologies / Gibson I., Rosen D., Stucker B. -2nd ed. p/cm. ISBN 978-1-4939-2112-6. – Georgia Institute of Technology, 2015. – 498 p.
2. Зленко М. А. Аддитивные технологии в машиностроении / Зленко М. А., Попович А. А., Мутьлина И. Н. – Санкт-Петербург : Издательство политехнического университета, 2013. – 221 с.
3. Donachie M. Super alloys: a technical guide / M. Donachie, Jr., S. Donachie. -2nd ed. p/cm. ISBN 0-87170-749-7. ASM International. 2002.
4. ГОСТ Р 51568-99 (ИСО 3310-1-90). Сита лабораторные. Технические требования и методы испытаний. Часть 1. Сита лабораторные из металлической проволочной сетки. – М. : Изд-во стандартов, 1999. – 7 с.

5. Колюхов А. Л. Руководство к использованию программного комплекса ImageJ для обработки изображений : учебное методическое пособие / Колюхов А. Л. – Томск : кафедра ТУ, ТУСУР, 2012. – 105 с.
6. Walpole Roland E. Probability and Statistics for Engineers and Scientists / Walpole Roland E., Myers Raymond H. – 3-th. edition, Macmillan Publishing Company. – New York, 1985. – 639 p. – ISBN 0-02-424170-9.
7. <http://www.originlab.com/doc/User-Guide> (дата звернения 02. 01.16).

Одержано 16.12.2016

**Дурягина З.А., Тростянчин А.Н., Лемишка И.А., Джуган А.А. Гранулометрические характеристики порошка титанового сплава VT6, полученного методом центробежного плазменного распыления электрода**

*Методами гранулометрического анализа проведено исследование порошка сплава VT6, полученного методом центробежной плазменной распыленности. Показано, что частицы порошка после просеивания характеризуются незначительным разбросом по размерам в пределах фракции. Установлено, что степень неоднородности в исследуемых фракциях не превышает 15 %*

**Ключевые слова:** титан, сплав, порошок, форма, сфера, размер, фракция.

**Duriagina Z., Trostianchin A., Lemishka I., Dzhugan A. Granulometric characteristics of VT6 titanium alloy powder obtained by plasma rotation electrode process**

*Studies of VT6 alloy powder, obtained by centrifugal plasma spraying, by the methods of particle size analysis are presented. It is shown that the particle powder after sifting is characterized with slight scatter in size within a fraction. It is found that the degree of heterogeneity of the fractions in the test samples does not exceed 15 %*

**Key words:** titanium, alloys, powder, shape, sphere, size, fraction.

---

УДК 621.744.52

Д-р техн. наук В. Ю. Селиверстов, канд. техн. наук Т. В. Селиверстова

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ГЕРМЕТИЗАЦИИ ОТЛИВКИ ИЗ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ В ФОРМЕ ЛВМ ДЛЯ РЕАЛИЗАЦИИ ТЕХНОЛОГИИ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА РАСПЛАВ

*Представлены результаты компьютерного моделирования герметизации блока отливок цилиндрической формы из стали P18Л, получаемых по действующей технологии в формах литья по выплавляемым моделям. Показана возможность использования газодинамического воздействия на затвердевающий металл при условии изменения конструкции блока.*

**Ключевые слова:** моделирование герметизации, цилиндрические отливки, процесс затвердевания, расплав, газодинамическое воздействие.

### Введение

Как известно, специальные способы литья позволяют резко снизить трудозатраты и металлоемкость получаемых отливок, способствуют достижению более высоких физико-механических характеристик и эксплуатационных свойств литого металла. Наряду с дальнейшим усовершенствованием специальных способов гравитационного литья (кокили, керамические, оболочковые, графитовые и др.) проводится разработка новых эффективных методов воздействия на кристаллизующийся металл, к числу которых можно отнести технологию газодинамического воздействия на расплав в форме ЛВМ.

### Анализ предыдущих публикаций и постановка задачи

При реализации данной технологии в течение всего процесса затвердевания на жидкий металл оказывается воздействие за счет создания регулируемого газового давления в герметизированной системе отливка-устройство для ввода газа. Процесс предполагает в качестве необходимого условия осуществления наличие на поверхности рабочей полости литейной формы слоя затвердевшего металла к моменту подачи газа в систему отливка-устройство для подачи газа [1–3]. Толщина этого увеличивающегося во времени слоя должна обеспечивать по своим прочностным характеристикам герметичность системы отливка-устройство для ввода газа, находящейся под нарастающим давлением, вплоть до полного затвердевания отливки. При осуществлении газодинамического воздействия на протяжении всего процесса затвердевания необходимо поддерживать максимально возможный уровень газового давления, величина которого, в свою очередь, будет обуславливаться прочностными характеристиками образующегося на

поверхности отливки герметизирующего затвердевшего слоя металла. По мере увеличения толщины затвердевшего слоя его прочность будет расти, что дает возможность повышать давление [4, 5]. Результаты ранее проведенных работ показали эффективность данного метода активного физического воздействия на затвердевающий в литейной форме металл при изготовлении отливок как в кокиле [6–8], так и в керамической оболочковой форме ЛВМ [9]. При этом наибольшая эффективность метода может быть достигнута путем создания таких теплофизических условий затвердевания отливки, которые предполагают герметизацию системы отливка-устройство для ввода газа за счет равномерного формирования на всей поверхности отливки затвердевшего слоя. Кроме того, эффективность зависит от возможности встраивания технологии в действующий технологический процесс без значительных его корректировок, дополнительного оборудования и персонала. Учитывая также разнообразие конфигуративных особенностей отливок, получаемых литьем по выплавляемым моделям, актуальной задачей является оценка пригодности конструкции блока, используемого по действующей технологии и разработка рациональной конструкции блока ЛВМ с точки зрения возможности реализации процесса газодинамического воздействия.

**Целью работы** является определение рациональных геометрических параметров блока цилиндрических отливок из сплава P18Л, затвердевающих в форме ЛВМ, изготовленной по действующей технологии, для осуществления газодинамического воздействия на расплав.

### Результаты исследований

Схема блока отливок, изготавливаемых по традиционной технологии ЛВМ, представлена на рис. 1. Отливки цилиндрической формы из сплава P18Л (табл. 1) из-

готавливаются в восьмислойных оболочковых формах. Материал – кристаллический кварц.

**Таблица 1** – Химический состав стали

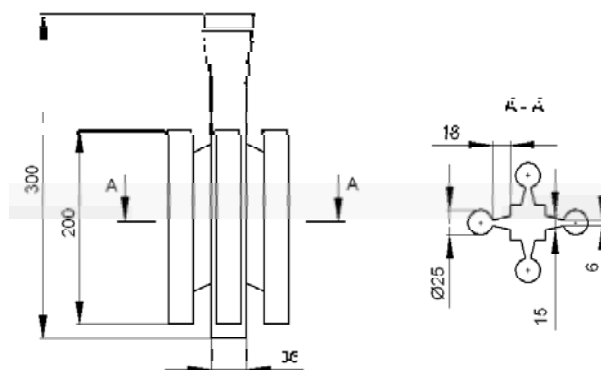
Содержание элементов, %							
C	Cr	W	V	Mo	S	P	Fe
0,75	4,7	18,5	1,17	0,17	0,03	0,02	ост.

Для определения термовременных параметров процесса герметизации блока отливок и получения численного решения задачи расчета процесса затвердевания использовали метод конечных элементов в программной реализации системой компьютерного моделирования литейных процессов (СКМ ЛП) «Полигон». При моделировании методами конечных элементов выделяются следующие основные этапы: препроцессинг, расчет и постпроцессинг. Препроцессинг включает в себя построение твердотельной модели объекта и построение конечноэлементной модели объекта. Расчет созданной конечноэлементной модели блока отливок осуществляли в соответствии с алгоритмом теплового расчета, реализованным в программе. На этапе постпроцессинга происходила обработка результатов расчета и их интерпретация в терминах предметной области.

Для проведения моделирования были выбраны исходные параметры и свойства материалов отливки и литейной формы, основные из которых представлены в табл. 2.

**Таблица 2** – Исходные данные для проведения моделирования в СКМ ЛП «Полигон»

Параметры	Значение
<b>Теплофизические свойства быстрорежущей стали P18Л</b>	
Плотность, кг/м <sup>3</sup>	8800
Теплоемкость, Дж/кг К	460
Теплопроводность, Вт/мК	27
Скрытая теплота кристаллизации, кДж/кг	260
Температурный интервал кристаллизации, °С	1310–1380
<b>Теплофизические свойства материала формы</b>	
Объемная теплоемкость, кДж/м <sup>3</sup> К	2100
Теплопроводность, Вт/мК	0,52
<b>Параметры теплообмена (коэффициент теплопередачи на границе), Вт/(м<sup>2</sup>·К)</b>	
Отливка – Форма	4000
Форма – Отливка	4000
Отливка – Среда	200
Форма – Среда	180
<b>Начальные температуры отливки и формы, °С</b>	
Отливка	1450
Форма	900



**Рис. 1.** Схема блока, изготавливаемого по действующей технологии

На рис. 2 представлены визуализированные результаты теплового расчета процесса затвердевания блока отливок, изготавливаемых по действующей технологии.

Приведенные данные свидетельствуют о том, что к моменту формирования затвердевшего слоя на поверхности стояка, отливки оказываются полностью затвердевшими. Данная конструкция блока не обеспечивает условия реализации варианта технологии газодинамического воздействия, основанного на соответствии толщины затвердевшего слоя создаваемому давлению в системе отливка-устройство для ввода газа. При действующей конструкции блока ЛВМ возможно использовать только прочностные свойства материала литейной формы. Соответственно, реализация технологии газодинамического воздействия возможна в диапазоне давлений 0,1–0,3 МПа.

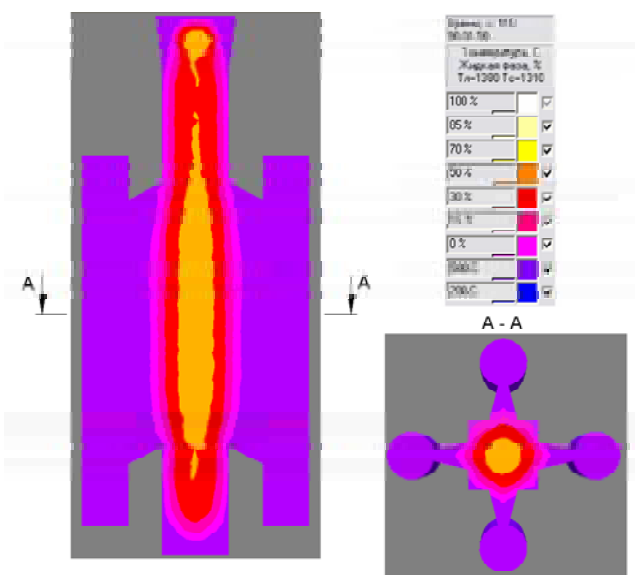


Рис. 2. Визуализированные результаты теплового расчета процесса затвердевания блока отливок на 110-й секунде: вертикальный разрез и горизонтальное сечение

Измененная конструкция блока отливок представлена на рис. 3. Была изменена форма и размеры стояка, питателей, а также утеплены отдельные части формы за счет нанесения дополнительных слоев огнеупорной оболочки. На рис. 4 представлены результаты теплового расчета процесса затвердевания блока измененной конструкции. Из рисунка видно, что на поверхности блока практически равномерно образуется герметизирующий слой затвердевшего металла.

СКМ ЛП «Полигон» позволяет получить данные о процессе затвердевания в любой точке отливки при установке в соответствующих местах виртуальных термопар. На рисунке 5 представлена схема расположения виртуальных термопар, находящихся в горизонтальном сечении блока на расстоянии 1,5 мм от поверхности отливки, а также соответствующие кривые охлаждения.

Полученные результаты компьютерного моделирования процесса затвердевания рассматриваемого блока отливок позволяют утверждать, что через 130 секунд после окончания заливки на всей поверхности формы

образуется твёрдый слой металла, т. е. блок отливок оказывается полностью герметичным за счет формирования равномерной корки. Это дает возможность осуществлять газодинамическое воздействие вплоть до полного затвердевания отливок.

Плотность температурных кривых, полученных в варианте измененной конструкции блока отливок, показывает, что на различных участках поверхности блока герметизирующая корка формируется практически одновременно, в отличие от действующей конструкции, где зафиксирована значительная разница во времени формирования герметизирующего слоя затвердевшего металла одной толщины.

### Выводы

1. Проведено моделирование в СКМ ЛП «Полигон» процесса герметизации блока цилиндрических отливок из стали Р18Л, изготавливаемых по действующей технологии в форме ЛВМ. Установлено, что к моменту формирования затвердевшего слоя на поверхности стояка, отливки оказываются полностью затвердевшими. Данная конструкция блока не обеспечивает условия реализации варианта технологии газодинамического воздействия, основанного на соответствии толщины затвердевшего слоя создаваемому давлению в системе отливка-устройство для ввода газа.

2. Расчеты показали, что при действующей конструкции блока ЛВМ возможно использовать только прочностные свойства материала литейной формы. Соответственно, реализация технологии газодинамического воздействия возможна в диапазоне давлений 0,1–0,3 МПа.

3. Установлена возможность изменения конструкции блока отливок, что позволит, согласно результатам проведенного моделирования, осуществлять «полноценное» газодинамическое воздействие на затвердевающий расплав в литейной форме. Установлено также, что процесс герметизации блока при этом закончится через ~ 130 секунд формированием затвердевшей поверхностной корки толщиной 1–2,5 мм, что дает возможность в дальнейшем увеличивать давление в системе отливка-устройство для ввода газа в соответствии с кинетикой увеличения слоя вплоть до полного затвердевания отливок.

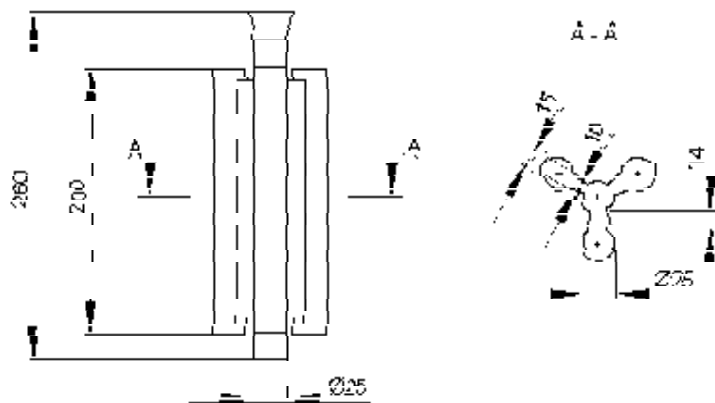


Рис. 3. Схема блока измененной конструкции

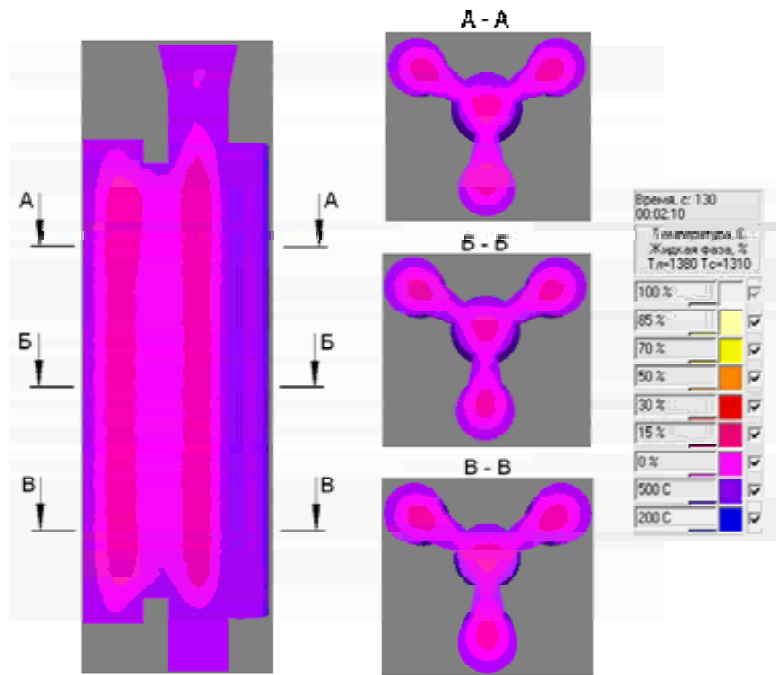


Рис. 4. Визуализированные результаты теплового расчета процесса затвердевания блока отливок измененной конструкции на 130-й секунде: вертикальный разрез и горизонтальные сечения

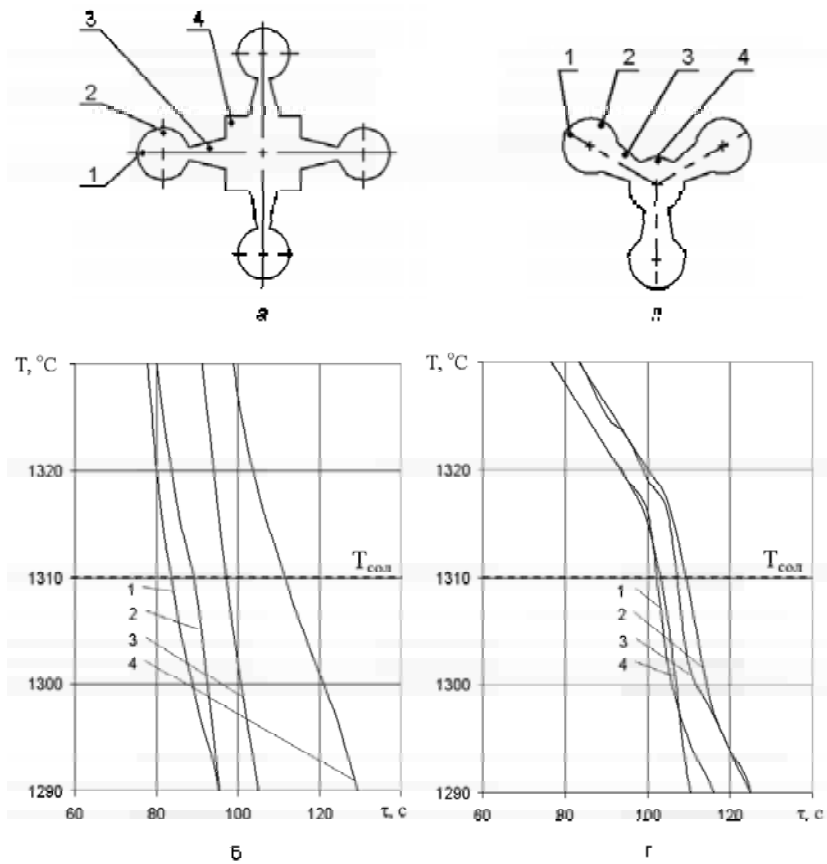


Рис. 5. Схема размещения виртуальных термодпар в сечении блоков и кривые охлаждения отливок в соответствующих местах: по действующей технологии (а, б), измененной конструкции (в, г)



**Список літератури**

1. Деклараційний патент, Україна МПК (2006) B22D 18/00 Спосіб отримання виливків / Селівьорстов В.Ю., Хричиков В.С., Доценко Ю.В. № 28858 ; заявл. 03.08.2007 ; опубл. 25.12.2007, Бюл. № 21.
2. Деклараційний патент, Україна МПК (2006) B22D 18/00 Пристрій для отримання виливків / Селівьорстов В. Ю., Хричиков В. С., Доценко Ю. В. № 28859 ; заявл. 03.08.2007 ; опубл. 25.12.2007, Бюл. № 21.
3. Селівьорстов В. Ю. Технологія газодинамічного впливу на расплав в литейной формі – один из перспективных способов повышения качества металла отливок / Селівьорстов В. Ю. // Сучасні проблеми металургії. Наукові праці. 2007. – Т. 10. – С. 25–35.
4. Селівьорстов В. Ю. Особенности определения технологических параметров газодинамического воздействия на расплав в литейной форме / Селівьорстов В. Ю. // Системні технології: Регіональний міжвузівський збірник наукових праць / МОН України. Національна металургійна академія України. Вип. 4 (63) : Системні технології обробки інформації. Системне моделювання технологічних процесів. – Дніпропетровськ : ДНВП «Системні технології», 2009. – С. 91–98.
5. Селівьорстов В. Ю. Методика расчета параметров газодинамического воздействия на затвердевающий металл в литейной форме / Селівьорстов В. Ю., Михайловская Т. В. // Системні технології: Регіональний міжвузівський збірник наукових праць / МОН України. Національна металургійна академія України. Вип. 3 (68) : Інформаційні технології в процесах одержання матеріалів із заданими властивостями. Інтелектуальні інформаційно-управляючі системи. – Дніпропетровськ : НМетАУ, кафедра Інформаційних технологій і систем, 2010. – С. 186–192.
6. Влияние газодинамического воздействия на распределение сульфидных включений в цилиндрической отливке из углеродистой стали, затвердевающей в кокиле / [Селівьорстов В. Ю., Михайловская Т. В., Доценко Ю. В., Мушенков Ю. А.] // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2009. – № 5. – С. 40–43.
7. Особливості структуроутворення литої вуглецевої сталі при газодинамічному впливі / [Селівьорстов В. Ю., Хричиков В. С., Куцова В. З. та ін.] // Теорія і практика металургії. – 2009. – № 5–6. – С. 80–85.
8. Селівьорстов В. Ю. Дослідження газодинамічного впливу на властивості литої вуглецевої сталі / Селівьорстов В. Ю. // Теорія і практика металургії. – 2007. – № 4–5. – С. 22–25.
9. Селівьорстов В. Ю. Використання технології газодинамічного впливу на расплав при литті по витоплюваним моделям / Селівьорстов В. Ю., Куц П. Д. // Вісник Національного технічного університету «ХПІ». Збірник наукових праць. Тематичний випуск: Нові рішення в сучасних технологіях. – Харків : НТУ «ХПІ». – 2010. – № 4 – С. 89–94.

Одержано 16.12.2016

**Селівьорстов В.Ю., Селівьорстова Т.В. Моделювання герметизації відливання зі швидкорізальної сталі у формі ЛВМ для реалізації технології газодинамічного впливу на расплав**

*Представлено результати комп'ютерного моделювання герметизації блоку виливків циліндричної форми зі сталі P18Л, одержуваних за діючою технологією у формах лиття по витоплюваним моделях. Показано можливість використання газодинамічного впливу на твердіючий метал за умови зміни конструкції блоку.*

**Ключові слова:** моделювання герметизації, циліндричні відливки, процес затвердіння, расплав, газодинамічний вплив.

**Seliverstov V., Seliverstova T. Design of pressurizing of founding from high-speed steel inform LVM for realization of technology of the gas-dynamic influence**

*The results of computer design of pressurizing of casts block of cylindrical form from steel of P18L are presented, being produced with operating technology in the of casting forms on the smelted models. Possibility of application gaz-dynamic influence over solidification metal in case of block construction changes are shown.*

**Key words:** design of pressurizing, cylindrical founding, process of consolidation, fusion, gas-dynamic influence.

## INVESTIGATION OF pH EFFECT ON HYDROXYAPATITE FORMATION IN PLASMA ELECTROLYTIC OXIDATION PROCESS IN TITANIUM ALLOYS

*Plasma Electrolytic Oxidation (PEO) was performed on Ti in electrolyte containing calcium acetate monohydrate ( $\text{Ca}(\text{CH}_3\text{COO})_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$ ) and sodium phosphate monobasic dehydrate ( $\text{Na}_2\text{HPO}_4 \cdot (\text{Ca}(\text{CH}_3\text{COO})_2 \cdot \text{H}_2\text{O})_2$ ) using a pulse power supply. Scanning electron microscopy (SEM) with EDS and X-ray diffraction (XRD) were employed to characterize the microstructure, elemental composition and phase components of the coatings. All oxidized coatings contained Ca and P as well as Ti and O, and the porous coatings were composed of anatase, rutile and hydroxyapatite. After hydrothermal treatment, the hydroxyapatite was precipitated on the surface of the sample plate obtained by PEO and the hydroxyapatite thickness was about 15  $\mu\text{m}$ .*

**Key words:** plasma electrolytic oxidation, hydroxyapatite, titanium, biomaterials.

### Introduction

In the last years, titanium and its alloys have been successfully used as dental and orthopedic biomaterials because of their good mechanical properties, corrosion resistance and biocompatibility with living tissue after implantation into the bone (1–3). The most interesting reason for titanium used in medical applications is the ability of apatite formation spontaneously on titanium surface in the simulated body fluid (SBF) or in environment of a living organism (4, 5). Thus, recently, fixation of titanium implants to the bone usually depends on the biological fixation of its porous surfaces. If titanium metals have an ability to bond to the bone strongly without formation of intervening fibrous tissue, implants may be able to achieve long-term stability even without porous coatings. Various ways of physical and chemical treatments of Ti surface have been proposed to overcome this drawback and to produce a better biocompatible implant surface. The most common technique is that of the production of hydroxyapatite (HA). HA is a naturally occurring mineral form of calcium apatites and a major mineral component of bones and teeth. The biocompatibility of HA has been thoroughly investigated, and it has been established and proved that when HA is applied on titania, it is spontaneously bond with living bone (6–8). Various methods were used for depositing an HA layer on titania, such as plasma spray (9–11), sol-gel methods (12, 13), electrochemical deposition (14, 15) and electrophoresis (16, 17). Any of these methods have some disadvantages, like delamination of the HA layer from the titania due to the poor bonding between the coating and the substrate, or the difficulty in applying uniform coatings on implants with complex geometry (6, 18). Plasma electrolytic oxidation (PEO) is a recently developing technique which can produce a porous, relatively rough, and firmly adherent titanium oxide film on titanium surface

(1, 2). The process combines electrochemical oxidation with a high voltage spark treatment in an aqueous electrolytic bath which also contains modifying elements in the form of dissolved salts (e.g. calcium and phosphorous) to be incorporated into the resulting coating. PEO produces good results in the formation of an HA layer on titania. It deserves to be noted that, unlike for any deposition technique, the HA layer produced by PEO is formed simultaneously with the formation of titania, so that the surface layer forms much stronger bonds with the substrate (19). In this study, hydroxyapatite-containing titania coatings were prepared by controlling the applied voltage and electrolytes used in the PEO, and the thickness, phase, composition and morphology of the oxide coating were monitored. The dependence of bioactivity to the surface containing hydroxyapatite was discussed.

### Experimental

Commercial Ti plates and implants (sample size 0.025, 0.11 and 0.17  $\text{dm}^2$ ) were used in the study. Samples were abraded by SiC sandpaper #1000 then degreased by alcohol and finally washed with acetone in an ultrasonic cleaner. The oxidation was performed in AC mode by the industrial 50 Hz sine voltage ( $\pm 400$  V, nominally) at the end current density  $0.7\text{--}3.3 \pm 0.2$  A/dm<sup>2</sup> for 10–90 min on a home-made 40 kVA PEO station with a water-cooled bath made of stainless steel, which served as the counter electrode. Electrolytes were prepared by dissolution of the calcium glycerophosphate (Spectrum, practical grade) and calcium acetate (Spectrum, practical grade) in water. Electrolyte contained 0.25 M ( $\text{Ca}(\text{CH}_3\text{COO})_2$ ) and 0.06 M  $\text{C}_3\text{H}_7\text{CaO}_6\text{P}$  in tap water.

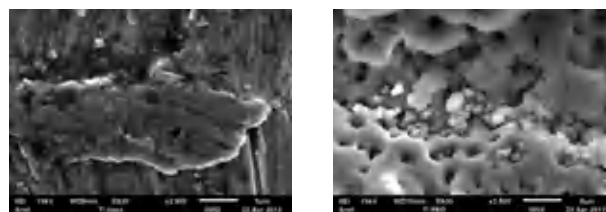
The thickness of oxide layers was measured by a micrometer, coating thickness gauge CM-8825 and by SEM. The surface morphology, structure and composition were inspected on SEM JEOL JSM6510LV equipped with an

NSS7 EDS analyzer (Correction Method Proza – Phi-Phi-Z was used for the quantitative analysis). Cross-section samples prepared according to standard metallographic protocols were used for SEM and EDS. Conductivities and pH of the electrolytes were measured by YK-2005WA pH/CD meter, the thickness of oxide layers was measured by a micrometer, coating thickness gauge CM-8825.

The surface areas were measured by the Brunauer–Emmett–Teller (BET) (19) method using a Micromeritics ASAP 2020 (Micromeritics, Norcross, GA) instrument. Fifteen-point adsorption isotherms of nitrogen were collected in the P/P0 relative pressure range (P0 = saturation pressure) of 0.05–0.30 at -196 °C. Prior to analysis, each sample was degassed under vacuum at 200 °C for 4 h.

### Results and discussion

In this experiment, it was shown that the preparation of titanium surface containing hydroxyapatite could be formed by PEO. After 20 minutes of PEO treatment of titanium specimens, an amorphous layer is formed (Fig. 1). The layer has a typical for the PEO treatment «moon surface» morphology with numerous crater-like pores resulted from plasma micro-discharges in the course of the process. The thickness of the layer is 9–15 μm. The surface morphology is essentially independent on the PEO processing time (Fig. 1).



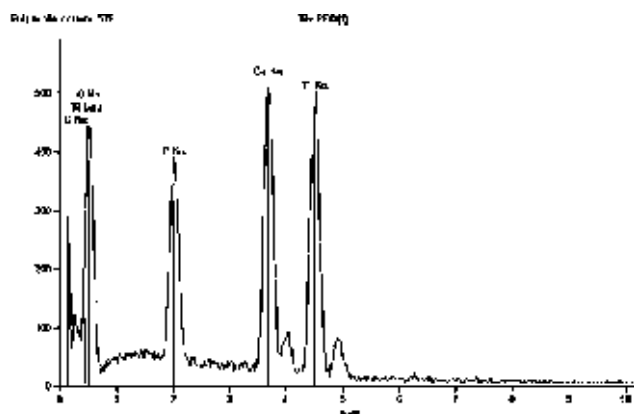
**Fig.1.** SEM images of samples surface morphology before PEO (left) and after PEO (right) 20 minutes of PEO

The pores formed in the layer can, by themselves, improve the osseointegration of the titanium implant (20). The Ca/P ratio on the surface was 1.7 which is close enough to that of HA (1.67). Examinations of the ability of titanium surface to nucleate hydroxyapatite have shown that the nucleation depends on the amount of the hydroxyl groups present on the titanium surface (21). As it can be seen from Fig. 1, the treatment by PEO affects the porosity of a sample. Crystals, consisting mainly of hydroxyapatite and calcium titanate eventually grow inside the pores formed on the surface of the sample after the 20 minutes the experiment (Fig. 1). The degree of crystallinity influences the dissolution and biological behaviour of HA layers.

The element composition obtained by measuring EDS spectra on the surface of a typical PEO treated titanium sample, is given in Fig. 2 and Table 1.

**Table1** – Element composition (EDS) of oxide layers on titanium surface after PEO treatment

Sample 1	Element	Atom %	Ca:P
Ti 1	P	5.11	1.32
	Ca	6.67	
	Ti	17.39	
	O	70.74	
Ti 2	P	11.25	1.88
	Ca	21.12	
	Ti	12.61	
	O	55.02	
Ti 3	P	10.33	1.93
	Ca	19.94	
	Ti	19.19	
	O	50.54	



**Fig. 2.** EDS spectra of sample surface after PEO

After the PEO processing samples were hydrothermally treated (HTT) in water (pH=7), water alkali (pH=11) for 2 hours, 4 hours at 200 °C in a pressurized reactor (the pressure during the treatment was 16 bar). After the hydrothermal treatment the element composition of the surface layer has changed (Table 2).

**Table 2** – Element composition (EDS) of oxide layers on titanium surface after PEO with the following hydrothermal treatment

pH	Element	Atom %	Ca:P
7 (2 hours)	P	5.64	1.18
	Ca	6.65	
	Ti	21.48	
	O	63.50	
11 (2 hours)	P	5.88	1.56
	Ca	9.17	
	Ti	19.94	
	O	63.71	
7 (4 hours)	P		
	Ca		
	Ti		
	O		
11 (4 hours)	P	7.03	1.79
	Ca	12.61	
	Ti	15.62	
	O	64.62	

As can be seen from the comparison in Table 2 with Table 1, the surface layer is enriched with calcium for all the samples after hydrothermal treatment has not undergone any significant change in the concentration. The study of surface morphology shows that the surface becomes more developed after hydrothermal treatment (Fig. 3). Figure 3 shows the formation of acicular crystals inside the pores and on the surface of the sample (Fig. 3a, b). The size of these crystals in the 0.1–5 microns and their form is characteristic of HA. The presence of crystals of this form indicates that received very developed surface.

To evaluate the resulting developed surface hydroxyapatite was checked BET (Surface Area Analyzers). In this analysis a comparison was made of the surface area of the sample of pure titanium surface area relative to PEO

and samples after hydrothermal treatment (at different treatment time and pH). Results of this analysis are presented in Table 3.

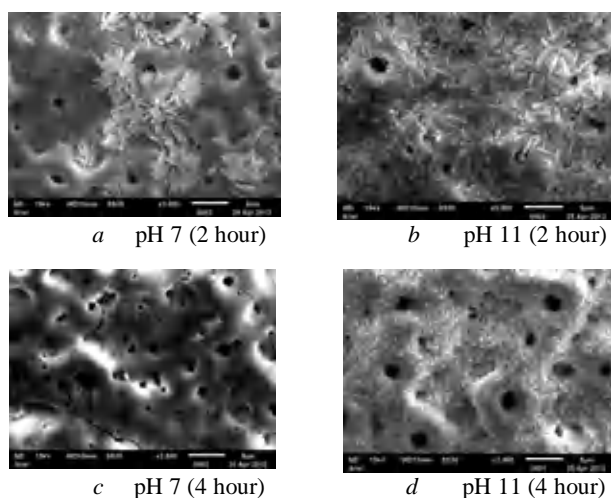
**Table 3**

Sample	BET S.A, m <sup>2</sup>	BET S.A, m <sup>2</sup> /gr
Ti-1 pure	-	
Ti-2 after PEO	0.0539±0.0055	1.65±0.17
Ti-3 pH 7	0.2941±0.0064	11.22±0.62
Ti-4 pH 11	56.92±0.73	2013.54±25.56

As shown from the results of the BET, the most advanced surface was obtained after the hydrothermal treatment at pH = 11. At the same time, Ca / P ratio does not change throughout the entire process of hydrothermal treatment, only changes the shape and size of HA crystals.

### Conclusions

Titanium surfaces can be modified by PEO treatment for better osseointegration. In this study, the hydroxyapatite-containing coating was produced by PEO treatment in Ca- and P-containing electrolytic solution. The coating was mainly composed of amorphous phase, and displayed a more developed surface and porous structure. After the hydrothermal treatment at a different time, and the pH is a more developed surface of HA, which contributes to more lasting and friendly bonding HA on the surface of the implant, with the tissues of the dental and orthopedic biomaterials. It can be seen that the hydroxyapatite crystals are formed mainly inside the pores of the sample from the previous processing PEO. For the treatment PEO affects the thickness, porosity, and the Ca: P ratio of the oxide layer. For longer PEO values of Ca: P are higher. Hydrothermal treatment has virtually no effect on the Ca: P ratio in the oxide layer, but also leads to more expressed phase of hydroxyapatite.



**Fig. 3.** A SEM image of the oxide layer after the hydrothermal treatment (at different treatment time and pH)

### Acknowledgements

The research was financially supported by the Ministry of Education of Perm Region, research project – «Development of biologically inert nanomaterials and high technologies in dentistry within the holiatry program for patients with defects of dentition and jaws».

To Mrs. Natali Litvak for SEM images, to Krasnopolski Alexander for their help in the organization of work.

### References

- Williams DF, Meachim G. A combined metallurgical and histological study of tissue–prosthesis interactions in orthopedic patients. *J Biomed Mater Res* 1974; 8:1–9.
- Van Noort R. Titanium: the implant material of today. *J Mater Sci* 1987;22:3801–11.
- Wang K. The use of titanium for medical applications in the USA. *Mater Sci Eng A* 1996;213:134–7.
- Y. Han, K. Xu, J. Biomed. Mater. Res. 71A (2004) 608–614.
- W.H. Song, Y.K. Jun, Y. Han, S.H. Hong, *Biomaterials* 25 (2004) 3341–3349.
- Nie X., Leyland A., Matthews A. «Deposition of layered bioceramic hydroxyapatite/TiO<sub>2</sub> coatings on titanium alloys using a hybrid technique of micro-arc oxidation and electrophoresis», *Surf. Coat. Technol.* 125, 2000, 407–414.
- Li Y., Lee I.S., Cui F.Z., Choi S.H. «The biocompatibility of nanostructured calcium phosphate coated on micro-arc oxidized titanium», *Biomaterials* 29, 2008, 2025–2032.
- Wei D., Zhou Y., Jia D., Wang Y. «Chemical treatment of TiO<sub>2</sub>-based coatings formed by plasma electrolytic oxidation in electrolyte containing nano-HA, calcium salts and phosphates for biomedical applications», *Appl. Surf. Sci.* 254, 2008, 1775–1782.
- Feng C.F., Khor K.A., Liu E.J., Cheang P. «Phase transformations in plasma sprayed hydroxyapatite coatings», *Scripta Mater* 42, 2000, 103–109.
- Yang Y.C., Chang E.W., Hwang B.H., Lee S.Y. «Biaxial residual stress states of plasma-sprayed hydroxyapatite coatings on titanium alloy substrate», *Biomaterials* 21, 2000, 1327–1337.
- Zheng X.B., Huang M.H., Ding C.X. «Bond strength of plasma-sprayed hydroxyapatite/Ti composite coatings», *Biomaterials* 21, 2000, 841–849.
- Hsieh M.F., Perng L.H., Chin T.S. «Hydroxyapatite coating on Ti6Al4V alloy using a sol-gel derived precursor», *Mater. Chem. Phys.* 74, 2002, 245–250.
- Milella E., Cosentino F., Licciulli A., Massaro C. «Preparation and characterisation of titania/hydroxyapatite composite coatings obtained by sol-gel process», *Biomaterials* 22, 2001, 1425–1431.
- Chen X.L., Filiag M., Rosco S.G. «Electrochemically assisted coprecipitation of protein with calcium phosphate coatings on titanium alloy», *Biomaterials* 25, 2004, 5395–5403.
- Zhang Q.Y., Leng Y., Xin R.L. «A comparative study of electrochemical deposition and biomimetic deposition of calcium phosphate on porous titanium», *Biomaterials* 26, 2005, 2857–2865.
- Eliaz N., Sridhar T. M. Kamachi Mudali U., Baldev R., «Electrochemical and electrophoretic deposition of hydroxyapatite for orthopedic applications», *Surf. Eng.* 21, 2005, 238–242.
- de Sena L. A., de Andrade M. C., Malta Rossi A. de Almeida Soares G. «Hydroxyapatite deposition by electrophoresis on titanium sheets with different surface finishing», *J. Biomed. Mater. Res.* 60, 2002, 1–7.
- Song W. H., Jun Y. K., Han Y., Hong S. H. «Biomimetic apatite coatings on micro-arc oxidized titania», *Biomaterials* 25, 2004, 3341–3349.
- S. Brunauer, P. H. Emmett and E. Teller «Adsorption of Gases in Multimolecular Layers» *J. Amer. Chem. Soc.*, 60, 309–19 (1938).
- Montazeri M., Dehghanian C., Shokouhfar M., Baradaran A. «Investigation of the voltage and time effects on the formation of hydroxyapatite-containing titania prepared by plasma electrolytic oxidation on Ti-6Al-4V alloy and its corrosion behavior», *Appl. Surf. Sci.* 257, 2011, 7268–7275.
- T. Kokubo «Design of bioactive bone substitutes based on biomineralization process», *Mater. Sci. Eng.*, 2005, 97–104.

Одержано 16.12.2016

### Коссенко А.<sup>1</sup>, Луговської С.<sup>1</sup>, Асташина Н.<sup>2</sup>, Казанський Б.<sup>1</sup> Дослідження впливу рН на утворення гідроксиапатита в процесі ПЕО титанових сплавів

<sup>1</sup> Аріельський університет, Аріель, Ізраїль; <sup>2</sup> Пермський державний медичний університет, м. Перм, Російська Федерація

Плазмове електролітичне окисдування (ПЕО) проводили на Ті в електроліті моногідрата ацетату кальцію  $(Ca(CH_3COO)_2)(Ca(CH_3COO)_2 \cdot H_2O)H_2O$  і дигідрату одноосновного фосфату натрію  $(Na_2HPO_4 \cdot (Ca(CH_3COO)_2 \cdot H_2O)2H_2O)$ , використовуючи імпульсне джерело живлення. Дослідження характеристик мікроструктури, елементний склад і фазовий склад компонентів покриттів проводили за допомогою скануючої електронної мікроскопії (СЕМ) і рентгенівської дифракції. Усі окислені покриття містили Са і Р, Ті і О, а також пористі покриття складалися з анатазу, рутилу і гідроксиапатита. Після гідротермальної обробки, гідроксиапатит осаджували на поверхні зразка (пластини), отриманою ПЕО, при цьому товщина шару гідроксиапатита складала приблизно 15 мкм.

**Ключові слова:** плазмове електролітичне окисдування, гідроксиапатит, титан, біоматеріали.

**Коссенко А.<sup>1</sup>, Луговской С.<sup>1</sup>, Асташина Н.<sup>2</sup>, Казанский Б.<sup>1</sup> Исследование влияния pH на образование гидроксиапатита в процессе ПЭО титановых сплавов**

<sup>1</sup> Ариэльский университет, Ариэль, Израиль; <sup>2</sup> Пермский государственный медицинский университет, г. Пермь, Российская Федерация

*Плазменное электролитическое окисление (ПЭО) проводили на Ti в электролите моногидрата ацетата кальция  $(Ca(CH_3COO)_2 \cdot H_2O)$  и дигидрата одноосновного фосфата натрия  $(Na_2HPO_4 \cdot (Ca(CH_3COO)_2 \cdot H_2O)2H_2O)$ , используя импульсный источник питания. Исследования характеристик микроструктуры, элементный состав и фазовый состав компонентов покрытий проводили с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и рентгеновской дифракции. Все окисленные покрытия содержали Ca и P, Ti и O, а также пористые покрытия состояли из анатаза, рутила и гидроксиапатита. После гидротермальной обработки, гидроксиапатит осаждали на поверхности образца (пластины), полученной ПЭО, при этом толщина слоя гидроксиапатита составляла примерно 15 мкм.*

**Ключевые слова:** плазменное электролитическое окисление, гидроксиапатит, титан, биоматериалы.

---

УДК 621.762.04: 621.762.2:669.018.44

Канд. техн. гаук О. А. Глотка, д-р техн. наук О. В. Овчинников

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

## АНАЛІЗ ВІТЧИЗНЯНИХ ЖАРОМІЦНИХ ПОРОШКІВ НА НІКЕЛЕВІЙ ОСНОВІ, ЯКІ ЗАСТОСОВУЮТЬСЯ В АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЯХ

*Серед технологій, що інтенсивно розвиваються на сьогодні, особливе місце посідають адитивні. Показано, що для адитивних технологій перспективними матеріалами є жароміцні матеріали вітчизняного виробництва. Встановлено, що порошки вітчизняного виробництва мають великий фракційний склад, мають на поверхні сателіти, відколи, а також гранули, морфологія поверхні і мікроструктура частинок типова для жароміцних нікелевих сплавів. Таким чином, жароміцний сплав на нікелевій основі ЭП741п може бути застосований в адитивних технологіях.*

**Ключові слова:** адитивні технології, порошок жароміцного матеріалу на нікелевій основі, текучість порошку, морфологія, мікроструктура.

У наші дні адитивні технології використовуються дуже широко: науково-дослідні організації з їх допомогою створюють унікальні матеріали і тканини, промислові гіганти використовують 3D принтери для прискорення прототипування нової продукції, архітектурні та конструкторські бюро знайшли в 3D друку нескінченний будівельний потенціал, у той час як дизайн-студії буквально вдихнули нове життя в дизайнерський бізнес завдяки адитивним машинам [1].

Окремим питанням при впровадженні адитивних технологій є вибір сировини, якого не так уже й багато в асортименті. Різні компанії-виробники АМ-машин (від Additive Manufacturing - «адитивне виробництво») приписують роботу з певним переліком матеріалів, зазвичай поставляються самою цією компанією. У різних машинах використовуються порошки різного фракційного складу, однак усі порошки повинні мати сферичну форму. Виходячи з цього, потрібно підбирати той чи інший фракційний склад порошку для певного виду виробів [2, 3].

Метою цієї роботи було проведення аналізу можливості використання вітчизняних порошоків жароміцного матеріалу на нікелевій основі, що виготовляється для порошкової металургії, для адитивних технологій.

### Матеріал і методика досліджень

Для проведення дослідження було обрано порошок (гранули) жароміцного сплаву ЭП 741п (ХН51КВМТЮБ), який застосовується для виробницт-

ва дисків ГТД. Порошок за хімічним складом відповідає ГОСТ 52802-2007 (табл. 1) з розміром фракції від 160 до 40 мкм і має сферичну форму. Цей матеріал був отриманий методом газового розпилення на установці УРЖМ-3 на ДП «УкрНДІспецсталь».

Фракційний склад визначався відповідно до ГОСТ 18318-94. Режим роботи установки: швидкість обертання 300 об / хвилину, частота струшування 180 на хвилину. Сита мали діаметр обичайки 200 мм і глибиною 50 мм. Розмір отворів сит відповідав ГОСТ 6613 в діапазоні від 160 до 40 мкм.

Текучість порошку вимірювали за ГОСТ 20899-98 (прилад Хола), на каліброваній воронці з діаметром отвору 2,5 мм, яка виготовлена з немагнітного корозійно-стійкого матеріалу. Порцію в 50 грамів зважували на електронних вагах з точністю  $\pm 0,05$  г. Фактичне значення плинності визначали на секундомірі з точністю  $\pm 0,2$  с.

Мікроструктуру порошку досліджували на оптичному МІМ-8 і растровому електронному мікроскопі РЕМ-106И. При цьому порошки шліфували, полірували і травили в реактиві Марбле. Дослідження на растровому мікроскопі проводили при прискорювальній напрузі від 20 до 30 кВ, у вторинних електронах. Кількісний рентгеноспектральний мікроаналіз проводили на енергодисперсійній приставці порівняльним аналізом спектрограм, які були отримані від зразка і еталонних матеріалів. Точність детектування елементів спектрометром перебувала на рівні 0,1 % (мас.).

**Таблиця 1** – Хімічний склад досліджуваного сплаву ЭП 741п (ХН51КВМТЮБ) і по ГОСТ 52802-2007, % (мас.)

	Al	Ti	Cr	Co	Nb	Mo	W	Ni
Дослідний сплав	5,1	1,95	8,65	15,3	2,48	3,64	5,7	Основа
ГОСТ 52802	4,8–5,3	1,6–2	8–10	15–16,5	2,4–2,8	3,5–4,2	5,2–5,9	Основа

## Результати дослідження та їх обговорення

Жароміцний сплав на нікелевій основі ЕП 741п представлений на ринку з великим фракційним складом, який коливається від 400 до 40 мкм і має сферичну форму (рис. 1). Для дослідження були обрані фракції від 160 до 40 мкм, оскільки такі розміри частинок застосовуються в адитивних технологіях [4]. Гранулометричний склад порошку визначали за допомогою ситового методу відповідно до ГОСТ 18318-94.

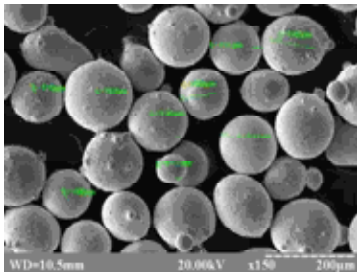


Рис. 1. Форма і розмір частинок порошку сплаву ЕП 741п до розсівання

Основним гранулометричним складом для машин, що працюють за технологією DMT (Direct Metal Tooling), є склад -100 ... + 40 мкм. Таким чином, основна частина отриманого порошку може бути використана для такої техніки.

Згідно з інтегральним розподілом часток за розмірами (рис. 2) кількість ліквідного порошку (з фракцією -100 ... + 40 мкм) становить 67 % (мас.). Внаслідок цього, собівартість цього матеріалу, після поділу на фракції, зростає приблизно на 33 %, що порівняно із зарубіжними аналогами навіть після збільшення вартості на 33 % матиме значний економічний ефект [5].

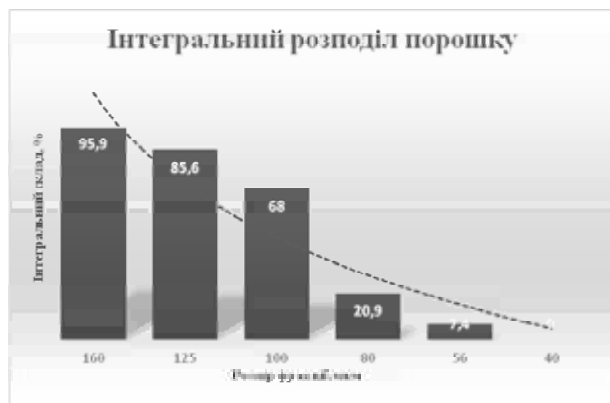


Рис. 2. Графік інтегрального розподілу часток за розмірами

Одним з числових характеристик гранулометричного складу порошку є медіанний розмір за масою  $D_{50}$ , при якому 50 % (за масою) частинок мають діаметр більше від  $D_{50}$  і 50 % (за масою) частинок мають діаметр менше за  $D_{50}$ . Для знаходження медіанного розміру побудована залежність розміру фракції (мкм) від сумарного відсотка часток (% мас.) У логарифмічних координатах (рис. 3).

За графіком (рис. 3) визначаємо розмір часток у кількості 84,1 % (мас.), А також знаходимо розмір часток у кількості порошку 50 %. Отримуємо медіанний розмір на рівні 88 мкм, а розмір  $D_{84,1} = 138$  мкм. За цими значенням розраховуємо величину стандартного відхилення  $\sigma = D_{84,1} / D_{50}$ , вона становить 1,57 %. Стандартне відхилення – це міра розкиду можливих результатів щодо середнього показника. Для порошків ця величина визначає розкид частинок щодо медіанного розміру і характеризує однорідність частинок за розмірами. Згідно з ГОСТ 23402-78, стандартне відхилення для порошкових матеріалів не повинне перевищувати 2 %.

### Інтегральний розподіл частинок порошку за розміром

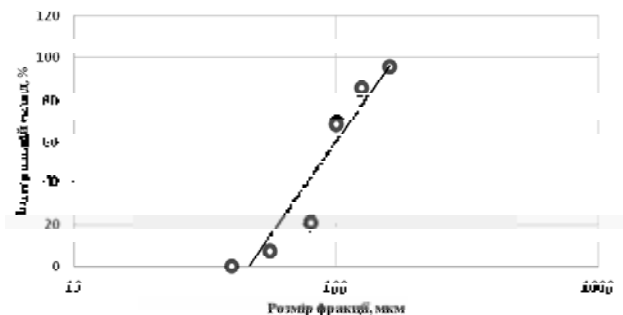


Рис. 3. Графік інтегрального розподілу часток за розміром у логарифмічних координатах

Важливою технологічною властивістю для порошкових матеріалів, що застосовуються в адитивних технологіях, є текучість. Ця характеристика повинна знаходитися на високому рівні, щоб забезпечувати проходження порошку по технологічних каналах АМ-машин. Одним із жароміцних сплавів на нікелевій основі, що широко застосовується за кордоном для адитивних технологій є сплав Інконель 718. Текучість через лійку з діаметром отвору 2,5 мм для нього не повинна перевищувати 18с/50г [6]. Подібні характеристики текучості повинні мати й вітчизняні сплави на нікелевій основі ВКНА-1ВР-ВІ (ТУ 1-595-16-1513-2015) і ВЖЛ12У-ВІ (ТУ 1-595-16-1515-2015), які використовуються в адитивних технологіях. Так, для сплаву ЕП 741п текучість не перевищувала встановлені показники і перебувала на рівні 15,7с/50г для фракції з розміром менше 100мкм. Такі показники текучості обумовлені сферичною формою порошку і високою питомою щільністю матеріалу.

Однак показники текучості всіх вище розглянутих матеріалів перебували на нижньому дозволеному рівні, що пояснюється наявністю на поверхні великої кількості дефектів, що і призводить до зменшення цього показника. Позбутися поверхневих дефектів порошку можливо із застосуванням методу відцентрового розпилення. На відміну від газового розпилення, відцентрове дає можливість отримувати порошки правильної сферичної форми з мінімальною кількістю дефектів.

У результаті проведення порівняльних досліджень гранул вітчизняного порошку сплаву ЕП 741п і зарубіж-



ного, промислової серії встановлено, що гранули мають сферичну форму з наявністю на поверхні сателітів, відколів, гранул, які мають аморфну оболонку і витягнуту овальну форму. При цьому на порошок зарубіжного виробництва наявна така сама кількість дефектів порівняно зі сплавом вітчизняного виробництва (рис. 4).

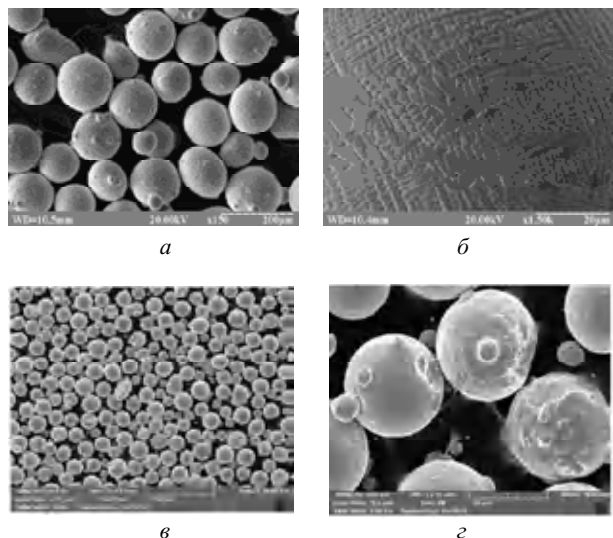


Рис. 4. Морфологія поверхні сплаву ЕП 741п (а, б) і сплаву Інконель 718 (в, г)

Морфологія поверхні частинок сплаву ЕП 741п характеризується дендритною будовою (рис.4б), така будова утворюється за рахунок концентраційного переохолодження частинок [8]. На межі рідкої і твердої фаз рідина містить надмірну кількість розчиненого елемента. Завдяки наявності концентраційного градієнта в розплаві перед фронтом кристалізації існує зона, в якій температура нижча від точки кристалізації. Якщо глибина

переохолодження велика, то визначальну роль відіграє дендритне зростання. Цей механізм кристалізації частинок обумовлює ефект об'ємної мікроліквіації, яку можна визначити, як зміна концентрації елементів у межах просторової області, малої порівняно з об'ємом частинки. Використовуючи метод рентгеноспектрального мікроаналізу, було визначено, що осі дендритів (рис. 5а, точка 1), які кристалізуються в першу чергу, збагачені розчиненими елементами з низькою температурою плавлення (титан, алюміній), тоді як концентрація цих елементів у междендритних зонах підвищена (табл. 2). Разом з тим, у центрах дендритів (рис. 5а, точка 2) спостерігається підвищена концентрація тугоплавких елементів (вольфрам, молібден, ніобій), що пояснюється їх кристалізацією при підвищених температурах. Такі елементи як хром, залізо і кобальт є нейтральними і їх топографія розподілу не повинна залежати від кристалізації дендритів. Так, виходячи з табл. 2, можна зробити висновок, що концентрація хрому і заліза практично не залежить від місця визначення, але кобальт має градієнт близько 0,5 % (мас.). Це нетипово для сплавів на нікелевій основі, однак таке зустрічається [9].

Мікроструктура досліджуваного жароміцного сплаву на нікелевій основі ЕП 741п типова для цієї групи (див. рис. 5). Так, структура складається з  $\gamma$  - твердого розчину на нікелевій основі,  $\gamma'$  - фази (типу  $Ni_3(Ti,Al)$ , первинних карбідів ( $TiC, NbC$ ), вторинних (типу  $M_{23}C_6, M_2C$ , в утворенні яких беруть участь Cr, W, Mo іноді Ti, Nb). Оскільки матеріал не проходив термічне оброблення, то кількість надлишкових фаз у ньому мінімальна. Таким чином, мікроструктура відповідає матеріалам цієї групи сплавів, що дуже важливо, оскільки готовий виріб буде успадковувати ці характеристики, адже пошарове нанесення матеріалу виконується в масштабах, порівнянних з розмірами частинок матеріалу.

Таблиця 2 – Середній вміст елементів у центрах дендритів і міждендритних зонах, %(мас.)

Область дослідження	Al	Ti	Cr	Fe	Co	Nb	Mo	W	Ni
Центр дендрита	1,82	1,73	8,31	0,05	14,47	2,14	2,75	3,72	Основа
Між дендритами	2,12	2,25	8,43	0,06	13,95	1,92	2,34	3,36	Основа



Рис. 5. Мікроструктура порошкового сплаву ЕП 741п (а –  $\times 500$ ; б –  $\times 1500$ )

## Висновки

1. Показано, що для адитивних технологій перспективними матеріалами є жароміцні матеріали вітчизняного виробництва.

2. Встановлено, що порошки вітчизняного виробництва мають великий фракційний склад і можуть застосовуватися тільки після розсіювання, кількість ліквідної фракції в порошок може доходити до 67 %, при  $D_{50} = 88$  мкм, плинності 15,7с/50 г.

3. Встановлено, що при цьому методі отримання порошоків на поверхні утворюються сателіти, відколи, а також гранули, які мають аморфну оболонку і витягнуту овальну форму, що призводить до зниження показників текучості порошку, значення якої знаходиться на нижній межі допустимих показників. Для збільшення технологічного показника рекомендується застосовувати відцентрове розпилення матеріалів.

4. Виходячи з результатів проведених досліджень, можна стверджувати, що жароміцний сплав на нікелевій основі ЕП741п, виготовлений на ДП «УкрНДІспецсталь», може бути застосований в адитивних технологіях як під час ремонту, так і виробництва нових виробів в авіадвигунобудуванні.

## Список літератури

1. Что такое аддитивные технологии? [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://make-3d.ru/articles/chto-eto-takoe-additivnye-technologii/>
2. Литунов С. Н. Обзор и анализ аддитивных технологий. Часть 1 / С. Н. Литунов, В. С. Слободенюк, Д. В. Мельников / Омский научный вестник. – 2016. – № 1 (145). – С. 12–17.
3. Лян Ван Влияние комбинированного магнитного и электрического поля на распределение частиц WC при ла-

зерной инъекционной наплавке/ Ван Лян, Ху Юн, Шиуинг Сонг/ Автоматическая сварка. – 2016. – № 4. – С. 26–34.

4. Довбыш В. М. Аддитивные технологии и изделия из металла [Электронный ресурс] / Довбыш В. М., Забеднов П. В., Зленко М. А. – Режим доступа: [http://nami.ru/uploads/docs/centr\\_technology\\_docs/55a62fc89524bAT\\_metall.pdf](http://nami.ru/uploads/docs/centr_technology_docs/55a62fc89524bAT_metall.pdf)
5. Богуславский И. В. Аддитивные технологии в ПАО «ОАК» / И. В. Богуславский // III международный форум «NDEXPO-2016» – «Высокие технологии для устойчивого развития». – Москва 5–7 апреля 2016 г. – С. 87–96.
6. Исследования и разработка экспериментальных аддитивных технологий для изготовления и ремонта сложнопрофильных деталей газотурбинных двигателей с использованием металлических порошков жаропрочного сплава на никелевой основе : Отчет НИР (промежуточный) / ФГУП «ВИАМ» ; руководитель А. Г. Евгенов ; №115011270127. – Москва, 2015. – 318 с.
7. Грязнов Ю. М. Физико-механические свойства и структура сплава inconel 718, полученного по технологии послыйного лазерного сплавления / Ю. М. Грязнов, С. В. Шотин, В. Н. Чувильдеев / Физика твердого тела. Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. – 2014. – № 4(1). – С. 46–51.
8. Гессингер Х. Г. Порошковая металлургия жаропрочных сплавов / Гессингер Х. Г. [пер. с англ. В. С. Казанский]. – Челябинск : «Металлургия», 1988. – 320 с.
9. Глотка О. А. Розробка та аналіз структурно-фазового стану Ni-W та Fe-W стопів на основі важкотопкого W-Ni-Fe брухту для легування спеціальних матеріалів у газотурбобудуванні : дис. ... кандидата тех. наук : 05.16.01 / Глотка Олександр Анатолійович. – Запорозьке, 2011. – 166 с.

Одержано 16.12.2016

### **Глотка А.А., Овчинников А.В. Анализ отечественных жаропрочных порошков на никелевой основе, которые применяются в аддитивных технологиях**

*Среди технологий, которые интенсивно развиваются в данное время, особенное место занимают аддитивные. Показано, что для аддитивных технологий перспективными материалами есть жаропрочный материалы отечественного производства. Установлено, что порошки отечественного производства имеют большой фракционный состав, имеют на поверхности сателиты, сколы, а также гранулы, морфология поверхности и микроструктура частичек типична для жаропрочных сплавов на никелевой основе. Таким образом, жаропрочный сплав на никелевой основе ЭП741п может быть применен в аддитивных технологиях.*

**Ключевые слова:** аддитивные технологии, порошок жаропрочного материала на никелевой основе, текучесть порошка, морфология, микроструктура.

### **Glotka A., Ovchinnikov A. Analysis of domestic heat-resistant nickel-based powders which are applied in additive technologies**

*Among the technologies that are rapidly developing at this time, are additive ones. It is shown that for additive technologies, promising materials are heat-resistant materials of domestic production. It was found that powders of domestic production have large fractional composition with satellites on the surface, chips and granules. Surface morphology and microstructure of particles are typical for high-temperature nickel-based alloys. Thus, high-temperature nickel-based alloy ЭП 741p can be applied in additive technologies.*

**Key words:** additive technologies, high-temperature powder nickel-based material, powder fluidity, morphology, microstructure.

# І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 669.1:537.621.4:539.374.6

Канд. физ.-мат. наук Г. В. Снежной<sup>1</sup>, канд. физ.-мат. наук В. Л. Снежной<sup>2</sup>,  
д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий<sup>1</sup><sup>1</sup>Запорожский национальный технический университет, <sup>2</sup>Запорожский национальный университет,  
г. Запорожье

## ОБ ОСОБЕННОСТЯХ ОБРАЗОВАНИЯ И ТРАНСФОРМАЦИИ $\varepsilon$ - МАРТЕНСИТА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТНЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ

*Исследованы фазовые превращения в хромоникелевых сталях со стабильным, умеренно нестабильным и нестабильным аустенитом при деформации сжатием. Показано, что при определенных давлениях в аустените может образовываться как  $\alpha'$  - мартенсит, так и предшествующий его появлению промежуточный  $\varepsilon$  - мартенсит.*

**Ключевые слова:** сталь, деформация, аустенит,  $\varepsilon$  - мартенсит,  $\alpha'$  - мартенсит, магнитная восприимчивость.

### Введение

За последнее время достигнуты значительные успехи в понимании природы  $\varepsilon$  - мартенсита в аустенитных сталях и сплавах [1...4]. В аустенитных хромоникелевых сталях концентрационные области  $\varepsilon$  - фазы сравнительно меньше (до 15 %), чем в марганцевых (до 80 %, а при деформации – до 100 %) [5, 6], что затрудняет обнаружение и исследование этой фазы, т. к. не удается получить  $\varepsilon$  - мартенсит без  $\alpha'$  - мартенсита деформации [5]. Поскольку  $\varepsilon$  - мартенсит и аустенит являются парамагнитными фазами, то это обстоятельство не позволяет обычными магнитными методами с достаточной точностью отличить  $\varepsilon$  - мартенсит от аустенита в Fe-Cr-Ni сталях [5].

### Цель

В связи с вышесказанным возникла необходимость проведения исследований с использованием более чувствительного магнитометрического метода, учитывающего при определении весьма низких содержаний ферромагнитного  $\alpha'$  - мартенсита (порядка 0,005 % и более) намагниченности парамагнитного аустенита [7], обнаружить при комнатной температуре начальную стадию возникновения  $\varepsilon$  - мартенсита с одновременным образованием низкого количества  $\alpha'$  - мартенсита деформации, а также проследить их поведение в зависимости от дальнейшей пластической деформации сжатием и попытаться определить экспериментальным

путем численное значение удельной магнитной восприимчивости  $\varepsilon$  - мартенсита. Данная работа является продолжением исследований, проведенных ранее [8, 9, 10, 11, 12].

### Материалы и методика исследований

Для исследований, согласно магнитометрической диаграмме видов и степени стабильных и нестабильных сталей [13], были выбраны аустенитные хромоникелевые стали трех типов: 1 тип – стали 10X23N18, 14X17N18 со стабильным аустенитом [8, 9]; 2 тип – стали 10X16N13, 12X15N16 с умеренно нестабильным аустенитом [8, 9]; 3 тип – стали 12X18N10T (10,46 % масс. Ni) [10], 12X18N10T (9,42 % масс. Ni) [11], 10X18N9-Y (9,20 % масс. Ni) [12] с нестабильным аустенитом. Химический состав названных сталей указан в таблице 1.

Такая подборка марок сталей обусловлена различным содержанием хрома и никеля, необходимым для установления условий возникновения и трансформации  $\varepsilon$  - мартенсита при деформации. Стандартную аустенизацию всех сталей проводили при температуре 1050 °С (выдержка 30 мин. с последующей закалкой в воду). В результате все стали оказались полностью (100 %) аустенизированными и парамагнитными, кроме стали 12X18N10T (9,42 % масс. Ni), в которой после указанной закалки остался  $\delta$  - феррит в количестве  $P_{\delta} = 0,078$  % об. Затем холодным механическим способом вырезали образцы размером  $\sim 3 \times 3 \times 1$  мм<sup>3</sup>.

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

элемент	Марки стали						
	Стабильный аустенит		Умеренно нестабильный аустенит		Нестабильный аустенит (крайне нестабильный)		
	10X23H18	14X17H18	10X16H13	12X15H16	12X18H10T	10X18H9-У	12X18H10T
C	0,10	0,14	0,13	0,12	0,12	0,07	0,12
Cr	22,6	16,808	15,83	14,874	18,089	17,26	17,854
Ni	18,70	17,770	13,70	15,541	10,463	9,20	9,42
Mn	0,94	1,48	1,37	1,57	1,582	1,60	1,316
Si	0,44	1,18	1,07	0,95	0,304	0,30	0,25
S	0,01	0,02	0,01	0,01		0,22	
P	0,02	0,035	0,03	0,030		0,03	
W			0,04			0,06	
Mo		0,04	0,14	0,17	0,112	0,32	0,121
Cu		0,23	0,24	0,22		0,29	
Ti					0,460	0,005	0,252

Для снятия поверхностных повреждений образцы шлифовали с использованием абразивных порошков, а затем полировали до зеркального блеска с использованием алмазных паст и электрохимического метода. Степень пластической одноосной деформации на сжатие при комнатной температуре рассчитывали по отношению толщин до и после деформации ( $D = (d - d_0) / d_0$ ). На всех этапах подготовки образцов обращали особое внимание на то, чтобы их поверхности не загрязнялись какими-либо ферромагнитными примесями.

Весьма низкое содержание мартенсита деформации  $P_{\alpha'}$  определяли чувствительным магнитометрическим методом, описанным в работах [7, 14]. Зависимости удельной магнитной восприимчивости  $\chi$  от обратной величины магнитного поля  $H$  были получены с использованием разработанной автоматизированной установки [15].

#### Экспериментальные результаты и их обсуждение

Далее будет показано, что стали 10X23H18, 14X17H18, 10X16H13, 12X15H16, 12X18H10T (10,463 % масс. Ni), 10X18H9-У до пластической деформации сжатием были действительно полностью аустенизированы и, следовательно, стали парамагнитными, а сталь 12X18H10T (9,42 % масс. Ni) содержала  $\delta$  - феррит в количестве 0,078 %.

Оценим возможность возникновения и дальнейшего поведения  $\varepsilon$  - мартенсита в указанных типах сталей.

1. Деформация стабильных сталей 10X23H18 до 55,90 % (рис. 1 а) и 14X17H18 до 67,70 % (рис. 1 б) привела к росту удельных магнитных восприимчивостей сталей 10X23H18 от исходной  $\chi_{\gamma}^{ucx.} = 3,30 \cdot 10^{-8}$  до максимальной  $\chi_{\gamma'}^{\max} = 3,72 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг [8] ( $\gamma'$  – деформированный аустенит), а в стали 14X17H18 – от исходной  $\chi_{\gamma}^{ucx.} = 4,45 \cdot 10^{-8}$  до  $\chi_{\gamma'}^{\max} = 4,63 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг [9]. В указанных

выше интервалах деформаций не было зафиксировано появление  $\varepsilon$  - и  $\alpha'$  - мартенситов (отсутствует наклон прямых  $\chi(1/H)$ ).

Отсюда следует, что в стабильных сталях при комнатной температуре, вплоть до сравнительно больших деформаций (60...70 %) сжатием, не возникают  $\varepsilon$  - и  $\alpha'$  - мартенситы, что подтверждается в работах [8, 9]. Изменение магнитного состояния аустенита этих сталей при повышении пластической деформации осуществлялось по схеме  $\gamma^{ucx.} \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma'_{\max}$ , т. е. исходное магнитное состояние ( $\chi_{\gamma}^{ucx.}$ ) переходит в деформационное магнитное состояние ( $\chi_{\gamma'}$ ), и достигает при дальнейшем увеличении деформации предельного магнитного состояния ( $\chi_{\gamma'}^{\max}$ ) [10].

2. Проанализируем группу сталей с умеренно нестабильным аустенитом (10X16H13 и 12X15H16), которые до пластической деформации на сжатие также были полностью аустенизированы (отсутствовал наклон прямых  $\chi(1/H)$  для исходных образцов на рис. 2).

Рассмотрим сначала сталь 10X16H13. Полученные в эксперименте значения измерений и результатов приведены на рис. 2 а.

Исходное значение удельной магнитной восприимчивости аустенита стали 10X16H13 до деформации составило  $\chi_{\gamma}^{ucx.} = 3,58 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг [8]. Деформация 22,69 % (рис. 2 а) привела к росту удельной магнитной восприимчивости до значения  $\chi_{\gamma'}^{\max} = 4,11 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг. При дальнейшем увеличении деформации появляется наклон прямых  $\chi(1/H)$  в отличие от стабильных сталей 10X23H18 и 14X17H18, что свидетельствует о возникновении ферромагнитного  $\alpha'$  - мартенсита, поскольку рост  $\chi$  обусловлен только появлением мартенситной

фазы. Так в стали 10X16H13 при деформациях 23,98, 24,74 и 25.49 % и т. д. уже были зафиксированы первые порции возникшего  $\alpha'$ -мартенсита в количестве 0,0105, 0,0113 и 0,0122 % и т. д. На этом рисунке, и последующих, присутствуют складки, свидетельствующие о смене характера структурных изменений, связанных с появлением и эволюцией мартенситных фаз.

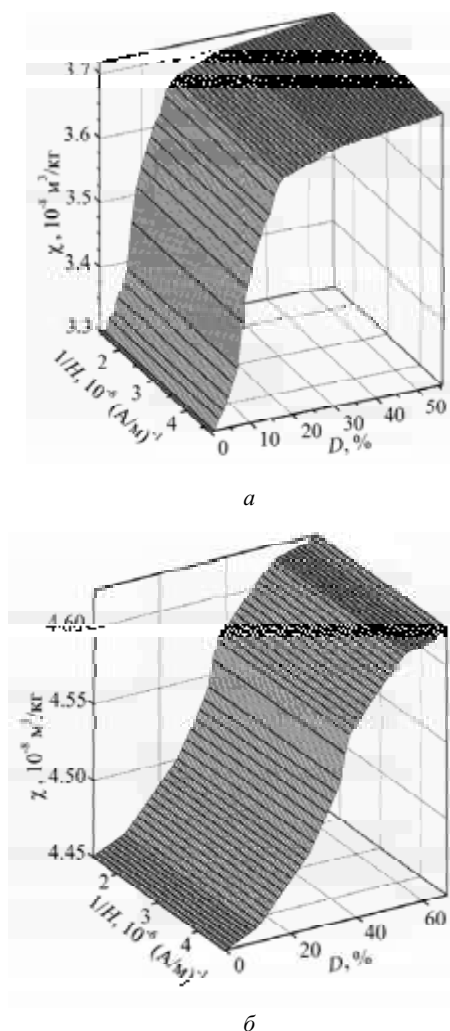


Рис. 1. Зависимость  $\chi(1/H, D)$  образцов сталей 10X23H18 (а) и 14X17H18 (б)

Следует обратить внимание на то обстоятельство, что в стали 10X16H13 наклонные прямые поверхности  $\chi(1/H, D)$  при постоянных значениях  $D$  (интервал деформаций 23,98...40,24 %) пересекли начальные горизонтальные прямые (интервал деформаций 0...22,69 %) (см. рис. 2 а). Экстраполяцией вышеуказанных наклонных прямых на ось  $\chi$  ( $H \rightarrow \infty$ ) [7], получены значения результирующей удельной магнитной восприимчивости  $\chi_\infty$  [8] ( $\chi_\infty = \chi_{\text{матр.}} + \chi_p = (\chi_\varepsilon + \chi_\gamma) + \chi_p$ , где  $\chi_{\text{матр.}}$  – магнитная восприимчивость парамагнитной матрицы,  $\chi_p$  – парапроцессная магнитная восприим-

чивость  $\alpha'$ -мартенсита,  $\chi_\gamma$  – магнитная восприимчивость аустенита;  $\chi_{\text{матр.}} = \chi_\varepsilon + \chi_\gamma$ , где  $\chi_\varepsilon$  удельная магнитная восприимчивость  $\varepsilon$ -мартенсита). Эти значения  $\chi_\infty$  лежат ниже максимального значения парамагнитной восприимчивости аустенита  $\chi_\gamma^{\text{max}} = 4,11 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ , которое соответствует началу превращения аустенита в мартенсит деформации типа  $\alpha'$ .

Методом экстраполяции из графической зависимости  $\chi_\infty$  от  $P_{\alpha'}$  при  $P_{\alpha'} \rightarrow 0$  [16, 17] для интервала деформаций от 23,98 % до 35,70 % определили  $\chi_{\text{матр.}}$  на уровне  $2,98 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  (рис. 3) [8], что было ниже минимального значения исходной парамагнитной восприимчивости  $\chi_\gamma^{\text{исх.}} = 3,58 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  аустенита для данного химического состава исследуемой стали 10X16H13. На основании этого важного факта можно сделать вывод, что возникшая новая парамагнитная фаза является ничем иным, как  $\varepsilon$ -мартенситом деформации.

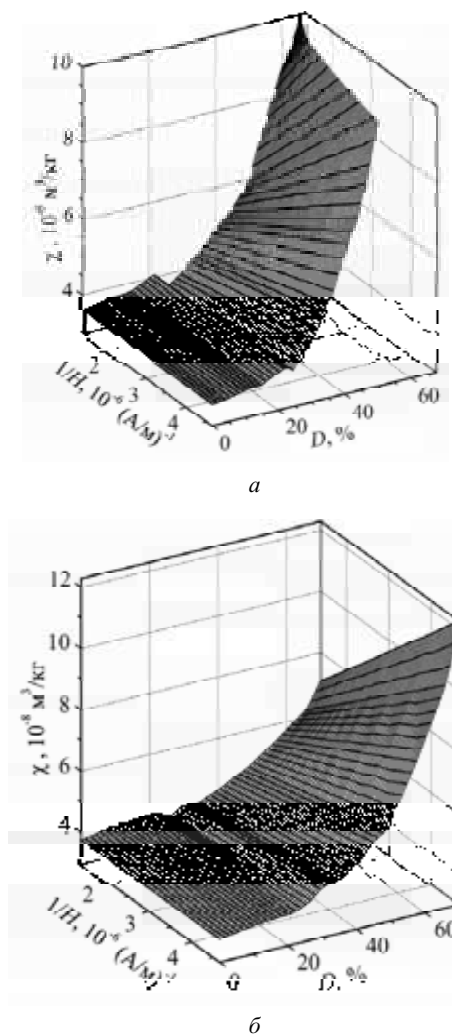
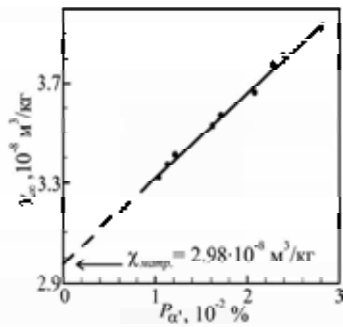


Рис. 2. Зависимость  $\chi(1/H, D)$  образцов сталей 10X16H13 (а) и 12X15H16 (б)



**Рис 3.** Зависимость результирующей удельной магнитной восприимчивости  $\chi_{\infty}$  (парамагнитной матрицы и парапроцессной составляющей ферромагнитной  $\alpha'$ - фазы) стали 10X16Н13 от количества мартенсита деформации  $P_{\alpha'}$ .

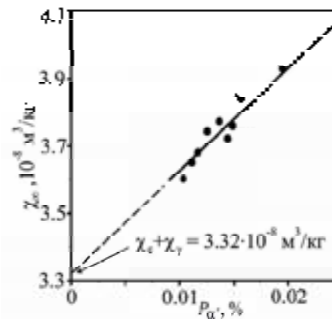
Следовательно, для стали 10X16Н13 деформация  $D_H = 23,98\%$  является начальной, при которой возникают  $\varepsilon$ - мартенсит и первая порция  $\alpha'$ - мартенсита в количестве  $P_{\alpha'}^H = 0,011\%$  [8]. После деформации  $D_K = 40,24\%$  (назовем ее конечной) удельная магнитная восприимчивость становится равной  $\chi_{\gamma'}^{\max} = 4,05 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ . При этой деформации  $\varepsilon$ - фаза полностью исчезает (трансформируется в  $\alpha'$ - мартенсит). Количество возникающего при этом  $\alpha'$ - мартенсита составляет  $P_{\alpha'}^{\text{кон.}} = 0,049\%$ . Дальнейшая деформация до 67,70 % сопровождается только превращением  $\gamma'_{\max} \rightarrow \alpha'$  (наклонные линии  $\chi(1/H)$  не пересекают горизонтальные прямые).

Аналогичные результаты получены и для стали 12X15Н16 (рис. 2 б), принадлежащей также ко второму типу сталей с умеренно нестабильным аустенитом, что также подтверждает предполагаемую модель образования и дальнейшего поведения  $\varepsilon$ - мартенсита в процессе пластического деформирования.

Так на основании приведенных данных на рис. 2 б следует, что в стали 12X15Н16 исходная удельная магнитная восприимчивость аустенита (после стандартной аустенизации) равна  $\chi_{\gamma}^{\text{исх.}} = 3,75 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  [9]. Ее деформация до 25,87 % привела к значению  $\chi_{\gamma'}^{\max} = 4,05 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ . При дальнейшей деформации стали от 26,53 до 44,27 % уже фиксируются обе мартенситные фазы  $\varepsilon$  и  $\alpha'$ .

На основании экспериментальных данных (рис. 4) для рассматриваемой стали 12X15Н16 найдено значение  $\chi_{\varepsilon} + \chi_{\gamma} = 3,32 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  [9], которое меньше  $\chi_{\gamma'}^{\max}$  и  $\chi_{\gamma}^{\text{исх.}}$ . При деформации  $D = 44,27\%$  получено значение  $\chi_{\infty} = 4,05 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ . Предполагается, что при такой деформации и выше ( $D > 44,27\%$ )  $\varepsilon$ - фаза уже полностью трансформируется. Дальнейшая деформация до 70,03 % сопровождается только превращением  $\gamma'_{\max} \rightarrow \alpha'$ , что и приведено на схеме возникновения и трансформации  $\varepsilon$  и  $\alpha'$ - мартенситов, указанной в табл. 2.

Таким образом, можно предположить следующую модель образования и исчезновения  $\varepsilon$ - мартенсита при пластической деформации сжатием при комнатной



**Рис 4.** Зависимость результирующей удельной магнитной восприимчивости  $\chi_{\infty}$  (парамагнитной матрицы и парапроцессной составляющей ферромагнитной  $\alpha'$ - фазы) стали 12X15Н16 от количества мартенсита деформации  $P_{\alpha'}$ .

температуре в сталях 10X16Н13 и 12X15Н16 с умеренно нестабильным аустенитом сталей:

$$\chi_{\text{исх.}} \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma'_{\max} \rightarrow [\gamma' + (\varepsilon + \alpha')] \rightarrow (\gamma' + \alpha').$$

3. Рассмотрим теперь полученные результаты для третьего типа крайне нестабильных сталей, включающего две марки стали 12X18Н10Т (10,46 % масс. Ni) и 10X18Н9-У (9,20 % масс. Ni), которые после указанной выше стандартной аустенизации были полностью аустенизированы (количество  $\delta$ - феррита  $P_{\delta} = 0$ ) и одну марку 12X18Н10Т (9,42 % масс. Ni), которая после соответствующей аустенизации содержала  $\delta$ - феррит в количестве  $P_{\delta} = 0,078\%$  (наклон прямой при  $D = 0$  на рис. 5а подтверждает присутствие  $\delta$ - феррита при нулевой деформации).

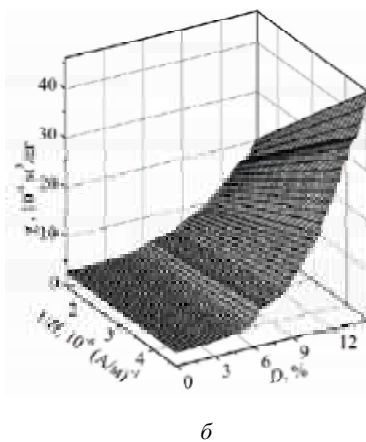
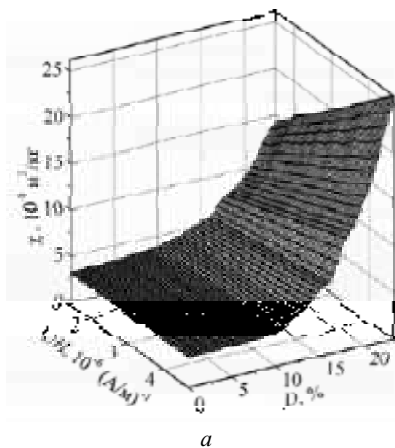
На рис. 5 приведены соответственно полученные результаты для первых двух сталей: 12X18Н10Т (10,46 % масс. Ni) [10] и 10X18Н9-У (9,20 % масс. Ni) [12].

Видно, что в определенном интервале деформаций  $D = 0 \dots 10,33\%$  удельная магнитная восприимчивость аустенита стали 12X18Н10Т (10,46 % масс. Ni) увеличивается от исходной  $\chi_{\gamma}^{\text{исх.}} = 3,27 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  до максимального значения  $\chi_{\gamma'}^{\max} = 3,94 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  [10], а в интервале  $D = 0 \dots 2,36\%$  для стали 10X18Н9-У восприимчивость растет от  $\chi_{\gamma}^{\text{исх.}} = 2,82 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  до  $\chi_{\gamma'}^{\max} = 3,06 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  [12].

В этих деформационных интервалах сталей 12X18Н10Т (10,46 % масс. Ni) и 10X18Н9-У (9,20 % масс. Ni)  $\alpha'$ - мартенсит деформации не зарождается (отсутствует наклон  $\chi(1/H)$ ). Дальнейшее увеличение деформации  $D = 11,70 \dots 23,51\%$  стали 12X18Н10Т (10,46 % масс. Ni) и  $D = 3,19 \dots 14,72\%$  стали 10X18Н9-У приводит к зарождению и накоплению только  $\alpha'$ - мартенсита в отсутствии  $\varepsilon$ - мартенсита (нет пересечения наклонными линиями горизонтальных прямых). Как видим, в этих полностью аустенизированных сталях 12X18Н10Т (10,46 % масс. Ni) и 10X18Н9-У (9,20 % масс. Ni) не возникает  $\varepsilon$ - мартенсит в отличие от второго типа умеренно нестабильных сталей (10X16Н13 и 12X15Н16).

**Таблиця 2** – Схема зародження  $\varepsilon$ - і  $\alpha'$ - мартенситов деформации в аустенитних хромонікелевих сталях (на прикладі сталі 12X15H16) з умерено нестабільним аустенитом

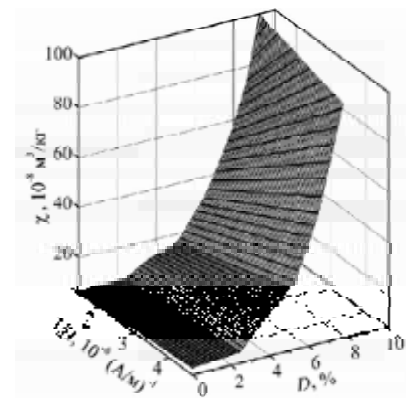
Номер області, інтервал деформации	Фазові превращення і предельні значення магнітної восприимчивості	Коментарій
I обл. $D = 0 \dots 26 \%$	$\gamma \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma'_{\max}$ $\chi_{\gamma} \rightarrow \chi_{\gamma'} \rightarrow \chi_{\gamma'}^{\max}$ $\chi_{\gamma} = 3,75 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ $\chi_{\gamma'} = [3,75, 4,05] \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ $\chi_{\gamma'}^{\max} = 4,05 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$	Магнітна восприимчивість, яка характеризує магнітно-атомне стан парамігнітного аустеніта, з деформацией збільшується і досягає постійного максимального значення.
II обл. $D = 26,5 \dots 44 \%$	$\gamma'_{\max} \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ $\gamma'_{\max} \rightarrow \alpha'$ $\chi_{\gamma'}^{\max} \rightarrow \chi_{\gamma'} + \chi_{\varepsilon} + \chi_{\alpha'}$ $\chi_{\varepsilon} + \gamma'_{\max} = 3,32 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ $P_{\alpha'} = 0,01 \dots 0,025\%$	При збільшенні деформации в одержаній аустенітній матриці зароджуються перші порції парамігнітного $\varepsilon$ - і ферромагнітного $\alpha'$ - мартенситов деформации. Дальніше накоплення $\alpha'$ - мартенсіта здійснюється за рахунок аустеніта і $\varepsilon$ - мартенсіта
III обл. $D = 49 \dots 70 \%$	$\gamma'_{\max} \rightarrow \alpha'$ $\chi_{\gamma'}^{\max} \rightarrow \chi_{\gamma'} + \chi_{\alpha'}$ $P_{\alpha'} = 0,03 \dots 0,11\%$	Дальніше накоплення кількості $\alpha'$ - мартенсіта здійснюється за рахунок аустеніта



**Рис. 5.** Зависимость  $\chi(1/H, D)$  для образцов сталей 12X18H10T (10,46 % масс. Ni) (а) и 10X18H9- (9,20 % масс. Ni) (б)

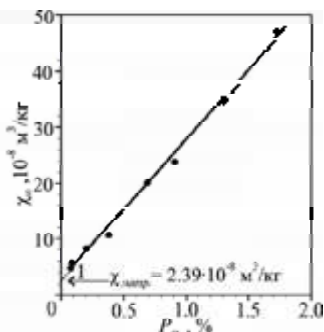
Отсюда следует, что в аустенитных хромонікелевых сталях 12X18H10T (10,46 % масс. Ni) и 10X18H9-У (9,20 % масс. Ni), не содержащих в исходном состоянии  $\delta$ - феррит, мартенситная реакция происходит по схеме (без участия  $\varepsilon$ - мартенсіта):

И наконец, проследим начальную стадию мартенситной реакции в крайне нестабильной стали 12X18H10T (9,42 % масс. Ni), содержащей в исходном состоянии низкое количество  $\delta$ - феррита  $P_{\delta} = 0,078 \%$  даже после стандартной закалки в воду [11]. Необходимо обратить внимание на то, что в этой стали в отличие от всех приведенных выше сталей, отсутствует деформационный аустенит  $\gamma'$ , т. е. до возникновения  $\alpha'$ - мартенсіта удельная магнітна восприимчивость аустеніта не возрастает (отсутствуют горизонтальные прямые), а сразу же при первых деформациях образуется  $\alpha'$ - мартенсит деформации (рис. 6).



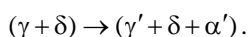
**Рис. 6.** Зависимость  $\chi(1/H, D)$  стали 12X18H10T (9,42 % масс. Ni)

Изначальное количество  $\delta$ -феррита не меняется под действием пластической деформации [18, 19]. Поэтому из полученного экспериментально результирующего значения количества  $P_\delta$  феррита и  $P_{\alpha'}$  мартенсита деформации  $P_\alpha = P_\delta + P_{\alpha'}$  вычитанием  $P_\delta$  из  $P_\alpha$  определяем  $P_{\alpha'}$ . Из зависимости  $\chi_\infty(P_\alpha)$  методом экстраполяции [16, 17] определяется удельная магнитная восприимчивость  $\chi_0 = 2,39 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  аустенита (рис. 7).



**Рис. 7.** Зависимость результирующей удельной магнитной восприимчивости  $\chi_\infty$  (аустенита и парапроцесса) стали 12X18Н10Т (9,42 % масс. Ni) от суммарного количества феррофазы  $P_\alpha$  [11]

Следовательно, на основании экспериментальных данных в крайне нестабильной стали 12X18Н10Т (9,42 % масс. Ni), содержащей низкое количество  $\delta$ -феррита  $P_\delta = 0,078$  % даже после предварительной стандартной аустенизации (выдержка 30 мин. при температуре 1050 °С с последующей закалкой в воду) в интервале пластических деформаций сжатием от 0 до 10,2 % возникает и накапливается только  $\alpha'$ -мартенсит без присутствия  $\varepsilon$ -мартенсита. Предполагается, что для стали 12X18Н10Т (9,42 % масс. Ni), содержащей в исходном состоянии  $\delta$ -феррит, мартенситная реакция происходит по следующей схеме, но без участия  $\varepsilon$ -мартенсита:



### Выводы

Экспериментально установлено:

1. В аустенитных хромоникелевых сталях со стабильным аустенитом 10X23Н18 и 14X17Н18 при пластической деформации сжатием соответственно в интервалах (0...55,90 %) и (0...67,19 %) изменяется атомно-магнитное состояние аустенита и в результате чего возрастает удельная магнитная восприимчивость стали 10X23Н18 от  $\chi_\gamma^{исх.} = 3,30 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  до приближающегося к «насыщению» максимальному значению  $\chi_\gamma^{\max} = 3,72 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ , а в стали 14X17Н18 от  $\chi_\gamma^{исх.} = 4,45 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  до  $\chi_\gamma^{\max} = 4,63 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  по схеме  $\chi_\gamma^{исх.} \rightarrow \chi_\gamma^{\max}$ , и при этом не возникают  $\varepsilon$ - и  $\alpha'$ -мартенситы.

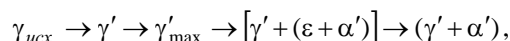
В указанных выше деформационных интервалах не происходит структурно-фазовых превращений.

2. В сталях с умеренно нестабильным аустенитом 10X16Н13 и 12X15Н16 при пластической деформации обнаружено  $\varepsilon$ - и  $\alpha'$ -мартенситы. Выявлены границы начальных деформационных интервалов существования  $\varepsilon$ - и  $\alpha'$ -мартенситов. В начальном интервале деформации (0...23,98 %) для стали 10X16Н13 и (0...26,53 %) для стали 12X15Н16 магнитная восприимчивость аустенита возрастает от  $\chi_\gamma^{исх.} = 3,58 \cdot 10^{-8}$  до максимального значения  $\chi_\gamma^{\max} = 4,11 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  в стали 10X16Н13 и от  $\chi_\gamma^{исх.} = 3,75 \cdot 10^{-8}$  до  $\chi_\gamma^{\max} = 4,05 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  в стали 12X15Н16 соответственно. В этом интервале деформаций  $\varepsilon$ - и  $\alpha'$ -мартенситы не зарождаются.

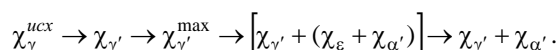
При последующих деформациях обнаружены начальные границы деформации 23,98 % (10X16Н13) и 26,53 % (12X15Н16), при которых возникают  $\varepsilon$ -мартенсит и первые порции  $\alpha'$ -мартенсита в количестве  $P_{\alpha'} = 0,011$  % (10X16Н13) и  $P_{\alpha'} = 0,010$  % (12X15Н16).

При деформациях свыше 40,24 % (10X16Н13) и 49,27 % (12X15Н16) исчезает  $\varepsilon$ -мартенсит, но продолжает накапливаться  $\alpha'$ -мартенсит, содержание которого при дальнейшем росте деформации вплоть до конечных значений 67,70 % (10X16Н13) и 70,03 % (12X15Н16), количество образовавшейся фазы составляет  $P_{\alpha'} = 0,251$  % и  $P_{\alpha'} = 0,110$  % соответственно.

В аустенитных хромоникелевых сталях при пластической деформации происходят не только структурно-фазовые превращения, принимающие участие в предполагаемой схеме

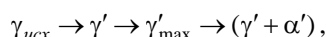


но и изменения атомно-магнитного состояния аустенита, т. е. удельной магнитной восприимчивости

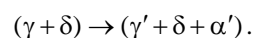


3. В аустенитных хромоникелевых сталях с крайне нестабильным аустенитом (после стандартной аустенизации), как не содержащих в исходном состоянии  $\delta$ -феррит (12X18Н10Т, 10,46 % масс. Ni), так и содержащих в исходном состоянии низкое содержание  $\delta$ -феррита (10X18Н9-У, 9,20 % масс. Ni), не обнаружено присутствие  $\varepsilon$ -мартенсита после деформационной обработки.

Структурно-фазовые превращения в сталях с крайне нестабильным аустенитом, не содержащих  $\delta$ -феррит, предположительно происходят по схеме:



а в содержащих феррит – по схеме:



Изменение магнитного состояния (магнитной восприимчивости) для сталей, не содержащих и содержащих  $\delta$ -феррит, осуществляется, соответственно, по сле-



дуючим схемам:

$$\chi_{\gamma_{\text{max}}} \rightarrow \chi_{\gamma'} \rightarrow \chi_{\gamma'_{\text{max}}} \rightarrow (\chi_{\gamma'} + \chi_{\alpha'}),$$

$$\chi_{\gamma} + \chi_{\delta} \rightarrow (\chi_{\gamma'} + \chi_{\delta} + \chi_{\alpha'}).$$

### Список литературы

1. Interplay of microstructure defects in austenitic steel with medium stacking fault energy / [C. Ullrich, R. Eckner, L. Kruger and etc.] // Materials Science & Engineering A. – 2016. – Vol. 649. – P. 390–399.
2. A. Das Magnetic properties of cyclically deformed austenite / A. Das // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 2014. – Vol. 361. – P. 232–242.
3. Strain-induced  $\varepsilon/\alpha'$  martensitic transformation behavior and solid particle erosion resistance of austenitic Fe-Cr-C-Mn/Ni alloys / [M. C. Park, J. Y. Yun, G. S. Shin, S. J. Kim] // Tribology Letters. – 2014 – Vol. 54. – № 1. – P. 51–58.
4. E. Cakmak / E. Cakmak, S. Vogel, H. Choo // Effect of martensitic phase transformation on the hardening behavior and texture evolution in a 304L stainless steel under compression at liquid nitrogen temperature // Materials Science & Engineering A 589 (2014). – P. 235–241.
5. Лысак Л. И. Физические основы термической обработки стали / Л. И. Лысак, Б. И. Николин. – К. : Техника, – 1975. – 304 с.
6. Hans-Jocnen V. Mechanische Eigenschaften austenitischer, kohlenstoffarmer Cr-Ni-Stahl / V. Hans-Jocnen // Neue Hutte. – 1970. – Vol. 15. – № 4. – P. 234–237.
7. Влияние магнитного момента парамагнитной матрицы на определение низких содержаний  $\alpha$  - фазы в аустенитных сталях / [В. Л. Снежной, Ф. Д. Мирошниченко, В. Г. Каниболоцкий, Г. А. Охромий] // ФММ. – 1970. – Т. 30. – № 2. – С. 363–366.
8. Ольшанецкий В. Е. О формировании двух типов мартенситных фаз при пластической деформации аустенитной хромоникелевой стали / В. Е. Ольшанецкий, Г. В. Снежной // Физика и техника высоких давлений. – 2013. – Т. 23. – № 2. – С. 78–87.
9. Снежной Г. В. Зарождение первых порций  $\varepsilon$  - и  $\alpha'$  - мартенситов деформации в аустенитных хромоникелевых сталях / Г. В. Снежной, В. Г. Мищенко, В. Л. Снежной // Сб. научных трудов «Стародубовские чтения 2015». Серия «Строительство, материаловедение, машиностроение. – 2015. – С. 307–313.
10. Снежной Г. В. Магнитное состояние аустенита вблизи истинной деформационной мартенситной точки хромоникелевых сталей аустенитного класса / Г. В. Снежной // ФММ. – 2011. – Т. 111. – № 6. – С. 599–604.
11. Снежной Г. В. О возможности контроля малых деформаций аустенитных хромоникелевых сталей магнитометрическим методом / Г. В. Снежной // Авиационно-космическая техника и технология. – 2010. – № 9(76). – С. 131–135.
12. Сніжної Г. В. Магнетна поведінка аустеніту на початку утворення мартенситу деформації в криці 10X18H9-Y / Г. В. Сніжної // Фізика і хімія твердого тіла. – 2011. – Т. 12. – № 3. – С. 748–752.
13. Снежной Г. В. О видах и границах состояний стабильного и нестабильного аустенита Fe-Cr-Ni сталей / Г. В. Снежной, В. Е. Ольшанецкий, В. Л. Снежной // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. – № 1. – С. 7–13.
14. 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.
15. Сніжної Г. В. Автоматизована установка для визначення магнетної сприйнятливості криць та стопів / Г. В. Сніжної, Є. Л. Жавжаров // зб. наук. праць «Вісник Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут». Серія «Радіотехніка. Радіоапаратобудування». – 2012. – № 49. – С. 136–141.
16. О физической природе мартенситной точки / [В. Л. Снежной, Ф. Д. Мирошниченко, В. Г. Каниболоцкий, П. А. Малинин] // ФММ. – 1971. - Т. 31. - № 1. – С. 158–161.
17. Ольшанецкий В. Е. О физической трактовке мартенситной точки / В. Е. Ольшанецкий, В. Л. Снежной // ФММ. – 1973. – Т. 36. – № 4. – С. 894–896.
18. Гудремон Э. Специальные стали / Гудремон Э. – М. : Металлургия. – Т. 1, 2. – 1959. – 1638 с.
19. Магнитный контроль фазового состава трехфазных хромоникелевых сталей / [М. Б. Ригмант, А. П. Ничипурук, М. К. Корх, М. Миховски] // Дни на безразрушительный контрол 2012, Сборник доклады. Юни 2012, България. Научни известия на НТСТМ, год. XX, бр.1(133), 2012 (ISSN 1310-3946). – С. 31–37. – рус.

Одержано 14.11.2016

### Сніжної Г.В., Сніжної В.Л., Ольшанецкий В.Ю. Про особливості утворення і трансформації $\varepsilon$ - мартенситу при пластичній деформації аустенитних хромоникелевих сталей

*Досліджено фазові перетворення в хромоникелевих сталях зі стабільним, помірно нестабільним і нестабільним аустенітом при деформації стисненням. Показано, що при певних тисках в аустеніті може утворюватися як  $\alpha'$  - мартенсит, так і проміжний  $\varepsilon$  - мартенсит, що передую його появи.*

**Ключові слова:** сталь, деформація, аустеніт,  $\alpha'$  - мартенсит,  $\varepsilon$  - мартенсит, магнітна сприйнятливість.

### Snezhnoi G., Snezhnoi V., Ol'shanetskiy V. On peculiarities of the formation and transformation of $\varepsilon$ - martensite during plastic deformation of austenitic chromium-nickel steels

*Phase transformations in chromium-nickel steel with a stable, moderately unstable and unstable austenite during deformation compression were investigated. During plastic deformation in the austenite can form both  $\alpha'$  - martensite and prior to its appearance intermediate  $\varepsilon$  - martensite.*

**Key words:** steel, deformation, austenite,  $\alpha'$  - martensite,  $\varepsilon$  - martensite, magnetic susceptibility.

## ВЛИЯНИЕ Cr, Mn И Ni НА ОБРАЗОВАНИЕ КАРБИДОВ В ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНАХ

*Целью работы являлся анализ процессов образования карбидов и получение зависимости количества карбидов от содержания в чугунах C, Cr, Mn и Ni. Применение методов математической статистики и активного планирования эксперимента позволило получить зависимость количества карбидов от содержания в чугунах C, Cr, Mn и Ni. Минимальное количество карбидов (6,4 %) образуется при содержании в чугунах 1,1 % C, 25,6 % Cr, 5,4 % Mn и 3,0 % Ni, а максимальное (43,7 %) при 3,9 % C, 11,4 % Cr, 0,6 % Mn и 0,2 % Ni.*

**Ключевые слова:** чугуны, легирование, термообработка, структура, карбиды.

Высокохромистые износостойкие чугуны (ИЧХ) нашли широкое применение в различных отраслях промышленности [1–3].

Структура этих материалов состоит из металлической основы и карбидов. Металлическая основа определяет уровень твердости чугуна и должна прочно удерживать карбиды. Максимальной твердостью обладает мартенситная структура. Карбиды обладают высокой твердостью и определяют износостойкие свойства чугунов. В высокохромистых чугунах образуются карбиды  $Me_{23}C_6$ ,  $Me_3C$ ,  $Me_7C_3$ . При небольшом количестве карбидов происходит интенсивный износ металлической основы, кроме этого мелкодисперсные карбиды выкрашиваются в процессе изнашивания [4].

Количество карбидов в сплавах определяется содержанием углерода, который превышает его максимальную растворимость в твердом растворе. В ферритной основе углерод практически не растворяется и весь связывается в карбиды.

Железо и хром являются основными карбидообразующими элементами в чугунах. Они образуют твердые растворы с неограниченной растворимостью. Хром, входит в состав карбидов железа и стабилизирует их. Железо, как основной компонент состава чугуна, растворяется в карбидах хрома. При отношении  $Cr/C < 3$  образуются карбиды  $Me_3C$ , а при  $Cr/C > 10$  образуются  $Me_{23}C_6$ . При остальных соотношениях  $Cr/C$  образуются карбиды  $Me_7C_3$  в различных сочетаниях с другими карбидами [2, 3, 5].

Система Fe-C-Cr достаточно изучена при содержании углерода до 6,67 %. В чугунах, содержащих более 18 % Cr, снижение износостойкости связано только с появлением в структуре хрупких заэвтектических карбидов, при этом максимальная износостойкость, независимо от содержания хрома, наблюдается при 3,5 % C, т. е. при наличии 30–35 % карбидов и минимуме заэвтектических [4].

Легирование высокохромистых чугунов марганцем и никелем оказывает влияние на процессы карбидооб-

разования. Марганец имеет большее сродство к углероду, чем железо, но меньшее, чем хром. Это обстоятельство вызывает конкуренцию атомов, карбидообразующих элементов при формировании карбидов в жидком и твердом состоянии чугуна. Марганец и никель оказывают влияние на растворимость углерода в аустените, что изменяет количество карбидов и вызывает образование метастабильных структур с высокой ударно-абразивной стойкостью [6]. Образующийся мартенсит или аустенит растворяют большое количество углерода. Таким образом, углерод, растворенный в металлической основе, не участвует в процессе образования карбидов.

Кроме этого, количество образующихся карбидов зависит от их типа. В карбиде  $Me_3C$  один атом углерода связывает 3 атома карбидообразующего металла, а в  $Me_7C_3$  – 2,33 и 3,83 в  $Me_{23}C_6$ .

С точки зрения современных представлений о механизмах изнашивания в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания, оптимальной считается структура, содержащая металлическую основу, прочно удерживающую карбиды, состоящую из мартенсита и аустенита, при наличии 30...40 % карбидов  $Me_7C_3$ .

При нагреве и выдержке в ходе термической обработки растворимость углерода в металлической основе увеличивается, что вызывает частичное растворение карбидной фазы. В процессе охлаждения происходит выделение мелкодисперсных карбидов.

На основании литературных данных невозможно точно прогнозировать количество и тип образующихся карбидов, что чрезвычайно важно при разработке износостойких сплавов.

Цель работы заключалась в анализе процессов образования карбидов и получение регрессионных зависимостей количества карбидов от химического состава чугуна (C, Cr, Mn и Ni), а также определение составов чугунов, не содержащих крупных заэвтектических карбидов.

### Матеріал и методики исследований

Чугуны, содержащие 1,09...3,91 % C, 11,43...29,68 % Cr, 0,6...5,4 % Mn, 0,19...3,01 % Ni, 0,8...1,3 % Si, до 0,02 % S и 0,03 % P, выплавляли в индукционной печи с основной футеровкой. В сухие песчано-глинистые формы отливали образцы диаметром 30 мм, длиной 400 мм и технологические пробы высотой 50 мм. Образцы изучались в литом и термически обработанном состоянии (отжиг при 690 °С в течении 9 часов и нормализация от 1050 °С при выдержке 4,5 часа) Анализ структуры выполняли на оптических микроскопах Sigeta MM-700 МИМ-8 и микроскопе РЕМ 106И. Для построения математической модели влияния C, Cr, Mn и Ni на количество карбидов использовали метод активного планирования эксперимента с матрицей планирования факторного эксперимента  $2^{4-1}$ .

### Анализ полученных результатов

Количество карбидов в исследуемых чугунах изменялось от 6 до 35 % (рис. 1).

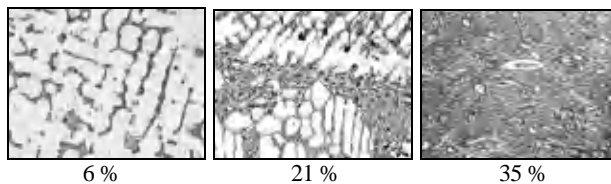


Рис. 1. Структура чугуна с различным количеством карбидной фазы,  $\times 150$

Углерод связывает от 6 до 16 % хрома в зависимости от образующихся карбидов [3].

Никель и марганец способствуют образованию аустенита и оказывают влияние на растворимость углерода в металлической основе. Марганец увеличивает, а никель снижает содержание углерода в аустените.

В работе Н. Г. Гиршовича [7] было определено влияние основных легирующих элементов на положение критических точек в системе Fe-C. Полученные зависимости содержания углерода в эвтектике ( $C_{e'}$ ), углерода в насыщенном аустените ( $C_{E'}$ ), углерода в эвтектиде ( $C_{s'}$ ) и эвтектидной температуры ( $t_{s'}$ ) от количества Si, Mn, Ni, Cr, S и P имеют вид:

$$C_{e'} (\text{в } \%) = 4,3 - 0,3(\text{Si} + \text{P}) - 0,4\text{S} + 0,03\text{Mn} - 0,07\text{Ni} - 0,05\text{Cr} \quad (1)$$

$$C_{E'} (\text{в } \%) = 2,03 - 0,11\text{Si} - 0,3\text{P} + 0,04(\text{Mn} - 1,7\text{S}) - 0,09\text{Ni} - 0,07\text{Cr} \quad (2)$$

$$C_{s'} (\text{в } \%) = 0,80 - 0,11\text{Si} - 0,05(\text{Ni} + \text{Cr} + \text{Mn} - 1,7\text{S}) \quad (3)$$

$$t_{s'} (\text{в } ^\circ\text{C}) = 723 + 25\text{Si} + 200\text{P} + 8\text{Cr} - 30\text{Ni} - 35(\text{Mn} - 1,7\text{S}) - 10\text{Cu} \quad (4)$$

Используя уравнение (1), можно определить максимальное содержание углерода в сплаве, при котором не образуются крупные заэвтектические карбиды.

Разность уравнений (2) и (3) позволяет определить количество вторичных карбидов после нормализации или гомогенизирующего отжига.

При проведении неполной закалки чугунов количество углерода, растворенного в аустените, приблизительно соответствует эвтектидной концентрации  $C_{s'}$ . Анализ уравнения (3) показал, что при большом содержании Cr, Mn и Ni получаются отрицательные значения, что не позволяет использовать это уравнение для оценки количества связанного углерода.

Углерод в сплаве ( $C_o$ ) можно разделить на две части: углерод, связанный в карбиды ( $C_k$ ), и углерод, находящийся в твердом растворе ( $C_p$ ), который равен  $C_{s'}$ .

Уравнение (4) позволяет определить температуру высокого отпуска или отжига, исключая выделение вторичных карбидов.

Увеличение скорости охлаждения препятствует образованию крупных карбидов. Структура чугуна в технологической пробе (рис. 2а) имела мелкодисперсные первичные карбиды, а в образце присутствовали крупные заэвтектические карбиды (рис. 2б).

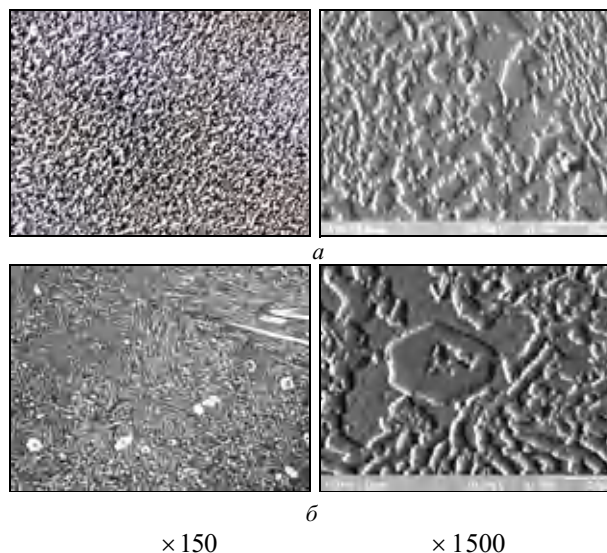


Рис. 2. Структура чугуна 300X28H2 с различной скоростью охлаждения: а – первичные мелкодисперсные карбиды; б – крупные заэвтектические карбиды

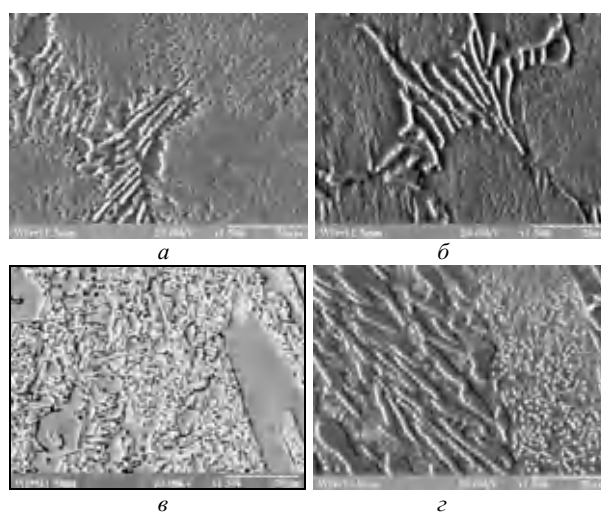
Для исключения образования крупных заэвтектических карбидов степень эвтектичности  $S_3 = C/C_{e'} \leq 1,0$ .

Количество эвтектических карбидов можно определить по величине разности значений  $C_{e'}$  и  $C_{E'}$ . Эвтектические карбиды не растворяются в основе при термической обработке. Состав этих карбидов является термодинамически не равновесным, поэтому при нагреве происходит перераспределение легирующих элементов между основой и карбидами [8–11].

Образование мелкодисперсных карбидов при термической обработке (рис. 3) ухудшает износостойкие свойства чугунов.

В чугунах 120X18ГН и 250X12Г5НЗ после нормализации образовывалась аустенитная металлическая ос-

нова (см. рис. 3а, 3б), выделение вторичных карбидов не наблюдалось. В чугунах 300Х28Н2 (ферритная основа) и 320Х20Г5Н3 (аустенитная основа) наблюдали образование вторичных карбидов после нормализации (см. рис. 3в, 3г). В чугуне 320Х20Г5Н3 возле первичных карбидов и внутри эвтектики выделения вторичных карбидов не наблюдалось, что связано с двумя процессами: перераспределением элементов в ходе термической обработки и формированием карбидов с повышенным содержанием хрома и углерода [9]. Увеличение содержания хрома в карбидах обедняет хромом зоны возле карбидов. Снижение в металлической основе содержания хрома ниже 12 % вызывает протекание коррозионных процессов [12, 13].



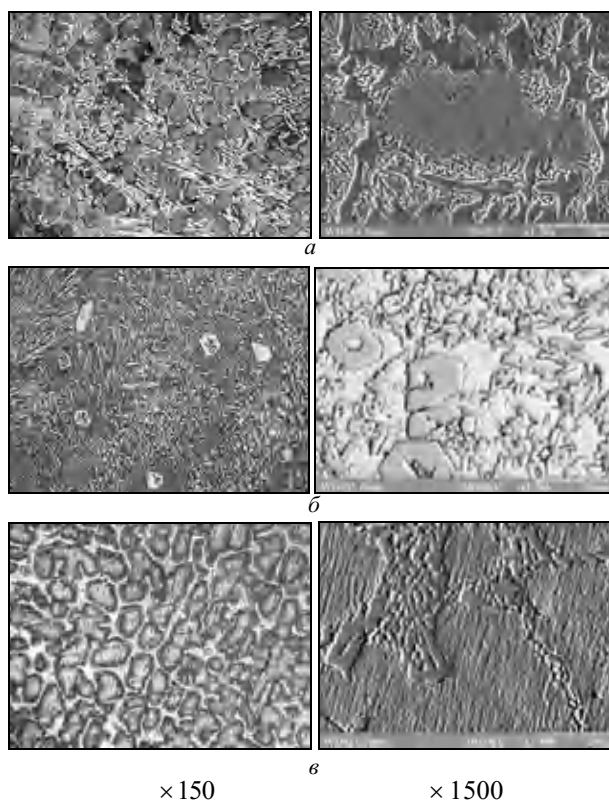
**Рис. 3.** Структура чугунов после нормализации от 1050 °С:  
а – чугун 120Х18ГН; б – чугун 250Х12Г5Н3;  
в – чугун 300Х28Н2; г – чугун 320Х20Г5Н3

Для предотвращения образования вторичных карбидов термическую обработку высокохромистых чугунов следует проводить при температурах не вызывающих значительного повышения растворимости углерода в металлической основе. Для предварительной оценки температуры  $\alpha - \gamma$  превращения в высокохромистых чугунах, легированных марганцем и никелем, следует использовать уравнение (4).

Карбидная фаза исследуемых чугунов состояла из карбидов  $Me_3C$  – легированного цементита, содержащего 25 ат. % С (рис. 4а), карбида  $Me_7C_3$ , содержащего 30 ат. % С (рис. 4б), и карбида  $Me_{23}C_6$ , содержащего 20 ат. % С (рис. 4в). Карбиды  $Me_3C$  обладают невысокой твердостью, сопоставимой с твердостью мартенсита и образуют жесткий каркас. Карбиды  $Me_{23}C_6$  и  $Me_7C_3$  обладают твердостью в 1,5...3 большей, чем цементит, но не образуют жесткого каркаса, что повышает пластические свойства чугуна и улучшает обрабатываемость [14].

В результате математической обработки экспериментальных данных получены регрессионные зависимости количества карбидов (К, %) от содержания С, Cr, Mn и Ni:

$$K = 5,46C - 0,78Mn + 5,83Ni + 1,35C^2 - 1,56C Ni + 0,03MnCr - 0,36MnNi - 0,13CrNi + 2,37.$$



**Рис. 4.** Структура чугуна с различным типом карбидной фазы:  
а – карбиды  $Me_3C$ ; б – карбиды  $Me_7C_3$ ; в – карбиды  $Me_{23}C_6$

Составы чугунов с минимальным и максимальным количеством карбидов представлены в таблице 1.

**Таблица 1** – Составы ИЧХ с минимальным и максимальным содержанием карбидов и степень эвтектичности чугуна

№	Составы чугунов, масс. %				К, %	S <sub>3</sub>
	С	Cr	Mn	Ni		
1	1,09	25,57	5,40	3,01	6,4	0,41
2	3,91	11,43	0,60	0,19	43,7	1,14

Структура чугуна состава 1 состояла из карбидов  $Me_{23}C_6$  и аустенита с максимальной растворимостью углерода.

В составе 2 степень эвтектичности чугуна составляет 1,14. При этом формировались крупные заэвтектические карбиды. Снижение содержания углерода с 3,91 до 3,5 % понижает степень эвтектичности до 1,02 и количество карбидов от 43,7 до 37,5 %, что согласуется с данными [4].

Максимальное количество карбидов образуется при максимальном содержании углерода и минимальных количествах хрома, марганца и никеля. Структура чугуна состояла из феррита, практически не содержащего углерода и цементита, легированного хромом. Увеличение содержания в чугуне Cr, Mn и Ni вызывает

образование аустенита, растворяющего углерод и снижающего количество карбидов, при этом образуются карбиды  $Me_7C_3$ , в которых углерод связывает минимальное количество атомов карбидообразующих элементов.

Влияние С, Cr, Mn и Ni на количество карбидов при различных уровнях плана эксперимента представлены на рисунках 5–7.

При всех соотношениях легирующих элементов увеличение содержания углерода увеличивало количество карбидов. При этом интенсивность увеличения карбидов зависела от влияния легирующих элементов на растворимость углерода в металлической основе.

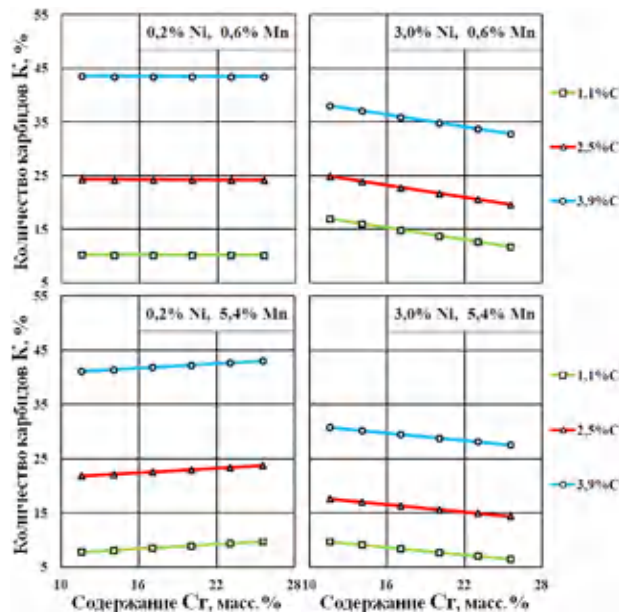


Рис. 5. Влияние Cr на количество карбидов в чугуна при различных уровнях С, Mn и Ni

Увеличение содержания хрома в чугуна при 3 % Ni способствовало образованию аустенита и уменьшало количество карбидов. При этом карбидная фаза состояла из высокохромистых карбидов  $Me_7C_3$  и  $Me_{23}C_6$ .

Увеличение содержания хрома в чугуна с минимальным количеством никеля при 0,6 % Mn не влияло на количество карбидов, а при 5,4 % Mn увеличивало. Такое влияние хрома связано с тем, что при 5,4 % Mn в аустените увеличилась растворимость углерода ( $C_p$ ), что уменьшило часть углерода, образующего карбиды ( $C_k$ ). Снижение  $C_k$  увеличило соотношение Cr/C и вызвало образование карбидов  $Me_{23}C_6$ , связывающих большое количество карбидообразующих атомов.

Увеличение содержания марганца в чугуна снижало количество карбидов. При этом увеличение содержания хрома в чугуна уменьшало интенсивность влияния марганца, что связано с ферритообразующими свойствами хрома. При 25,5 % Cr и 0,2 % Ni увеличение марганца в чугуна практически не уменьшало количество карбидов.

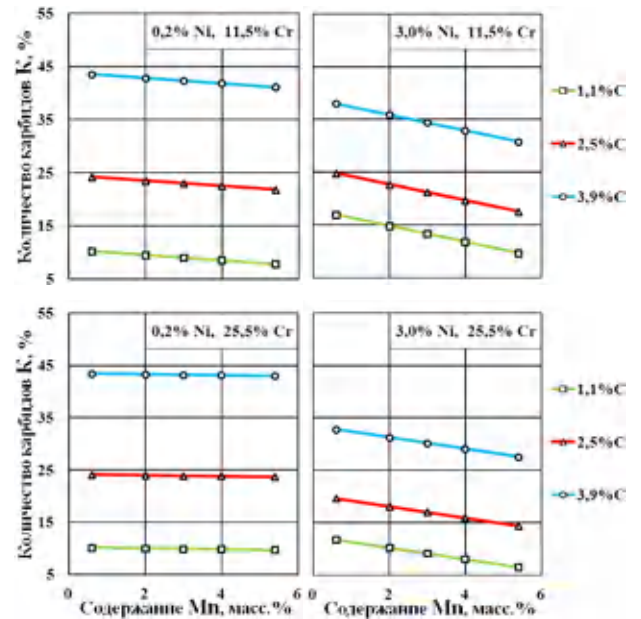


Рис. 6. Влияние Mn на количество карбидов в чугуна при различных уровнях С, Cr и Ni

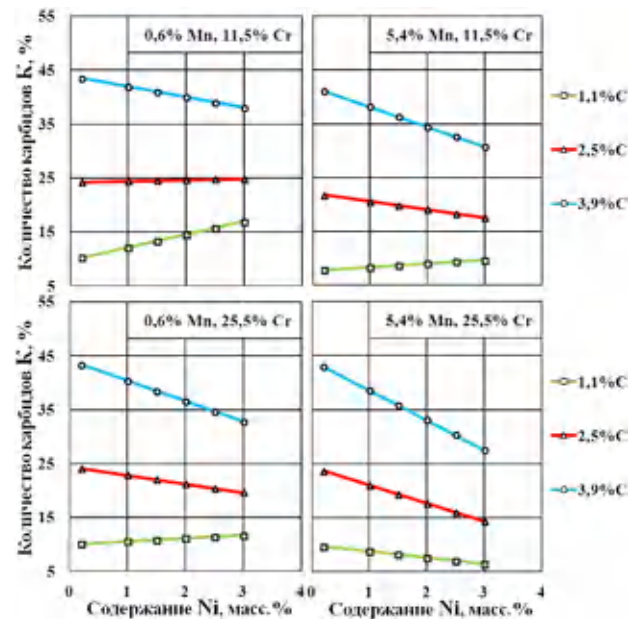


Рис. 7. Влияние Ni на количество карбидов в чугуна при различных уровнях С, Cr и Mn

Повышение содержания никеля не изменяло характер влияния марганца на процессы карбидообразования, но уменьшало их количество.

При содержании 1,1 % С увеличение никеля снижало количество карбидов, а при 3,9 % С увеличивало. Однако в чугуна, содержащем 3,9 % С, 5,4 % Mn и 25,5 % Cr, увеличение никеля снижало количество карбидов.

Анализ производства высокохромистых чугунов, легированных марганцем и никелем в литейном цехе ООО «Запорожский титано-магний комбинат», позволил разработать и внедрить в производство оптими-

зированный состав чугуна ИЧХ28Н2 и полностью исключить его термическую обработку. Дифференцированный подход к термической обработке чугунов 250Х12Г5Т и ИЧХ12Г3 позволил снизить затраты на производство. Суммарная экономическая эффективность разработанных мероприятий составила более 1680 тыс. грн.

### Выводы

1. Увеличение до 25,5 % Cr в чугуне, содержащем 3,9 % C, при минимальных концентрациях Mn и Ni практически не изменяет количество карбидов, а вызывает появление крупных заэвтектических карбидов  $Me_7C_3$ .

2. Нормализация высокохромистых чугунов, легированных Mn и Ni, вызывает образование большого количества мелкодисперсных карбидов, что может ухудшить износостойкие свойства.

3. Для высокохромистых чугунов, легированных Mn и Ni, целесообразно проведение термической обработки, исключающей  $\alpha$  –  $\gamma$  превращения.

### Список литературы

1. Гарбер М. Е. Износостойкие белые чугуны / М. Е. Гарбер. – М. : Машиностроение. – 2010. – 280 с.
2. Цыпин И. И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства / И. И. Цыпин. – М. : Металлургия. – 1983 – 176 с.
3. Gierek A. Zeliwo stopowe jako tworzywo konstrukcyjne / A. Gierek, L. Wajka. – Katowice : Slask, 1976. – 230 p.
4. Структурно и неструктурно чувствительные свойства хромистых чугунов / А. А. Кириллов, В. Д. Белов, Е. В. Рожкова и др. // Черные металлы-2007. Сентябрь. – С. 7–1.

5. Гудремон Э. Специальные стали. / Э. Гудремон. – М. : Metallurgia. – 1966. – Т. 1. – 736 с.
6. Чейлях А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии / А. П. Чейлях. – Харьков : ННЦ ХФТИ – 2003 – 212 с.
7. Гиршович Н. Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках / Н. Г. Гиршович. – М.-Л. : Машиностроение. – 1966. – 564 с.
8. Бунин К. П. Основы металлографии чугуна / К. П. Бунин, Я. Н. Малиночка, Ю. Н. Таран. – М. : Metallurgia. – 1969. – 416 с.
9. Нетребко В. В. Особенности процессов образования карбидов и распределения Cr, Mn и Ni в белых чугунах / В. В. Нетребко // Литье и металлургия. – 2015. – № 3. – С. 40–46.
10. Волчок И. П. Влияние легирования и термической обработки на распределение элементов и свойства высокохромистых чугунов / И. П. Волчок, В. В. Нетребко // Научный вестник донбасской машиностроительной академии. – 2015. – № 3 (18Е). – С. 52–59.
11. Нетребко В. В. К вопросу образования карбидов  $Fe_3C$  и  $Fe_7C_3$  в высокохромистых чугунах / В. В. Нетребко // Наука та прогрес транспорту. – 2016. – № 3(63). – С. 138–147.
12. Малахов А. И. Основы металловедения и теории коррозии / А. И. Малахов, А. П. Жуков. – М. : Высшая школа. – 1978. – 192 с.
13. Нетребко В. В. Особенности термической обработки высокохромистых чугунов легированных Mn и Ni / В. В. Нетребко, И. П. Волчок // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2016. – № 1. – С. 53–57.
14. Нетребко В.В. Влияние химического состава высокохромистых чугунов на обрабатываемость резанием / В. В. Нетребко // Наука та прогрес транспорту. – 2016. – № 1. (61). – С. 122–130.

Одержано 18.11.2016

### Нетребко В.В. Вплив Cr, Mn и Ni на утворення карбідів у високохромистих чавунах

*Метою роботи був аналіз процесів утворення карбідів та отримання залежності кількості карбідів від вмісту в чавуні C, Cr, Mn и Ni. Застосування методів математичної статистики та активного планування експерименту дозволило отримати залежність кількості карбідів від вмісту в чавуні C, Cr, Mn и Ni. Мінімальна кількість карбідів (6,4 %) утворюється, коли чавун містить 1,1 % C, 25,6 % Cr, 5,4 % Mn та 3,0 % Ni, а максимальна (43,7 %) при 3,9 % C, 11,4 % Cr, 0,6 % Mn и 0,2 % Ni.*

**Ключові слова:** чавун, легування, термооброблення, структура, карбіди.

### Netrebko V. Influence of Cr, Mn and Ni on the formation of carbides in high-chromium cast irons

*The purpose of the work was to analyze the carbide forming processes and to obtain the dependency of the carbide amount on the C, Cr, Mn and Ni content in the cast iron. The application of mathematical statistics and active experiment planning methods allowed obtaining the dependency of carbide amount on the C, Cr, Mn and Ni content in the cast iron. The minimum amount of carbides (6.4 %) is formed when the cast iron contains 1.1 % C, 25.6 % Cr, 5.4 % Mn and 3.0 % Ni, and maximum (43.7 %) – when it contains 3.9 % C, 11.4 % Cr, 0.6 % Mn and 0.2 % Ni.*

**Key words:** cast iron, alloying, heat treatment, structure, carbides.

## ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ПОРОШКОВОГО ТИТАНУ В ПРОЦЕСІ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

*Наведено результати досліджень особливостей розподілу локальних деформацій, ущільнення та характеру формування структури порошкового титану по об'єму пористої заготовки в процесі гарячої деформації (при закритому штампуванні та з елементами витікання). Виявлено вплив схеми напружено-здеформованого стану та створення додаткових локальних зон деформації на формування заданої zdeформованої однорідної, рівноущільненої структури металу по об'єму заготовки, що забезпечує отримання широкого класу порошкових титанових матеріалів і виробів при визначених властивостях деталей різного експлуатаційного призначення.*

**Ключові слова:** порошкова заготовка, ущільнення, формування структури, схема деформації, застійна зона, додаткова локальна зона деформації, напружено-здеформований стан, закриті штампування, штампування з елементами витікання.

Традиційні технології виготовлення порошкових матеріалів та виробів, які поєднують холодне пресування заготовок і наступне спікання, дозволяють отримувати достатньо різноманітну номенклатуру деталей. Але внаслідок невисокої щільності, недостатньо zdeформованої структури і, відповідно, низького рівня механічних властивостей отримуваних матеріалів, ці технології не повною мірою задовільняють сучасні вимоги до деталей різного призначення, що значно обмежує сферу їх застосування. Отримання виробів із щільністю, близькою до литого zdeформованого металу, можливо при застосуванні додаткової деформації пористих заготовок, наприклад, у процесі гарячого штампування.

Рівень щільності та характер структури визначають властивості міцності та пластичності отримуваних матеріалів, що обумовлюються функціональним призначенням, конкретними умовами експлуатації та працездатністю деталей. Отримання порошкових матеріалів із наперед заданим рівнем щільності та контрольованою структурою по об'єму виготовлюваних деталей є одним із пріоритетних напрямів розвитку технології порошкової металургії. Тому дослідження особливостей формування щільності та структури по об'єму порошкової заготовки в процесі гарячої деформації при забезпеченні виробництва широкого класу порошкових титанових матеріалів та виробів різного експлуатаційного призначення є важливою науково-практичною проблемою.

Метою роботи є дослідження особливостей ущільнення та формування структури по об'єму порошкової заготовки в процесі гарячого штампування в закритому штампі та із елементами витікання при отриманні широкого класу титанових матеріалів і виробів різного експлуатаційного призначення.

Дослідження процесу ущільнення та формування

структури при різних схемах гарячого штампування проводили на холоднопресованих заготовках із порошку титану ПТЕС-1, ПТЕК-1. При аналізі зміни напружено-здеформованого стану по об'єму металу в процесі деформації використовували метод координатних сіток, які наносили на меридіональний переріз заготовок. Компоненти тензору деформацій  $T_\varepsilon$  для кожної комірки сітки визначали відповідно до методики [1]. Характер розподілу zdeформованого стану та його впливу на ущільнення та формування структури оцінювали за інтенсивністю деформацій зсуву

$$G_i = \sqrt{\frac{2}{3} \left[ (\varepsilon_z - \varepsilon_r)^2 + (\varepsilon_r - \varepsilon_\theta)^2 + (\varepsilon_\theta - \varepsilon_z)^2 \right] + \frac{3}{2} \gamma_{rz}^2}.$$

Форму, розміри та об'єми додаткових локальних зон деформації при різних схемах штампування з елементами витікання, кількості та місцерозташування компенсаційних щілин визначали аналізом характеру викривлення координатної сітки та її аналітичним розрахунком згідно з методикою [2]. Використовували коефіцієнт витікання

$$k_{\text{вит}} = \frac{B}{S},$$

де  $B, S$  – відповідно, характерний розмір виробу та висота компенсаційної щілини залежно від схеми штампування.

При розміщенні компенсаційної щілини за висотою порожнини матриці додаткова локальна зона деформації має сферичну форму, а її висота описується виразом

$$H_0 = \frac{5H}{k_{\text{вит}}},$$

де  $H$  – висота заготовки.

При розмішуванні компенсаційної щілини за периметром порожнини матриці додаткова локальна зона деформації має форму циліндру з висотою

$$H'_0 = \frac{R\sqrt{k_{\text{вум}} - 2}}{k_{\text{вум}}},$$

де  $R$  – радіус заготовки.

Ці дані задовільно узгоджуються з літературними [3, 4].

Для аналізу процесу формування, зміни та розподілу характеру структури в об'ємі порошкового металу при різних схемах гарячого штампування проводили мікроструктурні дослідження меридіонального перерізу заготовок. Шліфи виготовляли поліруванням та травленням відповідно до рекомендацій [5].

У процесі досліджень виявлено наявність та вплив різних розподілу локальних деформацій ( $\varepsilon_z, \varepsilon_r, \varepsilon_\theta, \gamma_{rz}$ ), інтенсивності деформацій зсуву  $\Gamma_i$  та граничних умов при закритому штампуванні та з елементами витікання на формування зон різної щільності та структури матеріалу по об'єму здеформованих заготовок. Враховуючи симетрію заготовок діаграми розподілу компонентів  $T_\varepsilon, \Gamma_i$ , відносної щільності  $\theta$  наведено для однієї чверті меридіонального перерізу заготовки. Для більшої наочності дано абсолютні значення деформацій.

Після першої стадії штампування (вільна осадка заготовок на рівні технологічної пластичності) середня відносна щільність металу становить  $\theta = 86 - 95 \%$  залежно від вихідної щільності заготовок ( $\theta_0 = 70 - 90 \%$ ). Ріст ступеня деформації  $\varepsilon_0$  призводить до збільшення компонент тензора деформацій  $T_\varepsilon$  (локальних деформацій  $\varepsilon_z, \varepsilon_r, \varepsilon_\theta, \gamma_{rz}$ ), інтенсивності деформацій зсуву  $\Gamma_i$  та щільності металу (рис. 1–4). Значення компонент  $\varepsilon_z, \varepsilon_r, \varepsilon_\theta$ , а також  $\Gamma_i$  і  $\theta$  зменшується, а  $\gamma_{rz}$  збільшується від центральної частини заготовки до периферійних зон. Нерівномірність  $\Gamma_i$  зростає, а нерівномірність щільності по об'єму заготовки зменшується. Так, при осадці циліндричної заготовки ( $\theta_0 = 80 \%$ ,  $H/D = 1,0$ , де  $H$  – висота заготовки,  $D$  – діаметр) зі ступенем деформації  $\varepsilon_0 = 10, 30, 50 \%$  на периферії отримано  $\Gamma_{i\text{min}} = 0,1; 0,56; 1,09$  та  $\theta_{\text{min}} = 82,4; 89,0; 93,2 \%$ , а в центральній частині заготовки  $\Gamma_{i\text{max}} = 0,4; 1,2; 1,99$  та  $\theta_{\text{max}} = 87,6; 93,0; 96,5 \%$  відповідно. Нерівномірність інтенсивності деформацій зсуву і ущільнення ( $n_i = \Gamma_{i\text{max}} - \Gamma_{i\text{min}}$ ,  $n_\theta = \theta_{\text{max}} - \theta_{\text{min}}$ ), відповідно, дорівнює  $n_i = 0,3; 0,64; 0,9$  і  $n_\theta = 5,2; 4,0; 3,3 \%$ .

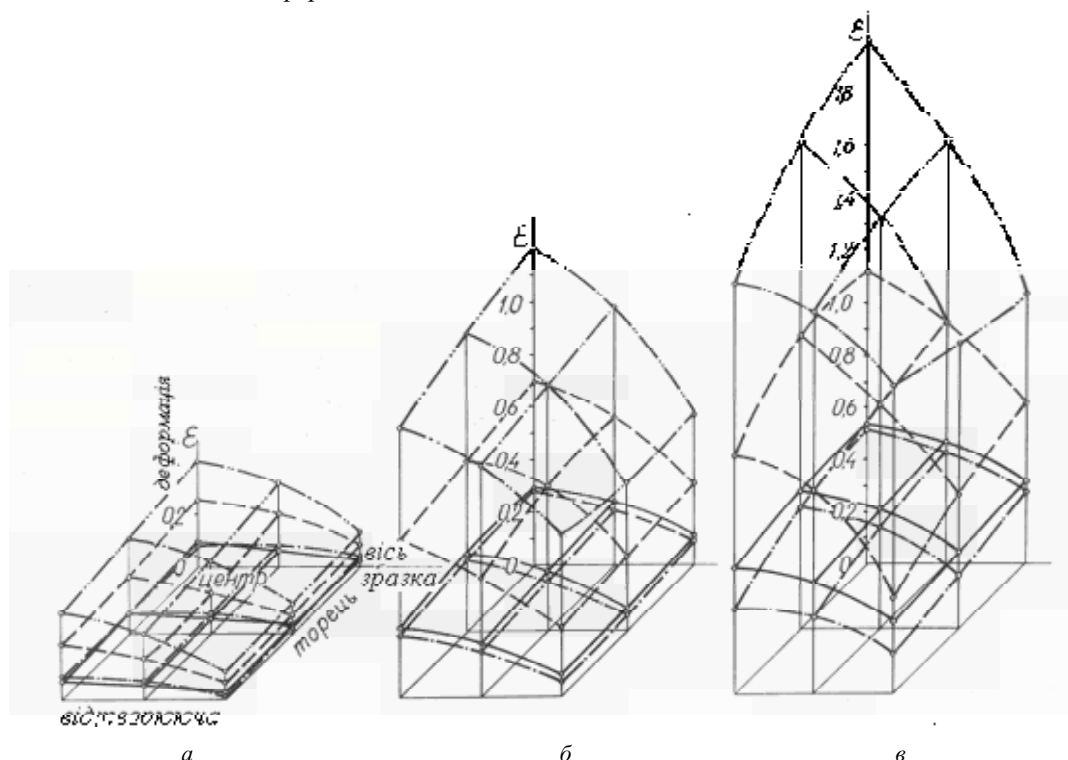


Рис. 1. Діаграми розподілу деформацій та інтенсивності деформацій зсуву при осадці циліндричної заготовки відносної щільності  $\theta_0 = 80 \%$  зі ступенем деформації:

$a, b, c - 10, 30, 50 \%$ ;  $\text{---} \text{---} \text{---} \Gamma_i, \text{---} \text{---} \varepsilon_z, \text{---} \varepsilon_\theta, \text{---} \text{---} \varepsilon_r$



Це пояснюється тим, що на початку осадки зростання ущільнення та  $\Gamma_i$  у центральній частині заготовки переважає над периферійними зонами, збільшення  $\Gamma_i$  незначне. При подальшій деформації ущільнення центральної, більш щільної частини заготовки відбувається менш інтенсивно і при більших значеннях та зростанні  $\Gamma_i$ , ніж у периферійних зонах. У кінцевому підсумку при зростаючій нерівномірності  $\Gamma_i$  нерівномірність ущільнення зменшується. Таким чином, щоб зменшити нерівномірність щільності після першої стадії штампування, її необхідно проводити з максимально допустимою деформацією, обумовленою технологічною пластичністю [6].

Осадка заготовки з відносною щільністю

$\theta_0 = 70, 80, 90\%$  при постійному ступені деформації  $\varepsilon_0 = 30\%$  призводить до збільшення компонент  $T_\varepsilon$ ,  $\Gamma_i$  та  $\theta$ , а також їх нерівномірності ( $n_i = 0,50; 0,64; 0,76$  і  $n_\theta = 3,8; 4,0; 4,5\%$  відповідно).

Периферійні зони заготовки (рис. 5–1), що прилеглі до торців, деформуються не суттєво, містять окремі дрібні та крупні пори, мають крупнозернисту рівновісну структуру металу. Ущільнення в них відбувається, в основному, за рахунок переміщення металу в напрямку прикладання тиску. Поперечне пластичне стікання металу стримується наявністю тертя на контактних поверхнях штапового оснащення. Напружено-дефор-

мований стан наближається до всебічного рівномірного стискування (рис. 6а), що перешкоджає ущільненню та формуванню zdeформованої дрібнозернистої структури.

Центральна частина заготовки (рис. 5–2) є зоною інтенсивної деформації та ущільнення порошкового металу. В результаті деформації і пластичного стікання металу скорочується кількість та зменшуються розміри пор. Крупні пори відсутні, спостерігаються дрібні пори. Структура металу zdeформована, дрібнозерниста. Наявні окремі середні та крупні зерна. Форма зерна витягнута в напрямку стікання металу. Напружено-деформований стан наближається до всебічного нерівномірного стискування (рис. 6б), що сприяє стіканню металу, ущільненню та утворенню дрібнозернистої структури.

Периферійна зона, що прилягає до відтворювальної заготовки (рис. 5–3), за значенням деформації займає проміжне положення, містить рівновісні зерна без явно означених слідів пластичної деформації. Спостерігаються дрібні та крупні пори. У процесі осадки мають місце стискальні осеві та розтягувальні колові напруження. При збільшенні ступеня деформації розтягувальні напруження зростають, тому щільність металу в цій зоні має мінімальне значення.

Друга (заповнення порожнини матриці) і третя (допресування металу) стадії штампування відбуваються зі зростанням компонентів  $T_\varepsilon$ ,  $\Gamma_i$  та  $\theta$  (рис. 7–9). Характер їх розподілу аналогічний першій стадії. Нерівномірність  $\Gamma_i$  із збільшенням щільності заготовки ( $\theta_0 = 70, 80, 90\%$ ) зростає і після другої та третьої стадій

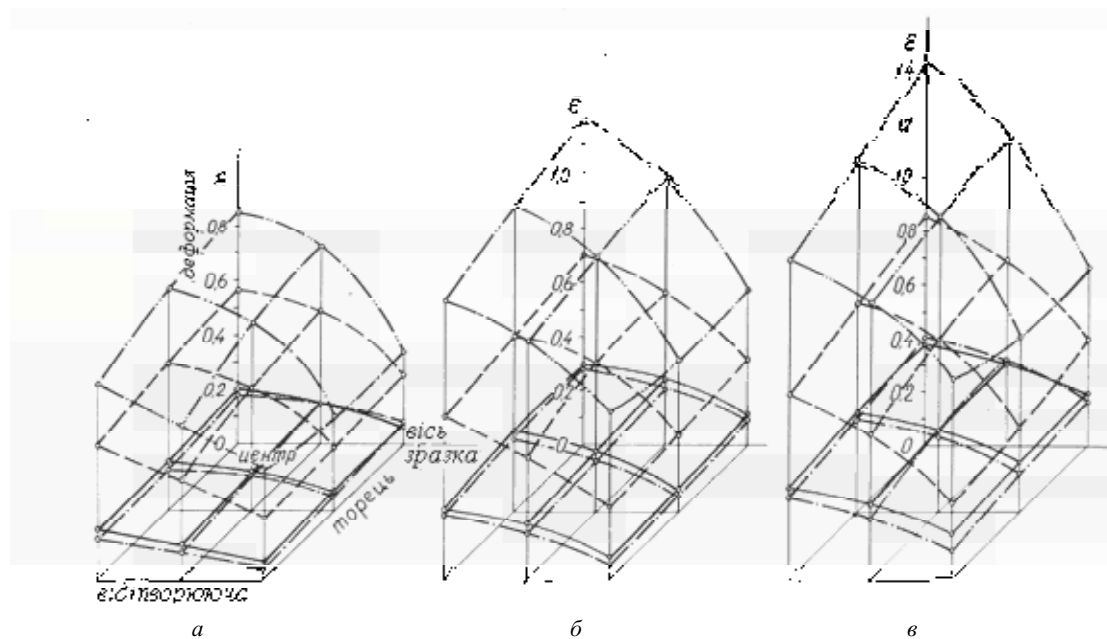


Рис. 2. Діаграми розподілу деформацій та інтенсивності деформацій зсуву при осадці із ступенем деформації  $\varepsilon_0 = 30\%$  циліндричної заготовки відносною щільності:

а, б, в – 70, 80, 90%; —•••—  $\Gamma_i$ , — — —  $\varepsilon_z$ , — — —  $\varepsilon_\theta$ , —•••—

штампування, відповідно, дорівнює  $n_i = 0,66; 0,78; 0,86$  та  $n_i = 0,17; 0,32; 1,26$ . При цьому нерівномірність ущільнення зменшується і становить  $n_\theta = 3,6; 3,3; 2,9\%$ . Деяке збільшення нерівномірності на третій стадії, порівняно із другою, відбувається внаслідок зміни граничних умов деформації та негативного впливу контактної тертя.

Так, при переході від другої до третьої стадії штампування схема напружено-деформованого стану максимально наближається до всебічного рівномірного стискування (рис. 6а). При цьому для заготовок із відносною щільністю  $\theta_0 = 70$  і  $80\%$  нерівномірність  $\Gamma_i$  зменшується, її різниця становить  $\Delta n_i = 0,49$  та  $\Delta n_i = 0,46$ , відповідно, а для заготовок  $\theta_0 = 90\%$  – збільшується при

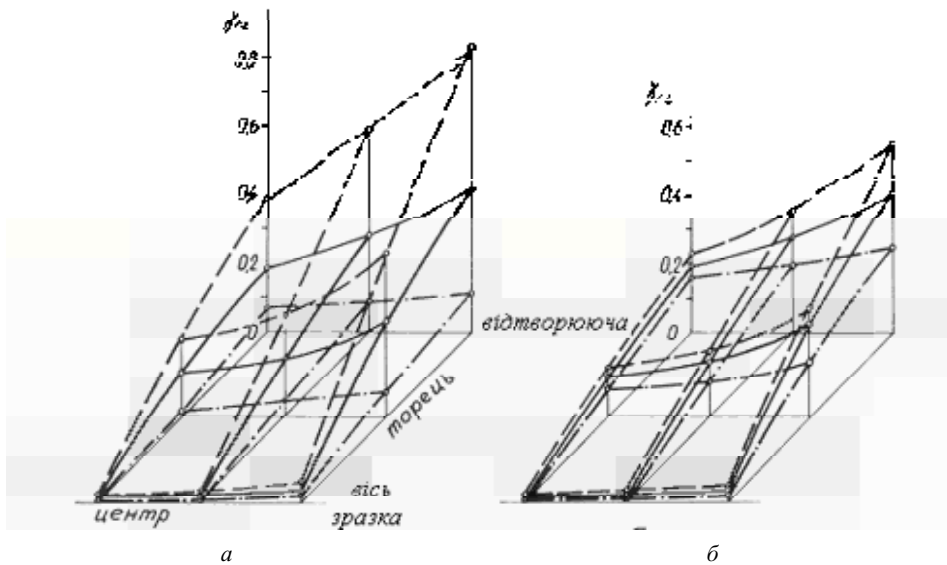


Рис. 3. Діаграми розподілу деформації зсуву  $\gamma_{rz}$  при осадці циліндричної заготовки:

- а) відносна щільність заготовки  $\theta_0 = 80\%$ ; ступінь деформації  $\epsilon_0 = 10\%$  (— · — ·);  $\epsilon_0 = 30\%$  (—);  $\epsilon_0 = 50\%$  (— · — ·); б) ступінь деформації  $\epsilon_0 = 30\%$ ; відносна щільність заготовки  $\theta_0 = 70\%$  (— · — ·);  $\theta_0 = 80\%$  (—);  $\theta_0 = 90\%$  (— · — ·)

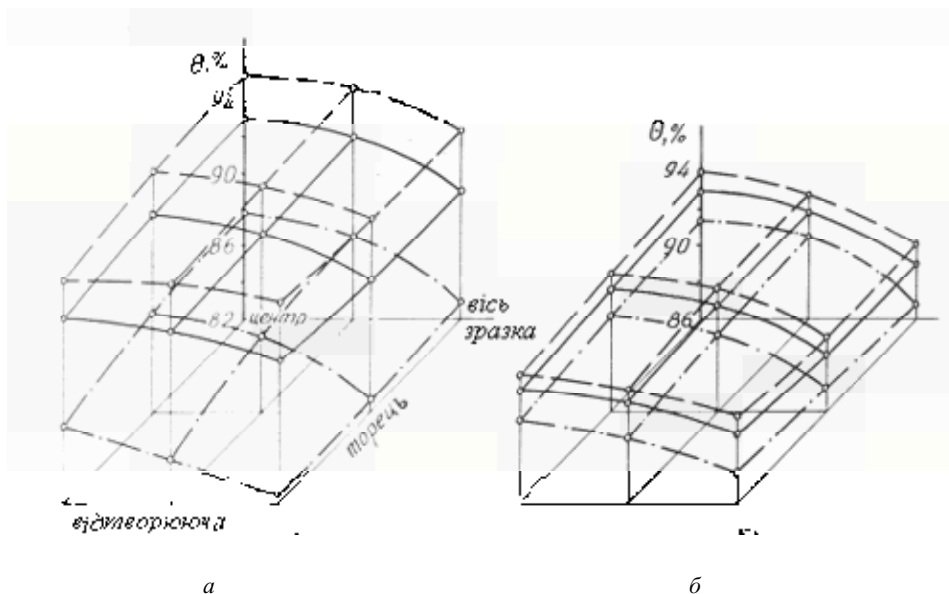


Рис. 4. Діаграми розподілу відносної щільності при осадці циліндричної заготовки:

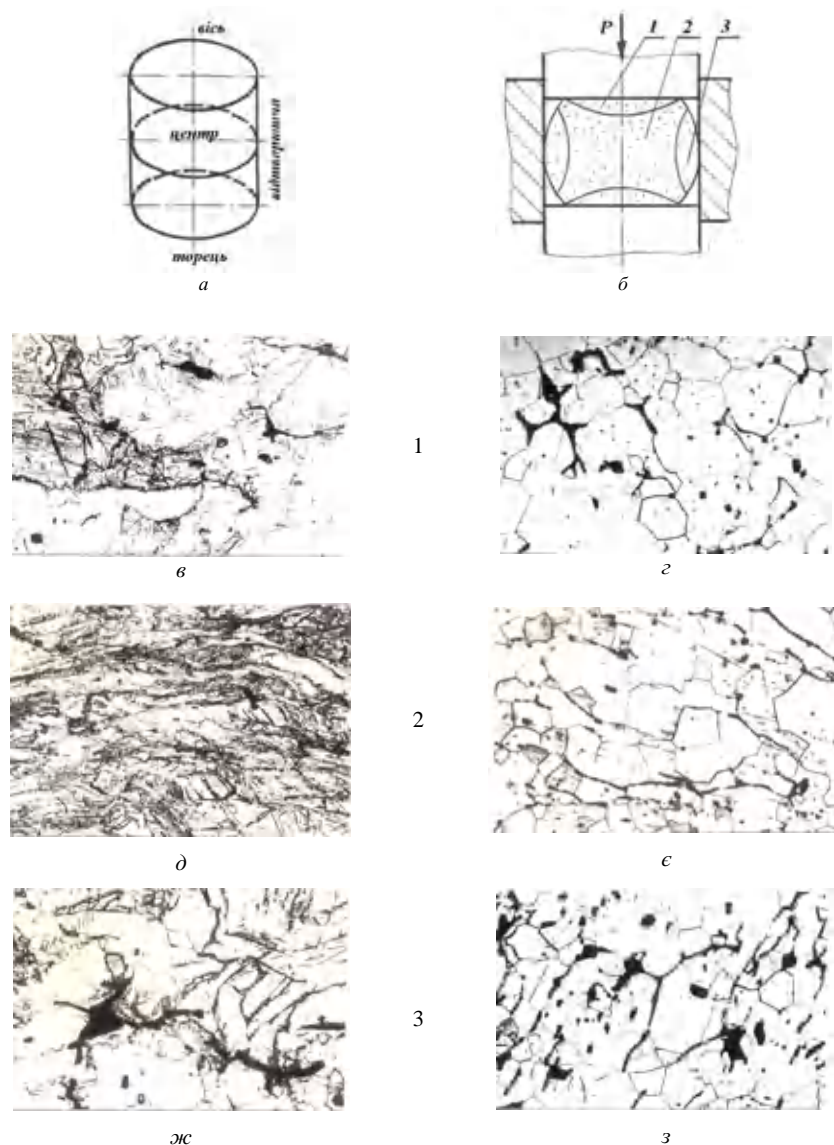
- а)  $\theta_0 = 80\%$ ;  $\epsilon_0 = 10\%$  (— · — ·);  $\epsilon_0 = 30\%$  (—);  $\epsilon_0 = 50\%$  (— · — ·); б)  $\epsilon_0 = 30\%$ ;  $\theta_0 = 70\%$  (— · — ·);  $\theta_0 = 80\%$  (—);  $\theta_0 = 90\%$  (— · — ·)

різниці  $\Delta n_i = 0,40$ . Більше значення  $n_i$  на третій стадії порівняно з другою для заготовок із  $\theta_0 = 90\%$  обумовлено значно більшим приростом  $\Gamma_i$  в центральній частині заготовки ( $\Delta\Gamma_i = 0,72$ ) порівняно з периферійними зонами ( $\Delta\Gamma_i = 0,32$ ) і пояснюється тим, що деформація та ущільнення металу при допресовуванні (від  $\theta_{II} = 97,5\%$  до  $\theta_{III} = 98,5\%$ ) відбувається більш інтенсивно із перетіканням центральної, найбільше здеформованої та ущільненої частини заготовки в периферійні приконтатні зони, які внаслідок наявності тертя є застійними. Для менш щільних заготовок ( $\theta_0 = 80$  і  $70\%$ ) приріст  $\Gamma_i$  у периферійних зонах ( $\Delta\Gamma_i = 0,78$  і  $0,61$  відповідно) переважає порівняно з центром

( $\Delta\Gamma_i = 0,32$  і  $0,12$  відповідно), тому що ущільнення заготовок (від  $\theta_{II} = 95,7$  і  $93,2\%$  до  $\theta_{III} = 98,3$  і  $98,5\%$  відповідно), внаслідок зменшення їх вихідної щільності і, відповідно, допустимого ступеня деформації на рівні технологічної пластичності [6], зміни напружено-деформованого стану, відбувається із меншими деформацією та стіканням металу центральної частини заготовки в застійні приконтатні зони.

У периферійних приконтатних зонах (рис. 10а–1), прилеглих до торців заготовки, спостерігається незначна деформація, крупнозерниста та рівноосна структура металу. Ущільнення в них відбувається так само, як у відповідній зоні на першій стадії. Характерною є наявність пор.

Деформація центральної частини заготовки (рис. 10а–2) має явно особливий характер. Ущільнення відбувається за рахунок переміщення окремих шарів



**Рис. 5.** Схеми: порошкової заготовки (а); вільної осадки (б) – перша стадія штампування. Мікроструктури порошкового титану ПТЕС-1, ПТЕК-1: 1,3 – зони утрудненої деформації; 2 – зона інтенсивної деформації; в, д, ж – після деформації при  $T = 950\text{ }^\circ\text{C}$ ; з, є, з – після деформації та відпалу у вакуумі  $2,66 \cdot 10^{-2}$  Па при  $T = 800\text{ }^\circ\text{C}$ , витримка 2 години ( $\times 100$ )

металу в напрямку прикладання навантаження і пластичного стікання у поперечному напрямку. Структура металу однорідна, дрібнозерниста, здеформована. Наявність пор не виявлено.

Периферійні, прилеглі до торців та відтворювальної заготовки, зони (кутові у меридіональному перерізі зони заготовки – рис. 10а–4) здеформовані більшою мірою, ніж приконтатні, прилеглі до торців зони. Це відбувається внаслідок стікання металу із сильно здеформованої, на першій стадії процесу, центральної частини заготовки на приконтатні поверхні. Структура металу неоднорідна, наявні середні та крупні зерна, які дещо витягнуті в напрямку стікання. Характерна наявність окремих пор. Ущільнення відбувається за рахунок переміщення шарів заготовки у напрямку прикладання навантаження, а також стікання металу центральної частини заготовки до приконтатних поверхонь і стримується наявністю контактної тертя між заготовкою та інструментом.

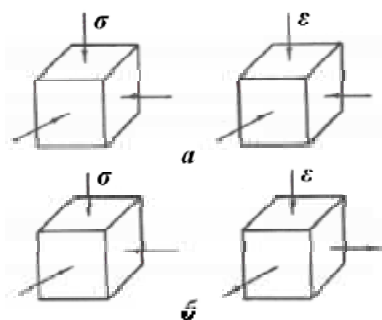


Рис. 6. Механічна схема деформації:

а – закриті штампування (всестороннє рівномірне стискування); б – штампування із елементами витікання (всестороннє нерівномірне стискування)

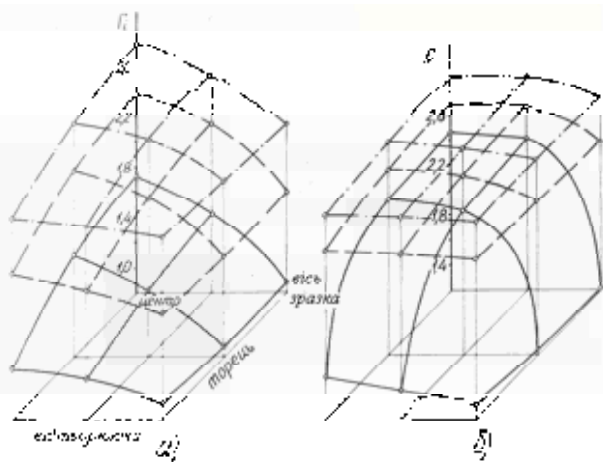


Рис. 7. Діаграми розподілу інтенсивності деформацій зсуву після другої (а) та третьої (б) стадій штампування циліндричної заготовки:

$\theta_0 = 70\%$  (---);  $\theta_0 = 80\%$  (— — —);  
 $\theta_0 = 90\%$  (————)

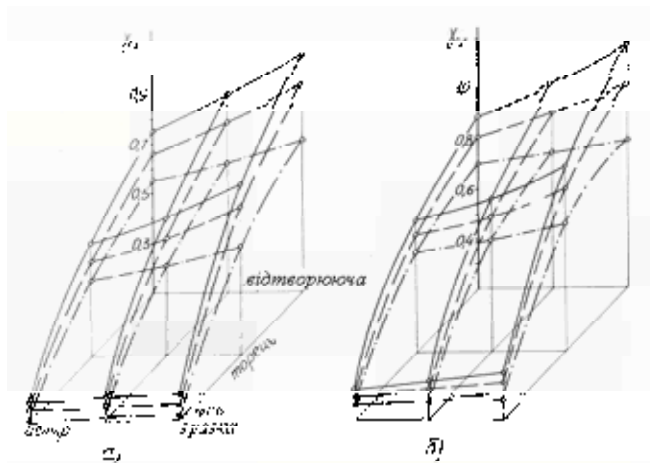


Рис. 8. Діаграми розподілу деформації зсуву після другої (а) та третьої (б) стадій штампування циліндричної заготовки:

$\theta_0 = 70\%$  (---);  $\theta_0 = 80\%$  (— — —);  
 $\theta_0 = 90\%$  (————)

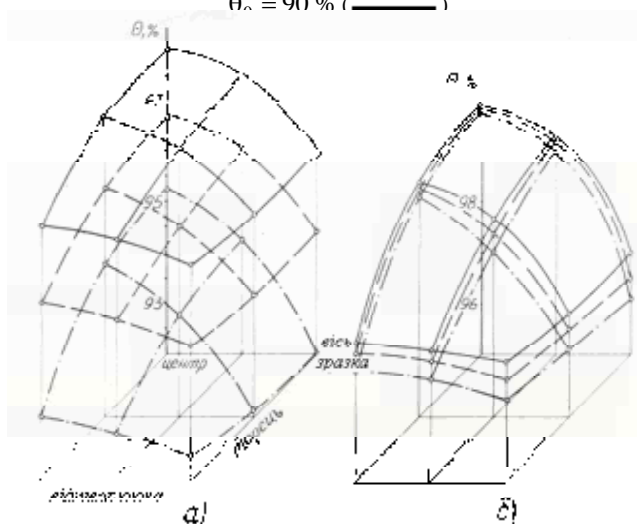


Рис. 9. Діаграми розподілу відносної щільності після другої (а) та третьої (б) стадій штампування циліндричної заготовки:

$\theta_0 = 70\%$  (---);  $\theta_0 = 80\%$  (— — —);  
 $\theta_0 = 90\%$  (————)

Деформація в зоні, прилеглій до відтворювальної заготовки (рис. 10а–3), має проміжне значення порівняно з найбільш здеформованою центральною частиною та приконтатними кутовими зонами заготовки. Метал здеформований, у структурі наявні дрібні та середні зерна, окремі дрібні пори. На ущільнення негативно впливає контактне тертя та обмеження стікання металу в поперечному напрямі.

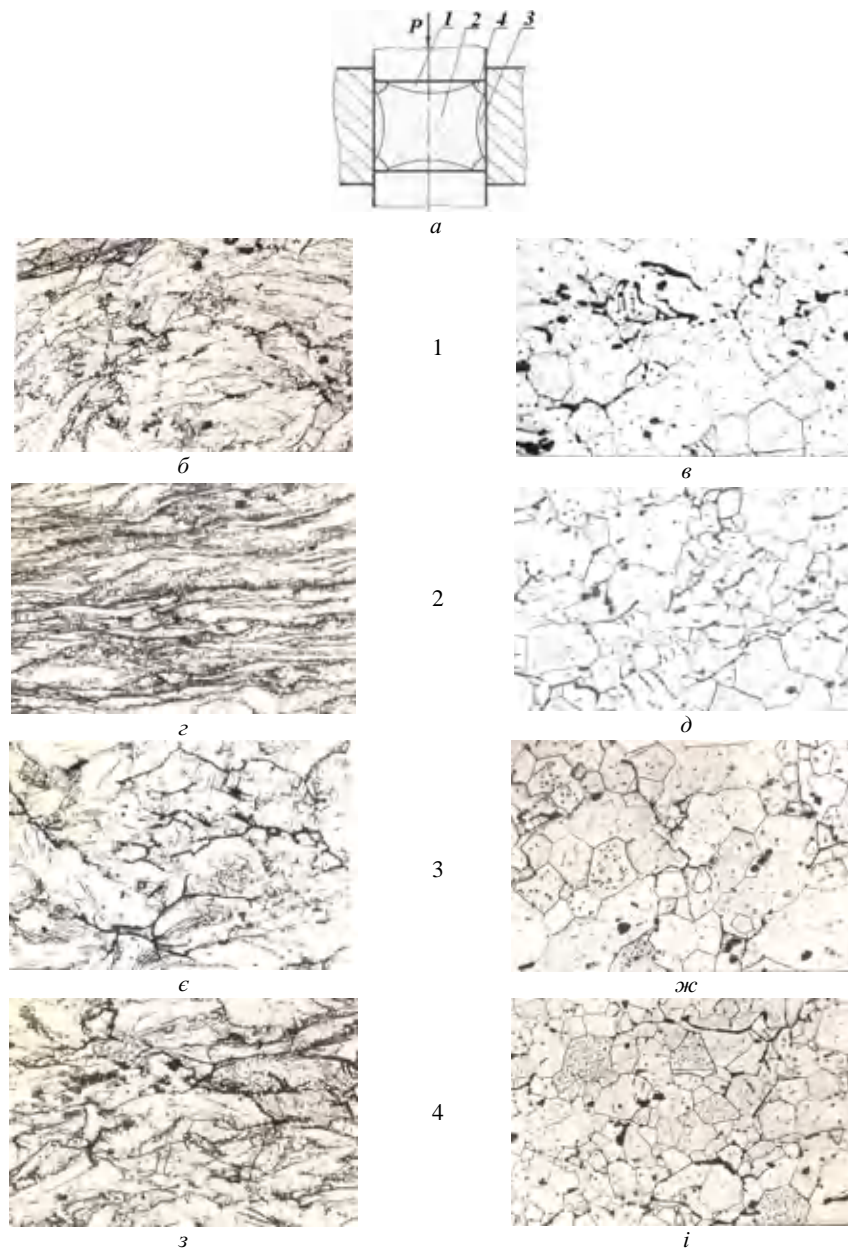
Третя стадія є заключною для процесу закритого штампування порошкових заготовок. Середня відносна щільність виробів становить  $\theta = 98 - 98,5\%$ . Наявність пор виявлено в периферійних приконтатних зонах утрудненої деформації (рис. 10а–1, 3, 4). Схема напру-

жено-здеформованого стану максимально наближується до всебічного рівномірного стискування (рис. 6а), що перешкоджає подальшій деформації та ущільненню заготовки, отриманню більш zdeформованої, однорідної дрібнозернистої, рівноущільненої структури металу у виробках.

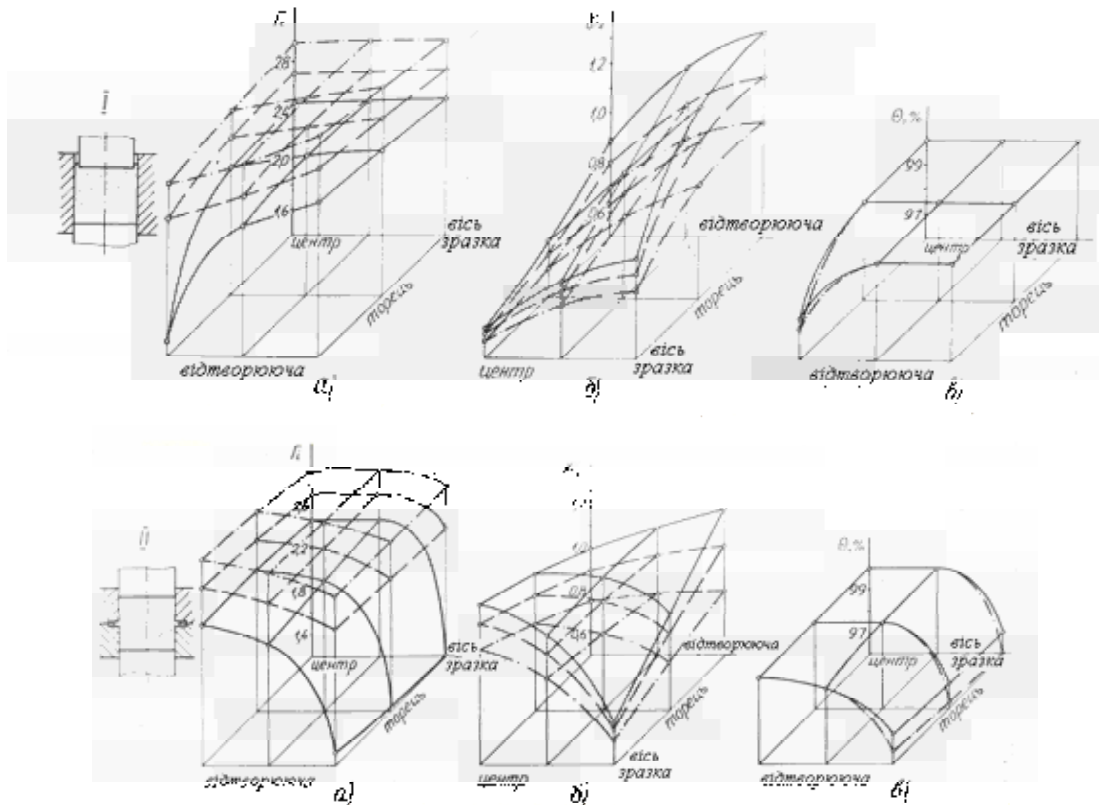
Четверта стадія (штампування із елементами витікання металу в компенсаційні щілини) відбувається при подальшому зростанні компонентів  $T_e, \Gamma_i, \theta$  та зміні характеру їх розподілу (рис. 11).

При схемі штампування, за якої компенсаційна щілина розташована по периметру порожнини матриці (в кутівій зоні меридіонального перерізу заготовки) спостерігається зростання  $\Gamma_i, \gamma_{rz}, \theta$  у верхній приконтатній зоні,

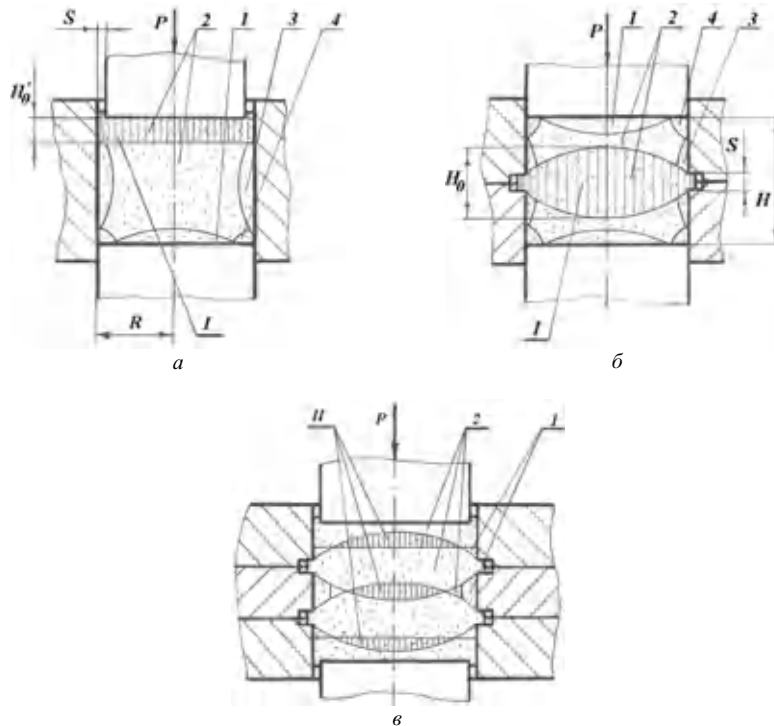
прилеглий до торця заготовки (рис. 12а–2), де створюється додаткова локальна зона деформації (рис. 12а–І). Нерівномірність  $\Gamma_i$  і  $\theta$  становить  $n_i = 0,4; 0,41; 1,13$  та  $n_\theta = 2,7; 2,6; 2,3$  %. Зони утрудненої деформації (рис. 10а–1,4), які виникають при закритому штампуванні, перекриваються частково або повністю, залежно від розмірів компенсаційної щілини, додатковою зоною деформації. Подальше ущільнення відбувається в процесі зміни напружено-здеформованого стану і стікання металу в напрямку розміщення компенсаційної щілини. Найвність пор не виявлено. Структура zdeформована, рівноущільнена дрібнозерниста. Характерними є окремі середні зерна. Зерна дещо витягнуті в напрямку стікання металу (рис. 13–1).



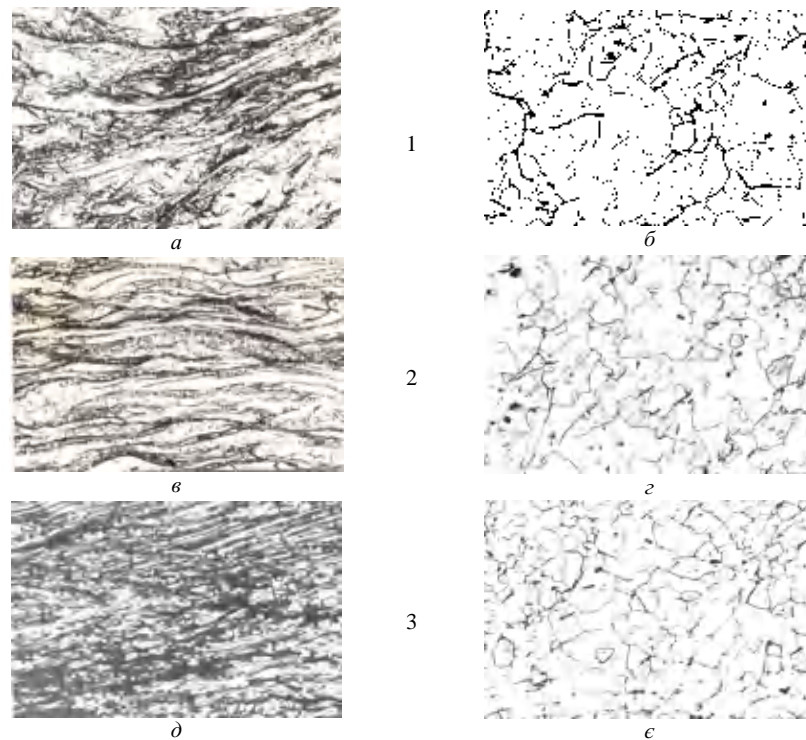
**Рис. 10.** Схема допресовування металу (третя стадія) при закритому штампуванні (а) та мікроструктури порошкового титану ПТЕС – 1, ПТЕК – 1: 1, 3, 4 – зони утрудненої деформації; 2 – зона інтенсивної деформації; б, с, з – після деформації при  $T = 950$  °С; в, д, ж, і – після деформації та відпалу у вакуумі  $2,66 \cdot 10^{-2}$  Па при  $T = 800$  °С, витримка 2 години ( $\times 100$ )



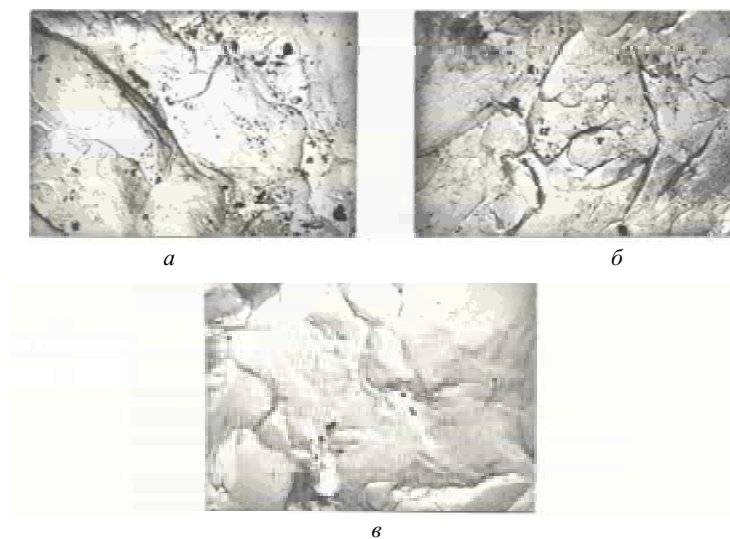
**Рис. 11.** Схеми штампування циліндричної заготовки з елементами витікання (I, II) та діаграми розподілу інтенсивності деформацій зсуву (а), деформацій зсуву (б), відносної щільності ( $\theta$ ):  $\theta_0 = 70\%$  (— · — · —);  $\theta_0 = 80\%$  (— — — —);  $\theta_0 = 90\%$  (————)



**Рис. 12.** Схеми деформації з елементами витікання металу (четверта стадія штампування): а – розташування компенсаційної щілини за периметром порожнини матриці; б – розташування компенсаційної щілини за висотою порожнини матриці; в – комбіноване розташування компенсаційних щілин; 1, 3, 4 – зони утрудненої деформації; 2 – зони інтенсивної деформації; I – додаткові локальні зони деформації; II – об'єми перекриття додаткових локальних зон деформації



**Рис. 13.** Мікроструктури порошкового титану ПТЕС – 1, ПТЕК – 1: 1 – додаткова локальна зона деформації (рис. 12а – I); 2 – додаткова локальна зона деформації (рис. 12б – I); 3 – об’єми перекриття додаткових локальних зон деформації (рис. 12в – II); а, в, д – після деформації при  $T = 950$  °С; б, з, е – після деформації та відпалу у вакуумі  $2,66 \cdot 10^{-2}$  Па, при  $T = 800$  °С, витримка 2 години ( $\times 100$ )



**Рис. 14.** Мікрофрактограми зламу zdeформованих зразків порошкового титану ПТЕС-1, ПТЕК-1: а – штампування в закритому штампі (всебічне рівномірне стискування); б – штампування з елементами витікання (всебічне нерівномірне стискування),  $T = 950$  °С; в – штампування з елементами витікання і відпал при  $T_B = 800$  °С,

При розміщенні компенсаційної щілини за висотою порожнини матриці зростання  $\Gamma_i, \gamma_{rc}, \theta$  відбувається в зоні, прилеглої до неї та в центральній частині заготовки (рис. 12б–2). При такій схемі штампування створюється додаткова локальна зона деформації (рис. 12б–I) в центральній частині заготовки, зменшується зона утрудненої деформації, прилегла до відтворювальної за-

готовки, яка виникає в процесі закритого штампування (рис. 10а–3). Нерівномірність  $\Gamma_i$  і  $\theta$  становить  $n_i = 0,16; 0,46; 1,31$  та  $n_\theta = 4,0; 3,7; 3,0$  %. Зміна zdeформованого стану та ущільнення відбувається внаслідок стикання металу до відтворювальної заготовки в напрямку компенсаційної щілини. Структура металу

здеформована, дрібнозерниста, безпориста. Зерна витягнуті в напрямку стікання металу (рис. 13–2).

При комбінованому розміщенні компенсаційних щілин у порожнині матриці можливе виникнення об'ємів перекриття додаткових локальних зон деформації (рис. 12б–П). Це відбувається при визначених схемах штампування з елементами витікання, кількості та місцезосташування компенсаційних щілин. Схема напружено-здеформованого стану – всебічне нерівномірне стискування, дозволяє при цьому забезпечити підвищення значення компонентів  $T_e, G_i, \theta$  практично по всьому об'єму заготовки. Структура металу zdeформована, дрібнозерниста. Наявність пор не виявлено (рис. 13–3).

Характер zdeформованого стану, ущільнення та структури металу в зонах заготовки, в яких при різних схемах штампування з елементами витікання не було створено додаткових локальних зон деформації (рис. 12а – 1,3,4; рис. 12б – 1,3,4; рис. 12в – 1), аналогічний закритому штампуванню (рис. 10).

Слід відзначити, що об'єми металу, прилеглі до додаткових локальних зон деформації, мають певною мірою більше zdeформовану однорідну, рівноущільнену структуру, ніж загальна частина заготовки. При цьому, залежно від схеми штампування, відбувається зростання сумарного об'єму додаткових локальних зон деформації і, відповідно, відносного zdeформованого об'єму заготовки [2], що позитивно впливає на формування структури металу.

Створюючи умови всебічного нерівномірного стискування (рис. 6б) та пластичного стікання металу при різних схемах гарячого штампування з елементами витікання, додаткові локальні зони деформації при використанні компенсаційних щілин із визначеними кількістю, розмірами та місцезосташуванням можна керувати процесом ущільнення та формування структури в об'ємі порошкової заготовки. У цих випадках, при зменшенні нерівномірності, середня відносна щільність заготовки становить  $\theta = 99,8 - 100 \%$ , структура металу zdeформована, практично однорідна, дрібнозерниста. Деяке збільшення розмірів зерна та наявність одиничних дрібних пор спостерігається в прикордонних зонах утрудненої деформації, де не забезпечено необхідних zdeформованого стану та стікання металу.

Якісну оцінку впливу схеми напружено-здеформованого стану на формування структури визначали при мікрофрактографічних дослідженнях зламу зразків після гарячої деформації (проводили на мікроаналізаторі MAP-1). При всебічному рівномірному стискуванні злам зразків переважно міжзернений, наявні окремі ділянки в'язкого руйнування (рис. 14). На границях зерен утворюються скупчення оксидних плівок, частина яких після відпалу лишається включеннями, частина заміщується порами. Кількість ділянок крихкого міжзе-

ренного зламу в зразках зменшується при переході від рівномірного до нерівномірного стискування, що сприяє рівномірному розподілу оксидних плівок на границях зерен по об'єму металу зі збільшенням кількості зон їх розриву та підсиленню дифузії в процесі деформації [7]. При відпалі злам в'язкий усередині зерен; тонкі плівки розчиняються по об'єму металу без порушення його суцільності.

Отже, використовуючи конкретні схеми гарячого штампування, можливо забезпечити керування розподілом ущільнення та характером структури, яка формується, по об'єму металу порошкової заготовки, що визначає рівень механічних властивостей матеріалів і виробів, який пред'являється вимогами експлуатації деталей. Це досягається створенням умов всебічного нерівномірного стискування, додаткових локальних зон деформації і необхідного пластичного стікання металу в застійних зонах утрудненої деформації та загрозливих перерізах деталей, при визначених розмірах, кількості та місцезосташуванні компенсаційних щілин у порожнині матриці.

Таким чином, у результаті проведених досліджень встановлено особливості формування заданої zdeформованої рівноущільненої, практично безпористої структури порошкового титану в процесі гарячого штампування пористих заготовок у закритому штампі та з елементами витікання, що забезпечує отримання широкого класу матеріалів та виробів при визначених експлуатаційних властивостях деталей різного функційного призначення.

#### Список літератури

1. Павлов В. А. / Исследование горячей деформации и уплотнения порошковых металлов / Павлов В. А., Носенко М. И. // Порошковая металлургия. – 1988. – № 1. – С. 1–6.
2. Носенко М. І. / Дослідження гарячого штампування порошкових заготовок / Носенко М. І., Павлов В. О. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2006. – № 2. – С. 51–55.
3. Сторожев М. В. Теория обработки металлов давлением / М. В. Сторожев, Е. А. Попов. – М. : Машиностроение, 1977. – 424 с.
4. Овчинников А. Г. Основы теории штамповки выдавливанием на прессах / А. Г. Овчинников. – М. : Машиностроение, 1983. – 200 с.
5. Металлография титановых сплавов / Под ред. С. Г. Глазунова, Б. А. Калачева. – М. : Металлургия, 1980. – 464 с.
6. Изменение деформационных характеристик пористых заготовок из порошков титана, меди и алюминия / [В. А. Павлов, М. И. Носенко, Б. В. Попов и др.] // Порошковая металлургия. – 1987. – № 9. – С. 20–24.
7. Носенко М. І. Формування структури порошкових конструкційних титанових матеріалів при гарячому штампуванні / Носенко М. І., Павлов В. О., Ляшенко О. П. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2008. – № 2. – С. 14–16.

Одержано 16.12.2016



**Носенко М.И. Особенности формирования структуры порошкового титана в процессе горячей деформации**

*Приведены результаты исследований особенностей распределения локальных деформаций, уплотнения и характера формирования структуры порошкового титана по объему пористой заготовки в процессе горячей деформации (при закрытой штамповке и с элементами истечения). Выявлено влияние схемы напряженно-деформированного состояния и создания дополнительных локальных зон деформации на формирование заданной деформированной однородной, равноуплотненной структуры металла по объему заготовки, что обеспечивает получение широкого класса порошковых титановых материалов и изделий при определенных свойствах деталей различного эксплуатационного назначения.*

**Ключевые слова:** порошковая заготовка, уплотнение, формирование структуры, схема деформации, застойная зона, дополнительная локальная зона деформации, напряженно-деформированное состояние, закрытая штамповка, штамповка с элементами истечения.

**Nosenko M. Properties of the powder forming the titanium structure during hot deformation**

*The results of studies of the distribution of local strain, compression and character formation of the structure of titanium powder by volume of the porous preform in the process of hot deformation (with a closed and stamped with the expiration of the elements) are given. The effect of the scheme of the stress-strain state and the creation of additional local deformation zones in the formation of a given deformed homogeneous well compacted metal structure in terms of harvesting, which provides a broad class of powdered titanium materials and products in certain properties of the details of various operational purposes is found.*

**Key words:** powder blank, seal, structure formation, deformation scheme, stagnation zone, additional local deformation zone, the stress-strain state, closed punching, punching with elements of expiration.

---

# II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 669.245.018.044:620.193.53

Канд. техн. наук С. В. Гайдук

Запорозький національний технічний університет, г. Запоріжжя

## ПРОЕКТИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИ СВАРИВАЕМОГО ЛИТЕЙНОГО ЖАРОПРОЧНОГО КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЦЕЛЬНОЛИТЫХ СОПЛОВЫХ АППАРАТОВ

*По алгоритму разработанной комплексной расчетно-аналитической методики (КРАМ) спроектирован новый литейный жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав ЖСЗЛС-М для изготовления цельнолитых сопловых аппаратов (СА), обладающий жаропрочностью  $\sigma_{40}^{975} = 180\text{--}200$  МПа на уровне промышленного жаропрочного некоррозионностойкого сплава ВЖЛ12Э, а также технологической свариваемостью и коррозионной стойкостью на уровне промышленного свариваемого коррозионностойкого сплава ЖСЗЛС.*

**Ключевые слова:** литейные жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС), параметры работоспособности, методика (КРАМ), регрессионная модель (РМ), регрессионное уравнение (РУ), служебные свойства, технологическая свариваемость.

### Введение

В настоящее время без применения новых жаропрочных материалов и технологий производства из них деталей газотурбинных двигателей (ГТД) невозможно обеспечение повышенного уровня требований к перспективным ГТД. Поэтому одним из перспективных направлений повышения эксплуатационных характеристик ответственных деталей ГТД является получение цельнолитых сопловых аппаратов (СА) из новых литейных коррозионностойких жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС), обладающих одновременно технологической свариваемостью и повышенными прочностными характеристиками [1–6].

К наиболее известным литейным ЖНС, широко применяемых для изготовления цельнолитых сопловых аппаратов (СА) различного типа, относятся промышленные сплавы ЖСЗЛС и ВЖЛ12Э. Так, например, сплав ВЖЛ12Э, легированный алюминием в количестве 5,0–5,7 % (по массе), в котором объемная доля  $\gamma'$  - фазы достигает 58–62 %, обладает более высокой термической стабильностью структурно-фазовых характеристик. Это обеспечивает более высокую жаропрочность и лучшее сопротивление высокотемпературной ползучести материала до 1000 °С, по сравнению со сплавом ЖСЗЛС, легированного алюминием в количестве 2,4–3,0 % (по массе), в котором объемная доля  $\gamma'$  - фазы составляет 38–42 %. Однако, сплав ВЖЛ12Э не обладает технологической свариваемостью и необходимой коррозионной стойкостью, что делает дальнейшее его

применение неперспективным. Указанными характеристиками обладает промышленный сплав ЖСЗЛС. Однако, данный сплав не обладает требуемым уровнем прочностных характеристик, что также ограничивает его применение для перспективных ГТД [6–11].

В связи с вышеизложенным, проектирование и внедрение в промышленность новых литейных коррозионностойких ЖНС, обладающих технологической свариваемостью и повышенным уровнем жаропрочности для изготовления цельнолитых сопловых аппаратов перспективных ГТУ с помощью разработанного экспрессного метода компьютерного проектирования, заменившего малоэффективный эмпирический метод «проб и ошибок», является для Украины актуальным, конкурентным и экономически выгодным направлением.

### Постановка задачи

Целью настоящей работы является проектирование с помощью разработанного экспрессного комплексного расчетно-аналитического метода (КРАМ) [12] нового литейного коррозионностойкого ЖНС для изготовления цельнолитых сопловых аппаратов (СА) разных типов, обладающего технологической свариваемостью на уровне промышленного сплава ЖСЗЛС и повышенными прочностными характеристиками на уровне несвариваемого и некоррозионностойкого промышленного сплава ВЖЛ12Э.

Поиск перспективных композиций разрабатываемого сплава проводился по алгоритму компьютерного моделирования методом КРАМ на основе системы ле-

гирования промышленного литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава ЖСЗЛС, взятого за прототип, химический состав которого приведен в таблице 1, вместе с составом промышленного жаропрочного сплава ВЖЛ12Э, взятого за аналог.

В выбранную базовую систему легирования сплава ЖСЗЛС (Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Zr-B-C) вводились новые элементы гафний (Hf) и тантал (Ta), что было обусловлено следующими обстоятельствами:

- во-первых, тантал и гафний способствуют увеличению объемной доли основной упрочняющей  $\gamma'$  - фазы и повышению ее термодинамической стабильности;

- во-вторых, добавки тантала и гафния положительно влияют на морфологию карбидной фазы типа MeC, при этом заметно подавляется механизм образования менее термодинамически устойчивых и неблагоприятных по морфологии карбидов типа  $Me_{23}C_6$ , что способствует повышению общего запаса пластичности материала;

- в-третьих, добавки тантала и гафния способствуют значительному повышению температуры полного растворения основной упрочняющей  $\gamma'$  - фазы, а следовательно, увеличению ее остаточного количества при высоких температурах, что способствует повышению

характеристик жаропрочности, особенно длительной прочности.

Опираясь на вышеизложенное, были сформулированы исходные условия для проектирования сплава в новой системе многокомпонентного легирования Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Ta-Hf-Zr-B-C. В таблице 2 приведены основные контролируемые параметры, закладываемые в расчет для многокритериальной оптимизации состава разрабатываемого сплава.

### Анализ результатов

В данной работе представлены результаты компьютерного проектирования и экспериментальных исследований нового литейного коррозионностойкого никелевого сплава, предназначенного для изготовления цельнолитых сопловых аппаратов (СА) типа ТВ3-117 в условиях промышленного предприятия ЗМЗ им. В. И. Омельченко, обладающего повышенными прочностными характеристиками и технологической свариваемостью.

Следует отметить, что в отличие от более жаропрочного промышленного сплава ВЖЛ12Э, содержащего (Cr = 9 %) и не обладающего коррозионной стойкостью, промышленный свариваемый коррозионностойкий сплав ЖСЗЛС содержит в составе большее количество

**Таблица 1** – Химический состав промышленных литейных никелевых сплавов ЖСЗЛС и ВЖЛ12Э среднего уровня легирования [6, 10]

Марка сплава	Среднее содержание элементов, % (по массе)											
	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Nb	V	Zr	B	Ni
ЖСЗЛС	0,09	16,0	5,0	4,0	4,0	2,7	2,7	–	–	0,015	0,015	Осн.
ВЖЛ12Э	0,16	9,25	9,0	3,1	1,4	5,4	4,5	0,75	0,75	0,020	0,015	Осн.

**Таблица 2** – Основные параметры для многокритериальной оптимизации состава проектируемого сплава

Контролируемые параметры	Единица измерения	Уровень параметра
Параметр стабильности, $P_{III} = Cr / (Cr+Mo+W)$	-	$0,825 \pm 0,025$
Суммарное к-во электронных вакансий в $\gamma$ - тв. р-ре, $\bar{N}_v \gamma$	-	$\leq 2,45$
Суммарное к-во валентных электронов в $\gamma$ - тв. р-ре, $\bar{M}_d \gamma$	-	$\leq 0,93$
Суммарное к-во валентных электронов в сплаве, $\bar{M}_d c$	-	$0,980 \pm 0,008$
Параметр дисбаланса системы легирования, $\Delta E$	-	$\pm 0,04$
Суммарное содержание $\sum \gamma = (Mo+W+Ta+Re+Ru)$	%, масс.	$\geq 10,0$
Суммарное содержание $\sum \gamma' = (Al+Ti+Nb+Ta+Hf)$	%, масс.	$8,0 \leq \sum \gamma' \leq 9,0$
Температура солидус, $t_s$	$^{\circ}C$	$\geq 1280 \text{ }^{\circ}C$
Температурный интервал гомогенизации, $\Delta t_{ГОМ}$	$^{\circ}C$	$\geq 20 \text{ }^{\circ}C$
Количество упрочняющей $\gamma'$ - фазы (20 $^{\circ}C$ ), $V_{\gamma'}^{20}$	%, масс.	$43 < V_{\gamma'}^{20} < 50$
Размерное несоответствие решеток $\gamma$ - и $\gamma'$ - (мисфит), $\delta$	%	0,15–0,45
Предел кратковременной прочности (20 $^{\circ}C$ ), $\sigma_B^{20}$	МПа	$\geq 850$
Относительное удлинение (20 $^{\circ}C$ ), $\delta^{20}$	%	$\geq 5,0$
Длительная прочность $\tau_{РАЗР.}, \sigma_{180}^{975}$	час.	$\geq 40$
Параметр коррозии, $P_{КС} = \sqrt{Cr} (Ti/Al)$	-	$\geq 3,0$
Устранение литейных дефектов на цельнолитых СА методом аргонодуговой сварки (АДС)	Технологическая свариваемость на уровне сплава ЖСЗЛС	

(Cr = 16 %). При этом, сплав ЖСЗЛС не обладает требуемым уровнем жаропрочности, так как количество основной упрочняющей  $\gamma'$ -фазы составляет (38–42) %, что на 20 % меньше, чем у сплава ВЖЛ12Э (58–62) %. Поэтому, для многокритериальной оптимизации состава разрабатываемого сплава были сформулированы следующие требования и выбраны основные контролируемые параметры, закладываемые в комплексный расчет:

- выполнение условий структурной стабильности по параметрам:  $\Pi_{ТМВ} = Cr / (Cr + Mo + W) = 0,825 \pm 0,025$ ;  $\bar{N}_{V\gamma} \leq 2,45$ ,  $\bar{M}d_{\gamma} \leq 0,93$ ,  $\Delta E = \pm 0,04$ ,  $\bar{M}d_c = 0,980 \pm 0,008$ ;

- обеспечение технологической свариваемости на уровне сплава ЖСЗЛС, взятого за прототип, а также прочностных характеристик, близких к уровню промышленного литейного жаропрочного сплава ВЖЛ12Э, взятого за аналог: контролируемое количество основной упрочняющей  $\gamma'$ -фазы в пределах  $43 < V_{\gamma'}^{20} < 50$  % (по массе); кратковременная прочность  $\sigma_B^{20} \geq 850$  МПа;  $\delta^{20} \geq 5,0$  % и длительная прочность  $\sigma_{180}^{975} \geq 40$  часов;

- обеспечение коррозионной стойкости на уровне промышленного литейного коррозионностойкого сплава ЖСЗЛС, взятого за прототип: параметр коррозии  $\Pi_{КС} = \sqrt{Cr} (Ti/Al) \geq 3,0$ .

Указанные в таблице 2 значения характеристик для разрабатываемого сплава, достигались путем многокритериальной оптимизации состава, легированного гафнием и танталом на основе промышленного сплава ЖСЗЛС, взятого за прототип, с помощью алгоритма, разработанного экспресс-метода КРАМ (рис. 1). К концептуально новому подходу в сбалансированности легирования литейных ЖНС можно отнести следующие положения:

- для обеспечения работоспособности разрабаты-

ваемого сплава необходимо сбалансировать общий химический состав сплава: по  $\gamma'$ -образующим элементам в пределах  $\sum \gamma' = (Al + Ti + Nb + Ta + Hf) = 8-9$  % по массе; по элементам упрочняющим  $\gamma$ -твердый раствор  $\sum \gamma = (Mo + W + Ta + Re + Ru) \geq 10$  % по массе;

- для обеспечения требуемого уровня прочностных характеристик необходимо повышение величины мисфит-фактора  $\delta$ , за счет увеличения размерного несоответствия периодов кристаллических решеток  $\gamma'$ -фазы и  $\gamma$ -твердого раствора, что достигается введением в новую систему легирования разрабатываемого сплава оптимального количества Hf и Ta, которые положительно влияют на величину мисфит-фактора ( $\delta$ );

- введение в систему легирования проектируемого сплава оптимального количества Hf (0,3 %) и Ta (2,5 %) при снижении Cr с 16 % до 14,5 %, а также повышении в базовой системе легирования сплава ЖСЗЛС нижней границы легирования по Al с 2,5 % до 3,2 % и по W с 3,5 % до 6,2 %, а также снижение верхней границы легирования по Mo с 4,5 % до 2,5 % по массе, обеспечит требуемый уровень технологических и коррозионных характеристик, при повышении температурного уровня прочностных характеристик.

В качестве переменных факторов для исследуемых расчетных составов были выбраны следующие варьируемые легирующие элементы (ЛЭ) – новые вводимые элементы гафний (Hf) и тантал (Ta), а также элементы, входящие в состав базового сплава ЖСЗЛС – хром (Cr), вольфрам (W) и молибден (Mo). Диапазон варьирования концентраций исследуемых легирующих элементов в выбранной новой системе легирования Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Ta-Hf-Zr-B-C задавался в следующих пределах (% по массе): Hf (0,0–0,5) %; Ta (0,0–3,5) %; W (4,0–7,5) %; Mo (1,0–4,0) %; Cr (13,5–16,0) %.



Рис. 1. Алгоритм компьютерного расчета проектируемого сплава ЖСЗЛС-М по разработанной методике КРАМ [12]

Изначально в компьютерном эксперименте проводилась оценка структурной стабильности расчетных составов в заданном диапазоне варьирования указанными элементами по параметрам  $\bar{N}_{V_\gamma}$ ,  $\bar{M}d_\gamma$ ,  $\bar{M}d_c$  и  $\Delta E$ , как традиционными методами по известным регрессионным уравнениям (РУ) [1–4, 6, 7, 13–20], так и по математическим регрессионным моделям (РМ) в соответствии с алгоритмом (рис. 1) разработанной методики КРАМ [12, 21–24].

Известно [1, 2, 14–18], что величина и знак параметра дисбаланса легирования ДЕ определяет направление реакций в  $\gamma$  - твердом растворе, определяющих склонность жаропрочных никелевых сплавов к выделению того или иного типа ТПУ- фаз. Так, в сплавах с большим отрицательным дисбалансом легирования ( $\Delta E < -0,04$ ) велика вероятность образования гетеротипных соединений: карбидов типа  $M_6C$ ,  $\alpha$  - фаз на основе W и Mo, а также топологически плотноупакованных фаз типа  $\sigma$  -,  $\mu$  -. Сплавы с большим положительным дисбалансом легирования ( $\Delta E > +0,04$ ) склонны к образованию гомеотипных соединений типа  $\eta$  - фазы на основе Ni<sub>3</sub>Ti, Ni<sub>3</sub>Nb, Ni<sub>3</sub>Ta, а также эвтектических (перитектических) фаз на основе Ni<sub>3</sub>Al. Если величина  $\Delta E = 0$ , то состав сплава считается идеально сбалансированным.

В таблице 3 представлены опытные варианты составов 1–5 проектируемого сплава, вместе с составами промышленных сплавов ЖСЗЛС и ВЖЛ12Э среднего уровня легирования. Композиции составов, которые удовлетворяли условиям:  $P_{ТПУ} = 0,80–0,85$ ;  $\bar{N}_{V_\gamma} \leq 2,45$  и  $\bar{M}d_\gamma \leq 0,93$ ;  $-0,04 \leq \Delta E \leq +0,04$  и  $0,972 \leq \bar{M}d_c \leq 0,988$ , считались фазово-стабильными.

Расчеты параметров структурной стабильности  $\bar{N}_{V_\gamma}$ ,  $\bar{M}d_\gamma$ ,  $\Delta E$ ,  $\bar{M}d_c$  проводились путем перевода химических составов  $\gamma$  - твердых растворов и общих составов в ат. %.

Из таблицы 3 следует, что опытные составы 1–5, а также промышленный сплав ВЖЛ12Э сбалансированы с точки зрения условий дисбаланса легирования  $\Delta E = \pm 0,04$ . Величина дисбаланса системы легирования  $\Delta E$  в опытных составах 1–5 находится в пределах от + 0,0111 до +0,0289, что удовлетворяет условиям сба-

лансированного легирования. Следует отметить, что величина дисбаланса системы легирования базового промышленного сплава ЖСЗЛС, взятого за прототип, не удовлетворяет условиям сбалансированного легирования химического состава ( $\Delta E = +0,1372$ ). При этом, сплав ЖСЗЛС технологически свариваемый, так как количество основной упрочняющей  $\gamma'$  - фазы соответствует условию ( $V_{\gamma', 20} = 40,6 < 50 \%$ ), в отличие от более жаропрочного сплава ВЖЛ12Э ( $V_{\gamma', 20} = 60,8 \%$ ), не обладающего технологической свариваемостью. Вместе с тем, сплав ЖСЗЛС не обладает требуемым уровнем жаропрочности, так как количество основной упрочняющей  $\gamma'$  - фазы не соответствует условиям ( $43 < V_{\gamma', 20} < 50 \%$ ).

Далее в соответствии с алгоритмом методики КРАМ (рис. 1) для фазово-стабильных композиций 1–4 рассчитывались группы параметров: структурно-фазовые, физические, температурные, коррозионные и прочностные.

При выборе оптимальной композиции проектируемого сплава для изготовления цельнолитых сопловых аппаратов, обладающего технологической свариваемостью показано, что структурная стабильность является необходимым, но не достаточным условием для достижения требуемых показателей жаропрочности. Необходимыми структурными и физическими факторами, обеспечивающими требуемый уровень жаропрочности в температурном интервале 800–1000 °С, является величина объемной доли  $\gamma'$  - фазы, которая должна находиться в контролируемых пределах ( $43 < V_{\gamma', 20} < 50 \%$ ) по массе, а также мисфит-фактор, величина которого должна находиться в пределах ( $0,15 \leq \delta \leq 0,45 \%$ ).

С учетом сравнительного анализа полученных данных по группам расчетных характеристик для опытных композиций, путем многокритериальной оптимизации состава по контролируемым параметрам (см. табл. 2), для дальнейших экспериментальных исследований был выбран опытный состав 3 (см. табл. 3), с присвоенным обозначением марки ЖСЗЛС-М.

Экспериментальные исследования осуществлялись на опытных образцах тестовых плавок по заданным параметрам в соответствии с таблицей 2. Химический состав оптимального уровня легирования спроектированного сплава ЖСЗЛС-М приведен в таблице 4.

**Таблица 3** – Влияние варьирования легирующими элементами в базовом составе промышленного сплава ЖСЗЛС на параметры структурной стабильности

№ состава	Варьирование элементами %, по массе				К-во, % (масс.) $V_{\gamma', 20}$	Мисфит, % $\delta$	Параметры структурной стабильности				
	Hf	Ta	Cr	W/Mo			$P_{ТПУ}$	$\bar{N}_{V_\gamma}$	$\bar{M}d_\gamma$	$\bar{M}d_c$	$\Delta E$
ЖСЗЛС	-	-	16,0	1,00	40,6	0,171	0,8290	2,2141	0,9100	1,0061	+0,1372
1	0,1	1,5	15,5	1,83	45,9	0,290	0,8297	2,2597	0,9144	0,9857	+0,0289
2	0,2	2,0	15,0	2,40	47,2	0,338	0,8309	2,2593	0,9143	0,9850	+0,0250
3	0,3	2,5	14,5	3,25	48,6	0,377	0,8322	2,2566	0,9141	0,9840	+0,0200
4	0,4	3,0	14,0	4,67	50,0	0,404	0,8337	2,2510	0,9134	0,9832	+0,0156
5	0,5	3,5	13,5	7,50	51,3	0,412	0,8352	2,2489	0,9134	0,9824	+0,0111
ВЖЛ12Э	-	-	9,25	0,45	60,8	0,151	0,8172	2,2287	0,9114	0,9847	+0,0235

**Таблица 4** – Оптимизированный состав спроектированного сплава ЖСЗЛС-М

Сплав ЖСЗЛС-М	Содержание основных легирующих элементов %, по массе											
	C	Cr	Co	Al	Ti	W	Mo	Ta	Hf	Zr	B	Ni
	0,10	14,5	4,5	3,0	3,0	6,5	2,0	2,5	0,3	0,015	0,015	Осн.

**Таблица 5** – Параметры структурной стабильности сплава ЖСЗЛС-М [21]

Сплав ЖСЗЛС-М	Параметры структурной стабильности				
	$P_{ПЛУ} = 0,825 \pm 0,025$	$Nv_{\gamma} \leq 2,45$	$Md_{\gamma} \leq 0,93$	$\Delta E = \pm 0,04$	$Md_C = 0,980 \pm 0,008$
Расчет по РУ	-	2,1945	0,9049	+0,0200	0,9692
Расчет по РМ	0,8323	2,2566	0,9141	+0,0200	0,9840

**Таблица 6** – Значения структурно-фазовых параметров сплава ЖСЗЛС-М [24]

Тип фазы	Количество фазы, % по массе		CALPHAD-метод [25]												
			Расчетный химический состав фаз при 20 °С, % по массе												
	Эксперимент	Расчет	C	Co	Cr	Al	Ti	Mo	W	Ta	Hf	Zr	B	Ni	
$\gamma$ -	49,3–48,15	48,94	-	7,95	25,3	0,38	0,06	1,4	5,67	0,14	-	-	-	59,1	
$\gamma'$ -	48,5–49,5	48,6	-	1,67	1,88	5,83	6,12	0,13	4,11	5,01	0,62	0,03	-	74,6	
MC	0,95–1,05	1,03	10,1	-	0,63	-	25,8	0,49	9,75	37,9	15,1	0,23	-	-	
$M_{23}C_6$	1,25–1,30	1,25	5,16	-	71,7	-	-	18,1	1,43	-	-	-	-	-	
$M_3B_2$	Не выявлено	0,18	-	-	20,7	-	-	69,5	1,65	-	-	-	8,15	-	

**Таблица 7** – Значения физических параметров сплава ЖСЗЛС-М

Сплав ЖСЗЛС-М	Физические параметры при 20 °С [25]									
	$\rho$	$E$	$\alpha \cdot 10^6$	$C_p$	$r \cdot 10^6$	$\lambda$	$a_{\gamma'}$	$a_{\gamma}$	$\delta$	
Ед. измер.	г/см <sup>3</sup>	ГПа	1/К	Дж/г·К	Ом·м	Вт/м·К	А°	А°	%	
CALPHAD	8,47	213,25	11,46	0,42	0,71	10,29	3,589	3,575	0,377	

Примечание.  $\rho$  – удельная плотность;  $E$  – модуль упругости Юнга;  $\alpha$  – коэффициент термического расширения;  $C_p$  – удельная теплоемкость;  $r$  – удельное электросопротивление;  $\lambda$  – теплопроводность;  $a_{\gamma'}$  – параметр кристаллической решетки  $\gamma'$ -фазы;  $a_{\gamma}$  – параметр кристаллической решетки  $\gamma$ -твердого раствора;  $\delta$  – (мисфит) размерное несоответствие параметров решеток.

**Таблица 8** – Температурные параметры сплава ЖСЗЛС-М [12, 22, 28]

Сплав ЖСЗЛС-М	Температурные параметры, °С									
	$\sum \gamma$	$t_L$	$t_S$	$\sum \gamma'$	$t_{ЭВТ.}$	$t_{Н.Р.}^{\gamma'}$	$t_{П.Р.}^{\gamma'}$	$\Delta t_{КР}$	$\Delta t_{ГОМ}$	$t_{ГОМ}$
Расчет по РМ	11,0	1370	1286	8,8	1243	845	1176	84	67	-
Эксперимент	-	1355	1290	-	1220	-	1160	65	60	1190

Примечание.  $t_L$  – температура ликвидус;  $t_S$  – температура солидус;  $t_{ЭВТ.}$  – температура локального плавления эвтектической (перитектической)  $\gamma$ - $\gamma'$ -фазы;  $t_{Н.Р.}^{\gamma'}$ ,  $t_{П.Р.}^{\gamma'}$  – температуры начала и полного (конца) растворения  $\gamma'$ -фазы;  $\Delta t_{КР}$  – интервал кристаллизации сплава;  $t_{ГОМ}$  – температурный интервал для проведения гомогенизации;  $t_{ГОМ}$  – оптимальная температура гомогенизации для сплава.

Для сравнительной оценки склонности к структурной и фазовой нестабильности оптимизированного состава спроектированного сплава ЖСЗЛС-М использовались как традиционные расчетные методы PHASOMP ( $Nv$ ) [7, 11], New PHASOMP ( $Md$ ) [13],  $\Delta E$ -метод [14–18] с их известными регрессионными уравнениями (РУ), так и полученные математические регрессионные модели (РМ) [12, 21–24].

На основе критериев (параметров) работоспособности литейных ЖНС, обоснованных в работах [12, 21–24] были проведены расчеты методом CALPHAD [25] по структурно-фазовым и физическим параметрам [24, 26].

Компьютерное моделирование процесса кристаллизации сплава осуществлялось от температуры жидкого состояния (1400 °С) до комнатной температуры (20 °С) с температурным шагом 10 °С по всему диапазону, что позволило спрогнозировать наиболее вероятный тип, количество и состав выделившихся фаз в процессе кристаллизации.

В таблицах 6 и 7 представлены расчетные значения структурно-фазовых и физических параметров для спроектированного сплава ЖСЗЛС-М оптимального уровня легирования.

В таблице 8 представлены расчетные и экспериментальные значения, которые были получены методом

дифференциального термического анализа (ДТА) на установке ВДТА-8М в среде гелия при постоянной скорости нагрева (охлаждения), равной 80 °С/мин [27, 28]. В качестве эталона использовался термически инертный образец чистого вольфрама (W-эталон). Технология калибровки по температурам плавления чистых металлов позволила получить хорошо воспроизводимые результаты, независимо от скорости нагрева.

Комплекс сравнительных экспериментальных исследований проводился на опытных образцах тестовых плавок из разработанного сплава ЖСЗЛС-М, в сравнении с аналогичными образцами промышленных сплавов ЖСЗЛС и ВЖЛ12Э. Опытные образцы из спроектированного сплава ЖСЗЛС-М получали вакуумно-индукционной плавкой на установке марки УППФ-3М по серийной технологии.

Расчетные исследования ВТК – стойкости проводились для состава спроектированного сплава ЖСЗЛС-М (табл. 4) для синтетической золы при температурах испытаний 800, 850, 900 и 950 °С на базе 100 часов по полученным математическим РМ для данной группы параметров [12, 21].

Экспериментальные исследования ВТК- стойкости образцов тестовой плавки сплава ЖСЗЛС-М структурой проводились в синтетической золе при температурах испытаний 800, 850, 900 и 950 °С, в сравнении со сплавами ЖСЗЛС и ВЖЛ12Э по методике, разработанной Никитиным В.И. (ЦКТИ им. И. И. Ползунова), широко применяемой в отрасли [8–10].

Для коррозионных испытаний использовались стандартные цилиндрические образцы диаметром 10 мм и длиной 12 мм, на которые после предварительного обезжиривания, измерения и взвешивания на аналитических весах с точностью ( $\pm 0,0005$  г), наносилась синтетическая зола в количестве 15 мг/см<sup>2</sup>, имитирующей продукты сгорания газотурбинного топлива следующего состава: Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> – 66,2 %; Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – 20,4 %; NiO – 8,3 %;

CaO – 3,3 %; V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> – 1,8 % (по массе). Затем исследуемые образцы помещались и выдерживались в печи на платформе из огнеупорного материала в воздушной атмосфере. Испытания при всех температурах проводились в течение 100 часов.

После проведения экспериментов продукты коррозии удалялись по методике водородного восстановления окислы. После проведения коррозионных испытаний образцы исследовались методами весового, металлографического и рентгеноструктурного фазового анализов. Стойкость образцов опытных составов к ВТК оценивалась по средней скорости коррозии  $\bar{V}_q$  г/м<sup>2</sup>с. В таблице 9 представлены расчетные и экспериментальные значения коррозионных параметров спроектированного сплава ЖСЗЛС-М.

Механические испытания проводились на стандартных цилиндрических образцах из разработанного сплава ЖСЗЛС-М на кратковременную и длительную прочность стандартными методами. Испытания на кратковременную прочность проводились при температурах 20, 800, 900 и 1000 °С на разрывных машинах УМЭ-10ТМ и ГСМ-20 (ГОСТ 1497-61, ГОСТ 9651-73, ГОСТ 1497-84). Испытания на длительную прочность проводились при температурах 800, 900, 975 и 1000 °С на машинах АИМА-5-2 и ZTZ 3/3 (ГОСТ 10145-81).

В таблицах 10–12 представлены расчетные и экспериментальные значения объемной доли  $V\gamma'$ - фазы и пределов кратковременной и длительной прочности образцов тестовых плавок спроектированного сплава ЖСЗЛС-М.

В таблице 13 представлены сравнительные результаты расчетных и экспериментальных значений характеристик разработанного сплава ЖСЗЛС-М по группам параметров: структурная стабильность, структурно-фазовые, физические, температурные, коррозионные и прочностные характеристики, в сравнении со значениями аналогичных характеристик для промышленных сплавов ЖСЗЛС и ВЖЛ12Э.

**Таблица 9** – Средняя скорость коррозии сплава ЖСЗЛС-М [12, 21]

Сплав ЖСЗЛС-М	Средняя скорость коррозии $V_q^t$ , г / м <sup>2</sup> ·с					
	$P_{КС} \geq 3,0$	$V_q^{800} \cdot 10^3$	$V_q^{850} \cdot 10^3$	$V_q^{900} \cdot 10^3$	$V_q^{950} \cdot 10^3$	$t_{КРИТ.}, ^\circ\text{C}$
Расчет по РМ	3,81	0,0483	0,9719	3,5846	6,0234	817
Эксперимент	–	0,04	0,90	3,50	5,90	~820

**Таблица 10** – Количество  $\gamma'$ - фазы в сплаве ЖСЗЛС-М при разных температурах [12, 24]

Сплав ЖСЗЛС-М	Количество упрочняющей $\gamma'$ - фазы, % по массе			
	$V\gamma'^{20}$	$V\gamma'^{800}$	$V\gamma'^{900}$	$V\gamma'^{1000}$
Расчет по РМ	48,6	47,5	44,6	33,9
Эксперимент	48,9	–	–	–

**Таблица 11** – Предел кратковременной прочности сплава ЖСЗЛС-М [12, 24]

Сплав ЖСЗЛС-М	Предел кратковременной прочности $\sigma_B^t$ , МПа							
	$\sigma_B^{20}$	$\sigma_B^{800}$	$\sigma_B^{900}$	$\sigma_B^{1000}$	$\delta^{20}$	$\delta^{800}$	$\delta^{900}$	$\delta^{1000}$
Расчет по РМ	979	835	860	502	–	–	–	–
Эксперимент	930–975	811–836	849–854	500–563	8,8–13,2	3,8–5,3	2,9–5,9	5,0–11,8

**Таблица 12** – Предел длительной прочности сплава ЖСЗЛС-М [12, 24]

Сплав ЖСЗЛС-М	100- и 1000- часовой предел длительной прочности $\sigma_t^t$ , МПа					
	$\sigma_{100}^{800}$	$\sigma_{1000}^{800}$	$\sigma_{100}^{900}$	$\sigma_{1000}^{900}$	$\sigma_{100}^{1000}$	$\sigma_{1000}^{1000}$
Расчет по РМ	480	370	280	180	120	70
Эксперимент	480–500	350–370	280–300	170–190	110–130	70–80

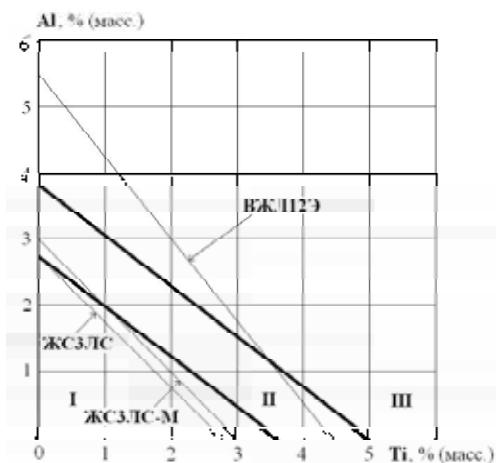
**Таблица 13** – Сравнительные значения характеристик сплавов

Характеристики параметров по группам	Значения характеристик сплавов		
	Сплав-прототип ЖСЗЛС	Спроектированный сплав ЖСЗЛС-М	Сплав-аналог ВЖЛ12Э
Структурная стабильность: $P_{III} = 0,825 \pm 0,025$ $\bar{N}_V \gamma \leq 2,45$ $\bar{M}d_\gamma \leq 0,93$ $\bar{M}d_C = 0,980 \pm 0,008$ $\Delta E = \pm 0,04$	0,8290 2,2141 0,9100 1,0061 +0,1372	0,8323 2,2566 0,9141 0,9840 +0,0200	0,8175 2,2287 0,9114 0,9847 +0,0235
Структурно-фазовые: $43 < V \gamma'^{20} < 50$ % (по массе)	38,0–42,0	43,5–49,5	58,0–64,0
Физические: $\rho$ , г/см <sup>3</sup> мисфит $0,15 \leq \delta \leq 0,45$ %	8,33 0,171	8,47 0,377	7,93 0,151
Температурные: $t_L$ , °C $t_S \geq 1280$ , °C $\Delta t_{кр.}$ , °C $t_{ЭВТ.}$ , °C $t_{Н.Р.}$ , °C $t_{П.Р.}$ , °C $\Delta t_{ГОМ}$ , °C $t_{ГОМ}$ , °C	1354 1260 94 1188 835 1090 98 1150° ± 10°	1355 1290 65 1220 850 1160 60 1190° ± 10°	1334 1273 61 1229 851 1222 7 без ТО или *ТО - (1210° ± 10°)
Коррозионные: $P_{КС} \geq 3,0$ $\bar{V}_q^{800} \times 10^3$ , г/м <sup>2</sup> ·с $\bar{V}_q^{850} \times 10^3$ , г/м <sup>2</sup> ·с $\bar{V}_q^{900} \times 10^3$ , г/м <sup>2</sup> ·с $\bar{V}_q^{950} \times 10^3$ , г/м <sup>2</sup> ·с $t_{крит.}$ , °C	4,00 0,04 0,82 3,0 5,24 ~825°	3,81 0,05 0,97 3,58 5,92 ~820°	2,53 0,16 2,98 9,97 15,12 ~770°
Кратковременная прочность: $\sigma_B^{20} \geq 850$ МПа $\sigma_B^{800}$ , МПа $\sigma_B^{900}$ , МПа $\sigma_B^{1000}$ , МПа	740–770 620–650 520–600 –	930–975 911–956 849–854 500–563	910–975 880–1000 850–870 500–580
Длительная прочность: $\sigma_{100}^{800}$ , МПа $\sigma_{1000}^{800}$ , МПа $\sigma_{100}^{900}$ , МПа $\sigma_{1000}^{900}$ , МПа $\sigma_{100}^{1000}$ , МПа $\sigma_{1000}^{1000}$ , МПа $\sigma_{180}^{975} \geq 40$ часов	380–400 – 180–200 – – – –	480–500 350–370 280–300 170–190 110–130 70–80 44–68	480–530 370–420 270–305 180–205 120–145 75–90 68–127

Для сравнительной оценки свариваемости спроектированного сплава ЖСЗЛС-М с промышленными сплавами ЖСЗЛС и ВЖЛ12Э на рисунке 2 приведена диаграмма, которая предусматривает разделение сплавов на три группы: хорошо, удовлетворительно и плохо свариваемые.

Поскольку главную роль в упрочнении жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) играет  $\gamma'$ -фаза, содержание которой в современных сплавах превышает 50 % по массе, то это и определяет сложности при их сварке плавлением, т. е. методом аргонодуговой сварки (АДС) [29].





**Рис. 2.** Диаграмма для оценки склонности жаропрочных никелевых сплавов к образованию термических трещин (зона I-III соответственно, сплав не склонный, с умеренной склонностью, с высокой склонностью к образованию трещин) [29]

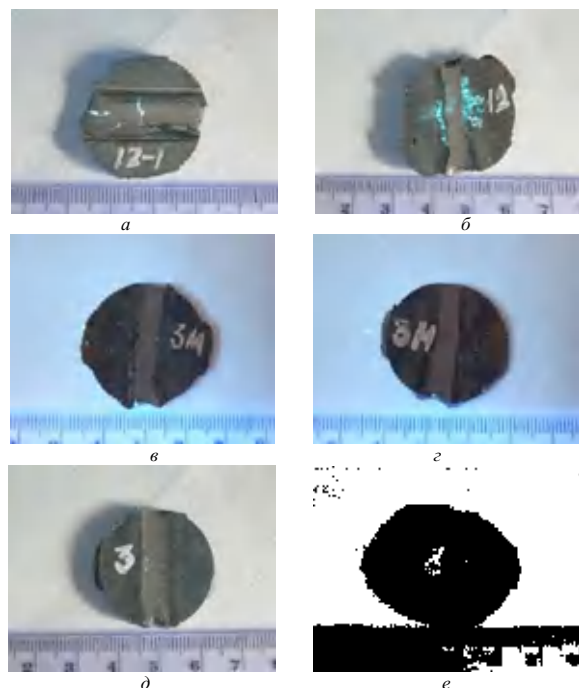
К первой группе относится промышленный литейный свариваемый коррозионноустойчивый никелевый сплав ЖСЗЛС с содержанием алюминия 2,5–3,0 % при граничном условии 2,7 %, титана 2,5–3,0 % при граничном условии 3,6 %, что соответствует количеству  $\gamma'$ -фазы 38–42 %. Сплав не склонен к образованию термических трещин (рис. 2, зона I).

К первой и второй группам одновременно относится спроектированный на основе промышленного сплава ЖСЗЛС литейный коррозионноустойчивый сплав ЖСЗЛС-М с повышенной жаропрочностью, обладающий технологической свариваемостью, в котором содержание алюминия 2,5–3,5 % при граничном условии 2,7 %, титана 2,5–3,5 % при граничном условии 3,6 %, что соответствует 43–49 %  $\gamma'$ -фазы, но не более 50 %. Сплав не склонен к образованию термических трещин (рис. 2, зоны I и II).

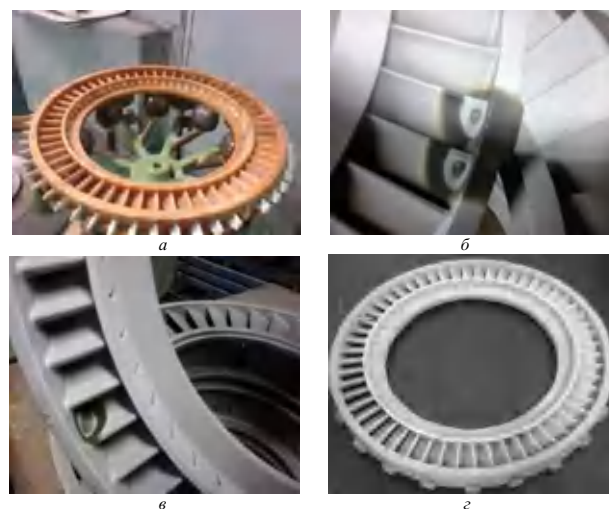
К третьей группе относится литейный жаропрочный не коррозионноустойчивый никелевый сплав ВЖЛ12Э с высокой склонностью к образованию термических трещин с содержанием алюминия (5,0–5,7 %) при граничном условии 2,7 %, титана – (4,2–4,7 %), при граничном условии 3,6 %, что соответствует количеству  $\gamma'$ -фазы 58–62 %, что значительно превышает граничные условия 50 % (рис. 2, зона III).

Исследование свариваемости проводилось методом аргонодуговой сварки (АДС) на образцах-темплетах сплавов ВЖЛ12Э, ЖСЗЛС-М и ЖСЗЛС в литом состоянии двумя видами присадочных материалов: опытным сплавом ЖСЗЛС-М (электроды  $\varnothing$  1,8мм) и серийной присадочной проволокой марки ЭП367.

При внешнем осмотре сварных образцов-темплетов сплава ВЖЛ12Э в ультрафиолетовом свете в зоне сварного шва выявлены поперечные и продольные трещины (рис. 3 а), а также групповые точечные свечения пенетранта (рис. 3 б).



**Рис. 3.** Внешний вид сварных швов на образцах-темплетах после сварки литейных жаропрочных сплавов ВЖЛ12Э, ЖСЗЛС-М и ЖСЗЛС: а – трещины в сварном шве (сплав ВЖЛ12Э, присадка ЭП367); б – групповое свечение в сварном шве (сплав ВЖЛ12Э, присадка ЖСЗЛС-М); в – единичные точечные свечения в сварном шве (сплав ЖСЗЛС-М, присадка ЭП367); г – единичные точечные свечения в сварном шве (сплав ЖСЗЛС, присадка ЭП367); е – единичные точечные свечения по границе сварного шва (сплав ЖСЗЛС, присадка ЖСЗЛС-М)



**Рис. 4.** Технологический процесс изготовления цельнолитого СА ТВ3-117 аппарата из спроектированного сплава ЖСЗЛС-М в условиях промышленного производства ЗМЗ им. В. И. Омельченко: а – внешний вид модельного блока; б – устранение литейных точечных дефектов методом АДС; в – устранение микротрещин методом АДС; г – цельнолитой СА ТВ3-117 после устранения дефектов, ТО и ЛЮМ-контроля

На образцах разработанного сплава ЖСЗЛС-М и промышленного ЖСЗЛС наблюдались только единичные свечения (рис. 3 в, г и рис. 3 д, е).

На образце-темплете из сплава ВЖЛ12Э (рис. 3 а) сварной шов сформирован серийным присадочным материалом ЭП367. Ширина сварного шва – составляет ~ 4...6 мм. По сварному шву выявлено две сварочные трещины. Трещины извилистые и окисленные, протяженностью ~ 4...6 мм. На рис. 3 б представлен внешний вид сварного шва на образце-темплете из сплава ВЖЛ12Э, который сформирован опытным присадочным материалом ЖСЗЛС-М. Ширина сварного шва – составляет ~ 4...6 мм. Видно, что на поверхности образца-темплета в зоне сварного шва наблюдается групповое точечное свечение из-за скопления пор. На образце-темплете из сплава ВЖЛ12Э на поверхности в зоне сварного шва выявлены скопления пор диаметром ~ 0,1...0,5 мм.

Металлографические исследования показали, после литья образцы и отливки цельнолитых СА из разработанного сплава ЖСЗЛС-М имели типичную для литейных ЖНС структуру дендритного строения, в которой первично кристаллизуемой фазой является  $\gamma$  - твердый раствор в виде дендритов (рис. 5).

Вследствие микроликвации легирующих элементов в процессе кристаллизации разработанного сплава ЖСЗЛС-М в микроструктуре образцов и отливок СА наблюдается химическая и структурная неоднородность, которая в большей степени устраняется последующей термической обработкой.

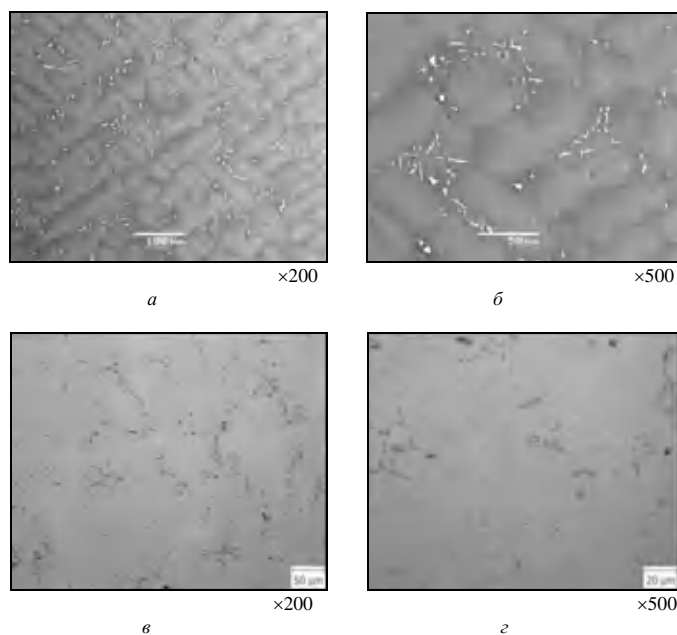
Тонкие исследования структуры, показали, что размер и форма частиц основной упрочняющей  $\gamma'$  - фазы значительно различаются в осях дендритов (рис. 6 а) и междендритных областях (см. рис. 6 б), в последних частицы  $\gamma'$  - фазы в 3–5 раз крупнее, чем в осях дендритов.

После термообработки, проведенной по оптимальному режиму: гомогенизация при  $1190 \text{ }^\circ\text{C} \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$  в течение 4 часов с последующим охлаждением на воздухе, размер и форма частиц  $\gamma'$  - фазы практически не различаются в осях дендритов (рис. 6 в) и междендритных областях (рис. 6 г).

Путем многокритериальной оптимизации состава на основе расчетных и экспериментальных исследований для заданных условий проектирования, разработанный сплав ЖСЗЛС-М обеспечивает необходимый уровень требуемых параметров и характеристик. Сбалансированный состав с указанными пределами легирования содержит оптимальное количество:

**Таблица 14** – Сравнительные технологические характеристики сплавов

Технологические характеристики	Значения характеристик сплавов		
	Сплав-прототип ЖСЗЛС	Спроектированный сплав ЖСЗЛС-М	Сплав-аналог ВЖЛ12Э
Жидкотекучесть	Аналогичная сплаву ЖС6К	Аналогичная сплаву ЖС6К	Аналогичная сплаву ЖС6К
Линейная усадка	1,8–2,0	1,9–2,3	2,1–2,5
Устранение литейных дефектов на цельнолитых СА методом АДС	Обладает технологической свариваемостью	Обладает технологической свариваемостью	Не обладает технологической свариваемостью



**Рис. 5.** Микроструктура спроектированного сплава ЖСЗЛС-М при разных увеличениях в литом (а, б) и термообработанном (в, г) состояниях

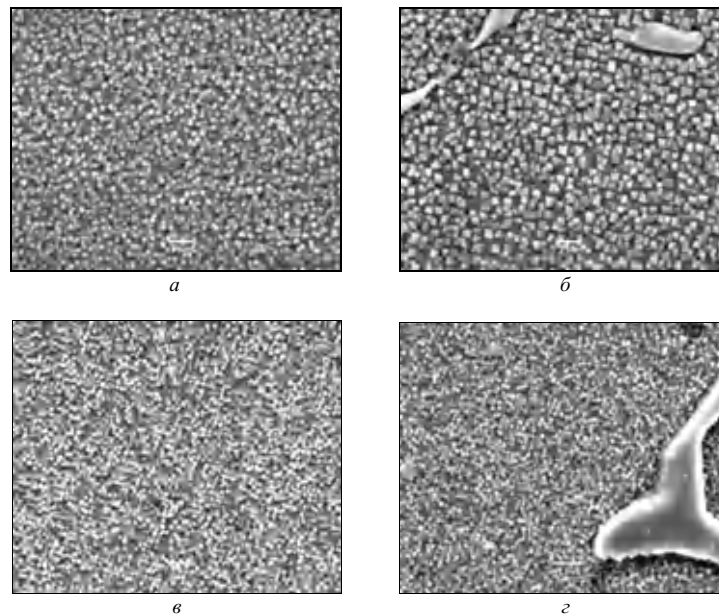


Рис. 6. Морфологія  $\gamma'$  - фази в литом (а, б) і термообробанному (в, з) стованні сплава:  $\times 10000$

Ta =  $(2,5 \pm 0,3)\%$ ; більш низьке содержание Cr =  $(14,5 \pm 0,3)\%$ , Mo =  $(2,0 \pm 0,5)\%$  і більш високе содержание W =  $(6,5 \pm 0,3)\%$  по масі, чим у промислового сплава ЖСЗЛС, взятого за прототип; більш низьке содержание Al =  $(3,3 \pm 0,3)\%$ , чим у сплава ВЖЛ12Э, взятого за аналог.

В умовах промислового виробництва АО «Мотор Сич» по прочностним характеристикам аттестовані 5 плавків загальною вагою 500 кг із розробанного сплава ЖСЗЛС-М. В промислових умовах підприємства ЗМЗ ім. В. І. Омельченко виготовлені опытніе цельнолитые сопловіе апарати СА ТВ3-117. Опытний СА ТВ3-117 отработал необхідний ресурс на технологическом двигателі з позитивним результатом і до настоящего времени продолжает нарабатывать ресурс с целью его увеличения.

#### Выводы

1. Путем многокритериальной оптимизации состава по алгоритму разработанной методики КРАМ спроектирован новый литейный свариваемый коррозионно-стойкий сплав ЖСЗЛС-М для изготовления цельнолитых СА разных типов, обладающий повышенными прочностными характеристиками на уровне жаропрочного несвариваемого и некоррозионно-стойкого сплава ВЖЛ12Э, а также обладающего коррозионной стойкостью и технологической свариваемостью на уровне промышленного литейного свариваемого жаропрочного коррозионно-стойкого никелевого сплава ЖСЗЛС.

2. Разработанный новый сплав ЖСЗЛС-М внедрен в промышленное производство АО «Мотор Сич» для изготовления цельнолитых сопловых аппаратов типа ТВ3-117 разных ступеней, взамен широко применяемых промышленных сплавов ЖСЗЛС и ВЖЛ12Э.

#### Список литературы

1. Каблов Е. Н. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина : науч.-техн. сб. к 100-летию со дня рожде-

ния С. Т. Кишкина / Каблов Е. Н. ; под общ. ред. Е. Н. Каблова. – М. : Наука, 2006. – 272 с.

2. Каблов Е. Н. 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932-2007 / Каблов Е. Н. // Юбилейный научно-технический сборник под общ. ред. Е. Н. Каблова. – М. : «ВИАМ», 2007. – 439 с.
3. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / [Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов и др.]. – М. : Машиностроение, 1997. – 336 с.
4. Кишкин С. Т. Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе / Кишкин С. Т., Строганов Г. Б., Логунов А. В. – М. : Машиностроение, 1987. – 116 с.
5. 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.
6. 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.
7. 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.
8. Научные основы легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких против высокотемпературной коррозии (ВТК) / [А. Д. Коваль, С. Б. Беликов, Е. Л. Санчугов, А. Г. Андриенко]. – Запорож. машиностр. ин-т, 1990. – 56 с. – (Препринт / КИЕВ УМК ВО; ЗМИ 1990).
9. Никитин В. И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин / Никитин В. И. – Л. : Машиностроение, 1987. – 272 с.
10. Химушин Ф. Ф. Жаропрочные сплавы / Ф. Ф. Химушин. – М. : Металлургия, 1969. – 749 с.
11. 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.

12. Гайдук С. В. Комплексная расчетно-аналитическая методика для проектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов / С. В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. – № 2. – С. 92–103.
13. Morinaga M. New PHACOMP and its application to alloy design / M. Morinaga, N. Yukawa, H. Adachi, H. Ezaki // Superalloys 1984 (eds. M. Gell et al.), AIME, 1984. – P. 523–532.
14. Морозова Г. И. Компенсация дисбаланса легирования жаропрочных никелевых сплавов / Г. И. Морозова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. – № 12 (690). – С. 52–56.
15. Морозова Г. И. Сбалансированное легирование жаропрочных никелевых сплавов / Г. И. Морозова // Металлы. – 1993. – № 1. – С. 38–41.
16. Логунов А. В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе Часть – I / А. В. Логунов, Ю. Н. Шмотин, Д. В. Данилов // Технология металлов. – 2014. – № 5. – С. 3–9.
17. Логунов А. В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе Часть II / А. В. Логунов, Ю. Н. Шмотин, Д. В. Данилов // Технология металлов. – 2014. – № 6. – С. 3–10.
18. Логунов А. В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Часть III / А. В. Логунов, Ю. Н. Шмотин, Д. В. Данилов // Технология металлов. – 2014. – № 7. – С. 3–11.
19. Гайдук С. В. Применение аналитических методов для расчета химического состава  $\gamma$ -,  $\gamma'$ -фаз и параметров фазовой стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов / С. В. Гайдук, Т. В. Тихомирова // Авиационно-космическая техника и технология. – 2015. – № 9 (126). – С. 33–37.
20. Гайдук С. В. Получение прогнозирующих математических моделей для расчета термодинамических параметров литейных жаропрочных никелевых сплавов / С. В. Гайдук, В. В. Кононов, В. В. Куренкова // Современная электрометаллургия. – 2015. – № 4. – С. 31–37.
21. Гайдук С. В. Математические регрессионные модели для прогнозирующих расчетов коррозионных параметров литейных жаропрочных никелевых сплавов / С. В. Гайдук, В. В. Кононов, В. В. Куренкова // Современная электрометаллургия. – 2016. – № 3. – С. 51–56.
22. Гайдук С.В. Применение CALPHAD-метода для расчета количества  $\gamma'$ -фазы и прогнозирования длительной прочности литейных жаропрочных никелевых сплавов / С. В. Гайдук, Т. В. Тихомирова // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2015. – № 6. – С. 64–68.
23. Saunders N. The Application of CALPHAD Calculations to Ni-Based Superalloys / N. Saunders, M. Fahrman, C. J. Small // In «Superalloys 2000» eds. K. A. Green, T. M. Pollock and R.D. Kissinger. – TMS. – Warrendale. – 2000. – 803 p.
24. Гайдук С. В. Расчет фазового состава литейного жаропрочного коррозионно-стойкого никелевого сплава методом CALPHAD / С. В. Гайдук, В. В. Кононов, В. В. Куренкова // Современная электрометаллургия. – 2015. – № 3. – С. 35–40.
25. Вертоградский В. А. Исследование фазовых превращений в сплавах типа ЖС методом ДТА / В. А. Вертоградский, Т. П. Рыкова // Жаропрочные и жаростойкие стали и сплавы на никелевой основе. – М. : Наука, 1984. – С. 223–227.
26. Гайдук С. В. О влиянии тантала на характеристические точки жаропрочных никелевых сплавов / С. В. Гайдук, В. В. Кононов // Вестник двигателестроения. – 2004. – № 3. – С. 99–102.
27. Гайдук С. В. Сравнительные исследования свариваемости литейных жаропрочных никелевых сплавов / С. В. Гайдук, И. А. Петрик, В. В. Кононов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. – № 1. – С. 82–88.

Одержано 21.11.2016

### **Гайдук С.В. Проекування технологічно зварюваного ливарного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву для виготовлення цільнолитих соплових апаратів**

*За алгоритмом розробленої комплексної розрахунково-аналітичної методики (КРАМ) спроектований новий ливарний жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав ЖС3ЛС-М для виготовлення цільнолитих соплових апаратів (СА), що має жароміцність  $\sigma_{40}^{975} = 180\text{--}200$  МПа на рівні промислового жароміцного некорозійностійкого сплаву ВЖЛІ2Е, а також технологічною зварюваністю і корозійною стійкістю на рівні промислового зварюваного корозійностійкого сплаву ЖС3ЛС.*

**Ключові слова:** ливарні жароміцні нікелеві сплави (ЖНС), параметри працездатності, методика (КРАМ), регресійна модель (РМ), регресійне рівняння (РВ), службові властивості, технологічна зварюваність.

### **Gayduk S. High-temperature operative-weldable corrosion-resistant nickel-base cast alloy engineering applied for cast in block nozzle units production**

*In accordance with the developed algorithm of a comprehensive analytical solution method (CASM), a modern high-temperature corrosion-resistant nickel-base cast alloy ЖС3ЛС-М has been designed for the cast in block nozzle units (NU) production, exhibiting high-temperature strength  $\sigma_{40}^{975} = 180\text{--}200$  MPa at the same level as the industrial high-temperature noncorrosion-resistant alloy ВЖЛІ2Э, as well as its operative weldability and corrosion-resistance are equal to the industrial corrosion-resistant weldable alloy ЖС3ЛС values.*

**Key words:** high-temperature nickel-base cast alloys (HTNA), performance parameters, CASM-technique, regression model (RM), regression equation (RE), service properties, operative weldability.

УДК 621.762.07

А. А. Джуган, д-р техн. наук В. Е. Ольшанецький, д-р техн. наук А. В. Овчинников,  
канд. техн. наук Л. П. Степанова, О. А. Михайлютенко

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ТИТАНОВЫХ ПОРОШКОВ В МЕТОДАХ 3D ПЕЧАТИ ИЗДЕЛИЙ

*Исследованы форма, поверхность и микроструктура частичек титановых порошков, полученных разными методами. Рассмотрены закономерности формирования структуры при производстве изделий методами аддитивных технологий с использованием порошковых материалов с различной морфологией частиц. Показано преимущество применения, в качестве сырья, титановых несферических порошков взамен сферических.*

**Ключевые слова:** технология, титановый порошок, поверхность, морфология, структура, слой, свойства, сплавление.

Потребность в титановых слитках и сортовом прокате с каждым годом постоянно увеличивается, поскольку уникальное сочетание свойств титановых материалов (удельная прочность, коррозионная стойкость, жаропрочность, износостойчивость) позволяет применять их для широкого спектра изделий, номенклатура которых неустанно расширяется.

На сегодняшний день титан и сплавы на его основе широко применяются в различных отраслях промышленности: высокоточное машиностроение, авиадвигателестроение, химическая и нефтехимическая промышленность, космическая техника, судостроение, атомная энергетика, медицина. Полуфабрикатами при изготовлении изделий для перечисленных отраслей в большинстве случаев являются заготовки в виде прутков, получаемых деформацией сплавов.

В то же время, производство деталей и изделий из титана и сплавов на его основе сопряжено с целой цепочкой технологически сложных металлургических переделов (например, вакуумно-дуговой и электронно-лучевой переплавы). Причем, слитки, полученные после переплава, массой от 2 до десятков тонн и диаметром от 300мм, подвергаются сложной деформационной обработке, что в значительной степени влияет на стоимость конечного изделия. Необходимо особо отметить, что при изготовлении изделий методами механической обработки до 70 % материала уходит в отходы. При этом коэффициент использования материала составляет всего 0,3–0,4.

В связи с вышесказанным, на сегодняшний день является актуальным получение изделий из титана методами порошковой металлургии, а в последнее время широко применяются методы аддитивных технологий, которые дают возможность получать готовые изделия с резким сокращением числа операций механической обработки и повышением коэффициента использования материала до 0,9–0,95, а в отдельных случаях и до 0,98. Важной особенностью процессов аддитивных тех-

нологий является многократное сокращение количества рабочих операций, например, цикл производства изделий методами 3D печати, начиная от порошкового сырья до готовой детали, сводится до 1–3 операций.

Несмотря на все преимущества аддитивных технологий, их большим недостатком является значительная стоимость используемого сырья в виде порошков сферической формы различного фракционного и химического составов (рис. 1).

К наиболее распространенным методам получения металлических порошков относят: восстановление окислов металлов, распыление определенного расплава, гидрометаллургические методы (в том числе автоклавный и карбонильный), электролиз водных и соляных растворов, диффузионное насыщение с точечных источников, измельчение твердых веществ [1, 2].

Самое широкое применение в мире получили методы восстановления и распыления, с помощью которых производят до 80 % общего количества порошков.

Одним из главных методов получения порошков на основе титана, в том числе порошков высокой чистоты, является распыление вращающегося электрода (рис. 2). В этом случае электрод из расплаваемого сплава вращается вокруг горизонтальной оси, а его свободный конец расплавляют с помощью электрической дуги. Капли расплавленного металла срываются с электрода, и кристаллизируются в свободном падении до столкновения со стенками камеры распыления. В этой камере присутствует защитная инертная среда (или вакуум), что позволяет получать порошки с высокой чистотой поверхности. Частицы, полученного таким способом порошка, имеют сферическую форму. Средний размер этих частиц зависит от технологических параметров распыления и отвечает интервалу размеров 40...200 мкм.

Например, сферические порошки, представленные на рис. 1, были получены методом плазменного центробежного распыления в ЦНТУ «Рapid» (рис. 2).

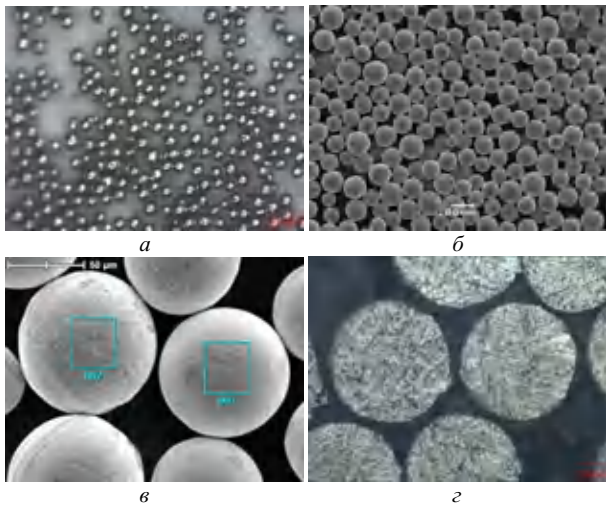


Рис. 1. Внешний вид (а, б, в) и структура (г) титановых порошковых материалов сферической формы

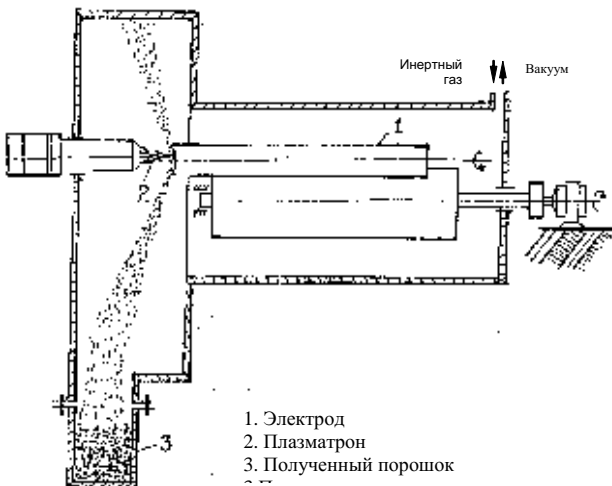


Рис. 2. Схема получения сферических порошковых материалов методом центробежного распыления

Исследование химического состава порошковых материалов (рис. 1в) показало, что они полностью соответствуют марке титана ВТ1-0 (согласно ГОСТу 19807-91).

Но получение сферических порошков является достаточно дорогостоящим процессом, поскольку их изготовление сопряжено с целым рядом технологических переделов для предварительного получения расходного электрода для распыления. Другие методы, например, метод «атомизации» получения порошковых материалов со сферической формой частиц, являются еще более дорогостоящими. Именно поэтому нами предложено использование титановых порошковых материалов с несферической формой частиц (альтернативных для аддитивных технологий) и полученных путем дробления титана губчатого до нужных фракций (рис. 3).

Исследования химического состава полученных порошковых материалов показали, что он полностью соответствует титану марки ВТ1-0 (согласно ГОСТу 19807-91).

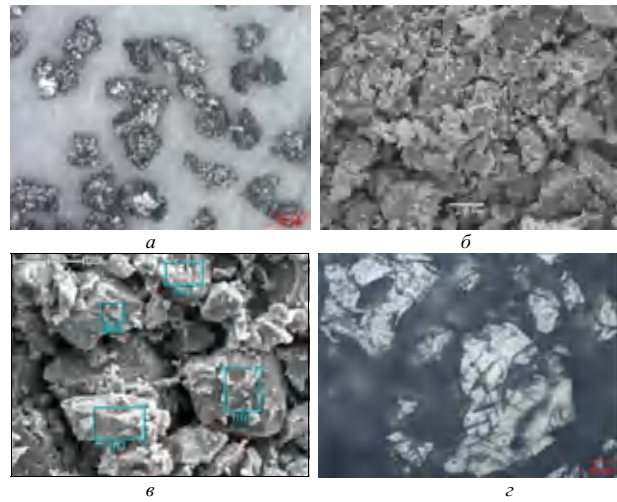


Рис. 3. Внешний вид (а, б, в) и структура (г) титанового порошкового материала несферической формы

Поскольку процесс дробления титановой губки с целью получения порошкового материала заданного фракционного состава тесно связан с операциями гидрирования и дегидрирования [3], дополнительно проводили рентгеновские исследования порошков после насыщения губки водородом и последующего дробления (рис. 4, табл. 1), а также после дегидрирования полученного порошка (рис. 5). На рисунках 4, 5 и в таблице 1 приведены результаты рентгеноструктурного анализа этих материалов.

Отметим, что на дифрактограмме после гидрирования и размалывания, порошкового материала наряду с основной фазой  $\alpha$ -Ti, выявлены еще линии фазы  $TiH_2$  (рис. 4), образовавшейся при насыщении титановой губки водородом. Высокая хрупкость этой фазы дала возможность легко раздробить губку до мелких частиц нужной фракции. Высокую хрупкость гидрида титана связывают с наличием ковалентной связи между атомами титана и водорода. Поэтому металлические гидриды образуются со значительным увеличением удельного объема, что создает большие внутренние напряжения у границы раздела матрица – гидрид и является причиной высокой хрупкости последней.

После процесса дегидрирования линии фазы  $TiH_2$  на рентгеновской дифрактограмме уже отсутствовали (рис. 5). При этом содержание водорода в конечном продукте не превышало 0,2 %.

С целью определения возможности использования подобного рода порошковых материалов для получения изделий методами аддитивных технологий были изготовлены пробные опытные образцы, результаты исследования которых были опубликованы ранее [4].

Также, порошковые материалы с несферической формой частиц, полученные методом дробления губки, были испытаны на экспериментальной установке в Институте электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины. Внешний вид полученных образцов представлен на рисунке 6.

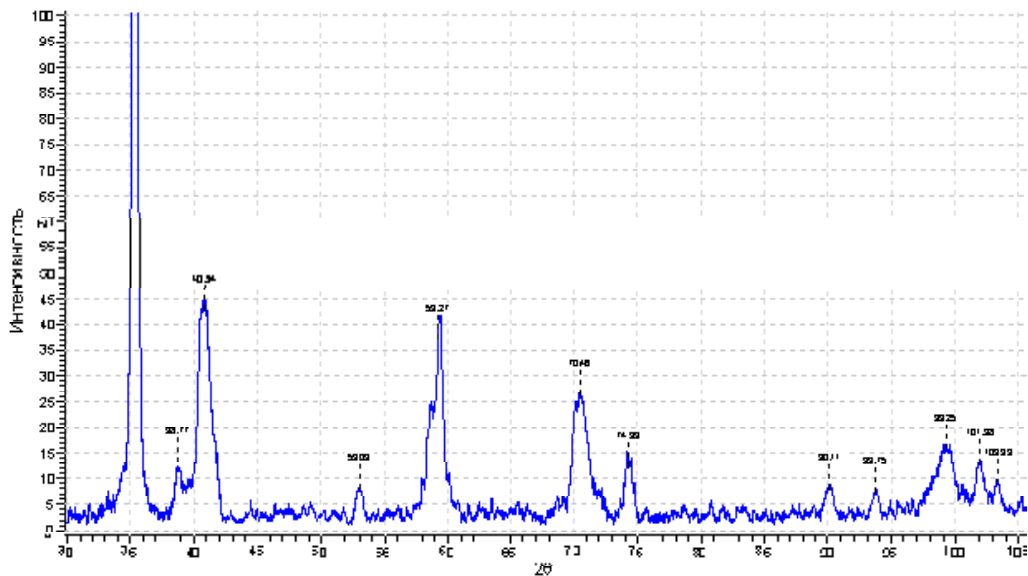


Рис. 4. Дифрактограмма титанового порошка несферической формы после гидрирования и размола

Таблица 1 – Результаты рентгеноструктурных исследований порошка после гидрирования и размола

№	Угол	ДНKL (экспериментальные значения)	Интенсивность, %	α-Ti (табличные значения)		TiH <sub>2</sub> (табличные значения)	
				<i>d<sub>hkl</sub></i>	<i>I</i>	<i>d<sub>hkl</sub></i>	<i>I</i>
1.	35,37	2,538	100	2,55	С	2,55	ОС
2.	38,78	2,322	8	2,34	С		
3.	40,84	2,210	24			2,21	С
4.	53,03	1,726	5	1,728	Ср		
5.	59,28	1,559	21			1,56	С
6.	70,46	1,336	15	1,336	Ср	1,33	С
7.	74,33	1,276	7	1,257	Сл	1,27	Ср
8.	90,11	1,089	5			1,10	Сл
9.	93,75	1,056	4	1,065	Сл		
10.	99,25	1,012	9			1,01	Ср
11.	101,98	0,9922	7			0,99	Ср
12.	103,33	0,983	5	0,989	Сл		

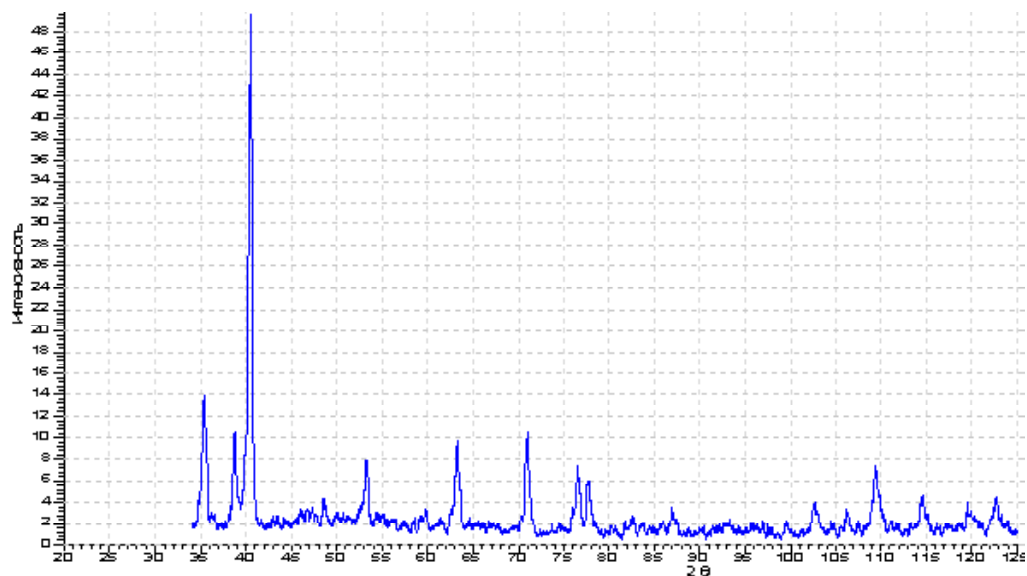


Рис. 5. Дифрактограмма порошка несферической формы после процесса дегидрирования



Рис. 6. Внешний вид образцов, полученных на экспериментальной установке

Поскольку одним из главных преимуществ аддитивных технологий является возможность изготовления изделий сложной геометрии (в том числе деталей с внутренними полостями), следующим этапом на пути эффективного использования новых порошковых материалов для аддитивных технологий был выбор принципиально новой сложной и ответственной детали авиакомпрессора, имеющей сложную конфигурацию. Эта конструкция, по расчетам, должна значительно улучшить эксплуатационные свойства всего агрегата (поскольку получение изделия более простой формы не представляло в данном случае особого интереса).

В качестве такой детали был выбран диффузор компрессора высокого давления (газотурбинного двигателя), 3D модель которого разработана специалистами АО «Мотор Сич» (рис. 7). Изначально были изготовлены, с применением термопластичного сырья, два варианта этого изделия с традиционной и новой конструкцией (рис. 7).

Расчет экономической эффективности изготовления диффузора компрессора методами аддитивных технологий показал, что использование методов 3D печати позволяет снизить вес изделия на 43 % (рис. 8).



*a*



*б*

Рис. 7. Вид моделей диффузора компрессора высокого давления ГТД из термопластичных материалов с различной конструкцией: *a* – сечение детали, полученной по традиционной технологии; *б* – сечение детали, полученной по новой аддитивной технологии



Рис. 8. Снижение веса изделия при использовании методов 3D печати

Следующим шагом было получение данного изделия, но уже в металле, что и было реализовано специалистами немецкой фирмы SLM Solutions с использованием титановых порошковых материалов сферической формы импортного производства (рис. 9).



Рис. 9. Внешний вид диффузора компрессора, изготовленного по модели АО «Мотор Сич» на SLM Solutions

В дальнейшем планируется применение несферических порошков отечественного производства для получения подобного рода изделий методами 3D печати. Данные порошки уже прошли предварительную апробацию при изготовлении опытных образцов с применением электронного луча [5, 6].

Анализ структуры материала полученных образцов показал, что, независимо от морфологии используемых порошков, структура металлических образцов является мелкозернистой и полностью соответствует структуре качественных литых образцов [7]. При этом, полученные образцы по своим свойствам не уступают литым (соответствующего химического состава).

В целом, по проведенным исследованиям можно сделать следующие выводы:



- разработана 3D модель и изготовлен (методами аддитивных технологий) прототип диффузора компрессора высокого давления ГТД. Основным преимуществом полученного изделия является существенное (до 43 %) снижение массы, чего удалось достигнуть за счет получения детали новой геометрии, которая обеспечивает еще и более надежную конструкцию.

- разработанная технологическая схема получения несферических порошков титана обеспечивает их химический и фракционный состав, соответствующий зарубежным аналогам для АМ-технологий, а также дает возможность создания серийного производства порошков на базе существующего промышленного оборудования.

- проведенные исследования влияния морфологии порошковых материалов на структуру при получении образцов методами электронно-лучевой сварки показали, что независимо от формы частиц порошка конечная структура материала соответствует качественной структуре литых образцов аналогичного химического состава.

#### Список литературы

1. Зленко М. А. Аддитивные технологии в машиностроении / Зленко М. А., Попович А. А., Мутылина И. Н. – Санкт-Петербург : Издательство политехнического университета, 2013. – 221 с.
2. Джуган О. А. Аддитивні технології і можливості їх застосування в сучасних умовах / О. А. Джуган, О. В. Овчинников, В. Ю. Ольшанецький // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2014. – № 2. – С. 96–101.
3. Гидрирование титана и циркония и термическое разложение их гидридов / [П. Г. Бережко, А. И. Тарасов, А. А. Кузнецов и др.] // Альтернативная энергетика и экология. – 2006. – № 11. – С. 47–56.
4. Джуган А. А. О предварительной оценке результатов использования имитационных аддитивных технологий получения и ремонта деталей авиационной техники / А. А. Джуган, А. В. Овчинников, В. Е. Ольшанецкий // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2015. – № 2. – С. 136–139.
5. Ovchinnikov A. Technology of new generation titanium alloys powder for additive technology / A. Ovchinnikov, Y. Smolyak, A. Dzhugan and etc. // The ninth international conference on materials technologies and modeling MMT-2016. – 2016. – P. 102–109.
6. Применение титановых порошков нового поколения (НДН2) в аддитивных технологиях / [П. Д. Жеманюк, Ю. Ф. Басов, А. В. Овчинников и др.] // Авиационно-космическая техника и технология. – 2016. – № 8. – С. 139–144.
7. Ольшанецкий В. Е. Возможность использования несферических титановых порошков для аддитивных технологий / В. Е. Ольшанецкий, А. В. Овчинников, А. А. Джуган // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2016. – № 3. – С. 82–87.

Одержано 16.12.2016

#### Джуган О.А., Ольшанецкий В.Ю., Овчинников О.В., Степанова Л.П., Михайлютенко О.А. Використання титанових порошків у методах 3D друку виробів

*Досліджено форму, поверхню та мікроструктуру частинок титанових порошків, отриманих різними методами. Розглянуто закономірності формування структури при виготовленні виробів методами адитивних технологій з використанням порошкових матеріалів із різною морфологією частинок. Показано переваги застосування як сировини титанових несферичних порошків замість сферичних.*

**Ключові слова:** технологія, титановий порошок, поверхня, морфологія, структура, шар, властивості, сплавлення.

#### Dzhugan A., Ol'shanetskii V., Ovchinnikov A., Stepanova L., Mykhailiutenko O. Titanium powder using in 3D printing of products

*The shape, surface and microstructure of the particles of titanium powders produced by different methods were investigated. The characteristics of structure formation in the manufacture of products by means of additive technologies using powder materials with varying particle morphology were considered. The application advantage as raw material, non-spherical titanium powders instead of spherical were described.*

**Key words:** technology, titanium powder, surface, morphology, structure, layer, properties, fused.

## ЛИТЕЙНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ КОЛЕННЫХ ПРОТЕЗОВ

*Представлены история и предлагаемые технологии отечественного проекта изготовления экзогенного коленного протеза. Предложены результаты, литейные и альтернативные технологии и материалы для промышленной реализации.*

**Ключевые слова:** экзогенные протезы, коленные суставы, материалы протезов, технологии протезирования, 3d - прототипирование.

### Цель

Для консолидации народной помощи солдатам, добровольцам, отдавшим свое здоровье при защите народа Украины, и пострадавшим мирным жителям, с целью проектирования и производства экзогенных и эндогенных протезов для нижних и верхних конечностей и протезов суставов была создана Волонтерская группа «Украинский протез». Участники группы считают, что конструкторский и производственный потенциал Украины достаточен для того, чтобы обеспечить мирных жителей и воинов, пострадавших в АТО, современным протезированием с полным циклом производства в Украине. Для реализации программы протезирования нужно объединить и скоординировать усилия украинских ученых, конструкторов, производителей и медиков, найти спонсоров для протезирования каждого из нуждающихся в помощи.

### История проекта

В сентябре 2014 г. группа начала работу над созданием экзогенного (для полностью потерявших большую часть ноги) протеза коленного сустава 4–5 поколения. Ставится цель создания интеллектуальных протезов с биоуправлением от импульсов мозга. Усилиями участников волонтерской группы и организаций, поддерживающих проект, в начале декабря 2014 года была изготовлена имитационная рабочая модель протеза из пластика и металла, которая была продемонстрирована на выставке «3D Печать» в Торгово-промышленной палате Украины.

Инициаторами идеи создания протезов выступили Скориков Александр Анатольевич, доценты КПИ Киричук Ю. В. и Самарай В. П. Проектирование модели было произведено доцентом КПИ Киричуком Юрием Владимировичем, изготовление пластиковых деталей рабочей модели протеза произведено компанией «SmartPrint 3D» под руководством Евгения Кожуховского.

В январе 2015 года Всеукраинской организацией «HighTech Initiative» под руководством ее президента Мазнюка Виктора Михайловича была создана инфор-

мационная платформа для поддержки работ волонтерской группы – сайт [WWW.PROTEZ.ORG.UA](http://WWW.PROTEZ.ORG.UA).

Силами участников проекта проектируются и проверяются разные виды регуляторов – гидро-, пневмо-, микроконтроллерные. Планируется отработка нескольких режимов работы протезов:

- Адаптация инвалида – режим «Стояния»;
- Ходьба;
- Бег;
- Велосипед;
- Отдых.

Ведется работа по оптимизации системы регулирования протеза и расчетов разных регуляторов. Для этого ведется работа по идентификации объекта управления «Коленный сустав» с целью идентификации объекта управления по кривым разгона и получения наиболее адекватных динамических математических моделей коленного сустава в виде передаточных функций и дифференциальных уравнений для описания нагрузок во время движения.

К концу февраля 2015 г. силами ПАО «КЦКБА» («Киевское центральное конструкторское бюро арматуростроения» – предыдущие названия «АРМА», УФ ЦКБА и «Арматурный завод») под руководством Крепака Сергея Александровича изготовлен первый цельнометаллический протез коленного сустава. Для опробования протезов двумя пострадавшими бойцами АТО и человеком, потерявшим ногу в мирное время, планируется изготовить следующую серию протезов.

К концу декабря 2015 г. на кафедре литейного производства черных и цветных металлов НТУУ «КПИ» для отработки литейной технологии и оригинальных решений были изготовлены первые металлические образцы отливок деталей протеза, а к концу февраля 2015 г. были спроектированы первые пробные варианты пресс-форм для серийного изготовления отливок деталей протеза методом литья по выплавляемым моделям.

В 2015 г. силами ПАО «КЦКБА» («Киевское центральное конструкторское бюро арматуростроения» – предыдущие названия «АРМА», УФ ЦКБА и «Арматурный завод») под руководством Крепака Сергея Алек-

сандровича изготовлены новые версии протезов и детали цельно-металлических протезов других версий коленного сустава.

В 2015–2016 гг. силами ПАО «Меридиан» изготовлен протез из легких алюминиевых сплавов.

В 2015–16 гг. силами волонтеров изготовлены детали протеза из магниевых сплавов МЛ5.

В дальнейшем параллельно с апробированием протезов первой серии будут вестись другие работы по развитию коленного и других протезов:

- будут проводиться испытания протеза в специально сертифицированной лаборатории «НАДІЙНІСТЬ» НТУУ «КПІ»;

- будет проектироваться и изготавливаться усовершенствованная литейная и технологическая оснастка для серийного изготовления протезов;

- будет производиться сбор финансовых средств на изготовление второй серии протезов.

### Технологии

Для массового производства предполагается изготовление деталей протеза коленного сустава на различных заводах и различными методами:

- методами литья;
- методами порошковой металлургии;
- методами прототипирования – 3D печать;
- при необходимости методы деформирования (объемная или листовая штамповка);
- при необходимости методы сварки;

Для этого необходимо решить вопросы согласования между требованиями конструирования и возможностями технологий.

### Литейные технологии

Предполагается изготовление как минимум трех деталей протеза коленного сустава методами литья. Для этого необходимо решить четыре основных вопроса, которые будут согласованы между требованиями конструирования и возможностями технологий.

1 Материал отливки и соответственно готовой детали

Предполагается испытать несколько материалов:

1.1. Обычные углеродистые стали согласно чертежей: Сталь30, сталь 40, сталь 45.

Преимущества: а) дешевизна; б) возможность закалки для увеличения твердости. Недостатки: а) корродирует; б) невозможность организовать массовое или крупносерийное производство методом литья под давлением; в) тяжелый сплав – большая плотность.

1.2. Нержавеющие стали.

Преимущества: а) не корродирует; б) относительная дешевизна. Недостатки: а) дороже углеродистой стали; б) невозможность организовать массовое или крупносерийное производство методом литья под давлением; в) тяжелый сплав – большая плотность.

1.3. Алюминиевые сплавы типа Силумин АК12 или другие.

Преимущества: а) не корродирует; б) дешевизна – *самый дешевый из металлических сплавов* – дешевле стали; в) малая плотность – легче стали и высокопрочного чугуна; льется под давлением – возможность организовать массовое или крупносерийное производство методом литья под давлением. Недостатки: а) прочность ниже, чем у углеродистой стали.

1.4. Высокопрочный чугун.

Преимущества: а) имеет плотность меньше стали и соответственно имеет меньший вес. По прочности он не уступает стали и даже превосходит. Недостатки: а) невозможность организовать массовое или крупносерийное производство методом литья под давлением; в) тяжелый сплав – большая плотность.

1.5. Магниево-алюминиевые сплавы.

Преимущества: а) легкий сплав, б) льется под давлением. Недостатки: тяжело лить – легко возгорается – огнеопасен.

1.6. Титан.

Преимущества: а) легкий; б) не корродирует. Недостатки: а) очень дорогой; б) не льется под давлением.

### 2 Методы литья

Предполагается задействовать несколько методов литья:

2.1. Литье под давлением (ЛПД).

Преимущества: а) самое высокое качество поверхности (товарный вид) и всей отливки; б) самая высокая производительность; в) самые высокие возможности автоматизации процесса литья под давлением (ЛПД).

Недостатки: а) самая высокая стоимость изготовления пресс-формы; б) дороже обслуживание оборудования.

2.2. Литье по выплавляемым моделям (ЛВМ).

Преимущества: а) низкая стоимость изготовления пресс-формы; б) возможность литья любых сплавов, в т. ч. легких (алюминиевые и магниевые сплавы) и тяжелых сплавов (углеродистой и нержавеющей стали и высокопрочного чугуна, титана).

Недостатки: а) малая производительность (длительный цикл изготовления одной отливки – нанесение 5–7 огнеупорных слоев в течение нескольких дней); б) большое количество дополнительных материалов (этилсиликат; спирт; соляная кислота; маршалит; ацетон; серная кислота).

2.3. Литье по выжигаемым моделям (ЛГМ).

Преимущества: а) низкая стоимость изготовления пресс-формы; б) производительность выше, чем при ЛВМ; в) возможность литья любых сплавов, в т.ч. легких (алюминиевые и магниевые сплавы) и тяжелых сплавов (углеродистой и нержавеющей стали и высокопрочного чугуна, титана).

Недостатки: а) экологические ограничения и ухудшенные санитарно-гигиенические условия; б) производительность ниже, чем при ЛПД.

2.4. Кокильное литье

Преимущества: а) высокое качество поверхности

(товарный вид) и всей отливки; б) высокая производительность; в) самые высокие возможности автоматизации процесса литья.

а) низкая стоимость изготовления пресс-формы; б) производительность выше, чем при ЛВМ; в) возможность литья в ОБЛИЦОВАННЫЙ КОКИЛЬ – возможность литья любых сплавов, в т. ч. легких (алюминиевые и магниевые сплавы) и тяжелых сплавов (углеродистой и нержавеющей стали и высокопрочного чугуна).

Недостатки: а) высокая стоимость изготовления пресс-формы.

3 Доработка толщины стенок (согласованное уменьшение) и конфигурации отливок в соответствии с требованиями литейной технологии и уменьшения веса протеза:

- 3.1. Литейные уклоны
- 3.2. Припуски на мехобработку
- 3.3. Изменение конфигурации нетехнологичных частей
- 3.4. Литейные радиусы
- 3.5. Согласование разъема между полуформами

4 Проектирование и изготовление оснастки (пресс-форм):

- 4.1. ЛПД
- 4.2. ЛВМ
- 4.3. ЛГМ

Таким образом, будут изготовлены отливки деталей протеза из всех указанных металлических сплавов, изготовлена все виды оснастки (пресс-формы) и опробованы все три указанных метода литья в связи:

а) с невозможностью или нецелесообразностью использования каждого из методов литья для каждого из сплавов;

б) с необходимостью сравнить качество литья, литейные, прочностные, технологические и пластические, вязкостные свойства и характеристики, твердость;

в) с необходимостью отработать каждый из способов для литья каждого конкретного сплава;

г) с необходимостью иметь запасные уже отработанные способы изготовления (методы литья);

д) с необходимостью иметь несколько запасных комплектов оснастки для одновременной работы на нескольких производственных площадках.

Необходимое оборудование

1. 3D – принтер для изготовления выплавляемых моделей (из воска).
2. Центробежная литейная машина для заливки методами ЛВМ (литья по выплавляемым моделям) и ЛГМ (литья по газифицируемым моделям).
3. Вибростол для уплотнения литейных форм мето-

дами ЛВМ (литья по выплавляемым моделям) и ЛГМ (литья по газифицируемым моделям).

4. Печь универсальная термическая для подготовки литейных форм.

5. Машина литья под давлением.

### Необходимые материалы

1. Металлическая шихта для сплавов – сталь углеродистая и нержавеющая, высокопрочный чугун, силумины, титан, магниевые сплавы.

2. Вспомогательные материалы: песок, маршалит, этилсиликат, ацетон, спирт, соляная и серная кислота.

3. Восковый материал для 3d- принтеров.

4. Воск литейный.

5. Невспененный пенополистирол.

Необходимая оснастка

1. Пресс-формы литья по выплавляемым моделям (ЛВМ).

2. Пресс-формы литья по газифицируемым моделям (ЛГМ).

3. Пресс-формы литья под давлением (ЛПД).

Запланировано дальнейшее использование и совершенствование технологий прототипирования для изготовления и литейного производства протезов

1. печать контрольных деталей

2. печать 3D – литейных форм для технологии литья по выплавляемым моделям ЛВМ

3. печать выплавляемых 3D-моделей будущих отливок из восковых смесей на специальных 3D-принтерах для технологии литья по выплавляемым моделям ЛВМ

4. печать выплавляемых 3D-восковых моделей будущих отливок пресс-форм для ЛВМ на специальных 3D – принтерах для ЛВМ.

### Выводы

1. Результатами работы стали отливки в разовые формы и разработка проектов пресс-форм.

2. В результате работы изготовлены три версии полностью готовых протезов.

3. Проект находится в большой степени готовности для промышленной реализации.

4. В перспективе при возможности или необходимости возможно изготовление отдельных деталей протезов из титана и сплавов методами порошковой металлургии.

5. Возможно изготовление отдельных деталей протезов из титана и сплавов с использованием прототипирования из титанового порошка.

6. Ставится цель создания интеллектуальных протезов с биоуправлением от импульсов мозга.





Рис. 15–18. Модель и отливка «Рычаг-2»



Рис. 19–22. Модель и разовая песчано-глинистая форма для детали «Рычаг-2»



Рис. 23–24. Модель и разовая песчано-глинистая форма для детали «Колено»



Рис. 25–27. Силиконовые формы для изготовления восковых моделей для метода литья по выплавляемым моделям (ЛВМ)

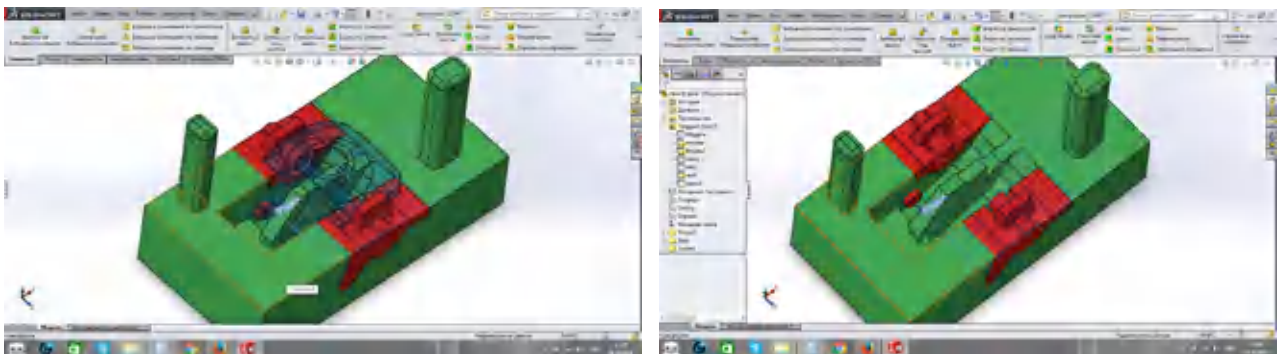


Рис. 28–29. 3D-пресс-форма литья восковок для деталей протеза

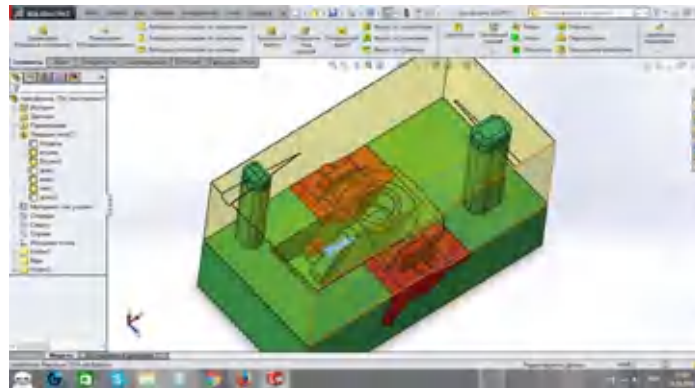


Рис. 30. 3D-пресс-форма лиття восковок в сборе



Рис. 31. Ведомость заготовок материалов

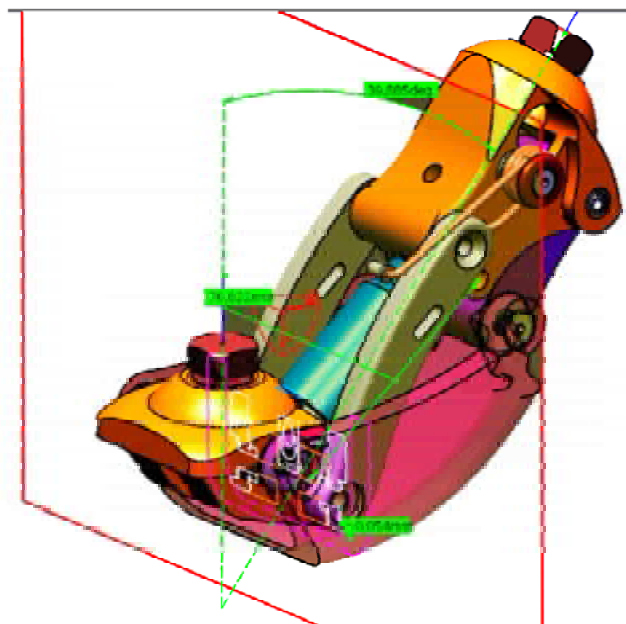


Рис. 32. Экзогенный протез коленного сустава

### Список литературы

1. Прохоров Н. Л. Новое поколение технических средств реабилитации / Прохоров Н. Л., Знайко Г. Г., Красовский В. Е. // Приборы. – 2016. – № 7 (193). – С. 1–10.
2. Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении : Учеб. пособие для машиностроительных вузов по специальности «Машины и технология литейного производства» / В. М. Воздвиженский, В. А. Грачев, В. В. Спасский. – М. : Машиностроение, 1984. – 432 с.
3. Чепенюк Е. А. Механизм искусственного полицентрического коленного сустава трансформального протеза с переменной геометрии / Чепенюк Е. А., Поляков А. М. // Вісник СевНТУ : зб. наук. пр. Вип. 137/2013. Серія : Механіка, енергетика, екологія. – Севастополь, 2013. – С. 383–387.
4. Акулов С. А. Основы теории биотехнических систем / Акулов С. А., Федотов А. А. – М. : ФИЗМАТЛИТ. 2014. – 259 с.
5. Буниатян Л. М. Проектирование системы управления искусственной руки с учетом динамики исполнительных двигателей / Буниатян Л. М. // Изв. НАН РА и ГИУА. Сер. ТН. – 2013. – Т. LXVI, № 1. – С. 35–44.
6. Баумгартнер Р. Ампутация и протезирование нижних конечностей / Р. Баумгартнер, П. Бота ; под ред. А. Н. Кейера ; пер. с нем. – М. : Медицина, 2002. – 486 с.
7. Фарбер Б. С. Теоретические основы построения протезов нижних конечностей и коррекции движения / Фарбер Б. С., Витензон А. С., Морейнис И. Ш. ; под ред. Б. С. Фарбера, кн. 2. – М. : ЦНИИПП, 1994. – 558 с.
8. Левшин Г. Е. Применение магнитного формообразования в протезировании / Левшин Г. Е., Мамаев К. В., Хлопков В. В. // Проблемы и перспективы развития литейного производства : сб. науч. тр. / Под ред. Проф. В. А. Маркова. – Вып. 1. – Барнаул : Изд-во АлтГТУ, 1999. – 276 с.
9. Халикова К. К. Дефекты моделей при ЛВМ и способы их устранения / Халикова К. К. // Всероссийская научно-техническая конференция студентов «Студенческая научная весна : Машиностроительные технологии». – М. : МГТУ им. Н. Э. Баумана. – 2012.

Одержано 16.12.2016

### Самарай В.П. Ливарні технології колінних протезів

*Представлено історію та запропоновано технологію вітчизняного проекту виготовлення екзогенного колінного протезу. Запропоновано результати, ливарні й альтернативні технології і матеріали для промислової реалізації.*

**Ключові слова:** екзогенні протези, колінні суглоби, матеріали протезів, технології протезування, 3d - прототипування.

### Samarai V. Foundry technology knee prostheses

*The history and the technology offered by the domestic production of exogenous project knee prosthesis are presented. Proposed results, casting and alternative technologies and materials for industrial implementation are proposed.*

**Key words:** exogenous prostheses, knee joints, prosthetic materials prosthetics technology, 3d - prototyping.

---



УДК 621.979

Канд. техн. наук Е. С. Корчак, А. М. Квитницький

Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск

## РАЗРАБОТКА ЭФФЕКТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ СМАЗКИ СОВРЕМЕННЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ПРЕССОВ

*Рассмотрены мероприятия по снижению износа деталей и узлов кривошипных прессов. Выявлены пары трения и условия возникновения износа в базовых элементах главного исполнительного механизма – главном валу, шатуне и ползуне. Приведена схема типовой конструкции узла ползуна мощного кривошипного горячештамповочного пресса. Рассмотрены традиционные системы смазки кривошипных прессов, выявлены их недостатки. Разработана новая система смазки с автоматическим регулированием подачи смазочной жидкости к узлам пресса, дано ее описание. Приведены практические рекомендации по созданию эффективных систем смазки кривошипных прессов.*

**Ключевые слова:** пресс кривошипный, смазка, заклинивание, подшипник скольжения, пара трения.

### Актуальность исследований

В конструкции механических прессов имеется ряд базовых узлов, между деталями которых в процессе относительного движения при выполнении ними своего функционального назначения возникает трение [1, 2]. При трении сопрягаемые детали подвергаются тепловому воздействию и ускоренному износу, вследствие чего зазор в направляющих изменяется. Помимо этого эксцентричное приложение технологического усилия приводит к перекосам ползуна пресса, вызывая неравномерное распределение зазора в узлах главного исполнительного механизма (ГИМ). Это заметно ухудшает эксплуатационные характеристики машины, а главное – параметры точности при реализации технологического процесса штамповки, что является неприемлемым [3]. Поэтому, чтобы уменьшить износ, а также обеспечить отвод тепла и продуктов изнашивания трущихся поверхностей, необходимо предусмотреть при проектировании механических прессов создание эффективной системы смазки с правильным подбором материалов сопрягаемых деталей и соответствующей марки (свойств) смазочного материала [4], а также выполнение пар трения рациональной конструкции [5].

### Постановка цели исследований

Наиболее нагруженным узлом механического (кривошипного) пресса является ГИМ, состоящий из таких основных элементов, как главный вал, шатун и ползун [6]. Работоспособность ГИМ в наибольшей степени, в сравнении с другими узлами пресса, зависит от условий трения, определяющими вероятностью и степенью его заклинивания [7]. Заклинивание механического пресса происходит в результате резкого увеличения коэффициента трения в опорных подшипниках скольжения ГИМ при остановке кривошипного вала под нагрузкой

в зоне угла заклинивания, шатун и ползун становятся враспор, а заготовка, зажата в штампе, охлаждается, тем самым увеличивая свое сопротивление. Маховик и главный вал останавливаются, а усилие заклинивания, которое нарастает по мере остывания заготовки, деформирует узлы и станину пресса.

При работе мощных механических прессов износ в деталях ГИМ существенно возрастает вследствие температурного воздействия горячей поковки, а также при дефиците смазочного материала, что приводит к их быстрому изнашиванию, образованию зазоров и, соответственно, снижению жесткости конструкции станины. Для снижения износа контактных поверхностей в направляющих узлах необходимо внедрение принципиально новых антифрикционных материалов и эффективных технологий смазывания, для которых требуется минимальные текущие затраты на обслуживание, эксплуатацию и ремонт.

### Методика исследований

На рисунке 1 приведена типовая конструкция узла ползуна мощного кривошипного горячештамповочного пресса (КГШП). Поверхности трения 1 образованы сопряжением главного вала пресса и шатуна (опора  $d_A$ ), а поверхности трения 2 – в результате сопряжения шатуна и ползуна (опора  $d_B$ ).

При высоких динамических нагрузках, которые испытывает ГИМ, целесообразно использовать в узлах трения бронзовые подшипники скольжения, способные работать в широком температурном диапазоне с сохранением работоспособности при недостаточной смазке, виброустойчивые и бесшумные. Однако качество сопряжения элементов узлов трения в значительной мере зависит от степени износа их поверхностей. В процессе работы ГИМ одновременно происходит изнашивание как главного вала, шатуна и ползуна, так и

подшипников скольжения. При этом каждая из сопрягаемых деталей является источником и причиной износа другой детали пары трения [8]. Следует отметить, что в данном случае имеет место адгезионно-усталостный характер изнашивания пар трения ГИМ, к которому в периоды высоких динамических нагрузений прибавляется еще и абразивно-механическое изнашивание, взаимно повышающие интенсивность друг друга. Исследования показывают, что суммарный износ пар трения ГИМ может быть существенно уменьшен путем нанесения износостойких покрытий на поверхности трения или введением смазки, которые экранируют мягкую подложку и твердые включения. Именно это обстоятельство в значительной степени уменьшает абразивно-механическую составляющую изнашивания в парах трения, вследствие чего снижается уровень суммарного износа.

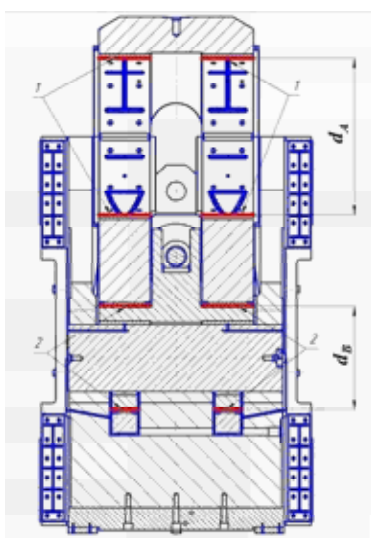


Рис. 1. Типовая конструкция узла ползуна мощного КГШП

Теоретико-экспериментальными исследованиями установлены зависимости температуры  $T$  (рис. 2а) и расхода смазки  $Q$  (рис. 2б) от величины коэффициента трения  $f_{тр}$  в узле ползуна для прессов номинальным усилием 10, 30 и 50 МН.

Начальные значения температуры (рис. 2а) соответствуют работе КГШП с оптимальной (теоретической) частотой ходов с точки зрения рационального соотношения между производительностью и динамической нагрузкой на узлы машины, в том числе и ГИМ [4]. Исходя из начального значения температуры, рассчитывают величину минимально допустимого зазора в опорах для плавного скольжения без заклинивания в условиях недостаточной смазки. В процессе работы ГИМ при реализации реального технологического процесса температура повышается от длительного воздействия нагрузок и увеличивающейся интенсивности трения. В результате этого повышается коэффициент тре-

ния, уменьшаются зазоры для циркуляции смазки и, как следствие, снижается ее расход (рис. 2б). Исследования проводились для традиционных систем циркуляционной смазки.

### Анализ полученных результатов

Приведенное на рисунке 2 (а) повышение температур (в 1,5...2,0 раза по сравнению с начальными значениями) является недопустимым для нормальной эксплуатации опор скольжения. Для обеспечения их удовлетворительной работы в системе циркуляционной смазки необходимо:

- предусмотреть кулеры, препятствующие повышению температуры в зоне трения не более чем на 25 % по сравнению с начальными значениями;
- изменить режимы работы системы смазки в зависимости от уровня технологических нагрузок, действующих на ГИМ, и моментов возникновения их пиковых значений.

В реальных условиях эксплуатации узлы КГШП испытывают высокие динамические нагрузки (и даже перегрузки) и действительные (мгновенные) значения коэффициента трения различны. Это увеличивает риск возникновения заклинивания, т. к. значение коэффициента трения в пределах рабочего угла операции является крайне важным параметром для оценки величины плеча трения крутящего момента [7].

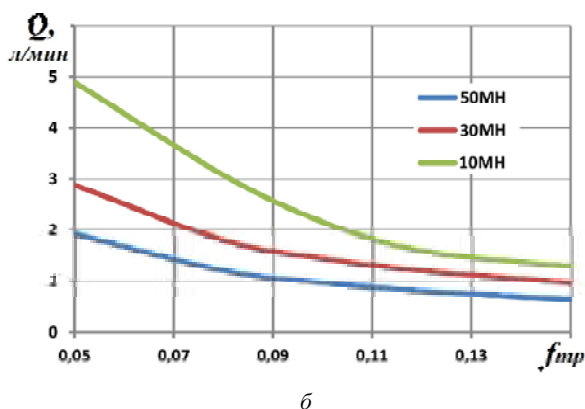
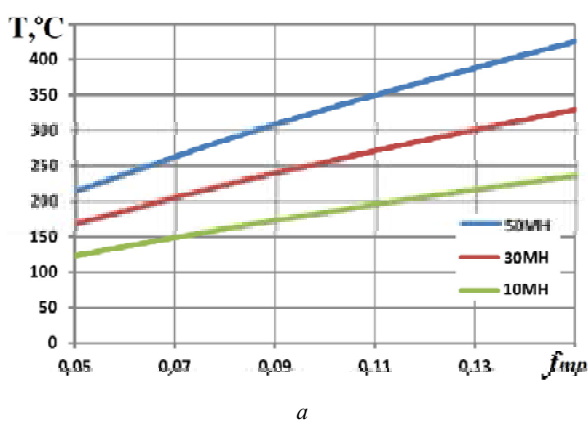


Рис. 2. Графики зависимости температуры (а) и расхода смазки (б) от величины коэффициента трения в опорах ГИМ

В большинстве конструкций систем смазки действующих КГШП нагнетание смазывающей жидкости осуществляется от насосной установки постоянной подачи, гидравлически связанной с коллектором. На выходе из коллектора выполняют разводку гидролинии жидкой смазки к узлам и механизмам пресса. Такая система смазки эффективна для агрегатов, работающих в стационарных режимах трения, т. е. при постоянной нагрузке, скорости и температуре трущихся поверхностей, в которых коэффициент трения приблизительно одинаков на протяжении всего цикла нагружения. Реальные условия работы трущихся пар кривошипных прессов далеки от стационарных. Нагрузка в узлах ГИМ и скоростные условия при трении изменяются по мере вращения главного вала, т. е. зависят от угла его поворота.

Таким образом, работу системы жидкостной смазки, особенно ГИМ, необходимо связать с углом поворота главного вала пресса.

Данная идея реализована в системе смазки КГШП [9], представленной на рисунке 3.

В системе смазки (рис. 3) имеется насосная станция 1, нагнетающая жидкую смазку в коллектор 2, от которого посредством гидролиний смазка поступает к различным узлам пресса – муфте, тормозу, выталкивателям, уравнивателям и др.

В насосной станции 1 предусматривается установка насоса 3 переменной подачи, подающего жидкую смазку в отдельный коллектор 6. Разводка гидролиний от коллектора 6 снабжает смазкой пары трения ГИМ 5 – опоры скольжения:

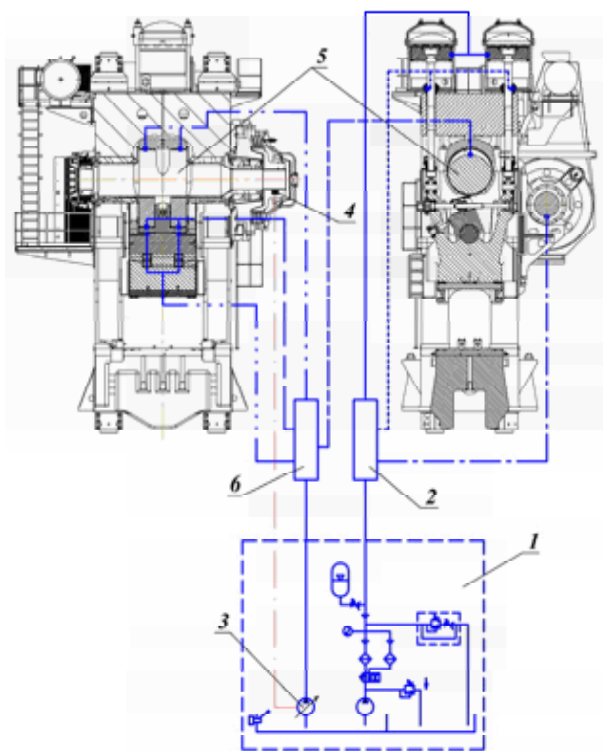
- опорные подшипники скольжения главного вала, установленные в станине;
- места сопряжения главного вала пресса и шатуна;
- места сопряжения шатуна и ползуна.

На главном валу КГШП устанавливают датчик 4 положения, программно связанный посредством системы автоматического управления прессом с насосом 3.

Насосная установка 1 создает направленный поток жидкой смазки, которая через коллектор 2 питает все узлы и механизмы КГШП за исключением узлов ГИМ 5.

Система регулирования подачи насоса 3 управляется в автоматическом режиме в зависимости от показателей датчика 4 положения главного вала, вследствие чего изменяется расход смазки через коллектор 6 [10]. Исследования кривошипных прессов показывают, что существенное повышение удельного давления в опорах ГИМ возникает в пределах главного рабочего угла с пиковым значением в крайнем нижнем положении, ввиду чего требуется соответствующий расход смазочного материала.

Рассмотренная система смазки должна быть циркуляционного типа с присутствием в баке мелкофракционной медной проволоки для улучшения критериев температурной стойкости смазочного материала – повышения значения критической температуры и снижения уровня температуры химической модификации.



**Рис. 3.** Схема системы смазки с автоматическим регулированием подачи смазочной жидкости к узлам КГШП

При этом давление и расход смазки рассчитывают таким образом, чтобы температура в опорах ГИМ не выходила за диапазон допустимого нагрева с учетом скорости скольжения и зазоров в сопряжениях деталей.

Это позволяет существенно повысить триботехнические характеристики узлов трения ГИМ, обеспечивая образование сервоитной пленки в парах трения (рис. 1). При деформировании элементов направляющих узлов под действием эксцентрично приложенных технологических усилий сервоитная пленка не разрушается.

Гарантированное наличие сервоитной пленки достигается:

- наличием в смазочном материале слабых кислот, способных растворять элементы бронзы с насыщением трущихся поверхностей ионами меди;
- созданием в зоне трения условий образования слабых кислот при окислении контактирующих поверхностей смазочным материалом.

Температурное воздействие технологического процесса и последующий нагрев направляющих ГИМ повышают интенсивность окислительных процессов и, следовательно, насыщение соответствующих контактирующих поверхностей ионами меди. При этом коэффициент трения в направляющих узлах и интенсивность износа главного вала, шатуна и ползуна пресса существенно уменьшаются.

## Выводы

Системы смазки с автоматическим регулированием подачи смазочной жидкости в зависимости от угла поворота главного вала являются перспективными для использования в механических прессах. Для достижения их удовлетворительной работы важна разработка:

- рациональной конструкции отдельных элементов и узлов ГИМ из антифрикционных материалов в соответствии с маркой выбранной смазочной жидкости;
- нагрузочных и скоростных режимов эксплуатации узлов трения, с целью обеспечения баланса между значением коэффициента трения, режимом подачи смазки и температурной стойкостью смазочного материала.

## Список литературы

1. Cold and hot forging : fundamentals and applications / Taylan Altan, Gracious Ngaile, Gangshu Shen. – ASM International, 2004. – 334 p. ISBN 0-87170-805-1.
2. Медведев И. П. Выбор оборудования для изготовления крупногабаритных поковок / И. П. Медведев, А. Т. Крук // Заготовительные производства в машиностроении. – 2010. – № 11. – С. 25–30.
3. Медеяев И. А. Трение как составная часть механизма изнашивания / И. А. Медеяев // Сборка в машиностроении, приборостроении. – 2007. – № 7. – С. 43–47.
4. Квитницький А. М. Исследование влияния жесткости на работоспособность кривошипных горячештамповочных прессов / А. М. Квитницький, Е. С. Корчак // Науковий Вісник ДДМА : зб. наук. праць – Краматорськ : ДДМА, 2015. – № 3 (18 Е). – С. 122–126.
5. Корчак Е. С. Создание эффективной системы смазки мощных кривошипных горячештамповочных прессов / Е. С. Корчак, А. М. Квитницький // Обработка материалов давлением. Сб. научн. тр. – Краматорск, ДГМА, 2016. – № 1 (42). – С. 280–284.
6. Проектування та розрахунок кривошипних пресів. Курсове проектування : навчальний посібник/ О. В. Явтушенко, А. В. Глебенко, Т. О. Васильченко. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2012. – 448 с.
7. Квитницький А. М. Анализ методов и устройств вывода кривошипных горячештамповочных прессов из состояния заклинивания / А. М. Квитницький, Е. С. Корчак // Вісник ДДМА : зб. наук. праць. – Краматорськ : ДДМА, 2015. – № 3 (36). – С. 50–53.
8. Шустер Л. Ш. Зависимость износа трибосопряжений от материала деталей пары трения / Л. Ш. Шустер, Н. К. Криони, Р. Р. Камалетдинова // КШП.ОМД. – 2016. – №4. – С. 33–38.
9. Пат. 107809 України, МПК В30В1/26. Система рідинного змащення потужного кривошипного горячештамповального преса / Корчак О. С., Квітницький О. М. ; заявник та патентовласник Донбаська державна машинобудівна академія. – №201512063 ; заявл. 04.12.2015 ; опубл. 24.06.2016, Бюл. №12.
10. Пат. 106817 України, МПК В30В1/26. Спосіб запобігання заклинюванню потужного кривошипного горячештамповального преса / Корчак О. С., Квітницький О. М. ; заявник та патентовласник Донбаська державна машинобудівна академія. – № 201510627 ; заявл. 30.10.2015 ; опубл. 10.05.2016, Бюл. №9.

Одержано 22.12.2016

### Корчак О.С., Квітницький О.М. Розробка ефективних технологій змащення сучасних механічних пресів

*Розглянуто заходи зі зниження зносу деталей та вузлів кривошипних пресів. Виявлено пари тертя та умови виникнення зносу в базових елементах головного виконавчого механізму – головному валу, шатуні та повзуні. Наведено схему типової конструкції вузла повзуна потужного горячештамповального преса. Розглянуто традиційні системи змащення кривошипних пресів, виявлено їх недоліки. Розроблено нову систему змащення з автоматичним регулюванням витрати мастильної рідини до вузлів преса, надано її опис. Наведено практичні рекомендації зі створення ефективних систем змащення кривошипних пресів.*

**Ключові слова:** прес кривошипний, змащення, заклинювання, підшипник ковзання, пара тертя

### Korchak Ye., Kvitnickyy A. Creating effective lubricating technologies for modern mechanical presses

*Measures of crank presses parts and units wear reducing are considered. Friction pairs and wear arising conditions are revealed in basic elements of the main actuating mechanism – the main crank-shaft, connecting rod and sliding-ram. The scheme of sliding-ram unit typical construction of power crank hot-forming press is given. Traditional lubricating systems of crank presses are considered, its disadvantages are revealed. The new lubricating system with automatic lubricant flow rate regulating to press units is designed, its description is given. Practical recommendations of effective lubricating system creating for crank presses are adduced.*

**Key words:** crank press, lubrication, jamming, sliding bearing, friction pair.

UDC 621.923.7

Ph. D. A. Ponomarenko, I. Fenko  
Cherkaskyi State Technological University

## COMPREHENSIVE MODERNIZATION OF THE TECHNOLOGICAL EQUIPMENT OF ELECTRO-POLISHING

*The article presents a comprehensive approach to the development of technological equipment for electrospark polishing. An effective concept of automation of modern highly efficient and competitive technological equipment for electric spark polishing of high-tech products is proposed.*

**Key words:** *an integrated approach, process equipment, automation of high-performance, competitive, high-tech products of electro-polishing technology.*

Presently, complex accretion of results of scientific and technical progress and an artistic image of objects and systems within the «operator-machine-operator» system is observed. Technological processes become more multi-operational as well as reduce in volume and square footage. When developing complex technological systems there is a need to solve a number of tasks which are outside of competence of the mechanical, electrical or software engineers – a group of developers who are not studying design, psychophysiology, ergonomics, functional coloring and psychophysiological perception of the color scale [1, 2]. An account for these additional factors provides not only physiological comfort and improved moral atmosphere of the operator during the contact with the equipment, but also increases their professional level, creates possibilities for esthetic perception of the production environment. A more careful consideration of form and shape building elements in the design of the apparatus harmonizes complex technological systems.

Electro-Impulse Polishing technology (EIP) which received broad industrial application is based on the use of physical and electrochemical processes that occur in a mixture of gas and steam during which the processed surface separates from the electrolyte [3]. The EIP technology is characterized by low number of stages, high stability and universality. This method has already been implemented by multiple manufacturers in our country as well as abroad and is recommended for high-quality polishing of complex surfaces; surface preparation before applying electroplated and vacuum plasma coatings; simultaneous removals of the burrs and sharp edges; cleaning of a surfaces of mineral and organic pollution. The polished surfaces have a low roughness ( $R_a = 0.3-0.04$  microns) and high reflective ability. The EIP technology also allows finishing opaque surfaces. Non-toxic salt water solutions are used as electrolytes.

A replacement of traditional methods of surface finishing processes by EIP allows reduction in labor for polishing and removal of pollution by 1.5 to 12 times and de-burring by 4 to 25 times. In most cases EIP application

considerably increases processing productivity, part and product quality and repeatability of the results. It also completely eliminates - manual labor which could not be previously replaced.

Since 1988 a variety of specialized semi-automated equipment and automatized transfer lines (fig. 1) has been developed for industrial use of EIP technology. This equipment differs by specialization, extent of automation of technological process, configuration and productivity. A bathtub and a source of current with a control system are generally a part of the EIP installation. Bathtubs have working volume of 0.05-1.00 m<sup>3</sup> as well as necessary drives and systems needed for completion of the finishing process.

Characteristic for manufacturing processes constant flow of various unfinished parts creates difficulties for EIP automation. An analysis of known EIP designs as in [4-8] has revealed a number of their shortcomings. Bearing elements of EIP function only as support for apparatus modules and finishing parts.

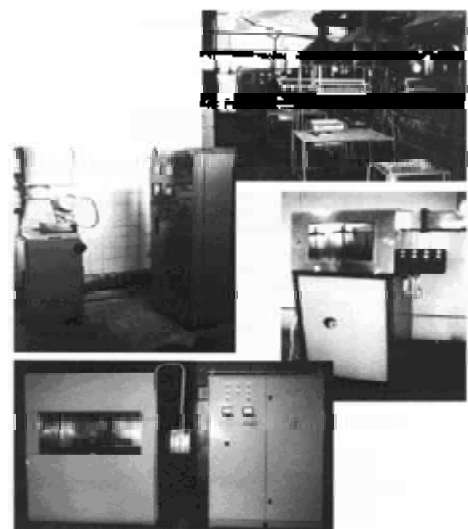


Fig. 1. EIP installations

Working zone service options and installation mechanisms do not consider ergonomic needs of the operator causing increased levels of fatigue. Apparatus cover elements and proportions have exclusively protective functions and do not consider a functionality of decreasing emotional load from appearance of the equipment. Color schemes bear purely esthetic aspect, without improving visual perception of large volumes of the design elements.

An analysis of the known designs in combination with the work algorithm at this development stage of the design project of the EIP apparatus (EPOL-6N series) allowed to formulate and solve the following main objectives:

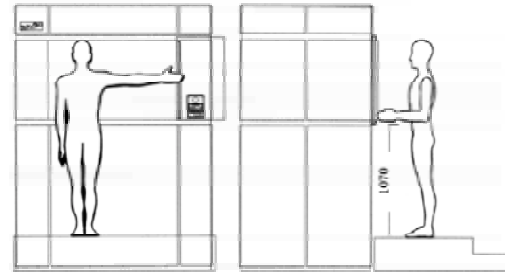
- to create an integral art and design image of apparatus;
- to provide the most convenient operator access to a working zone and areas of the apparatus depending on ergonomic needs of the operator;
- to remove emotional loading from visual perception of the large volumes of the design elements;
- to create visual and functional comfort caused by the color scheme, psychological load and an operating mode of the apparatus;
- to define tendencies of future development of shaping systems for similar technological direction within the «operator-machine-operator» system.

Simplicity, diversity and speed of computer modeling as well as possibility of flexible change and easy presentation of the developed models, makes computer modeling preferable in comparison with traditional methods of design. The modern software allows to develop and create spatial models of objects of nearly unlimited complexity to forecast their performance during the estimated period of operation. Depending on the development goals the most weak elements of the design can be defined, simulated and optimized following by corresponding changes implemented in the shortest period of time. The possibility of obtaining a clear image of the object created on the computer allows to eliminate constructive defects of a design in advance as well as carry out calculation of various technical characteristics of the object and technological parameters of its production.

Preliminary configurations of basic elements of the EIP apparatus EPOL-6N series allowed to decide on a block-frame design. The materials and accessories corresponding to the specifications of this EIP design were chosen. The cross sections of the design elements and frequency of supporting and connecting elements were determined by calculating operating loads of the equipment. As the result a «skeleton» of the EIP apparatus was developed.

An important aspect of ergonomic design is a rational organization of the working space [9]. The authors of this project focused on providing an optimum comfort workspace for the operator when determining the locations of the active and passive zones. It was found necessary to allocate a field of vision in which the operator will receive the maximum quantity of information which will be analyzed to take correct steps. The developed configuration of

monitors in combination with the service elements of a working zone while taking into account average anthropological characteristics of the operator (European 20-45 years old male) allowed to minimize quantity and frequency of movements of the operator in the course of operating this equipment (fig. 2).



**Fig. 2.** Ergonomic zones of access

Taking into account rather massive size of a working zone a decrease in visual loading from large volumes was necessary. This was achieved by appropriate choice of proportions for cover panels, their thickness, dimensional harmony and quantity of elements in all locations of the work zone. Jointing of panels visually emphasized stability and integrity of composition, purity of appearance and simplicity of perception. A uniform shape and proportionality of all parts of the apparatus creates an image of the integral, complete product (fig. 3).

A choice of the optimum color environment is not accidental – it is a result of multiple objective factors [10]. Considering the high extent of technological process automation realized in the EIP of EPOL-6N series, visual attention of the operator is more directed towards perception of external color scale, rather than towards visual control of the occurring processes.

Application of a combination of light yellow and dark brown shades to the front planes of the apparatus is one of examples of the directed visual attention. The combination of these colors results in an interesting optical effect. Colors closely located on color scale supplement each other without creating the distracting contrast for the operator. A light tone of yellow color visually removes weight loading of large volumes, and dark tone of a framework defines steady fundamental nature of the whole composition.



**Fig. 3.** Prospect of the EPOL-6N installation

One important color nuance of the composition is in coloring of guides and levers near the window of a working zone. These elements of a design, as well as the operator console are two locations of the most frequent operator contact with the equipment. Therefore, the need for the opposite choice on the color scale of these elements is evident. In this case it is a light blue color. The contrast of a light yellow and blue color more specifically designates a location of the most operator effort in the work space.

«EPOL-6N» – the first series of the EIP apparatus which during design process organically absorbed the results of the creation of an appealing work space image. It allowed to lay the foundation of the corporate style of elemental composition or art and design imaging and the uniform color choices. An improvement in the esthetics of the apparatus was considered to be an inseparable part of the set of tasks directed to improvement in consumer interaction and competitiveness of this group of the processing equipment.

Design modeling was developed by means of a software package Pro/ENGINEER. Technological effectiveness of the design was analyzed by 3D- modeling. Optimization of the design durability of the bathtub and framework in EIP was carried out by Final Elements Method using software package ANSYS.

As a result of an integrated approach to development of processing equipment for EIP two apparatuses of the EPOL-6N, EPOL-6N-200 and EPOL-6N-500 series were designed. Appearance of the EPOL-6N-500 apparatus is shown in fig. 4.

EPOL-6N-200 and EPOL-6N-500 include the EIP equipment and the source of technological current. They can be completed with power sources of 63, 72, 100, 160 and 250 kW. The main technical characteristics of the EPOL-6N-200 and EPOL-6N-500 are given in tab. 1.

Distinctive feature of the EPOL-6N-500 apparatus is that for convenience of transportation and installation it is structurally executed in two sections – lower and upper. In

the lower section located bathtub and systems for automatic maintenance of the set temperature and level of electrolyte. Heating of electrolyte is carried out by the electric heaters located in a bathtub with imbedded security system against current leaks.

In the top section the control unit located operator console, the suspension bracket drive executed on the basis of roller carriage by STAR, the transparent protective screen with the step drive and ventilation system. The control system is constructed using microprocessor equipment by SIMENS and includes the operator console with OR-7 panel, central processing unit S7-200 series, modules of analog input-output, a discrete output, the frequency converter and the power supply unit. Distinctive feature of a control system for the suspension arm is the use of the alternating current frequency converter allowing to carry out a «smooth» drive on/off switching and programmable speed regulation. This decision considerably reduces probability of losing grip on the finishing parts during their immersion in a bathtub and extraction from it, and also allows adaptive process control during polishing of large parts.



Fig. 4. General view of the EPOL-6N-500 apparatus

Table 1 – EIP Technical Characteristics

Characteristic	«EPOL-6N-200»	«EPOL-6N-500»
Installation type	Semi automatic	Semi-automatic
Power Sources, kW	160	250
Productivity lasting operation cycle of 6 min., m/h <sup>2</sup> , no more	2,28	3,57
The area of the processed surface, m <sup>2</sup> , no more	0,23	0,36
Electrolyte heating time, h, no more	1,0	1,0
Weight of a suspension bracket, kg, no more	20	20
Working volume of a bathtub, m <sup>3</sup>	0,23	0,45
Abaritny sizes mustache tanovka, ShhGhV, mm	1644kh796kh1910	2140kh1205kh2550

Electric control is carried out by means of the control unit and operator console which are carrying out execution of the program and control of process parameters. Control system provides the following main functions:

- initial setting and regulation of the electrolyte temperature in a bathtub using PID controller;
- initial setting and control of the finishing time;
- tension control of the suspension bracket;
- current control of the suspension bracket;
- control and regulation of electrolyte level;
- control of electrolyte operating time;
- control of cooling liquid pressure;
- ventilation system control;
- control and diagnostics of emergency situations;
- control and operation of the protective screen drive;
- control and operation of the suspension arm drive;
- control and operation of the electrolyte cooling gate drive.

The control panel provides exchange of information between the central processing unit and the panel of the operator, displaying control information on the operator display screen, and also carries out a dialogue between the operator and apparatus. On the display screen it is possible to view four windows: «Input of parameters», «Automatic mode», «Adjustment» and «Switching off». Programming of the operator panel is executed using software package of Pro Tool Pro CS.

A central processing unit accepts signals from sensors on starting position of the execution mechanisms and forms signals for their management, measures and regulates

temperature and the level of electrolyte in a bathtub, measures the working tension and electric current in a power chain, and also carries out exchange of information with the operator panel. The central processing unit ensures functioning of apparatus in three modes: automatic, adjustment and automatic EIP switch-off. Programming of the central processing unit is executed using a software package of V 3.1 STEP-7 Micro WIN SP 1.

Software of a control system are stored in energy independent read-only memory storage unit. The system allows to have a set of the operating programs which are easily replaced using computer.

### Conclusions

An integrated approach to development of processing equipment for EIP, and also an effective concept of automation and experience allowed to create a modern highly effective competitive processing equipment for EIP hi-tech products in Ukraine.

### Literature

1. Pereverzev, L. B. System tendencies of foreign design factories. – Minsk : VNIITE, 2000. – 328 p.
2. Ponomareva, E. S. Color in an interior – Minsk : Vysheysh. shk., 2004. – 167 pages.
3. Golovina E. Ya. Method of electropulse polishing of metals Minsk: Mechanical engineering, – 2000. – 348 p.
4. Konyaev, N. M. What is ergonomics? / N. M. Konyaev, V. A. Lebedev. – Minsk : Vysheysh. shk., 2002. – 124 p.
5. Zernov, V. A. Tsvetovedeniye / V. A. Zernov. – M. : Soviet artist, 2000. – 126 p.

Одержано 12.12.2016

### **Пономаренко А.М., Фенько І.І. Комплексна розробка технологічного устаткування для електроімпульсного полірування**

*Представлено комплексний підхід до розробки технологічного устаткування для електроіскрового полірування. Запропоновано ефективну концепцію автоматизації сучасного високоефективного та конкурентоспроможного технологічного обладнання для електроіскрового полірування високотехнологічних виробів.*

**Ключові слова:** комплексний підхід, технологічне устаткування, автоматизація конкурентоспроможний, високотехнологічний виріб, технологія електроімпульсного полірування.

### **Пономаренко А.М., Фенько И.И. Комплексная разработка технологического оборудования для электроимпульсного полирования**

*Представлен комплексный подход к разработке технологического оборудования для электроискрового полирования. Предложена эффективная концепция автоматизации современного высокоэффективного и конкурентоспособного технологического оборудования для электроискрового полирования високотехнологичных изделий.*

**Ключевые слова:** комплексный подход, технологическое оборудование, автоматизация высокоэффективный, конкурентоспособный, високотехнологичные изделия, технология электроимпульсного полирования.



# III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 531; 539.3

Канд. техн. наук Ю. А. Лымаренко

Запорожская государственная инженерная академия, г. Запорожье

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ БАЗОВЫХ ВАРИАНТОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПРОСТРАНСТВЕННОГО ДИСКРЕТНОГО ЭЛЕМЕНТА

При построении дискретных моделей сплошной упругой среды отдельной проблемой является определение упругих характеристик используемой модели. Предложена методика поиска такого базиса в пространстве векторов перемещений пространственного дискретного элемента, который позволит в дальнейшем, решая обратные задачи в континуальной и дискретной постановках и сопоставляя получаемые результаты, находить искомые жесткости.

**Ключевые слова:** сплошная упругая среда, пространственный дискретный элемент, перемещения, базис, симметризация и антисимметризация векторов.

### Введение

В серии работ [1–3] был предложен дискретный подход к решению задач механики деформируемого твердого тела, предполагающий использование дискретной модели сплошной упругой среды и проведение расчетов по этой модели с помощью метода последовательных перемещений [4]. Были рассмотрены модели для плоских статических задач теории упругости. Для оценки адекватности моделей использовались сравнение результатов, получаемых с помощью теории упругости и на основе дискретных моделей. Максимальной близости результатов, а в угловых точках модели – полного совпадения, удалось достичь в том случае, когда жесткости упругих связей дискретной брали модели, зависящие от вида деформирования элемента. В этом случае упругие связи в дискретной модели принято было рассматривать не как физические объекты, а как некоторые абстракции, с помощью которых моделируются упругие характеристики сплошной среды.

Проводя аналогию с плоской моделью можно предположить, что и в пространственном случае для обеспечения максимальной адекватности нужно также брать модели жесткости упругих связей, зависящие от характера деформирования дискретного элемента. В связи с этим возникает необходимость среди всех возможных вариантов деформирования выделить базовые, для которых и будут в дальнейшем рассчитываться жесткости упругих связей. В настоящей работе изложена методика, позволяющая выполнить эту задачу на основе процесса симметризации.

### Симметризация и антисимметризация вектора перемещений дискретного элемента

Рассмотрим дискретный элемент в форме куба (рис. 1). Перемещения вершин элемента в направлении координатных осей, сонаправленных ребрам параллелепипеда, обозначим через  $u_i, v_i, w_i, i = \overline{1, 8}$ . Тогда перемещение всего элемента будет задаваться вектором в двадцатичетырехмерном пространстве:

$$\mathbf{U} = (u_1, v_1, w_1, u_2, v_2, w_2, \dots, u_8, v_8, w_8). \quad (1)$$

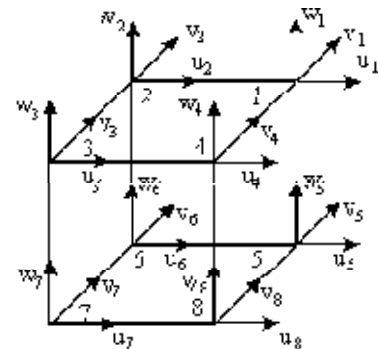


Рис. 1. Перемещения вершин дискретного элемента

Элементы этого вектора представляют собой коэффициенты в разложении вектора  $\mathbf{U}$  по базисным векторам:

$$\begin{aligned} \mathbf{x}_1 &= (1, 0, \dots, 0), \\ \mathbf{x}_2 &= (0, 1, \dots, 0), \\ &\dots \\ \mathbf{x}_{24} &= (0, 0, \dots, 1), \end{aligned} \quad (2)$$

каждый, из которых соответствует перемещению одной из вершин элемента в одном из трех взаимно перпендикулярных направлений.

Вместо системы векторов (2) построим новый базис, каждый элемент которого будет отвечать за один из базовых вариантов деформирования дискретного элемента. Для построения базиса будем использовать операцию симметризации векторов перемещений. Сопутствующие преобразования для большей наглядности будем иллюстрировать графически.

Рассмотрим три плоскости симметрии: 1–2 – плоскость, проходящая перпендикулярно стороне 1–2 через ее середину; 1–4; 1–5 – аналогично.

Вначале выполняем симметризацию S и антисимметризацию A относительно плоскости 1–2 (рис. 2). Под симметризацией здесь и далее подразумевается операция

нахождения полусуммы двух векторов, под антисимметризацией – полуразности этих векторов. Так, например,  $u_1^s = (u_1 + u_2)/2$ ,  $u_1^a = (u_1 - u_2)/2$  и т. д. При этом, чтобы не загромождать изображения, на рисунке 2 (и на всех последующих) верхние индексы «s» и «a», обозначающие соответственно результат выполнения операций симметризации и антисимметризации, опущены.

Затем для каждого из полученных случаев выполняем симметризацию S и антисимметризацию A относительно плоскости 1–4, получая уже четыре случая: SS, SA, AS, AA (рис. 3).

Далее для каждого из полученных случаев выполняем симметризацию S и антисимметризацию A относительно плоскости 1–5, получая восемь случаев: SSS, SSA, SAS, SAA, ASS, ASA, AAS, AAA (рис. 4).

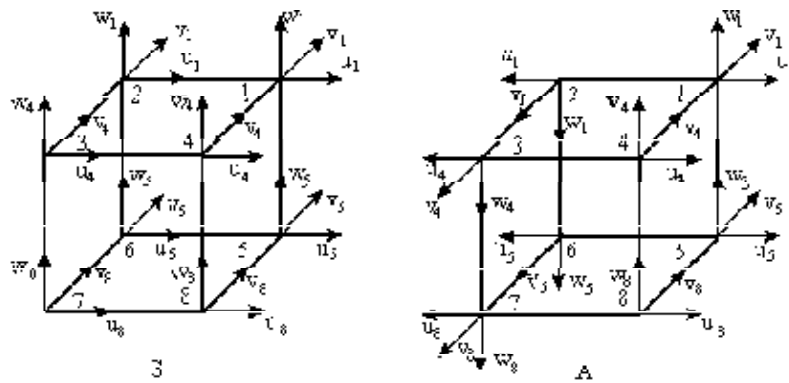


Рис. 2. Первый этап симметризации перемещений: относительно плоскости 1–2

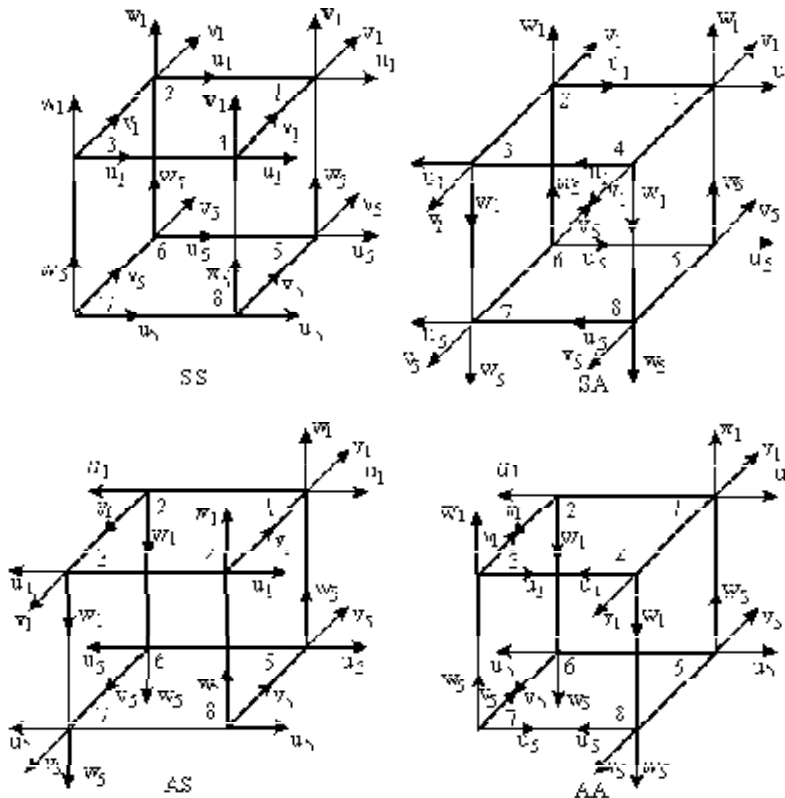


Рис. 3. Второй этап симметризации перемещений: относительно плоскости 1–4

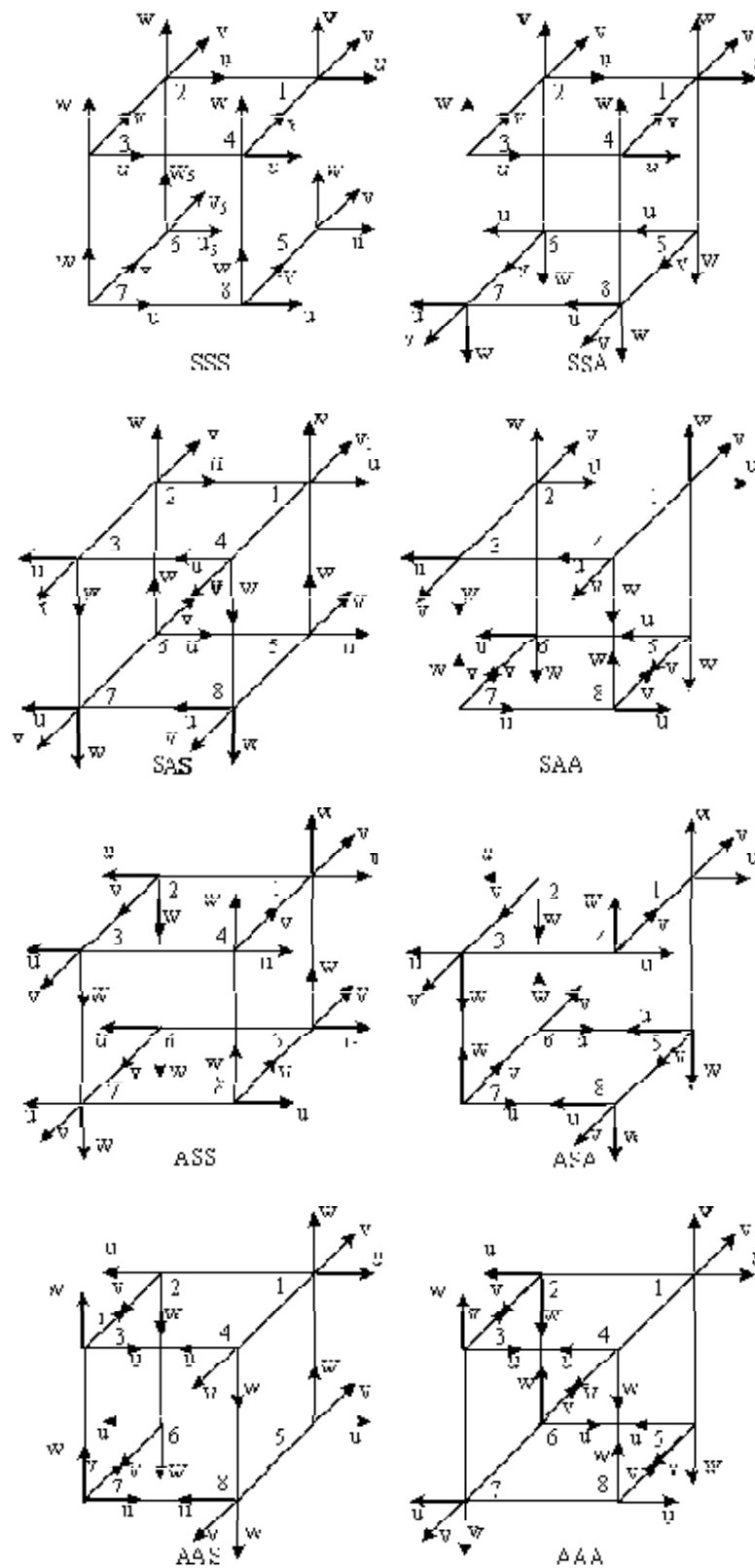


Рис. 4. Третій етап симетризації перемещень: відносно площини 1–5

В кожному з побудованих восьми випадків виділяємо варіанти, що містять тільки ненульові значення  $u$ , тільки ненульові значення  $v$  і тільки ненульові значення

$w$ , отримуючи в результаті 24 остаточних результати, представлених на рисунку 5.



$Y_{11}, Y_{12}, Y_{16}, Y_{18}, Y_{19}, Y_{20}$  – изгибы;  
 $Y_{10}, Y_{17}, Y_{21}$  – кручения;  
 $Y_{22}, Y_{23}, Y_{24}$  – самоуравновешенные деформации;  
 $Y_4, Y_{15}, Y_5, Y_9, Y_7, Y_{14}$  – попарно комбинация сдвига и поворота.

Из последней шестерки векторов можно с помощью линейной комбинации в явном виде выделить:

$Y_4 + Y_{15}, Y_5 + Y_9, Y_7 + Y_{14}$  – сдвиги;

$Y_{15} - Y_4, Y_9 - Y_5, Y_{14} - Y_7$  – повороты.

Представим вектор (1) в виде разложения по новым базисным векторам:

$$U = \sum_{i=1}^{24} s_i y_i. \quad (3)$$

Обратим внимание на то, что вектора  $y_i$  являются взаимно ортогональными:

$$y_i \cdot y_j = 0 \quad (i, j = 1, \dots, 24; i \neq j).$$

Это позволяет находить коэффициенты разложения (3) следующим образом:

$$U \cdot y_i = s_i y_i \cdot y_i.$$

Следовательно,

$$s_i = \frac{U \cdot y_i}{y_i \cdot y_i} \quad (i = 1, \dots, 24).$$

### Выводы

Использование операции симметризации вектора перемещений позволило выделить базовые варианты

деформирования дискретного элемента, имеющие наглядный физический смысл. В дальнейшем, для определения упругих характеристик дискретной модели достаточно будет решить задачи в континуальной и дискретной постановках в пределах каждой из выделенных категорий и сопоставить получаемые результаты. Кроме того, использование разложения вектора  $U$  по базисным векторам (3) упростит расчет напряженно-деформированного состояния конструкций на основе пространственной дискретной модели с помощью метода последовательных перемещений [4].

### Список литературы

1. Шамровский А. Д. Решение плоских статических задач механики деформируемого твердого тела при помощи дискретных моделей, получаемых на основе экспериментальных данных / А. Д. Шамровский, Ю. А. Лымаренко, Д. Н. Колесник // Проблемы обчислювальної механіки і міцності конструкцій. Зб. наук. праць. – Дніпропетровськ : Ліра. – 2011. – Вип. 17. – С. 274–288.
2. Шамровский О. Д. Дискретна модель плоского элементу скінченних розмірів для ортотропного середовища / О. Д. Шамровський, Т. О. Міняйло // Методи розв'язування прикладних задач механіки деформівного твердого тіла. – Дніпропетровськ : Ліра, 2012. – Вип. 13. – С. 428–436.
3. Шамровский А. Д. Напряжения в деформированном дискретном элементе / А. Д. Шамровский, Д. Н. Колесник // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. Серия «Прикладная механика». – 2013. – Вып. 3/7 (63). – С. 12–15.
4. Шамровский А. Д. Усовершенствованный метод последовательных перемещений для расчета пространственных стержневых конструкций / А. Д. Шамровский, Т. А. Миняйло, Д. Н. Колесник // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2012. – № 1. – С. 83–86.

Одержано 20.10.2016

### Лымаренко Ю.О. Визначення базових варіантів деформування просторового дискретного елемента

*При побудові дискретних моделей суцільного пружного середовища окремою проблемою є визначення пружних характеристик використовуваної моделі. Запропоновано методику пошуку такого базису в просторі векторів переміщень просторового дискретного елемента, що дозволить надалі, розв'язуючи зворотні задачі в континуальній і дискретній постановках і зіставляючи одержувані результати, знаходити шукані жорсткості.*

**Ключові слова:** *суцільне пружне середовище, просторовий дискретний елемент, переміщення, базис, симетризація і антисиметризація векторів.*

### Lymarenko Yu. Defining a basic types of spatial discrete element deformations

*Construction a discrete models of continuous elastic medium involves a problem of model elastic characteristics determination. Technique of finding a basis in the space of displacement vectors of spatial discrete element is proposed. Obtained basis will enable in future to evaluate the sought stiffnesses by comparing a results of solving an inverse problems in discrete and continues formulations.*

**Key words:** *continuous elastic medium, the spatial discrete element, displacement, basis, symmetrization and antisymmetrization vectors.*

## ПРО ПОБУДОВУ КРИВОЇ ЗНОСУ ДЛЯ МАШИН І УСТАТКУВАННЯ

*Розглядається задача побудови статистичної кривої зносу машин і устаткування. Передбачається, що найбільш узагальнене зображення динаміки зносу дає логістична крива. Наводиться алгоритм відновлення неперервної функції, яка задана своїми наближеними значеннями у вузлах довільної фіксованої сітки і має в області визначення не більше однієї точки перегину. В якості відновлювальної приймається функція, побудована на основі методу квазірозв'язків. Наведені алгоритми відновлення є оптимальними за порядком точності на відповідних класах функцій.*

**Ключові слова:** функція однієї змінної, відновлення, логістична крива, крива зносу, оптимальність за точністю.

### Вступ

Останнім часом ведуться активні дослідження з розробки статистичних кривих зносу для машин і устаткування, які служать хорошим інформаційним засобом особливо в умовах масової оцінки.

Крива зносу показує динаміку коефіцієнта зносу в часі протягом терміну служби машини. У літературі з оцінки машин і устаткування давно вже робляться спроби знайти таку форму кривої, яка зможе адекватно відображати якусь узагальнену закономірність знецінення для всіх класів машин і обладнання [2, 3].

На думку багатьох авторів великими можливостями для моделювання процесу зношування машин і устаткування в широкому інтервалі їх життя має логістична крива. Практичним підтвердженням цього служать форми кривих вибуття для промислових об'єктів майна, отримані вченими-статистиками з Університету штату Айова в США [4]. Ними були проведені дослідження з побудови статистичних моделей і кривих залишкового ресурсу для об'єктів майна в промисловості. Завдання цих досліджень полягало в тому, щоб розробити практичні моделі для обґрунтованого розрахунку термінів служби машин і устаткування, відштовхуючись від даних статистики про поступове вибуття експлуатованих об'єктів при досягненні певного віку. Суть методу полягає в наступному. Виділимо досить представницьку групу машин одного класу, які почали експлуатуватися в один час і функціонують у приблизно однакових умовах. Далі аналізуємо багаторічні статистичні дані про те, скільки машин з цієї групи щороку стають непридатними і списуються. Підраховуємо відсоток машин, які закінчують своє життя в кожному році, від початкового числа машин у даній групі. За отриманими даними будують спочатку емпіричну ламану криву, а потім її апроксимують у вигляді згладженої кривої залишкового ресурсу.

З точки зору визначення динаміки зносу інтерес має інша крива – крива вибуття. Ця крива є дзеркальним відображенням кривої залишкового ресурсу і також представлена на рис. 1. Вона показує процес наростання з віком частки вибутих з експлуатації машин. Стосовно до однієї якої-небудь машини з даної групи крива вибуття набуває сенсу кривої зносу, що відображає якусь закономірну втрату її технічного ресурсу або ресурсу довговічності.

У літературі можна зустріти криві зносу для різних класів машин і устаткування, що описуються найчастіше степеневими або показниковими функціями. І хоча ці криві описані досить складними функціями, але за формою всі вони схожі на логістичну криву. Можна сказати, що найбільш узагальнене зображення динаміки зносу на широкому інтервалі життя об'єктів дає логістична крива [1].

Тому побудова за експериментальними даними оптимальних алгоритмів відновлення S-образних логістичних функцій є актуальною.

Таким чином, згладжена крива залишкового ресурсу показує зміну частки (відсотка) машин, що продовжують функціонувати зі зростанням їх хронологічного віку, в загальній кількості машин, які почали своє життя одночасно з цими машинами.

Авторами [4] були розроблені 18 типів згладжених кривих, що розрізняються кривизною, симетричних і асиметричних, здатних відобразити різноманітні ситуації зносу у різній техніці. І хоча ці криві описані досить складними функціями, але за формою все вони схожі на логістичну криву. Як приклад на рис. 1 наведена згладжена крива залишкового ресурсу, отримана авторами для газових відцентрових насосів.

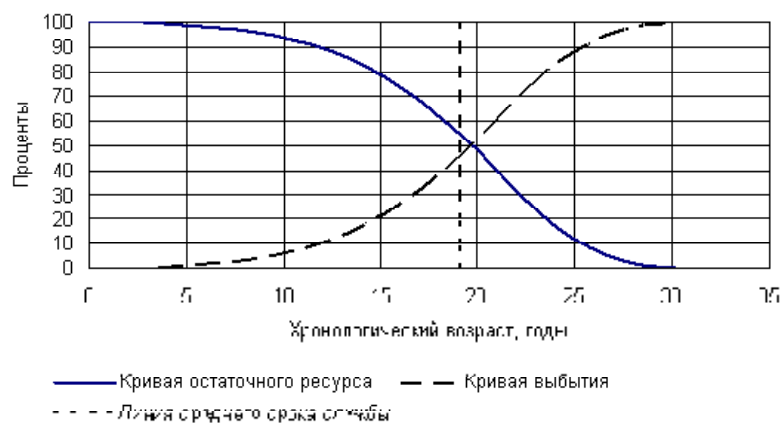


Рис. 1. Криві залишкового ресурсу і вибуття для газових відцентрових насосів [4]

### Постановка задачі

Нехай функція  $f(x)$ , що належить деякому класу  $F$  визначених на  $[a, b]$  функцій, задана своїми наближеними значеннями  $f_j, j = \overline{1, N}$  у вузлах  $x_j$  довільної фіксованої сітки  $\Delta: \{a = x_1 < x_2 < \dots < x_N = b\}$ . Потрібно відновити цю функцію. В якості відновлювальної приймається функція  $S(x)$ , яка належить класу  $F$  і задовольняє умові:

$$\delta(S) = \inf_{\varphi \in F} \delta(\varphi),$$

$$\delta(\varphi) = \max_{1 \leq i \leq N} |f_i - \varphi(x_i)|. \quad (1)$$

Нехай  $F_{N, \varepsilon}$  – клас функцій  $f(x) \in F$ , що задовольняють умові  $|f(x_i) - f_i| \leq \varepsilon, i = \overline{1, N}$ . Оскільки функція  $S(x)$ , що є розв'язком задачі (1), належить класу  $F_{N, \varepsilon}$ , то за умови обмеженості цього класу, відновлення функцією  $S(x)$  є оптимальним за порядком точності в класі  $F_{N, \varepsilon}$  з константою порядку, що не перевищує двох.

В якості  $F$  розглянемо такі класи функцій:

- $V_i[a, b], i = 1, 2$  – клас неперервних функцій  $f(x), x \in [a, b]$ , мінімальне число інтервалів, опуклості яких на  $[a, b]$  не перевищує  $i$ ;

- $W_i[a, b], i = 1, 2$  – клас неперервних функцій  $f(x) \in V_i[a, b]$  і неубутних на  $[a, b]$ .

Відзначимо, що наявні експериментальні дані  $f_j, j = \overline{1, N}$  о функції  $f(x)$ , як правило, не відповідають наявної апріорної інформації про геометричні властивості функції  $f(x)$ .

### Матеріали і методи

Розглянемо задачу відновлення неперервних опуклих функцій: знайдемо функцію  $S(x)$ , яка задовольняє

умові (1) при  $F \equiv V_1[a, b]$ . Для визначеності будемо вважати, що функції класу  $V_1[a, b]$  опуклі вниз. Розглянемо наступний покроковий

#### Алгоритм А.

Крок 1. Покласти  $s = 1, k_0 = 1$ .

Крок 2. Обчислити  $\frac{f_{k_s} - f_{k_{s-1}}}{x_{k_s} - x_{k_{s-1}}} = \min_{k_{s-1} < i \leq N} \frac{f_i - f_{k_{s-1}}}{x_i - x_{k_{s-1}}}$  і

зафіксувати  $k_s$ .

Крок 3. Знайти  $\delta_s = 1/2 \max_{k_{s-1} \leq i \leq k_s} (f_i - y_s(x_i))$ , де

$$y_s(x) = f_{k_{s-1}} + \frac{f_{k_s} - f_{k_{s-1}}}{x_{k_s} - x_{k_{s-1}}}(x - x_{k_{s-1}}).$$

Крок 4. Перевірити:  $k_s = N$ ? Якщо так, то перейти до кроку 6, якщо ні – до кроку 5.

Крок 5. Збільшити  $s$  на одиницю і перейти до кроку 2.

Крок 6. Знайти  $\delta(s) = \max_{1 \leq i \leq s} \delta_i$ .

Крок 7. Покласти  $z_i(x) = y_i(x) + \delta_i, i = \overline{1, s}$ .

Крок 8. Покласти  $S(x) = \max_{1 \leq i \leq s} z_i(x), x \in [a, b]$  і закінчити обчислення.

Доведено, що алгоритм А дає розв'язок задачі (1) при  $F \equiv V_1[a, b]$ .

Розглянемо тепер задачу відновлення неперервних опуклих неспадних функцій, тобто задачу (1) при  $F \equiv W_1[a, b]$ . Розглянемо наступний покроковий

#### Алгоритм А<sub>1</sub>.

Крок 1. Знайти  $f_n = \min_{1 \leq i \leq N} f_i$  і зафіксувати  $n$ .

Крок 2. Перевірити:  $n = 1$ ? Якщо так, то перейти до кроку 3, якщо ні – до кроку 4.

Крок 3. Виконати кроки 1–8 алгоритму А і закінчити обчислення.

Крок 4. Знайти  $\delta_1 = 1/2 \max_{1 \leq i \leq n} (f_i - f_n)$  і покласти

$$y_1(x) = f_n.$$

Крок 5. Перевірити:  $n = N$ ? Якщо так, то покласти  $S(x) = y_1(x) + \delta_1$ ,  $x \in [a, b]$  і закінчити обчислення.

Крок 6. Покласти  $s = 2$ ,  $k_1 = n$ .

Крок 7. Виконати кроки 2–8 алгоритму  $A$  і закінчити обчислення.

Доведено, що алгоритм  $A_1$  дає рішення задачі (1) при  $F \equiv W_1 [a, b]$ .

Розглянемо тепер задачу відновлення  $S$ -образних функцій. Будемо казати, що точка  $x^*$  є точкою перегину функції  $f(x)$ , якщо існує число  $\delta > 0$  таке, що в усіх точках  $x \in (x^* - \delta, x^*)$  функція  $f(x)$  опукла вгору (вниз), а у всіх точках  $x \in (x^*, x^* + \delta)$  функція  $f(x)$  опукла вниз (вгору). Відповідно до цього визначення мінімальне число точок перегину функцій класу  $V_2 [a, b]$  не перевищує одиниці.

Побудуємо розв'язок задачі (1) при  $F \equiv V_2 [a, b]$ . Для визначеності будемо вважати, що функції класу  $V_2 [a, b]$  опуклі вниз на  $[a, x^*]$  і опуклі вгору на  $(x^*, b]$ , де  $x^*$  – довільна точка  $[a, b]$ . Розглянемо наступний покроковий

### Алгоритм В.

Крок 1. Покласти  $s = 1$ ,  $k_0 = 1$ ,  $p = 1$ ,  $n_0 = N$ .

Крок 2. Обчислити  $\frac{f_{k_s} - f_{k_{s-1}}}{x_{k_s} - x_{k_{s-1}}} = \min_{k_{s-1} < i \leq n_{p-1}} \frac{f_i - f_{k_{s-1}}}{x_i - x_{k_{s-1}}}$

і зафіксувати  $k_s$ .

Крок 3. Знайти  $\delta_s^l = 1/2 \max_{k_{s-1} \leq i \leq k_s} (f_i - y_s^l(x_i))$ , де

$$y_s^l(x) = f_{k_{s-1}} + \frac{f_{k_s} - f_{k_{s-1}}}{x_{k_s} - x_{k_{s-1}}}(x - x_{k_{s-1}}).$$

Крок 4. Обчислити

$$\frac{f_{n_p} - f_{n_{p-1}}}{x_{n_p} - x_{n_{p-1}}} = \min_{k_{s-1} < i \leq n_{p-1}} \frac{f_i - f_{n_{p-1}}}{x_i - x_{n_{p-1}}} \text{ і зафіксувати } n_p.$$

Крок 5. Знайти  $\delta_p^r = 1/2 \max_{n_p \leq i \leq n_{p-1}} (y_p^r(x_i) - f_i)$ , де

$$y_p^r(x) = f_{n_{p-1}} + \frac{f_{n_p} - f_{n_{p-1}}}{x_{n_p} - x_{n_{p-1}}}(x - x_{n_{p-1}}).$$

Крок 6. Перевірити:  $\delta_s^l < \delta_p^r$ ? Якщо так, то перейти до кроку 7, якщо ні – до кроку 9.

Крок 7. Обчислити  $z_s^l(x) = y_s^l(x) + \delta_s^l$ ,

$$S_s^l(x) = \max_{1 \leq i \leq s} z_i^l(x).$$

Крок 8. Покласти  $s = s + 1$ ,  $j = 1$  і перейти до кроку 11.

Крок 9. Обчислити  $z_p^r(x) = y_p^r(x) - \delta_p^r$ ,

$$S_p^r(x) = \min_{1 \leq i \leq p} z_i^r(x).$$

Крок 10. Покласти  $p = p + 1$ ,  $j = 0$ .

Крок 11. Перейти до кроку 13, якщо  $s = 1$  або  $p = 1$ .

Крок 12. Перевірити:  $S_{s-1}^l(x_{k_{s-1}}) > S_{p-1}^r(x_{k_{s-1}})$  і  $S_{s-1}^l(x_{n_{p-1}}) > S_{p-1}^r(x_{n_{p-1}})$ ? Якщо так, то перейти до кроку 15.

Крок 13. Перевірити:  $k_{s-1} + 1 < n_{p-1}$ ? Якщо так, то перейти до кроку 2.

Крок 14. Покласти

$$S(x) = \begin{cases} S_{s-1}^l(x), & \text{если } a \leq x \leq x_{k_{s-1}} \\ g(x), & \text{если } x_{k_{s-1}} \leq x \leq x_{n_{p-1}} \\ S_{p-1}^r(x), & \text{если } x_{n_{p-1}} \leq x \leq b \end{cases}, \text{ де}$$

$$g(x) = g(x, x_{k_{s-1}}, S_{s-1}^l(x_{k_{s-1}}), x_{n_{p-1}}, S_{p-1}^r(x_{n_{p-1}})),$$

якщо  $s > 1$  і  $p > 1$ ;

$$g(x) = g(x, x_1, f_1, x_{n_{p-1}}, S_{p-1}^r(x_{n_{p-1}})), \text{ якщо } s = 1;$$

$$g(x) = g(x, x_{k_{s-1}}, S_{s-1}^l(x_{k_{s-1}}), x_N, f_N), \text{ якщо } p = 1;$$

$$g(x) = g(x, u_1, v_1, u_2, v_2) = \frac{v_2 - v_1}{u_2 - u_1}(x - u_1) + v_1 \text{ і закін-$$

чити обчислення.

Крок 15. Перевірити:  $s = 2$  або  $p = 2$ ? Якщо так, то покласти  $w = x_1 \text{sign}(p - 2) + x_N \text{sign}(s - 2)$  і перейти до кроку 21.

Крок 16. Перевірити:  $j = 1$ ? Якщо так, то перейти до кроку 18.

Крок 17. Визначити  $w$  таке, що  $S_{p-2}^r(w) = z_{p-1}^r(w)$  і перейти до кроку 19.

Крок 18. Визначити  $w$  таке, що  $S_{s-2}^l(w) = z_{s-1}^l(w)$ .

Крок 19. Перевірити:  $S_{s-1}^l(w) \leq S_{p-1}^r(w)$ ? Якщо так, то перейти до кроку 21.

Крок 20. Покласти  $s = s - 1$ , якщо  $j = 1$  і  $p = p - 1$ , якщо  $j = 0$ .



Крок 21. Покласти  $S(x) = \begin{cases} S_{s-1}^l(x), \text{ якщо } x_1 \leq x \leq x^* \\ S_{p-1}^r(x), \text{ якщо } x^* \leq x \leq x_N \end{cases}$ ,

де  $x^* = \min \left\{ x \mid S_{s-1}^l(x) = S_{p-1}^r(x), \min(w, x_{k_{s-2}}) \leq x \leq x_{n_{p-1}} \right\}$ ,

якщо  $j = 1$ ;

$x^* = \max \left\{ x \mid S_{s-1}^l(x) = S_{p-1}^r(x), x_{k_{s-1}} \leq x \leq \max(w, x_{n_{p-2}}) \right\}$ ,

якщо  $j = 0$ .

Доведено, що функція  $S(x)$ , побудована в результаті виконання алгоритму  $B$ , є розв'язком задачі (1) при  $F \equiv V_2[a, b]$ .

Побудуємо тепер розв'язок задачі (1) при  $F \equiv W_2[a, b]$ . Для визначеності будемо вважати, що функції класу  $W_2[a, b]$  неспадні, опуклі вниз на  $[a, x^*]$  і опуклі вгору на  $[x^*, b]$ , де  $x^*$  – довільна точка  $[a, b]$ . Розглянемо наступний покроковий

**Алгоритм В<sub>1</sub>**

Крок 1. Покласти  $s = 1, k_0 = 1, p = 1, n_0 = N$ .

Крок 2. Перевірити:  $s > 1$ ? Якщо так, то перейти до кроку 6.

Крок 3. Знайти  $f_{k_s} = \min_{1 \leq i \leq n_{p-1}} f_i$  і зафіксувати  $k_s$ .

Крок 4. Перевірити:  $k_s = 1$ ? Якщо так, то перейти до кроку 6.

Крок 5. Знайти  $\delta_1^l = 1/2 \max_{1 \leq i \leq k_s} (f_i - f_{k_s})$ , Покласти

$y_1^l(x) = f_{k_s}$  і перейти до кроку 8.

Крок 6. Обчислити  $\frac{f_{k_s} - f_{k_{s-1}}}{x_{k_s} - x_{k_{s-1}}} = \min_{k_{s-1} < i \leq n_{p-1}} \frac{f_i - f_{k_{s-1}}}{x_i - x_{k_{s-1}}}$

і зафіксувати  $k_s$ .

Крок 7. Знайти  $\delta_s^l = 1/2 \max_{k_{s-1} \leq j \leq k_s} (f_j - y_s^l(x_j))$ , де

$y_s^l(x) = f_{k_{s-1}} + \frac{f_{k_s} - f_{k_{s-1}}}{x_{k_s} - x_{k_{s-1}}} (x - x_{k_{s-1}})$ .

Крок 8. Перевірити:  $p > 1$ ? Якщо так, то перейти до кроку 12.

Крок 9. Знайти  $f_{n_p} = \max_{k_{s-1} \leq i \leq N} f_i$  і зафіксувати  $n_p$ .

Крок 10. Перевірити:  $n_p = N$ ? Якщо так, то перейти до кроку 12.

Крок 11. Знайти  $\delta_1^r = 1/2 \max_{n_p \leq i \leq N_s} (f_{n_p} - f_i)$ , Покласти

ти  $y_1^r(x) = f_{n_p}$  і перейти до кроку 14.

Крок 12. Обчислити

$\frac{f_{n_p} - f_{n_{p-1}}}{x_{n_p} - x_{n_{p-1}}} = \min_{k_{s-1} \leq i < n_{p-1}} \frac{f_i - f_{n_{p-1}}}{x_i - x_{n_{p-1}}}$  і зафіксувати  $n_p$ .

Крок 13. Знайти  $\delta_p^r = 1/2 \max_{n_p \leq i \leq n_{p-1}} (y_p^r(x_i) - f_i)$ , де

$y_p^r(x) = f_{n_{p-1}} + \frac{f_{n_p} - f_{n_{p-1}}}{x_{n_p} - x_{n_{p-1}}} (x - x_{n_{p-1}})$ .

Крок 14. Виконати кроки 6–21 алгоритму  $B$  і закінчити обчислення.

Доведено, що функція  $S(x)$ , побудована в результаті виконання алгоритму  $B$ , є розв'язком задачі (1) при  $F \equiv W_2[a, b]$ .

**Висновки**

Наведені алгоритми дозволяють не тільки зберегти ізогеометричні властивості відновлюваної функції  $f(x)$ , але і, як показують результати численних експериментів, досягти досить високої точності відновлення. Тому ці алгоритми можуть бути використані для побудови статистичних кривих зносу.

**Список літератури**

1. Ковалев А. П. Определение износа при массовой оценке кузнечно-прессовых машин / А. П. Ковалев, О. В. Тевелева, О. К. Шинкевич // Кузнечно-штамповочное производство. 2007. – № 8. – С. 40–47.
2. Практика оценки стоимости машин и оборудования : Учеб. / А. П. Ковалев, А. А. Кушель, И. В. Королев, П. В. Фадеев ; под ред. М. А. Федотовой. – М. : Финансы и статистика, 2005. – 272 с.
3. Смоляк С. А. Проблемы и парадоксы оценки машин и оборудования. Сюита для оценщиков машин и оборудования / С. А. Смоляк. – М. : РИО МАОК, 2008. – 304 с.
4. Anson Marston. Engineering Valuation and Depreciation / Anson Marston, Robley Winfrey, Jean C. Hempstead. – Iowa State University Press, 1953. – 508 p.

Одержано 14.12.2016

**Нечипоренко Н.А., Коротунова Е.В., Мастиновский Ю.В. О построении кривой износа для машин и оборудования**

*Рассматривается задача построения статистической кривой износа машин и оборудования. Предполагается, что наиболее обобщенное изображение динамики износа дает логистическая кривая. Приводится алгоритм восстановления непрерывной функции, заданной своими приближенными значениями в узлах произвольной фиксированной сетки и имеющей в области определения не более одной точки перегиба. В качестве восстанавливающей принимается функция, построенная на основе метода квазирешений. Приводимые алгоритмы восстановления являются оптимальными по порядку точности на соответствующих классах функций.*

**Ключевые слова:** *функция одной переменной, восстановление, логистическая кривая, кривая износа, оптимальность по точности.*

**Nechiporenko N., Korotunova O., Mastinovsky Yu. About the construction of the machinery and equipment deterioration curve**

*The problem of the depreciation of machinery and equipment statistical curve formation is considered. It is assumed that the logistic curve gives the most generalized depreciation dynamics character. An algorithm for restoring the continuous function given by its approximate values in the nodes of an arbitrary fixed grid and which has no more than one point of inflection in its definition area is provided. A function, built on the basis of quasi-solution method is taken as the recovery. Driven recovery algorithms are optimal by the order of accuracy in the respective classes of functions.*

**Key words:** *function of one variable, restoration, logistic curve, the curve of wear, optimality on accuracy.*

---

УДК 621.793.7: 533.924

Е. А. Зеленина, д-р техн. наук С. В. Лоскутов, д-р техн. наук А. В. Ершов

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

## МЕТОД РАСЧЕТА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ НА ПОДЛОЖКЕ ПРИ ИСПЫТАНИИ ОБРАЗЦОВ НА ИЗГИБ

*Разработан метод расчета прочностных и упругих характеристик плазменного покрытия на поверхности подложки при испытании образцов на изгиб в области квазиупругих деформаций. Выполнено исследование механических свойств плазменного покрытия ПРHX15CP2. Определены экспериментальные зависимости изменения модуля упругости и напряжения в процессе деформации.*

**Ключевые слова:** плазменное покрытие, модуль упругости, механическое напряжение, относительная деформация, нейтральная ось, момент инерции.

### Введение

Признано, что применение плазменных покрытий для восстановления и упрочнения деталей машин является экономически целесообразным. Однако величина прочности сцепления и когезионной прочности покрытий не всегда удовлетворяет условию надежной работы детали. Прочность плазменных покрытий, наносимых в воздушной атмосфере, в несколько раз ниже прочности компактного материала подложки [1–3]. Поэтому разработка методов измерения механических характеристик покрытий является актуальной проблемой.

Возможной причиной снижения прочности покрытий могут быть деформации покрытия и подложки в процессе сборки и эксплуатации деталей, а также возникновение остаточных напряжений при перегреве поверхности в процессе плазменного напыления [4–8]. Поскольку в покрытии обычно возникают растягивающие остаточные термонапряжения, то значительный интерес для оценки работоспособности представляет не только прочность сцепления с подложкой, но и модуль упругости и когезионная прочность, а также характер их изменения в процессе деформации.

Из существующих методов измерения механических свойств используются испытания на растяжение-сжатие, а также и на изгиб [4–5], которые предпочтительны для плоских образцов. Однако, их применение требует создания методики расчета физико-механических характеристик покрытия при существенном отличии свойств между покрытием и подложкой. Поэтому целью работы является разработка методики определения упругих и прочностных свойств покрытия на основании испытаний механических характеристик изгиба напыленного образца.

### Методика эксперимента

При испытании на изгиб по консольной схеме, рис. 1, измеряется перемещение свободного конца об-

разца под действием силы  $P$ . Величина перемещения  $y$  определяется формулой

$$y = \frac{PL^3}{3EI}, \quad (1)$$

где  $L$  – длина образца,  $EI$  – жесткость сечения,  $E$  – модуль упругости,  $I$  – момент инерции поперечного сечения.

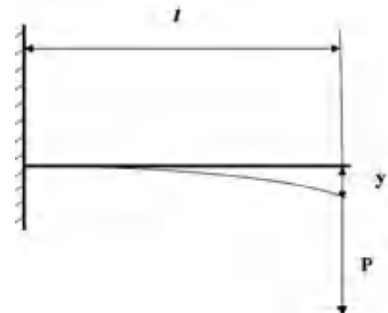


Рис. 1. Схема испытания образца с покрытием при изгибе

Если образец состоит из разнородных материалов, например, подложки и покрытия, то общая жесткость сечения равна сумме жесткостей составляющих частей:

$$EI = E_1I_1 + E_2I_2, \quad (2)$$

где индексы «1» и «2» относятся соответственно к подложке и покрытию.

Поперечное сечение образца представляет собой прямоугольник, составленный из двух прямоугольников с площадями  $S_1$  и  $S_2$ , с высотами  $h_1$  и  $h_2$ . Для определения положения нейтральной оси составим уравнение равновесия статических моментов сечения, рис. 2

$$bh_2E_2x_2 = bh_1E_1x_1, \quad (3)$$

где  $b$  – ширина поперечного сечения,  $E_1$  и  $E_2$  – модули упругости подложки и покрытия,  $x_1$  и  $x_2$  – расстояния от центров сечений до нейтральной оси, рис. 2.

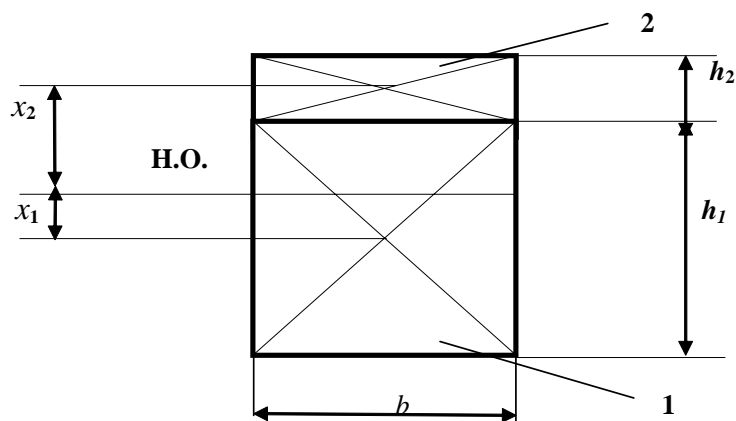


Рис. 2. Схема положений центров сечений подложки  $x_1$  и покрытия  $x_2$  относительно нейтральной оси (Н.О.) в поперечном сечении образца:

1 – подложка; 2 – покрытие;  $x_1, x_2$  – расстояния от нейтральной оси до центров сечений подложки и покрытия

Для определения положения нейтральной оси относительно центра подложки определим связь между  $x_1$  и  $x_2$  в соответствии с рис. 2:

$$x_2 = \frac{h_1 + h_2}{2} - x_1. \quad (4)$$

Подставив (4) в (3) находим  $x_1$ :

$$x_1 = \frac{E_2 h_2 (h_1 + h_2)}{2(E_1 h_1 + E_2 h_2)}. \quad (5)$$

Момент инерции составных частей сечения относительно нейтральной оси определяется по теореме Штейнера:

$$I_1 = I_{10} + S_1 x_1^2, \quad I_2 = I_{20} + S_2 x_2^2, \quad (6)$$

где  $I_{10}$  и  $I_{20}$  – моменты инерции подложки и покрытия относительно центра сечений, например:

$$I_{10} = \frac{b h_1^3}{12}, \quad I_{20} = \frac{b h_2^3}{12}, \quad (7)$$

а  $S_1$  и  $S_2$  – площади поперечных сечений подложки и покрытия.

Модуль упругости покрытия определится из (2):

$$E_2 = \frac{EI - E_1 I_1}{I_2}. \quad (8)$$

Величина жесткости образца  $EI$  находится из формулы (1) при измерении перемещения  $y$  под действием силы  $P$ .

Для измерений использовались образцы из стали Ст3 шириной  $b = 12,3$  мм, толщиной  $h_1 = 1,5$  мм, на которые наносилось покрытие толщиной  $h_2 = 0,6$  мм. Расчет положений центров сечений  $x_1$  и  $x_2$  относительно нейтральной оси и моментов инерции сечения  $I_1$  и  $I_2$  для  $E_2/E_1 = 0,2; 0,3$  приведен в табл. 1.

Целью экспериментов было измерение перемещений стержня под действием изгибающей силы, рис. 1. Для измерения перемещений использовался часовой индикатор с ценой деления 0,01 мм. Величина изгибающей силы определялась подбором грузов. Результаты измерений перемещений образца с покрытием при изгибе и расчеты характеристик деформации для случаев растяжения и сжатия слоя покрытия приведены в табл. 2 и 3. Величина жесткости стержня, определенная по результатам измерений с использованием формулы (1), приведена в табл. 2 и 3. Модуль упругости покрытия определялся по формуле (8) при  $E_1 = 2,1 \cdot 10^5$  МПа. Моменты инерции подложки и покрытия принимались по данным табл. 1. Максимальная относительная деформация покрытия в точке защемления образца определялась из формулы для относительной деформации при изгибе стержня и формулы (1)

$$\varepsilon = \frac{PL \cdot y}{EI} = \frac{3y}{L^2} y, \quad (9)$$

где  $y$  – наибольшее расстояние точек покрытия от нейтральной оси поперечного сечения.

Для определения нормального напряжения в покрытии использовался закон Гука

$$\sigma = E \varepsilon. \quad (10)$$

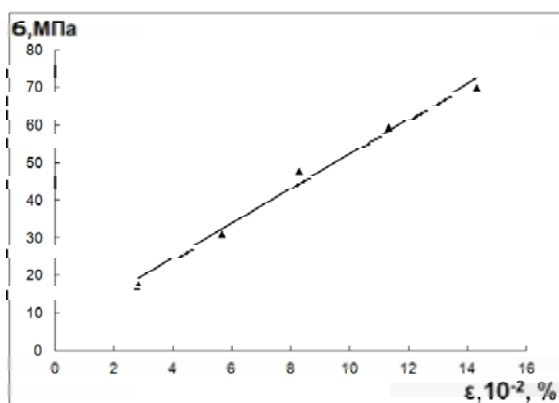
Таблица 1 – Результаты расчета геометрических характеристик составного сечения

$E_2/E_1$	$x_1, \text{мм}$	$x_2, \text{мм}$	$I_{10}, \text{мм}^4$	$S_1, \text{мм}^2$	$I_1, \text{мм}^4$	$I_{20}, \text{мм}^4$	$S_2, \text{мм}^2$	$I_2, \text{мм}^4$
0,2	- 0,075	0,975	3,46	18,4	3,56	0,221	7,38	7,24
0,3	- 0,113	0,937	3,46	18,4	3,69	0,221	7,38	6,70

Діаграми розтягнення і сжаття зовнішнього шару покриття приведені на рис. 3 і 4.

**Таблиця 2** – Розрахунок модуля пружості і максимального напруження розтягнення в покритті

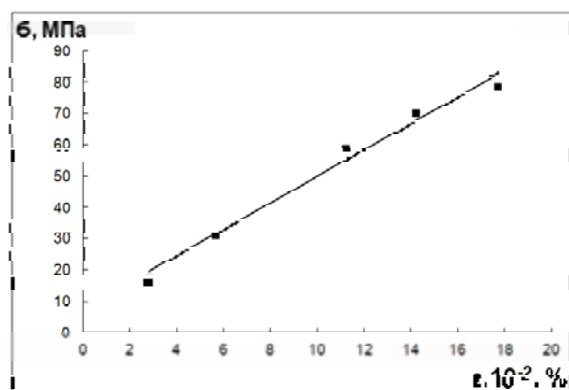
$P, \text{H}$	$y, 10^{-3} \text{ м}$	$EI, 10^{12} \text{ Н} \cdot \text{м}^2$	$E_2, 10^4 \text{ МПа}$	$\varepsilon, 10^{-4}$	$\sigma, \text{ МПа}$
5,85	0,16	11,86	6,23	2,82	17,5
11,25	0,31	11,41	5,52	5,63	31,1
16,87	0,47	11,58	5,79	8,27	47,9
22,22	0,64	11,26	5,29	11,3	59,5
27,63	0,815	10,99	4,88	14,3	69,9
33,47	1,027	10,57	4,20	18,7	78,6



**Рис. 3.** Діаграма розтягнення зовнішнього шару покриття

**Таблиця 3** – Розрахунок модуля пружості і напруження сжаття в покритті

$P, \text{H}$	$y, 10^{-3} \text{ м}$	$EI, 10^{12} \text{ Н} \cdot \text{м}^2$	$E_2, 10^4 \text{ МПа}$	$\varepsilon, 10^{-4}$	$\sigma, \text{ МПа}$
5,85	0,16	11,86	6,23	2,82	17,5
11,25	0,32	11,41	5,52	5,63	31,1
22,22	0,64	11,26	5,23	11,2	58,9
27,63	0,81	11,06	4,92	14,2	70,1
33,47	1,01	10,75	4,42	17,7	78,6
38,73	1,25	10,05	4,37	22,0	96,3



**Рис. 4.** Діаграма сжаття зовнішнього шару покриття

### Аналіз отриманих результатів

Інтерес представляє змінення отриманих значень модуля пружості покриття і залежності напруження від відносної деформації. Величина модуля пружості при відносній деформації розтягнення і сжаття менше 0,1 % становить  $(5,5-6) \cdot 10^4 \text{ МПа}$ , що приблизно в 3 рази менше відповідуючої величини для компактного матеріалу. При збільшенні відносної деформації від 0,1 % до 0,2 % відбувається зниження модуля пружості на (20–25) %, що пов'язано, по-видимому, з переходом в область неупругих деформацій. Зниження модуля пружості при розтягненні більш суттєво, ніж при сжатті, і відбувається при меншій навантаженні. Значення максимального напруження при розтягненні в еластичній області під дією сили  $P = 33,47 \text{ Н}$  становило 78 МПа. При збільшенні відносної деформації до 0,4 % відбулося утворення видимої тріщини з частковим відшаруванням покриття. При сжатті покриття отримано найбільше напруження 96 МПа, однак при подальшому збільшенні навантаження вимірювання були некоректні внаслідок переходу в область неупругих деформацій підложки при  $\varepsilon > 0,2 \%$ . Для визначення міцності покриття при подальшому сжатті і розтягненні слід враховувати зниження модуля пружості підложки при напруженні вище межі пропорційності.

### Висновки

1. Представлений метод розрахунок фізико-механічних характеристик покриття при випробуванні зразків на вигин дозволяє визначити еластичні і міцнісні характеристики покриття на підложці і оцінити надійність роботи деталей, відновлених методом плазменного напылення.

2. Показано, що в області квазіпружких деформацій підложки при  $\varepsilon < 0,2 \%$ , руйнування покриттів не відбувається. При цьому напруження розтягнення – сжаття в покритті близькі до 70–90 МПа, а модуль пружості приблизно в 3 рази менше, ніж у сталевій підложки. Руйнівна відносна деформація при розтягненні покриття становить приблизно 0,4 %. Для оцінки руйнівних напружень покриття при розтягненні і сжатті слід враховувати зниження модуля пружості підложки в області переходу до неупругої деформації.

### Список літератури

1. Нанесення покриття / [В. М. Корж, В. Д. Кузнецов, Ю. С. Борисов і др.]. – К. : Аристей, 2005. – 204 с.
2. Кудинов В. В. Нанесення покриттів напыленням. Теорія, технологія і обладнання / В. В., Кудинов, Г. В. Бобров. – М. : Металлургія, 1992. – 432 с.
3. Балдаєв Л. Х. Сучасні тенденції отримання газотермічних покриттів / Л. Х., Балдаєв, В. І. Калита // Технологія металів. 2003. – № 2. – С. 17–20.
4. Проблеми порошкового матеріалознавства. Частина VI. Плазменно- лазерні покриття / [А. Н. Шмаков,

- В. Н. Анциферов, В. Я., Буланов, А. М. Ханов] // Екатеринбург. 2006. 588 с.
5. Борисов Ю. С. Газотермические покрытия из порошковых материалов / Ю. С. Борисов, Ю. А. Харламов. – К. : Наукова Думка, 1987. – 210 с.
  6. Методы оценки служебных свойств защитных покрытий / [Л. Х. Балдаев, И. Ф. Арутюнова, Н. А. Волосов и др.] // Сварочное производство. – 2001. – № 9. – С. 35–38.
  7. Барвинок В. А. Управление напряженным состоянием и свойствами плазменных покрытий. – М. : Машиностроение, 1990. 384 с.
  8. Теплофизическая модель и расчет остаточных напряжений в газотермических покрытиях / [А. Ф. Пузряков, В. А. Тарасов, Н. Ю. Липин и др.] // Технология машиностроения. – 2006. – № 2. – С. 39–44.
  9. Игнатков Д. А. Определение характеристик упругости неоднородных материалов динамическим методом / Электронная обработка материалов. – 2011. – 47(1). – С. 53–62.

Одержано 16.12.2016

**Зеленіна О.А., Лоскутов С.В., Єршов А.В. Метод розрахунку фізико-механічних характеристик плазмового покриття на підкладці при випробуванні зразків на вигин**

*Розроблено метод розрахунку міцнісних і пружних характеристик плазмового покриття на поверхні підкладки при випробуванні зразків на вигин у зоні квазіпружних деформацій. Виконано дослідження механічних властивостей плазмового покриття ПРHX15CP2. Визначено експериментальні залежності зміни модуля пружності і напруги в процесі деформації.*

**Ключові слова:** плазмове покриття, модуль пружності, механічне напруження, відносна деформація, нейтральна вісь, момент інерції.

**Zelenina E., Loskutov S., Ershov A. The method of calculating physical-mechanical characteristics of the plasma coating on a substrate when the test specimens in bending**

*The method of calculation of the strength and elastic characteristics of the plasma coating on the surface of the substrate when the test specimens in bending in the region of quasielastic deformation is given. Study on mechanical properties of plasma coatings ПРHX15CP2 is done. Defined experimental dependences of change of elastic modulus and strain in the deformation process are shown.*

**Key words:** plasma coating, modulus of elasticity, stress, deformation, neutral axis, moment of inertia.

УДК 621.771

Канд. техн. наук В. М. Проценко, канд. техн. наук К. В. Таратута

Запорожская государственная инженерная академия, г. Запорожье

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОБЪЕМА И ПЛОЩАДИ ПОВЕРХНОСТИ ЗАГОТОВКИ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ОСАДКИ НА ПРЕССЕ

*Приведены результаты теоретических исследований по определению объема и площади поверхности заготовки при моделировании процесса осадки на прессе. Выполнена систематизация форм бочек, образование которых возможно в процессе осадки. Выполнено сравнение полученных формул с формулами, приведенными в литературе.*

**Ключевые слова:** ковка, заготовка, осадка, бочка, объем, площадь поверхности.

### Введение

Осадка заготовок является наиболее распространенной операцией в технологияхковки и используется для улучшения проработки литого металла слитков, для приближения формы заготовки к конфигурации поковки, в качестве метода определения технологических свойств материала (ГОСТ 8817-73). Форма боковой поверхности зависит от трения на контакте заготовки с осадочными плитами, размеров и материала заготовки, скорости деформирования, температуры заготовки и др. факторов. Обеспечение требуемой формы и размеров боковой поверхности позволяет достигать лучшей подготовки формы заготовки под поковку, более точно проектировать штамповый инструмент с повышением его стойкости, снизить расход материалов. Таким образом, отмечается [1], что расчет общего баланса металла заготовки, включая объем, образующий боковую поверхность («бочку»), является актуальной научно-практической задачей.

В монографии [2] рассматриваются изменения площади поверхности цилиндрического образца при осадке. Приведены расчетные графики баланса поверхности, показывающие зависимость контактной, боковой и общей площади поверхности *цилиндрического* образца от степени деформации при осадке. Приведена формула для определения коэффициента  $k_B$ , представляющего собой отношение площади поверхности образца к его объему, а также формула для определения относительного объема бочкообразования. Аналогичный параметр – поверхностный фактор, рассматривается также в [3]. Кроме того, для определения потерь тепла вследствие теплового излучения и конвективного теплообмена (уравнения Стефана-Больцмана и Ньютона) также необходимо знать площадь поверхности нагретого тела.

Отмечается, что причиной бочкообразования при осадке является контактное трение между бойками и торцами цилиндра и, как следствие, неравномерность (локальность) пластической деформации. Графики ба-

ланса поверхности представляют собой важную характеристику процесса осадки и, в частности, для оценки граничных условий уравнений теории пластичности [2].

В ряде публикаций детально рассматривается задача аналитического определения формы боковой поверхности цилиндрических заготовок при осесимметричной осадке [4–6]. Отмечается, что научные разработки этого процесса являются базовыми для создания и усовершенствования большинства теоретических методик расчета технологических параметров разнообразных процессов деформации и поэтому представляют теоретический и практический интерес [4–6].

Однако, в цитируемой литературе отсутствуют данные по аналитическому определению площади поверхности и объема *бочкообразной* заготовки, а также информация о формах, которую может принимать бочка при осадке и от каких геометрических параметров зависит эта форма. Эти данные необходимы при моделировании формоизменения заготовки в процессе осадки, в частности, для построения чертежа бочкообразной заготовки по заданному объему или площади поверхности, а также для оптимизации тепловых потерь заготовки.

### Постановка задачи

Задачей данной работы является нахождение формул для аналитического определения объема и площади поверхности круговой бочки (образующая – дуга окружности), установление видов бочек, образование которых возможно на различных стадиях процесса осадки и в зависимости от условий осадки. Следует отметить, что в данной статье рассматриваются условия образования только одинарной бочки с выпуклой боковой поверхностью.

### Определение расчетных формул

Для определения объема и площади поверхности бочки воспользуемся методикой определения объема и поверхности тела вращения, приведенной в монографии [7].

Пусть тело получено вращением полуокружности  $abc$ , изображенной на рис. 1, вокруг оси  $OY$ . Эта полуокружность описывается уравнением

$$x = x_0 + \sqrt{r^2 - y^2}. \quad (1)$$

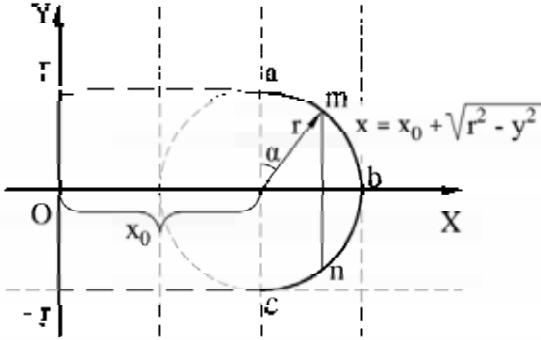


Рис. 1. Схема к определению объема и площади тела вращения

Объем тела, полученного вращением полуокружности  $abc$  вокруг оси  $OY$ , равен:

$$V_{\text{бочки}} = \pi \int_{-r}^r x^2 dy = 2\pi \int_0^r x^2 dy. \quad (2)$$

Объем тела, полученного вращением дуги  $mbn$  вокруг оси  $OY$ , равен:

$$V_{\text{бочки}} = 2\pi \int_0^{r \cos \alpha} x^2 dy. \quad (3)$$

Поверхность тела, полученного вращением полуокружности  $abc$  вокруг оси  $OY$ , равна сумме боковой поверхности и двух торцевых поверхностей:

$$\begin{aligned} S_{\text{бочки}} &= 2\pi \int_{-r}^r x \sqrt{1 + (x')^2} dy + 2\pi x_0^2 = \\ &= 4\pi \int_0^r x \sqrt{1 + (x')^2} dy + 2\pi x_0^2. \end{aligned} \quad (4)$$

Поверхность тела, полученного вращением дуги  $mbn$  вокруг оси  $OY$ , равна:

$$S_{\text{бочки}} = 4\pi \int_0^{r \cos \alpha} x \sqrt{1 + (x')^2} dy + 2\pi(x_0 + r \sin \alpha)^2. \quad (5)$$

При осадке цилиндрического образца в зависимости от исходных параметров процесса осадки, форма заготовки изменяется и принимает в завершающей стадии осадки бочкообразную форму. Возможны четыре варианта формообразования бочки при осадке цилиндрического образца (рис. 2 а–д).

**Первый вариант** бочки (рис. 2а): центр дуги окружности  $O_1$  расположен правее центра симметрии заготовки  $O$  (в силу симметрии рассматривается только левая половина образца). После интегрирования формул

(3) и (5) получим:

$$V_{\text{бочки}} = \frac{2}{3} \pi r \left[ 3r^2 \cos \alpha + 3x_0^2 \cos \alpha - 3rx_0 \arcsin(\cos \alpha) - \right. \\ \left. - 3x_0 \cos \alpha \sqrt{r^2 - r^2 \cos \alpha} - r^2 \cos^3 \alpha \right], \quad (6)$$

$$\begin{aligned} S_{\text{бочки}} &= 4\pi r [r \cos \alpha - x_0 \arcsin(\cos \alpha)] + \\ &+ 2\pi(r \sin \alpha - x_0)^2. \end{aligned} \quad (7)$$

**Второй вариант** – шаровой слой (рис. 2б) наблюдается, когда  $x_0 = 0$ . Из формул (6) и (7) получим:

$$V_{\text{бочки}} = \frac{2}{3} \pi r (3r^2 \cos \alpha - r^2 \cos^3 \alpha), \quad (8)$$

$$S_{\text{бочки}} = 4\pi r^2 \cos \alpha + 2\pi(r \sin \alpha)^2. \quad (9)$$

Используя замену  $h = 2r \cos \alpha$  (см. рис. 2б), формулы (8) и (9) для шарового слоя запишем в виде:

$$V_{\text{бочки}} = \pi r^2 h - \frac{1}{12} \pi h^3, \quad (10)$$

$$S_{\text{бочки}} = 2\pi r h + 2\pi r^2 - \pi \frac{h^2}{2}. \quad (11)$$

Формулы (10) и (11) соответствуют формулам, приведенным в литературе для шарового слоя [5].

**Третий вариант** бочки: (рис. 2в) центр дуги окружности  $O_1$  расположен левее центра симметрии заготовки  $O$ . После интегрирования формул (3) и (5) получим:

$$V_{\text{бочки}} = \frac{2}{3} \pi r \left[ 3r^2 \cos \alpha + 3x_0^2 \cos \alpha + 3rx_0 \arcsin(\cos \alpha) + \right. \\ \left. + 3x_0 \cos \alpha \sqrt{r^2 - r^2 \cos \alpha} - r^2 \cos^3 \alpha \right], \quad (12)$$

$$\begin{aligned} S_{\text{бочки}} &= 4\pi r [r \cos \alpha + x_0 \arcsin(\cos \alpha)] + \\ &+ 2\pi(r \sin \alpha + x_0)^2. \end{aligned} \quad (13)$$

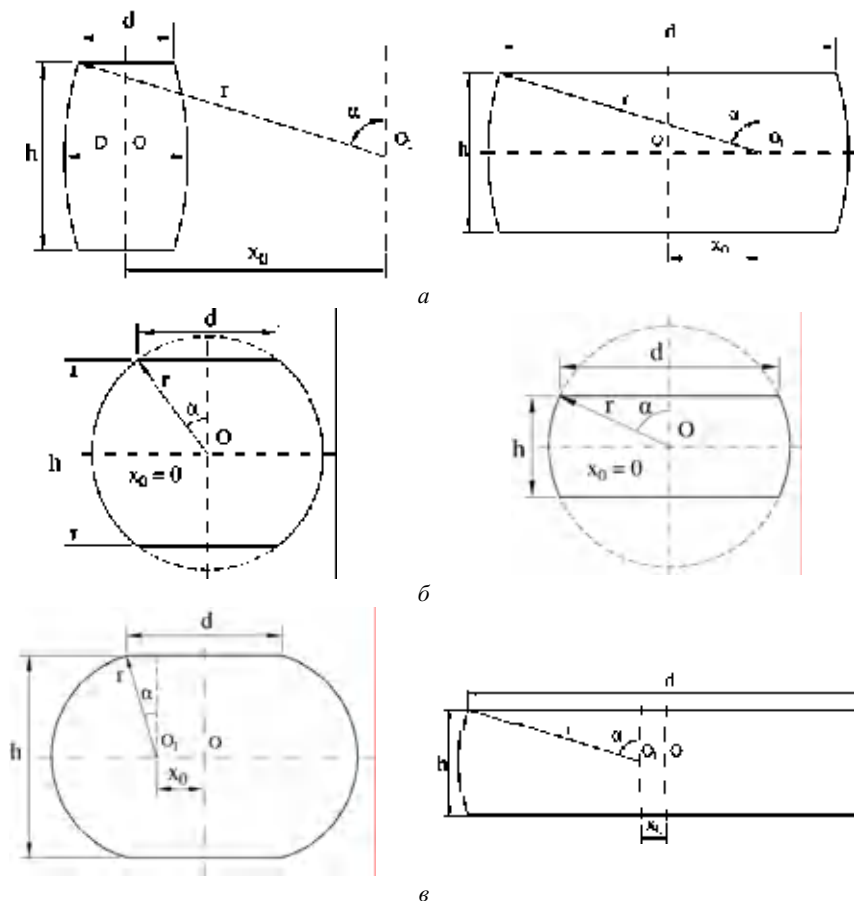
**Четвертый вариант** бочки (рис. 2д) является разновидностью третьего варианта и возможен на завершающих стадиях осадки. Он отвечает условию, когда угол  $\alpha = 0$ . При этом боковая поверхность представляет собой не дугу, как в предыдущих вариантах, а полуокружность. После интегрирования формул (2) и (4) получим:

$$V_{\text{бочки}} = \frac{1}{3} \pi r (4r^2 + 6x_0^2 + 3\pi r x_0), \quad (14)$$

$$S_{\text{бочки}} = 2\pi (2r^2 + x_0^2 + \pi r x_0). \quad (15)$$

Следует отметить, что формулы (6, 7) и (12, 13) идентичны и отличаются только знаками, а формулы (8, 9, 14, 15) являются частными случаями (6, 7).





**Рис. 2.** Варианты образования бочки при осадке цилиндрического образца (рисунки слева –  $d < h$ , справа –  $d > h$  исходной цилиндрической заготовки):

*a* – центр образующей  $O_1$  расположен правее центра симметрии заготовки  $O$ ; *б* – шаровой слой ( $x_0 = 0$ ); *в* – центр образующей  $O_1$  расположен левее центра симметрии заготовки  $O$ ;  $\alpha$  – угол  $\alpha = 0$

### Сравнение полученных формул с литературными данными

В литературе [8] приведены следующие формулы для определения объема бочки:

- для круглой бочки (образующая – дуга окружности) приближенно

$$V_{\text{бочки}} = 0,262h(2D^2 + d^2), \quad (16)$$

- для параболической бочки

$$V_{\text{бочки}} = \frac{\pi h}{15} \left( 2D^2 + Dd + \frac{3}{4}d^2 \right), \quad (17)$$

где  $D$  – больший диаметр бочки (см. рис. 2*a*).

Также приводится следующая приближенная формула для объема бочки [9]:

$$V_{\text{бочки}} = \frac{3,2Ddh}{4}. \quad (18)$$

Формулы для определения площади поверхности бочки в литературе отсутствуют.

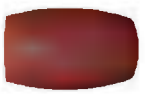

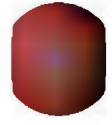





Следует отметить, что современные компьютерные программы, например, AutoCAD Mechanical 2016 [10] позволяют определять объемы и площади поверхности объемных фигур и тел, начерченных в этой программе. Однако алгоритм расчета неизвестен, а также отсутствует возможность построения чертежа бочки по заданному объему или заданной площади поверхности.

В программе AutoCAD Mechanical 2016 нами вычерчивались профили изображенных на рис. 2 бочек, задавая произвольно параметрами  $r$ ,  $\alpha$  и  $x_0$ . На основании этих профилей моделировались 3*d* объекты – бочки путем создания поверхностей вращения относительно вертикальной оси симметрии.

Результаты расчетов объемов и площадей поверхности по вышеприведенным формулам приведены в табл. 1. Приведены также виды смоделированных в AutoCAD Mechanical 2016 бочек.

Рассчитанные по формулам (6, 8, 12, 14) объемы бочек и по формулам (7, 9, 13, 15) площади поверхностей полностью совпали с объемами и поверхностями, определенными в AutoCAD Mechanical 2016, что подтверждает достоверность выведенных формул.

Таблица 1 – Исходные данные и результаты расчетов объема и площади поверхности бочкообразной заготовки

Рис. 2	Виды бочек в соответствии с рис. 2	$r$ , мм	$\alpha$ , рад.	$x_0$ , мм	$D$ , мм	$d$ , мм	$h_s$ , мм	$V_{\text{бочки}}, \text{мм}^3$ , по формулам:				$S_{\text{бочки}}, \text{мм}^2$ , по формулам (7, 9, 13, 15)
								(6, 8, 12, 14)	(16)	(17)	(18)	
а		154,6	1,275	124,9	59,5	46,1	90,0	215238	216796	214939	197235	19110
		154,6	1,275	52,8	203,7	190,3	90,0	2808171	2810912	2807068	2791185	114039
б		54,3	0,652	0,0	108,5	65,9	86,2	629400	629883	612990	492959	36205
		54,3	1,139	0,0	108,5	98,5	45,4	395436	395739	394964	388490	30734
в		26,1	0,293	11,9	76,0	38,9	50,0	175794	171161	163805	118165	15563
		154,6	1,275	22,1	353,5	340,1	90,0	8618041	8624398	8616103	8660039	281893
г		21,3	0,0	16,9	76,4	33,7	42,7	154590	143245	135000	87986	14611
		21,3	0,0	30,7	104,1	61,4	42,7	305084	284445	276092	218258	24580

Приведенные в литературе формулы (16–18) лишь приближенно соответствуют истинным значениям (отклонение составляет от сотых до десятков процентов).

### Выводы

Получены формулы для аналитического определения объема и площади поверхности бочкообразной заготовки, образующейся в процессе осадки на прессе. Формулы позволяют моделировать форму и размеры бочкообразной заготовки. Выполнена систематизация форм бочек, образование которых возможно в процессе осадки. Рассчитанные по выведенным формулам объемы и площади поверхностей бочек полностью совпали с определенными в AutoCAD значениями для построенных моделей, что подтверждает достоверность полученных формул.

### Список литературы

1. Кухарь В. В. Баланс смещенного объема при осадке заготовки с учетом условий деформирования / В. В. Кухарь // Проблемы трибологии (Problems of Tribology). – 2014. – № 1. – С. 39–44.
2. Охрименко Я. М. Теория процессовковки / Я. М. Охрименко, В. А. Тюрин. – М. : Высшая школа, 1977. – 295 с.
3. Дзугутов М. Я. Пластическая деформация высоколе-

4. гированных сталей и сплавов / М. Я. Дзугутов. – М. : Metallurgiya, 1977. – 480 с.
4. Михалеви́ч В. М. Формозміна бічної поверхні циліндричних заготовок під час вісесиметричного осадження / В. М. Михалеви́ч, Ю. В. Добрянюк, Є. А. Трач // Вісник НТУ «ХП». – 2013. – № 42. – С. 126–130.
5. Михалеви́ч В. М. Аналітичне представлення радіуса торців циліндричних заготовок під час вісесиметричного осадження / В. М. Михалеви́ч, Ю. В. Добрянюк, Є. А. Трач // Обработка материалов давлением. – 2015. – № 2. – С. 56–62.
6. Воронцов А. Л. Определение формы боковой поверхности заготовки при осадке / А. Л. Воронцов // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2007. – № 3. – С. 7–16.
7. Фихтенгольц Г. М. Курс дифференциального и интегрального исчисления. Т. 2 / Г. М. Фихтенгольц. – М. : ФИЗМАТЛИТ, 2001. – 810 с.
8. Бронштейн И. Н. Справочник по математика / И. Н. Бронштейн, К. А. Семендяев. – М. : Гостехиздат, 1957. – 608 с.
9. Перельман Я.И. Занимательная геометрия / Я. И. Перельман. – М. : Гостехиздат, 1950. – 296 с.
10. Федорченков А. П. AutoCAD Mechanical. Практическое руководство / А. П. Федорченков, А. М. Кимаев. – М. : ТехБук, 2004. – 688 с.

Одержано 09.12.2016

### Проценко В.М., Таратута К.В. Визначення об'єму і площі поверхні заготовки при моделюванні осадки на пресі

*Наведено результати теоретичних досліджень по визначенню об'єму і площі поверхні заготовки при моделюванні процесу осадки на пресі. Виконана систематизація форм діжок, утворення яких можливе в процесі осадки. Виконано порівняння отриманих формул з формулами, наведеними в літературі.*

**Ключові слова:** *ковка, заготовка, осадка, діжка, об'єм, площа поверхні.*

### Protsenko V., Taratuta K. Determination of volume and surface area of the workpiece in the modeling of precipitation is on the press

*The results of theoretical research to determine the volume and surface area of the workpiece in the modeling of upsetting process on the press are given. Systematized forms of barrels when the formation is possible in the upsetting process are done. The comparison of the obtained formulas with the formulas given in the literature are studied.*

**Key words:** *forging, workpiece, upsetting process, barrel, volume, surface area.*

Д. В. Акимов<sup>1</sup>, д-р техн. наук В. З. Грищак<sup>2</sup>, канд. физ.-мат. наук С. Н. Гребенюк<sup>2</sup>,  
д-р техн. наук С. И. Гоменюк<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Государственное предприятие «Конструкторское бюро «Южное», г. Днепр

<sup>2</sup>Запорожский национальный университет, г. Запорожье

## СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МЕТОДИК РАСЧЕТА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИИ РАКЕТОНОСИТЕЛЯ

*Представлен анализ результатов численного расчета напряженно-деформированного состояния тонкостенных элементов ракетноносителя при различных статических нагрузениях с использованием различных методик. Выполнено сопоставление полученных численных результатов с результатами экспериментальных исследований.*

**Ключевые слова:** ракетноноситель, головной обтекатель, межступенный отсек, деформация, прочность, расчетный случай, метод конечных элементов.

### Введение

Высокий уровень конкуренции в сфере производства современной ракетно-космической техники (РКТ) требует с одной стороны постоянного совершенствования изготавливаемых изделий и повышения их надежности, а с другой – уменьшения издержек производства и сроков выпуска новых разработок. Одной из важных задач, которая ставится перед отечественным ракетостроением, является уменьшение доли физических испытаний (особенно разрушающих) проектируемых образцов и замена их вычислительным (компьютерным) экспериментом.

Одним из важнейших этапов моделирования и анализа соответствия проектируемой РКТ заявленным свойствам является прочностной расчет. Широкое применение в настоящее время новых конструкционных материалов, особенно композитов, приводит к необходимости разработки новых методик численного анализа напряженно-деформированного состояния (НДС) РКТ, что в свою очередь требует создания специализированного математического и программного обеспечения.

К настоящему времени разработано значительное количество различных систем автоматизированного проектирования (САД) и инженерного анализа (САЕ), позволяющих автоматизировать исследование напряженно-деформированного состояния, устойчивости, прочности и долговечности РКТ, а также моделировать различные режимы ее работы в экстремальных условиях эксплуатации. Наиболее распространенными САЕ, применяемыми при проектировании РКТ, являются ANSYS [1], Abacus [2], CATIA [3], Nastran [4], Patran [5] и другие [6–9], причем последние две системы специально создавались для автоматизации разработки ракетно-космической техники.

Однако применение универсальных «тяжелых» САПР сопряжено с рядом проблем: с одной стороны, они могут не учитывать специфику расчета новой нетиповой конструкции, построенной, например, с использованием нестандартного композитного материала, а с другой – на практике часто возникает необходимость верификации полученных численных результатов путем сравнения их со сторонними расчетами. Таким образом, проблема разработки специализированного программного обеспечения для численного анализа НДС РКТ является актуальной задачей.

Целью настоящего исследования является определение напряженно-деформированного состояния таких элементов конструкции ракетноносителя как головной обтекатель (ГО) и межступенной отсек (МСО) с помощью различных программных комплексов и сравнительного анализа полученных результатов.

### Основная часть

Для расчета элементов конструкции ракетноносителя воспользуемся методом конечных элементов, реализованным в программных комплексах «FORTU-FEM» [10] и «MIRELA+» [11], которые были разработаны в Запорожском национальном университете. Для расчета использовались оболочечные и пространственные конечные элементы, основанные как на традиционной схеме, так и моментной схеме конечного элемента. Результаты расчетов сравнивались с данными, полученными на основе подходов, разработанных в ГП «КБ «Южное» им. М.К. Янгеля».

**Головной обтекатель ракетноносителя.** Конструкция ГО представляет собой трехслойную оболочку (рис. 1) из достаточно жестких внешнего и внутреннего слоев (волокнистый композит из углеродных волокон и эпоксидной матрицы) и относительно мягкого заполнителя

(пенопласт) между ними. В процессе эксплуатации на внешнюю часть ГО действуют распределенные поверхностные и сжимающие осевые нагрузки. Учитывая характер нагружения и тот факт, что нагрузки действуют на внешний слой оболочки, расчет проводился для двух случаев: однослойной и трехслойной модели. Нагрузки также задавались в трех вариациях: внешнее давление, осевое сжатие и их комбинированное воздействие. Кроме того, в ходе полета величина внешнего давления и осевого сжатия изменяется. Поэтому значения нагрузок моделировались для двух характерных моментов полета ракетносителя, и расчет проводился для  $t = 33$  с и  $t = 42$  с.

*Внешнее давление.* Максимальная интенсивность напряжений получена в середине конической части ГО.

Графическое сравнение распределения интенсивности напряжений вдоль оси ГО однослойной и трехслойной моделей представлено на рис. 1 (начало координат расположено в плоскости крепления ГО к переходному кольцу). Можно увидеть, что при использовании мягкого внутреннего наполнителя критические значения интенсивности напряжений уменьшаются (относительно однослойной модели, основанной на использовании только внешних несущих слоев).

*Осевое сжатие.* Рассмотрим модель ГО обтекателя под действием сжимающих сил. Будем считать, что ГО является трехслойной оболочкой. Сопоставление экстремальных значений трехслойной модели с однослойной для этого случая приведено на графике распределения интенсивности напряжений (рис. 2).

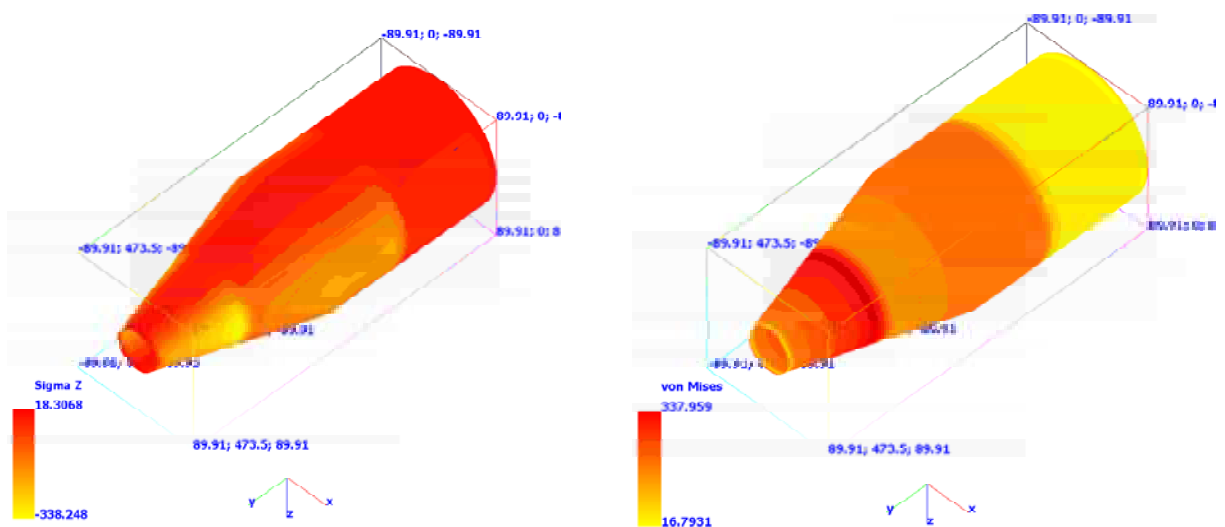


Рис. 1. Напряжения ГО (однослойная модель, внешнее давление,  $t = 42$  с)

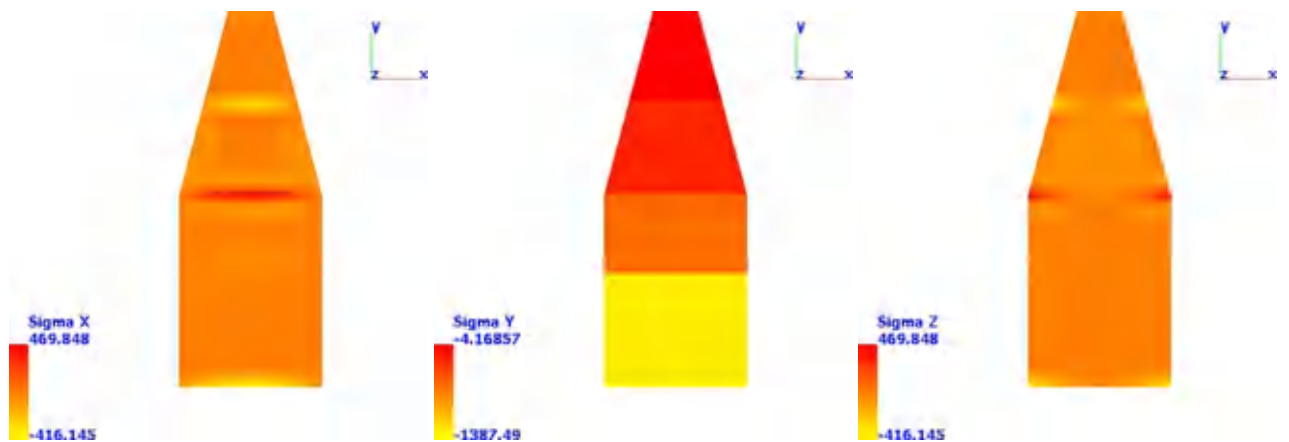


Рис. 2. НДС ГО (трехслойная модель, сжимающая сила,  $t = 42$  с)  
 $\sigma_{сж} = -1341 \text{ кгс/см}^2$

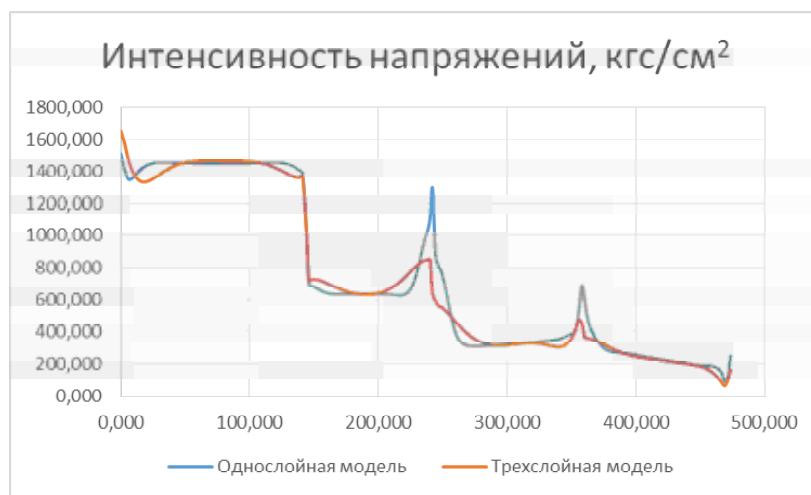
*Комбинация нагрузок.* Рассмотрим НДС ГО под действием комбинации нагрузок (одновременном действии внешнего давления и сжимающей силы). Сопоставление распределения интенсивности напряжений для однослойной и трёхслойных моделей приведено на рис. 3. В случае комбинированного нагружения получено, что максимальные напряжения возникнут на защемлённом крае (край крепления к стыковочному кольцу).

Распределение интенсивности напряжений, полученное на основе моментной схемы конечного элемен-

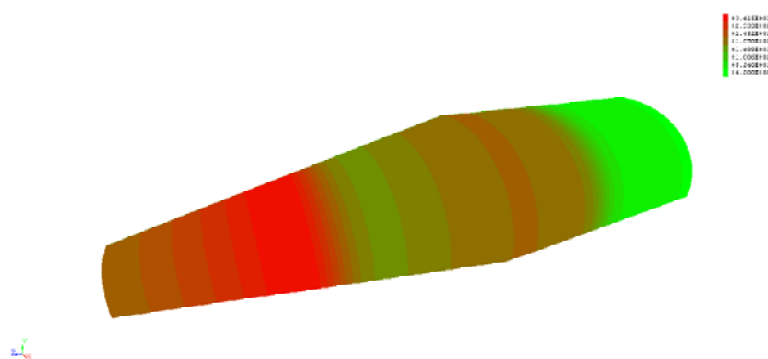
та [11], для случая  $t = 42$  с, когда на головной обтекатель действуют только распределенные поверхностные нагрузки показано на рис. 4.

Распределение интенсивности напряжений для случая  $t = 33$  с, полученное на основе моментной схемы конечного элемента, показано на рис. 5.

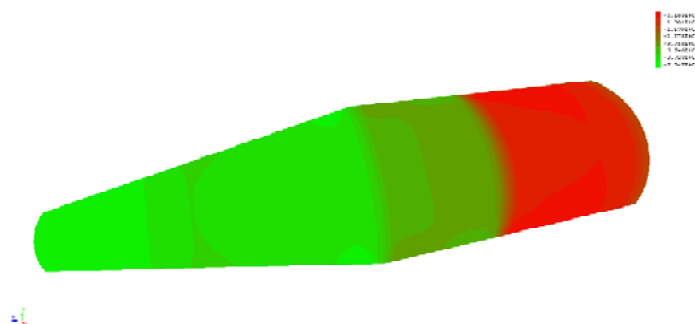
В таблице 1 приведены результаты расчетов прочностных характеристик ГО, полученные в ГП «КБ «Южное», а на рисунках 6 и 7 показан характер распределения напряжений в конструкции.



**Рис. 3.** Сопоставление распределения интенсивности напряжений ГО под действием комбинации нагрузок ( $\sigma_{\max} = 1469$  кгс/см<sup>2</sup>)



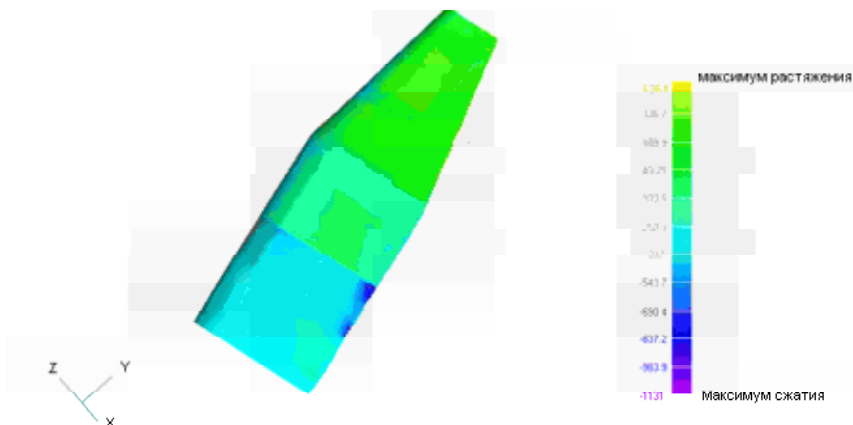
**Рис. 4.** Распределение интенсивности напряжений



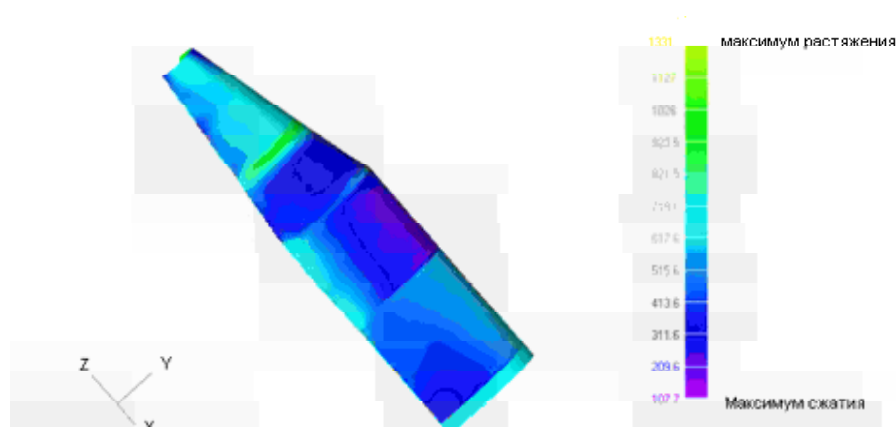
**Рис. 5.** Распределение интенсивности напряжений

**Таблиця 1** – Результати расчета прочности ГО (ГП «КБ «Южное»)

Расчетный случай	Элемент конструкции	$T, ^\circ\text{C}$	$\sigma_{сж}$ , кгс/см <sup>2</sup>	$\sigma_{раст}$ , кгс/см <sup>2</sup>
Полет на АУТ (t=42 с)	Трехслойная оболочка	100	1130	1364
Полет на АУТ (t=33 с)	Трехслойная оболочка		1192	1331



**Рис. 6.** Распределение максимальных нормальных меридиональных напряжений (кгс/см<sup>2</sup>) во внутреннем слое трехслойной оболочки ГО (t = 42 с)



**Рис. 7.** Распределение максимальных нормальных меридиональных напряжений (кгс/см<sup>2</sup>) во внутреннем слое трехслойной оболочки ГО (t = 33 с)

**Таблиця 2** – Сравнение результатов расчета ГО

Методика	$\sigma_{сж}$ , кгс/см <sup>2</sup>	$\sigma_{раст}$ , кгс/см <sup>2</sup>	Сходимость результатов расчета, %	
			по сжатию	по растяжению
ГП «КБ «Южное»	1192	1364	11	7
ЗНУ	1341	1469		

**Межступенной отсек ракетополетителя.** Конструкция МСО, как и ГО, представляет собой трехслойную оболочку из достаточно жестких внешнего и внутреннего слоев (волокнистый композит из углеродных волокон и эпоксидной матрицы) и заполнителя (перфорированный картон) между ними. В процессе конечноэлементного расчета на устойчивость [10] были получены критические параметры нагрузок: критическое давление  $P_{кр} = 1,447$  кгс/см<sup>2</sup>, критическая сжимающая сила,  $T_{кр} = 338,76$  тс.

Аналогичные расчеты, полученные по методике ГП «КБ «Южное» дали следующие результаты: критическое давление  $P_{кр} = 0,809$  кгс/см<sup>2</sup>, критическая сжимающая сила  $T_{кр} = 265,676$  тс. В ГП «КБ «Южное» были проведены также натурные испытания, результаты которых представлены в таблице 3, а в таблице 4 приведено сравнение экспериментальных данных с численными расчетами.

**Таблица 3** – Результаты испытаний МСО

Испытательные реализованные нагрузки	
$T_{экв.сж.}^{исп}$ , тс	$T_{экв.раст.}^{исп}$ , тс
267,17	106,98
265,10	104,94
269,11	107,45

В таблице использованы следующие условные обозначения:  $T_{экв.сж.}^{исп}$ ,  $T_{экв.раст.}^{исп}$  – испытательные эквивалентные осевые сжимающая и растягивающая силы в сечении соответственно.

**Таблица 4** – Сравнение результатов расчета МСО

Методика	$P_{кр}$ , кгс/см <sup>2</sup>	$T_{кр}$ , тс	Сходимость результатов расчета, %	
			по давлению	по сжатию
ГП «КБ «Южное»	0,809	265,676	72	27
ЗНУ	1,447	338,76		
Результаты испытаний	–	>269,11	3*	

\* – Сходимость результата расчета МСО по методике ГП «КБ «Южное» с результатами статических испытаний.

### Выводы

Результаты расчетов, их качественное совпадение показывают адекватность разработанных подходов и моделей для элементов конструкций ракетносителей. Исследование головного обтекателя с помощью различных методик дает хорошее совпадение результатов,

некоторое количественное различие при расчете межступенного отсека обусловлено целым рядом факторов, такими как вычислительная погрешность, различие методик определения критических нагрузок, учетом специфического механического деформирования применяемых материалов (перфорированный картон). Для повышения точности расчетов, разработанные подходы требуют дальнейшего совершенствования.

### Список литературы

1. ANSYS – Simulation Driven Product Development [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.ansys.com/>
2. Abaqus unified FEA – Complete Solutions For Realistic Simulation [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://www.3ds.com/products-services/simulia/products/abaqus/>
3. CATIA [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.3ds.com/ru/products-services/catia/>
4. MSC Nastran – Multidisciplinary Structural Analysis [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.mssoftware.com/product/msc-nastran>
5. Patran [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.mssoftware.com/product/patran>
6. Pro/ENGINEER | PTC [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.ptc.com/cad/pro-engineer>
7. LISA | Free Affordable Finite Element Analysis Software [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://lisafea.com/>
8. LS-DYNA | Livermore Software Technology Corp. – LSTC [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.lstc.com/products/ls-dyna>
9. Ведмидь П. А. Основы NX CAM. / П. А. Ведмидь. – М. : ДМК Пресс, 2012. – 216 с.
10. Функциональный подход к геометрическому моделированию технических систем / [С. В. Чопоров, С. Н. Гребенюк, С. И. Гоменюк и др.]. – Запорожье: ЗНУ, 2016 – 176 с.
11. Метод конечных элементов в вычислительном комплексе «MIRELA+» / [Киричевский В. В., Дохняк Б. М., Козуб Ю. Г. и др.]. – К. : Наук. думка, 2005. – 416 с.

Одержано 22.11.2016

### Акімов Д.В., Гришак В.З., Гребенюк С.М., Гоменюк С.І. Порівняльний аналіз методик розрахунку напружено-деформованого стану елементів конструкцій ракетносія

Представлено аналіз результатів чисельного розрахунку напружено-деформованого стану тонкостінних елементів ракетносія при різних статичних навантаженнях з використанням різних методик. Виконано співставлення отриманих чисельних результатів з результатами експериментальних досліджень.

**Ключові слова:** ракетносіє, головний обтічник, міжступеневий відсік, деформація, міцність, розрахунковий випадок, метод скінченних елементів.

### Akimov D., Gristchak V., Grebeniuk S., Gomeniuk S. Comparative analysis of the calculation methods of the stress-strain state of the launch vehicle structural elements

The analysis of the results of numerical calculation of the stress-strain state of thin-walled elements of the launch vehicle under various static loads with the use of various techniques is presented. The obtained numerical results are compared with the results of experimental studies.

**Key words:** launch vehicle, head fairing, interstage compartment, deformation, strength, calculation case, finite element method.



# IV МЕХАНІЗАЦІЯ, АВТОМАТИЗАЦІЯ ТА РОБОТИЗАЦІЯ

УДК 681.532:69.002.5

Канд. техн. наук О. Г. Гурко, Ю. О. Доля

Харківський національний автомобільно-дорожній університет, м. Харків

## ДОСЛІДЖЕННЯ ПАРАМЕТРІВ РУХУ АВТОГІДРОПІДІЙМАЧА З ОБЕРТАЛЬНИМИ ЗЧЛЕНУВАННЯМИ

*У рамках вирішення завдання побудови системи автоматизованого управління рухом автогідропідіймача з двома обертальними секціями побудовано імітаційну модель, яка дозволила одержати залежності для визначення кінематичних параметрів руху підіймача. Адекватність одержаних залежностей підтверджено експериментально. Для проведення експерименту розроблено вимірювальний комплекс.*

**Ключові слова:** автогідропідіймач, комп'ютерна модель, вимірювальний комплекс, експеримент, адекватність моделі.

### Номенклатура

$L_1$	– хід штоку гідроциліндра нижньої секції;
$L_2$	– хід штоку гідроциліндра нижньої секції;
$\theta_B$	– кут нахилу верхньої секції відносно горизонту;
$\theta_H$	– кут нахилу нижньої секції відносно горизонту;
$\omega_B$	– кутова швидкість руху верхньої секції;
$\upsilon_B$	– лінійне прискорення верхньої секції;
$A_G$	– значення кута, отримане при обробці даних від гіроскопа;
$A_A$	– значення кута, отримане при обробці даних від акселерометра;
$\Delta t$	– крок дискретизації за часом;
$\tau$	– постійна часу акселерометра;
АГП	– автогідропідіймач;
САУ	– система автоматизованого управління;
МПП	– мікропроцесорний пристрій;
ПЕОМ	– персональна електронно-обчислювальна машина

### Вступ

Утримання сучасного муніципального господарства часто пов'язане з організацією робіт на висоті, для проведення яких використовуються АГП. АГП – це вантажопідійомні машини, що призначені для переміщення людей у люльках, під кутом або вертикально з одного рівня на інший [1]. АГП є універсальним видом спецтехніки, що мають низку переваг, таких як мобільність, простота в управлінні, практичність і широка сфера за-

стосування. Оскільки АГП призначені для переміщення людей (робітників) на значну висоту, то вони вважаються обладнанням підвищеної небезпеки. У зв'язку з цим необхідна розробка і впровадження САУ, що дозволяють визначати безпечні і, в той же час, найбільш раціональні (з мінімальними витратами часу й енергії) режими руху секцій АГП з вихідної точки в кінцеву, а також реалізовувати цей рух.

## Постановка задачі

При розробці САУ АГП необхідно мати адекватну математичну та/або комп'ютерну модель автогідропідіймача. Адекватність моделі підтверджується шляхом порівняння результатів моделювання й експериментальних даних, розбіжність між якими не повинна перевищувати 10–18 % [2]. Тому метою даної роботи є побудова комп'ютерної моделі механізму АГП та експериментальна перевірка її адекватності.

Досягнення поставленої в роботі мети передбачає вирішення наступних завдань: 1) побудову комп'ютерної моделі АГП; 2) розробку вимірювального комплексу для дослідження руху АГП; 3) проведення експериментальних досліджень параметрів руху АГП; 4) шляхом порівняння результатів моделювання й експериментальних даних оцінити адекватність комп'ютерної моделі.

## Огляд літератури

Питанням дослідження і управління рухом секцій АГП в літературі приділено недостатньо уваги. Серед робіт що присвячені даній темі, слід відзначити [3], в якій запропонована САУ рухом АГП з ПД-регулятором. Для визначення бажаних законів зміни узагальнених координат і їх швидкостей при переміщенні секцій АГП з одного положення в інше використовувався інтерполяційний поліном п'ятого порядку. Однак, в роботі не враховувалися обмеження на положення і швидкість руху секцій АГП. Кінематичному дослідженню АГП присвячена робота [4], в якій отримано аналітичний розв'язок задачі визначення положення вузлових точок механізму двосекційного АГП.

У той же час, існує розв'язок аналогічних завдань, але для інших видів будівельної техніки з робочим обладнанням маніпуляторного виду. Зокрема в [5] визначено умови розсіювання енергії у приводах шарнірно-зчленованої стріли для крана маніпулятора. У роботі [6] наведено методику розрахунку оптимального режиму пуску висувної рукояті крана-маніпулятора разом з вантажем, визначені кінематичні характеристики руху системи, з заданими крайніми умовами руху висувної рукояті з вантажем. Монографія [2] присвячена розробці оптимальних траєкторій робочого органу будівельного маніпулятора. Робота [7] присвячена розробці САУ маніпулятором гідравлічного екскаватора.

Таким чином, є доцільним використати досвід, накопичений при дослідженні інших машин, при розробці САУ АГП. САУ АГП повинна забезпечити плавність ходу секцій та необхідну орієнтацію люльки при подачі її до місця проведення робіт. При проектуванні такої САУ необхідно знати існуючі заборонені положення, неприпустимі значення з точки зору кінематичних і геометричних обмежень, та гранично допустимі значення швидкостей та прискорень. Ці значення можна отримати аналітично або шляхом моделювання, але в реальному випадку аналітичні й емпіричні розрахунки будуть відрізнятися один від одного.

## Матеріали і методи

Як приклад будемо розглядати двосекційний АГП з ланками, що обертаються, який знаходиться на навчально-науковій виробничій базі ХНАДУ. Для дослідження параметрів руху АГП у пакеті «КОМПАС-3D» побудована 2D модель АГП масштабі 1:10 (рис. 1). Дана модель використовувалася для визначення кінематичних залежностей між переміщенням штоків виконавчих гідроциліндрів і кутовими положеннями секцій АГП, а також при визначенні значень кутових швидкостей і прискорень елементів кінематичної схеми АГП.

При отриманні зазначених залежностей розглядалося переміщення верхньої секції з початкового положення  $\theta_{v0} = -7,7$  градуса в кінцеве  $\theta_{vf} = -68,9$  градуса, в той час, як кут нахилу нижньої секції змінювався від  $\theta_{h0} = 3,5$  до  $\theta_{hf} = 23,0$  градусів. Хід  $L_1$  штоку гідроциліндра нижньої секції АГП змінювалася в діапазоні  $L_1 = 0 \dots 140$  мм, а гідроциліндра верхньої секції  $L_2 = 0 \dots 380$  мм.

Для зручності обчислень діапазони зміни  $L_1$  та  $L_2$  від початкового значення до кінцевого були розбиті на 5 інтервалів з кроком 35 мм для  $L_1$ , і 95 мм для  $L_2$  (табл. 1).

Таблиця 1 – Діапазони ходу гідроциліндрів секцій АГП

$L_1$ , мм	0	35	70	105	140
$L_2$ , мм	0	95	190	285	380

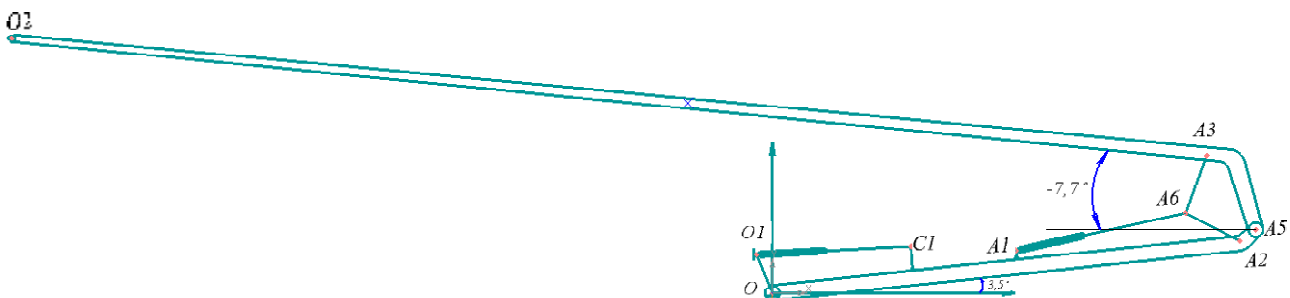


Рис. 1. 2D модель автогідропідіймача

$$\theta_H = 8,552L_1 - 3,0832, \quad (1)$$

$$\theta_H = -0,236L_1 + 39,35, \quad (2)$$

$$\theta_B = 0,1534L_2 - 8,4085, \quad (3)$$

$$\theta_B = -0,1532L_2 + 69,157, \quad (4)$$

$$\omega_B = 10^{-6}L_2^2 - 0,0005L_2 + 0,1865, \quad (5)$$

$$\upsilon_B = -0,0002L_2^2 - 0,0973L_2 + 18. \quad (6)$$

Залежності (1), (3), (5), (6) відповідають підніманню секцій, а (2), (4), – їх опусканню.

Для перевірки адекватності отриманих рівнянь (1)–(6) необхідно виконати перевірку з експериментальними даними. Визначення поточних значень параметрів руху АГП в реальному часі вимагає розробки відповідного вимірювального комплексу.

### Експерименти

В основі розробленого вимірювального комплексу (рис. 2) для реєстрації даних про динамічні параметри АГП використано датчик GY-521 на мікросхемі MPU6050 компанії InvenSense, виконаний за MEMS-технологією (Micro Electro Mechanical Systems). У складі датчика є трьохкоординатний гіроскоп і трьохкоординатний акселерометр, що робить його вимірювальним пристроєм з 6-ма ступенями свободи. MPU 6050 містить 7 вбудованих 16-ти бітних АЦП: по 3 для оцифрування виходів з гіроскопа і з акселерометра, і 1 – для вбудованого датчика температури, який використовується для температурної корекції результатів.



Рис. 2. Вимірювально-передавальний модуль:

- 1 – датчик руху GY-521;
- 2 – мікропроцесорний пристрій Arduino UNO;
- 3 – радіомодуль SE08R01;
- 4 – джерело живлення

Передача результатів вимірювання від встановлених на секціях АГП датчиків до закріплених поруч МПП проводиться за допомогою двохдротового інтерфейсу I2C. Кожний з МПП виконує попередню обробку показань і передає отримані результати для подальшого аналізу на віддалено розташовану ЕОМ. Використання дротового інтерфейсу для обміну даними між МПП та ЕОМ

незручно і недоцільно, оскільки вимагає наявності досить протяжних ліній, а крім того, є ризик їх пошкодження. У зв'язку з цим реалізований бездротовий обмін даними МПП/ЕОМ. Для цієї мети використаний радіопередавальний модуль SE08R01 (рис. 2), який може виконувати роль як приймача, так і передавача, працює за стандартним UART інтерфейсом, має вбудований фільтр і апаратний контроль помилок. У якості МПП використана мікропроцесорна платформа Arduino UNO.

Дані про лінійні прискорення і кутові швидкості, отримані від GY-521, використовуються для визначення кутових положень секцій АГП у відповідності з наступною формулою [8]:

$$\alpha = k \cdot A_A + (1-k) \cdot A_G. \quad (7)$$

$$k = \frac{\tau}{\tau + \Delta t}. \quad (8)$$

Таким чином, реалізується комплементарний фільтр, який дозволяє компенсувати похибку визначення кутових положень за допомогою одних тільки акселерометрів.

Структурна схема розробленого вимірювального комплексу наведена на рис. 3.

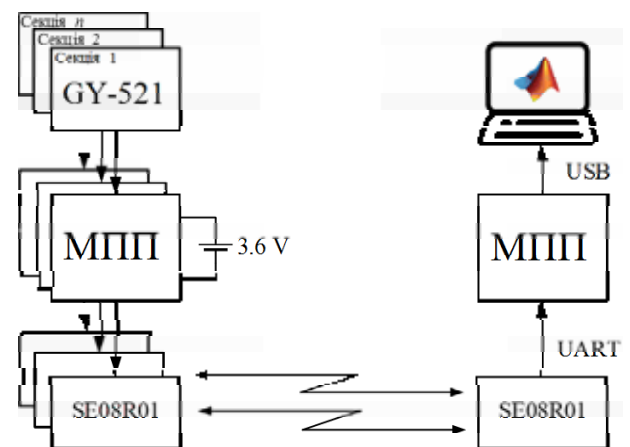


Рис. 3. Структура вимірювального комплексу

Для визначення впливу випадкових похибок на результати вимірювань проведено серію експериментів у статистиці, тобто при нерухомому АГП, і виконана статистична обробка отриманих даних, що дозволило оцінити точність вимірювань. При цьому три датчики були однаково орієнтовані на нерухомій, гладкій, горизонтальній поверхні. Рівень горизонту був перевірений за допомогою датчика цифрового кутоміра Bosch PAM 220, що має похибку вимірювання рівня  $\pm 0,05^\circ$ . Показання датчиків передавалися на ПЕОМ з періодичністю 124 мс, у результаті чого для кожного датчика сформована генеральна сукупність з 484 елементів. Значення основних статистичних показників вибірок наведені в табл. 2.

**Таблиця 2** – Значення показників вибірок при вимірюванні нуля

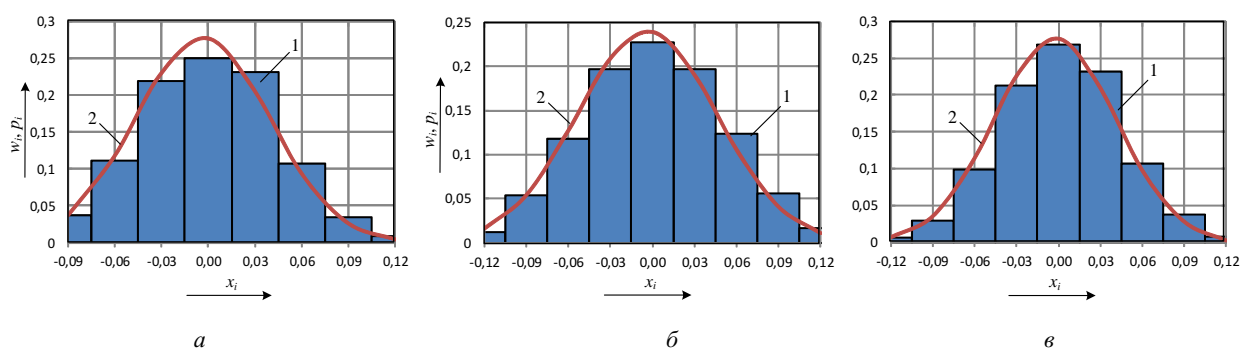
Показник	Датчик 1	Датчик 2	Датчик 3
Середнє, $\bar{\alpha}_i$ [°]	-0,004	-0,005	-0,004
Стандартна помилка, $S_E$ [°]	0,002	0,002	0,002
Медіана, [°]	0,000	0,000	0,000
Стандартне відхилення, $\sigma$ [°]	0,042	0,051	0,049
Дисперсія вибірки, $\sigma^2$ [°]	0,002	0,003	0,002
Мінімальне значення у вибірці, $\alpha_{\min}$ [°]	-0,09	-0,15	-0,14
Максимальне значення у вибірці, $\alpha_{\max}$ [°]	0,11	0,12	0,12
Рівень надійності (95,0 %)	0,004	0,005	0,004

Таким чином, можна сформулювати вихідну гіпотезу про те, що розглянуті помилки вимірювання підпорядковуються нормальному закону розподілу ймовірності із середніми значеннями  $\bar{\alpha}_1 = \bar{\alpha}_3 = -0,004^\circ$ ,  $\bar{\alpha}_2 = -0,005^\circ$  і стандартними відхиленнями  $\sigma_1 = 0,042^\circ$ ,  $\sigma_2 = 0,051^\circ$ ;  $\sigma_3 = 0,049^\circ$  відповідно для першого, другого і третього датчиків.

Отримані вибірки проаналізовані на наявність промахів за допомогою критерію Н.В. Смирнова. У результаті перевірки промахів у вибірках не виявлено.

З вибірки сформовані варіаційні ряди, які підлягають перевірці на нормальність розподілу. У якості критерію узгодження використано критерій Пірсона [9]. Спостережувані значення  $\chi^2_{спос1} = 7,30$ ,  $\chi^2_{спос2} = 6,92$  та  $\chi^2_{спос3} = 11,70$  для 1-го, 2-го і 3-го датчиків відповідно. Рівень значущості прийнятий рівним 0,05. Критичні значення:  $\chi^2_{крит1} = 11,07$ ,  $\chi^2_{крит2} = \chi^2_{крит3} = 12,59$ . Умова  $\chi^2_{спос} \leq \chi^2_{крит}$  виконується, отже, дані спостережень узгоджуються з гіпотезою про нормальний розподіл результатів вимірювань.

На рис. 4 наведені гістограми, що характеризують емпіричні щільності ймовірності (1), а також криві (2), що описують теоретичні щільності  $p_i$  при нормальному розподілі.



**Рис. 4.** Емпіричні (1) і теоретичні (2) щільності ймовірностей при вимірі нуля: а – датчик 1; б – датчик 2; в – датчик 3

Для перевірки адекватності комп'ютерної моделі АГП та одержаних залежностей (1)–(6) проведено ряд експериментів над АГП. Визначення параметрів руху секцій АГП здійснювалося за допомогою описаного вище вимірювального комплексу.

Розташування вимірювально-передавальних модулів зображено на рис. 5.

У ході проведення експерименту визначалися: кути, кутові швидкості та лінійні прискорення точок  $P_0, P_1, P_2$  (рис. 5).

### Результати

Приклади зміни одержаних вимірювальних параметрів від часу наведені на рис. 6–8.

Після обробки одержаних результатів вимірювання розраховано залежності кутів повороту та кутових швидкостей від переміщення штоків виконавчих гідроциліндрів. Відповідні залежності у вигляді графіків наведено на рис. 9–12. На тих же рисунках для зручності зображені графіки, що побудовані за результатами моделювання на підставі формул (1)–(6).

### Обговорення

Аналіз рисунків 9–14, а також даних в табл. 3, де наведені процентні значення відхилень між залежностями, одержаними при моделюванні та шляхом проведення експерименту, не перевищують 11 %, що свідчить про адекватність побудованої комп'ютерної моделі. Таким чином, її можна використовувати при синтезі та аналізі САУ.



Рис. 5. Розташування датчиків на експериментальному АГП

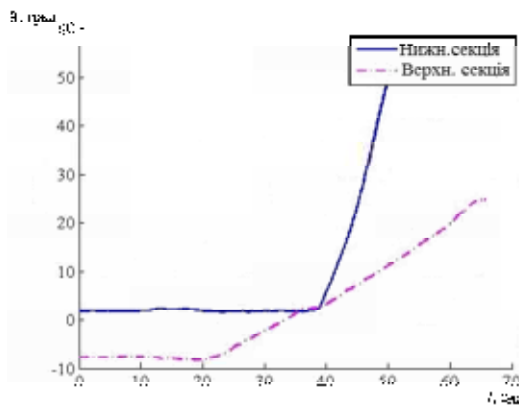


Рис. 6. Графік зміни кута нахилу нижньої і верхньої секцій в залежності від часу

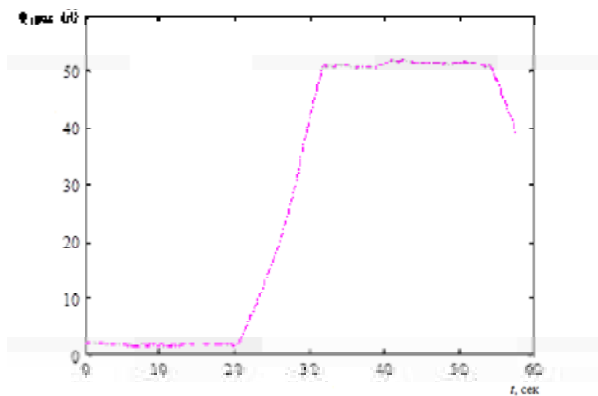


Рис. 7. Графік зміни кута верхньої секції в залежності від часу

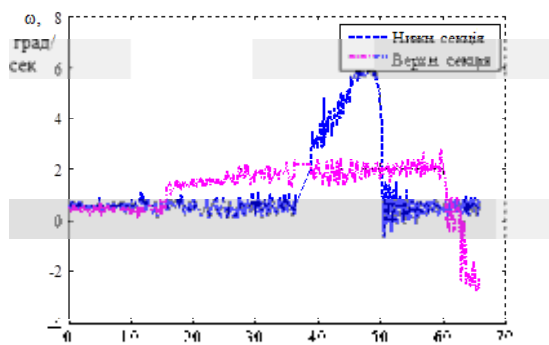


Рис. 8. Графік зміни кутових швидкостей верхньої і нижньої секцій в залежності від часу

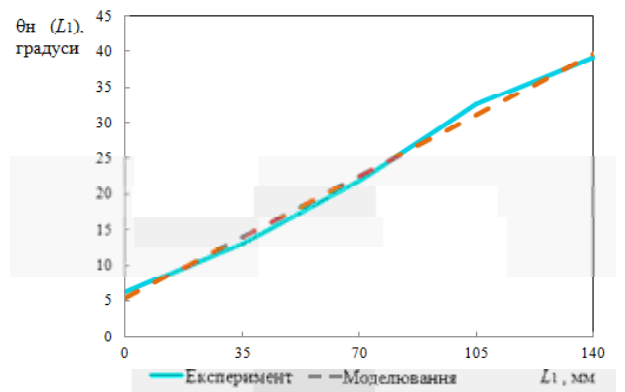


Рис. 9. Зміна кута нахилу при підйомі нижньої секції

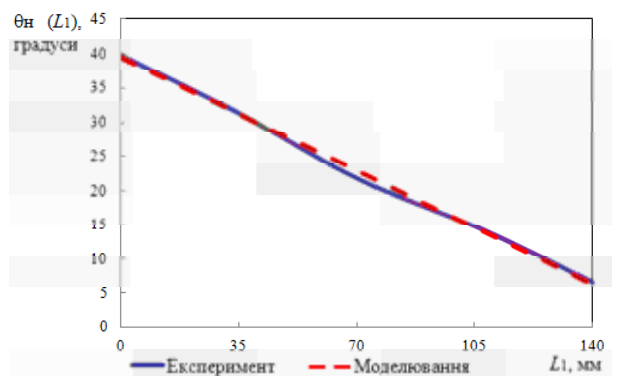


Рис. 10. Зміна кута нахилу при опусканні нижньої секції

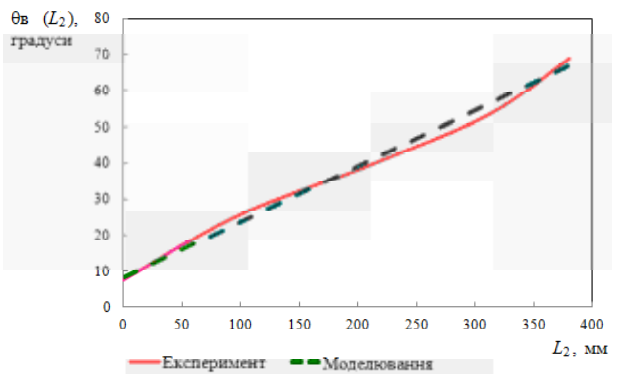


Рис. 11. Зміна кута нахилу при підйомі верхньої секції

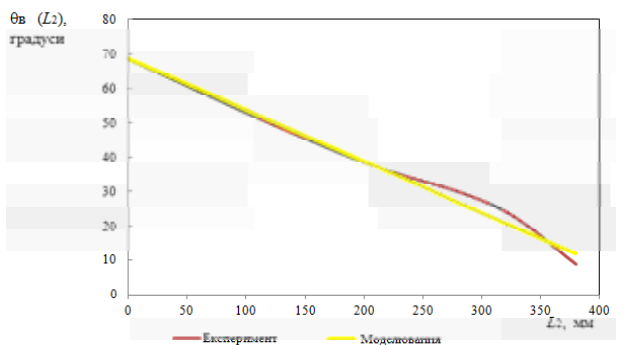


Рис. 12. Зміна кута нахилу при опусканні верхньої секції

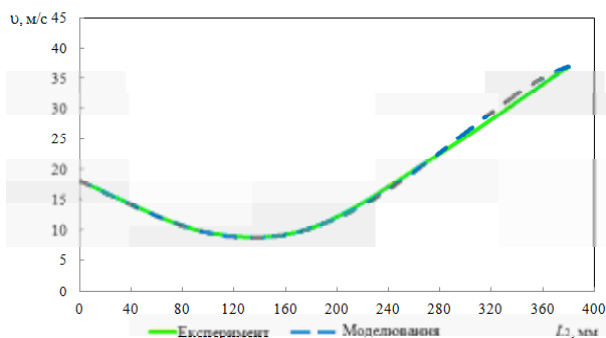


Рис. 13. Лінійна швидкість люльки при підйомі верхньої секції

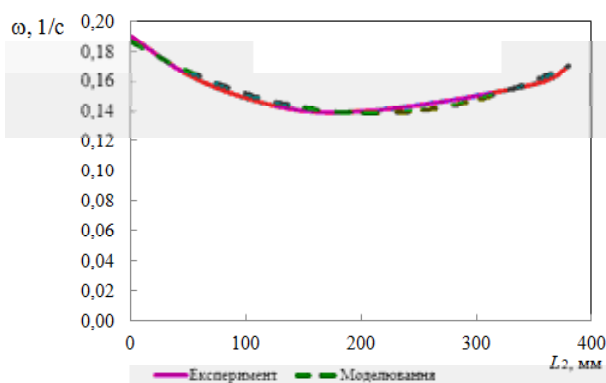


Рис. 14. Кутова швидкість підйому верхньої секції

Таблиця 3 – Середньоквадратичне відхилення даних між моделюванням і експериментальними даними

Параметр	Відхилення, %
Кут $\theta_H$ , при підйомі нижньої секції	10,38
Кут $\theta_H$ , при опусканні нижньої секції	7,07
Кут $\theta_B$ , при підйомі верхньої секції	7,18
Кут $\theta_B$ , при опусканні верхньої секції	2,92
Лінійна швидкість $v_B$ люльки	8,27
Кутова швидкість $\omega_B$ підйому верхньої секції	0,02

Відхилення між модельними та експериментальними даними пов'язано з тим, що при моделюванні руху АГП передбачалися ідеальні умови руху з постійними швидкостями руху штоків та у відсутності дії різноманітних зовнішніх факторів.

### Висновки

Проаналізувавши проведені дослідження, можна зробити наступні висновки.

Комп'ютерна модель, що описує рух АГП досить близька до експериментальної, отриманої в результаті проведення випробувань на натурному зразку, і є адекватною. Таким чином, її можна використовувати для подальших розрахунків.

Отримані в ході моделювання залежності є вихідними даними для вирішення завдання синтезу раціональних траєкторій секцій АГП.

Розроблений вимірювальний комплекс, що має необхідні характеристики для здійснення виміру параметрів руху АГП в реальному часі та може бути використаний для реалізації зворотнього зв'язку в САУ АГП.

Наступним кроком при синтезі САУ АГП є розробка математичної та комп'ютерної моделі АГП з урахуванням динамічних параметрів. На вирішення даного завдання спрямована подальша робота.

### Подяки

Висловлюємо вдячність за організаційну та технічну допомогу Розенфельду Миколі Володимировичу, старшому викладачеві ХНАДУ за допомогу при проведенні експерименту та обробці його результатів.

### Список літератури

1. Гудков Ю. И. Автомобильные подъёмники и вышки / Ю. И. Гудков, Н. П. Сытник. – К. : Основа, 2004. – 208 с.
2. Щербаков В. С. Автоматизация моделирования оптимальной траектории движения рабочего органа строительного манипулятора : монография / В. С. Щербаков, И. А. Реброва, М. С. Корытов. – Омск : Изд-во СибАДИ, 2009. – 106 с.
3. Гурко А. Г. Разработка системы управления движением автогидроподъемника / А. Г. Гурко, И. Г. Кириченко // зб. наук. праць : Будівництво. Матеріалознавство. Машинобудування. Серія : Підйомно-транспортні, будівельні і дорожні машини і обладнання. – 2014. – С. 210–220.
4. Гурко А. Г. Исследование положений стрелы двухзвенного автогидроподъемника / А. Г. Гурко, Н. В. Розенфельд, Ю. А. Доля // Технология приборостроения. – 2015. – Вып. 1. – С. 58–61.
5. Ловейкін В. С. Области збереження енерговитрат у вантажних маніпуляторах на транспортних засобах / В. С. Ловейкін, Д. О. Мішук // Гірничі та піднімально-транспортні машини. – 2009. – № 75. – С. 37–42.
6. Ловейкін В. С. Оптимізація режиму пуску висувної рукояті крана-маніпулятора під час горизонтального переміщення вантажу з урахуванням його коливань / В. С. Ловейкін, Д. О. Мішук // Гірничі та піднімально-транспортні машини. – 2010. – № 76. – С. 3–8.
7. Gurko A. Trajectory Tracking Control of an Excavator Arm Using Guaranteed Cost Control / A. Gurko, O. Sergiyenko etc. // Lecture Notes in Electrical Engineering. – 2016. – Vol. – P. 177–196.
8. Мещеряков Я. Е. Мониторинг точности позиционирования основных функциональных узлов технологических машин / Я. Е. Мещеряков, А. М. Кориков // Актуальные проблемы современного машиностроения : сборник трудов Международной научно-практической конференции, г. Юрга, 11–12 декабря 2014 г. – Томск, 2014. – С. 38–42.
9. Степнов М. Н. Статистические методы обработки результатов механических испытаний : Справочник / М. Н. Степнов. – М. : Машиностроение, 1985. – 232 с.

Одержано 12.12.2016

**Гурко А.Г., Доля Ю.А. Исследование параметров движения автогидроподъемника с вращательными сочленениями**

*В рамках решения задачи построения системы автоматизированного управления движением автогидроподъемника с двумя вращательными секциями построена имитационная модель, которая позволила получить зависимости для определения кинематических параметров движения подъемника. Адекватность полученных зависимостей подтверждена экспериментально. Для проведения эксперимента разработан измерительный комплекс.*

**Ключевые слова:** автогидроподъемник, компьютерная модель, измерительный комплекс, эксперимент, адекватность модели.

**Gurko A., Dolia Yu. Investigation of cherry-picker motion parameters with rotational joints**

*Within the framework of the solution of the problem of creation of an automated control system of a two-link cherry-picker movement, the simulation model, which allowed obtaining the cherry-picker kinematic relationships, has been built. The adequacy of the obtained relationships has been confirmed by experimental results. For carrying out of the experiment a measuring complex has been created.*

**Key words:** cherry-picker, computer model, measurement complex, experiment, model adequacy.

---

# НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

## О ТЕРМОДИНАМИКЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ СФЕРИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ С ДВИЖУЩИМИСЯ ГРАНИЦАМИ ЗЕРЕН

При рассмотрении миграции межзеренных границ в практически однофазных металлических системах с избыточными частицами сферической формы обычно принимают, что захват движущейся границей таких включений термодинамически выгоден, поскольку при этом граница сокращает свою площадь примерно на площадь наибольшего сечения сферического объема и, следовательно, уменьшает на соответствующую величину свободную поверхностную энергию. Однако в силу определенных требований физики явления система должна реагировать на необходимость сохранения объема частицы при попадании последней на границу раздела, а также устанавливать определенный угол контакта матрицы с частицей в плоскости сечения самой частицы у границы раздела (из-за наличия определенного соотношения межфазной и межзеренной энергий, так как эти энергии являются физическими константами для любой конкретной термодинамической системы).

Рассмотрим несколько идеализированную ситуацию. Пусть практически чистая граница имеет ширину порядка трех межатомных расстояний [1]. В этом случае можно допустить, что при встрече такой границы с частицей последняя в соответствии с термодинамическими требованиями легко встраивается в ее «тело» с потерей части площади самой границы (см. рис. 1). Интересно проследить за эволюцией сферической частицы по истечении некоторого времени, независимо от того продолжает ли двигаться граница после акта захвата частицы или практически прекращает свое движение из-за эффекта сильного «механического» торможения.

При попадании сферической частицы на межзеренную границу происходит ее «расползание» по граничной поверхности (в силу необходимости сохранения прежнего объема), что влечет за собой увеличение радиуса для двух сочлененных сферических сегментов в соответствии с требованием установления определенного угла контакта каждого сегмента с границей (угол  $\theta$  на рисунке 1). В этом случае соотношение между радиусами сферической частицы  $r_{сф.}$  и ее же сегментами  $R_{спл.сф.}$ , когда она приобретает форму сплющенного сфероида, отвечает выражению (см. рисунок 1)

$$r_{сф.} = R_{спл.сф.} \sqrt[3]{\frac{1}{2}(1 - \cos \theta)^2 (2 + \cos \theta)}. \quad (1)$$

При этом высота каждого сфероидального сегмента равна  $h = R_{спл.сф.} (1 - \cos \theta)$ .

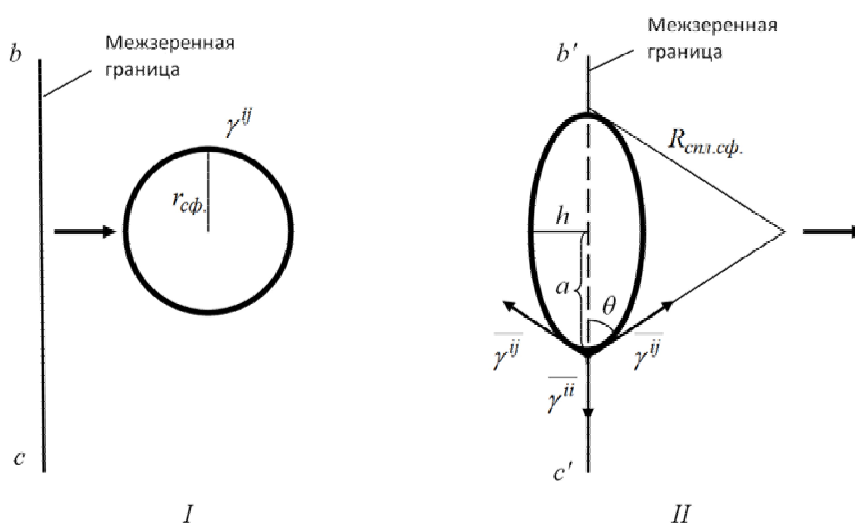


Рис. 1. Изменение формы частицы при ее «захвате» движущейся границей: I – сферическая частица в матрице; II – захваченная межзеренной границей частица после приобретения сфероидальной формы



Термодинамический выигрыш (в результате уменьшения свободной энергии) равен разнице между суммой поверхностных энергий двух сочлененных сплюснутых сегментов, равной  $F_{\text{спл.сф.}}$  (без учета энергии их круглых оснований –  $F_{\text{кр.}}$ ) и свободной энергии сферической поверхности первоначального включения  $F_{\text{сф.}}$  (до его попадания на границу матричной фазы) будет равен:

$$\Delta F = (F_{\text{спл.сф.}} - F_{\text{кр.}}) - F_{\text{сф.}} = (4\pi R_{\text{спл.сф.}} h \gamma^{ij} - \pi a^2 \gamma^{ii}) - 4\pi r_{\text{сф.}}^2 \gamma^{ij}, \quad (2)$$

где  $a$  – радиус основания сегмента, равный  $a = R_{\text{спл.сф.}} \sin \theta$ ;

$\gamma^{ii}$  – поверхностное натяжение на межзеренной границе раздела;

$\gamma^{ij}$  – поверхностное натяжение на границе раздела матрица / частица.

Следует специально отметить, что между поверхностными энергиями  $\gamma^{ii}$  и  $\gamma^{ij}$  существует связь, обусловленная наличием угла  $\theta$ .

$$\gamma^{ii} = 2\gamma^{ij} \cos \theta. \quad (3)$$

Относительное уменьшение поверхностной энергии отвечает зависимости от угла  $\theta$  следующего вида:

$$\frac{\Delta F}{F_{\text{сф.}}} = \frac{(4\pi R_{\text{спл.сф.}} h \gamma^{ij} - \pi a^2 \gamma^{ii}) - 4\pi r_{\text{сф.}}^2 \gamma^{ij}}{4\pi r_{\text{сф.}}^2 \gamma^{ij}} = \frac{1 - \cos \theta - \frac{1}{4} \cdot \frac{\gamma^{ii}}{\gamma^{ij}} \sin^2 \theta}{\left[ \frac{1}{2} (1 - \cos \theta)^2 (2 + \cos \theta) \right]^{\frac{2}{3}}} - 1. \quad (4)$$

С учетом этой зависимости были выполнены количественные оценки (см. табл. 1) результирующего уменьшения свободной поверхностной энергии системы матрица-частица. Проведем общий анализ полученных результатов.

**Таблица 1** – Расчетные значения использованных данных

№	$\theta$	$\gamma^{ii}/\gamma^{ij}$	$\Delta F/F_{\text{сф.}}$
1	Условно 90° ( $R=h=a=r$ )	1	-0,25
2	85°	0,174	-0,045
3	80°	0,347	-0,094
4	75°	0,518	-0,147
5	70°	0,684	-0,203
6	60°	1	-0,321
7	45°	$\sqrt{2}$	-0,512
8	30°	$\sqrt{3}$	-0,705
9	0°	2	-1

Из расчетов следует, что упомянутый выше эффект расплзания частицы по обе стороны поверхности раздела (с учетом «встраивания» участка межзеренной границы в тело частицы) является термодинамически обоснованным (кроме интервала табличных значений 2...5).

Примем во внимание следующий казался бы вполне очевидный случай сохранения сферической формы включения на границе матрицы при условии равенства поверхностных энергий  $\gamma^{ii}$  и  $\gamma^{ij}$  ( $\theta = 90^\circ$ ). При этом действительно существует определенный термодинамический выигрыш за счет уменьшения поверхностных энергий (позиция 1 в табл. 1). Однако после преобразования сферической частицы в сфероидальную (с углом контакта  $\theta = 60^\circ$ ), в случае

того же равенства межфазной и межзеренной энергий, термодинамический выигрыш для системы уже является существенно большим (табл. 1, позиция б).

Поскольку в результате лучшей припасовки атомов более сложного по составу и строению включения к атомной структуре матричной фазы, практически всегда справедливо неравенство  $\gamma^{ii} / \gamma^{ij} \geq 1$  [2]. Поэтому можно исключить приведенные в таблице варианты 2...5, как не вполне отвечающие общей термодинамической ситуации при наличии практически чистых матричных границ.

Подытоживая все вышесказанное, важно отметить, что термодинамический выигрыш при попадании сферической частицы на границу может существенно возрасти (см. табл. 1). Поэтому, из-за эффекта контактного «смачивания» (т. е. установления определенного угла контакта на границе раздела фаз) необходимо всегда учитывать это обстоятельство при рассмотрении вопросов о возможности отрыва границ раздела от попавших на них в процессе миграции включений сферической формы, поскольку сопротивление такому отрыву будет сильно зависеть от типа контактной трансформации сферических частиц, захваченных движущейся границей.

#### Список литературы

1. Мак Лин Д. Границы зерен в металлах / Мак Лин Д. – М. : Metallurgizdat, 1960. – 322 с.
2. Дурягіна З. А. Структурно-енергетичний стан внутрішніх та зовнішніх меж поділу у металевих системах (монографія) / З. А. Дурягіна, В. Ю. Ольшанецкий, Ю. І. Кононенко. – Львів : Видавництво Львівської політехніки, 2013. – 456 с.

*Одержано 15.12.2016*

© **Д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий, Ю. И. Кононенко**

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

**Ol'shanetskii V., Kononenko Yu. Thermodynamics of spheroidal interaction inclusions with moving boundaries grains**

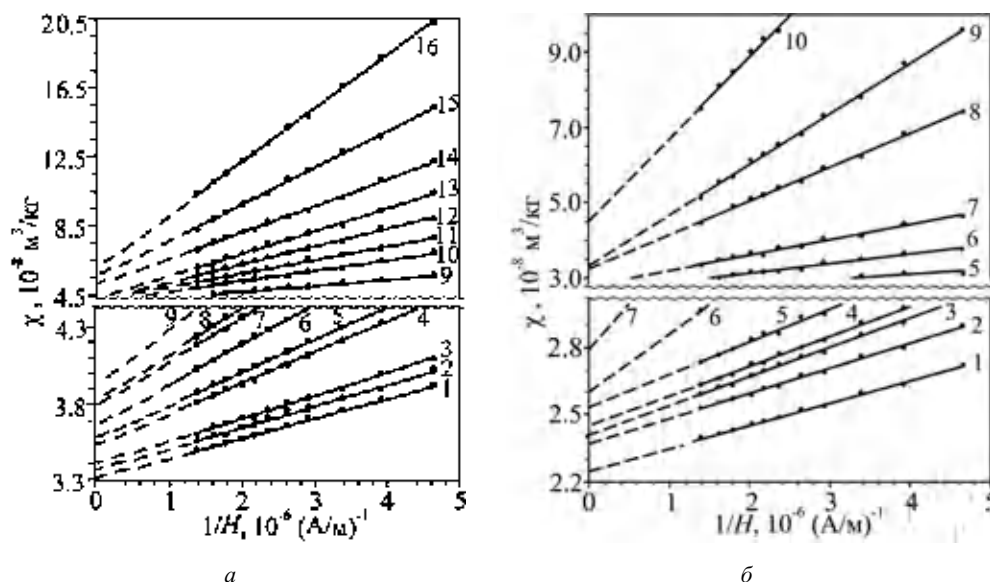
---

## О МАТЕМАТИЧЕСКОЙ КОРРЕЛЯЦИИ ПАРАПРОЦЕССНЫХ ЯВЛЕНИЙ В ПАРАМАГНИТНОМ АУСТЕНИТЕ СТАЛЕЙ С НАКОПЛЕНИЕМ УПРУГОЙ ЭНЕРГИИ ПРИ ИХ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ

Как было показано в работах [1, 2], в хромоникелевых и марганцовистых сталях аустенитного класса при пластической деформации сжатием происходят парапроцессы, связанные с возникновением и накоплением ферромагнитных фаз. В настоящее время некоторые детали этой проблемы требуют более тщательного рассмотрения. Особенно это касается механизма и условий формирования первых порций ферромагнитного мартенсита ( $\alpha'$ -фазы).

При определении малых количеств этой фазы в аустените указанных сталей использовали зависимости изменений магнитной восприимчивости от обратных значений напряженности магнитного поля для каждого акта пластической деформации сжатием. Как следует из приведенных на рис. 1 графиков, любые линейные по сути зависимости такого рода характеризуется угловыми коэффициентами ( $K$ ), которые возрастают при увеличении деформации сжатием (для обоих типов аустенитных материалов).

Была поставлена задача установить особо точные значения угловых коэффициентов прямых  $\chi(1/H)$  от степени пластической деформации сжатием с последующей попыткой свести полученные зависимости в обобщенные законы связи магнитной восприимчивостью аустенита сталей с накоплением упругой энергии при деформации сжатия в условиях развития парапроцессных явлений (т. е. формирования ферромагнитных фаз).



**Рис. 1.** Зависимость  $\chi(1/H)$  при различных значениях пластической деформации сжатием хромоникелевой 10X16N13 (а) и марганцовистой Г13Л (б) сталей. Деформация: а) 1 – 23,98; 2 – 24,74; 3 – 25,49; 4 – 27,76; 5 – 29,27; 6 – 30,86; 7 – 31,92; 8 – 33,06; 9 – 35,70; 10 – 40,24; 11 – 44,23; 12 – 47,66; 13 – 50,45; 14 – 54,69; 15 – 59,38; 16 – 67,70 %; б) 1 – 6,03; 2 – 8,52; 3 – 10,00; 4 – 11,00; 5 – 12,01; 6 – 15,68; 7 – 19,18; 8 – 26,68; 9 – 29,78; 10 – 35,70 %

Для получения максимально точных результатов и исключения связи квадратичных ошибок при определении коэффициентов линейных уравнений использовали одномерный вариант метода центрального планирования, при котором исходные уравнения преобразовываются в уравнения [3], в которых текущая переменная представляет собой новую переменную, включающую в себя среднее интервальное значение выбранного ряда экспериментальных результатов.

Для вывода расчетных математических формул использовали первоначальное линейное уравнение вида:  $y_i = b_0 + b_1 \cdot x_i$ . Учет отклонения каждой новой варианты от среднего интервального  $x_i^* = x_i - \bar{x}$ , изменяет характер исходного уравнения  $y_i = b_0 + b_1 \cdot x_i^* + b_1 \cdot \bar{x}$ , откуда имеем уравнение с новыми вариантой и начальным членом  $y_i = b_0^* + b_1 \cdot x_i^*$ , где  $b_0^* = b_0 + b_1 \cdot \bar{x}$  и, кроме того,  $\langle (\Delta b_0^*) \cdot (\Delta b_1) \rangle = 0$  ( $\Delta b_0^*$  и  $\Delta b_1$  – квадратичные ошибки коэффициентов этого уравнения).

В этом случае необходимая для расчетов группа формул преобразуется к упрощенным по форме зависимостям:

$$r_{x_i^*, y_i} = \frac{\sum_{i=1}^n x_i^* \cdot y_i}{\sqrt{\left(\sum_{i=1}^n y_i^2 - n \cdot \bar{y}^2\right) \cdot \sum_{i=1}^n (x_i^*)^2}};$$

$$b_1 = \frac{\sum_{i=1}^n x_i^* \cdot y_i}{\sum_{i=1}^n (x_i^*)^2}, \quad b_0^* = \bar{y} \quad \text{при} \quad \sum_{i=1}^n x_i^* = 0.$$

Далее, для квадратичных ошибок имеем более простые, по сравнению с [3], следующие зависимости:

$$(\Delta b_0^*) = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (\Delta y_i)^2}{n \cdot (n-2)}}; \quad (\Delta b_1) = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (\Delta y_i)^2}{\sum_{i=1}^n (\Delta x_i^*)^2 \cdot (n-2)}},$$

где  $\Delta y_i = y_i^{экс} - y_i^{расч}$ .

Полученные результаты показали, что точные значения угловых коэффициентов ( $K$ ) связаны с деформацией квадратичным зависимостям (рис. 2).

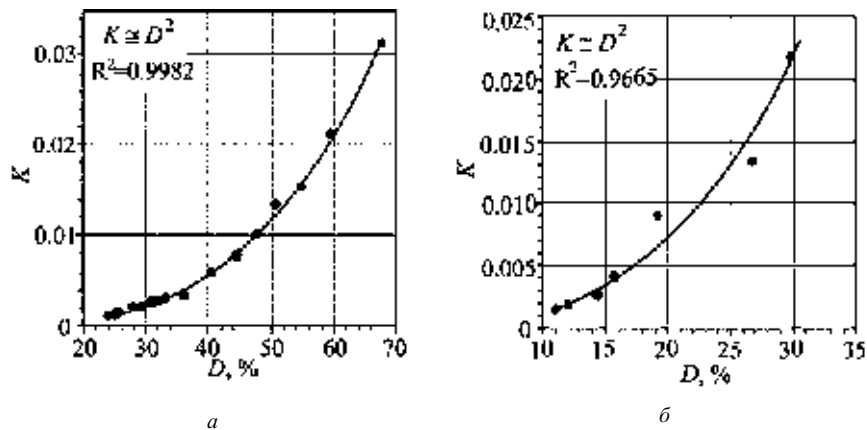
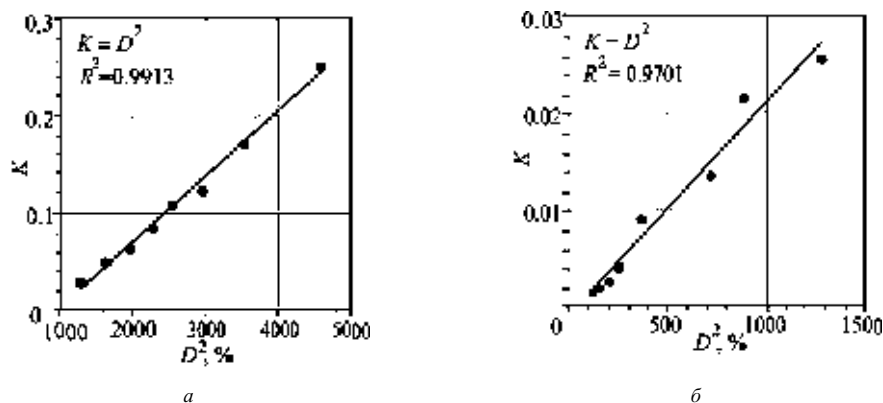


Рис. 2. Зависимость углового коэффициента  $K$  от величины пластической деформации сжатием хромоникелевой 10X16N13 (а) и марганцовистой Г13Л (б) сталей

Эти же зависимости были выбраны для обработки полученных парабол (типа  $y = x^2$ ) путем их последующей линейризации (рис. 3). Нашли, что именно такие зависимости характеризуются хорошей критической корреляцией и позволяют утверждать, что существует определенное сходство с физическими законами, касающимися процессов накопления упругой энергии при деформации сжатием. Последнее, по-видимому, связано хотя бы с тем, что при увеличении числа дислокаций в процессе пластической деформации образуются группы заторможенных границами дислокаций, которые можно рассматривать как «сверхдислокации», близкие по своим энергетическим характеристикам к многократным дислокациям, у которых вектор Бюргерса равен сумме векторов Бюргерса заторможенных дислокаций.

Поскольку величины векторов Бюргерса для такого рода сверхдислокаций коррелирует с величиной пластической деформации (параметр  $D$ ), то становится вполне очевидным, что в рассмотренных металлических системах, закон изменения упругой энергии будет отвечать параболической зависимости вида  $E_{упр} \sim D^2$ . Это как раз и объясняет наличие вышеупомянутой корреляционной связи изменения углового коэффициента  $K$  с накоплением упругой



**Рис. 3.** Зависимость углового коэффициента  $K$  от квадрата величины пластической деформации сжатием хромоникелевой 10X16N13 (а) и марганцовистой Г13Л (б) сталей

энергии ( $K \sim D^2$ ). Такая адекватная связь, вероятно, обусловлена тем, что при накоплении дислокаций в материале более легко устанавливаются необходимые спиновые соотношения электронов (парапроцессного типа), что и ускоряет с повышением деформации формирование ферромагнитных фаз мартенситного типа.

#### Список литературы

1. Ol'shanetskii V. E. Structural and magnetic stability of austenite in chromium-nickel and manganese steels with cold deformation / V. E. Ol'shanetskii, G. V. Snizhnoi, V. N. Sazhnev // Metal Science and Heat Treatment. – 2016. – Vol. 58. – № 5. – P. 311–317. DOI : 10.1007/s11041-016-0009-5.
2. Ольшанецкий В. Е. О формировании двух типов мартенситных фаз при пластической деформации аустенитной хромоникелевой стали / В. Е. Ольшанецкий, Г. В. Снежной // Физика и техника высоких давлений. – 2013. – Т. 23. – № 2. – С. 78–87.
3. Сквайрс Дж. Практическая физика / Сквайрс Дж. – М. : Мир. – 1971. – 241 с.

Одержано 09.12.2016

© Д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий<sup>1</sup>, канд. физ.-мат наук Г. В. Снежной<sup>1</sup>,  
канд. физ.-мат. наук В. Л. Снежной<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Запорожский национальный технический университет, <sup>2</sup> Запорожский национальный университет,  
г. Запорожье

**Ol'shanetskii V., Snizhnoi G., Snizhnoi V. The mathematical correlation between paraprocess phenomena in paramagnetic austenite steels with the accumulation of elastic energy during deformation compression**

*Наукове видання*

**Нові матеріали і технології  
в металургії та машинобудуванні № 2/2016**

Науковий журнал

Головний редактор:

Заступники гол. редактора:

д-р техн. наук, професор С. Б. Беліков

д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький,

д-р техн. наук, професор Ю. М. Внуков

---

---

Оригінал-макет підготовлено у редакційно-видавничому відділі ЗНТУ

Комп'ютерний дизайн та верстка:

Коректори:

Н. О. Савчук

Н. М. Кобзар, В. К. Єршова, К. С. Бондарчук,

Свідоцтво про державну реєстрацію  
КВ № 6904 від 29.01.2003

Підписано до друку 24.03.2017. Формат 60×84/8  
Папір офс. Різогр. Ум. др. арк. 15,58  
Тираж 300 прим. Зам. № 289

69063, м. Запоріжжя, ЗНТУ, друкарня, вул. Жуковського, 64

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи  
ДК № 2394 від 27.12.2005