

Запорізький національний технічний університет

НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

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

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

НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ

ВИХОДИТЬ ДВІЧІ НА РІК

№ 1'2016

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 № 10 від 21 березня 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

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 № 10 от 21 марта 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

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

ЗМІСТ

I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

<i>Ольшанецкий В.Е., Снежной Г.В., Снежной В.Л.</i> ОБ ОПРЕДЕЛЕНИИ ДЕФОРМАЦИОННОЙ МАРТЕНСИТНОЙ ТОЧКИ ПРИ СИЛОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА АУСТЕНИТ Fe-Mn И Fe-Cr-Ni СТАЛЕЙ В ИЗМЕНЯЕМОМ И ПОСТОЯННОМ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ	7
<i>Перепьолкіна М.М., Грабовський В.Я.</i> ВИБІР ЕФЕКТИВНОГО ЛЕГУВАННЯ НОВИХ ШТАМПОВИХ СТАЛЕЙ З АУСТЕНИТНИМ ПЕРЕТВОРЕННЯМ ПРИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ	11
<i>Іванов В.Г.</i> БУДОВА ВКРАПЛЕНЬ ГРАФІТУ У СИНТЕТИЧНИХ ЧАВУНАХ	16
<i>Быковский О.Г., Лаптева А.Н., Пасько Н.П., Власенко Б.А.</i> МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ, СТРОЕНИЕ И МИКРОСТРУКТУРА ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ МЕЖДУ НАПЫЛЕННЫМ СЛОЕМ И ПОДЛОЖКОЙ	19
<i>Чабак Ю.Г.</i> ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА СОСТОЯНИЕ УПРОЧНЯЮЩИХ ФАЗ В Cr-Mn-Ni-Si В СТАЛИ ЛЕДЕБУРИТНОГО КЛАССА	24
<i>Ефременко Б.В., Белик А.Г., Макуров С.Л.</i> ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА СТРУКТУРУ ПОКРЫТИЯ ИЗ Cr-Ni-Si ЧУГУНА	28

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

<i>Настасенко В.А.</i> НОВЫЙ ВИД БОКОВЫХ МНОГОГРАННЫХ НЕПЕРЕТАЧИВАЕМЫХ ПЛАСТИН ДЛЯ ОСНАЩЕНИЯ ОТРЕЗНЫХ РЕЗЦОВ	33
<i>Жеманюк П.Д., Ключихин В.В., Лисенко Н.А., Гречанюк Н.И., Наумик В.В.</i> НАПРАВЛЕННАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ОТЛИВОК ИЗ ВОЗВРАТНЫХ ОТХОДОВ СПЛАВА ЖС26-ВИ, РАФИНИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ ПЕРЕПЛАВОМ	40
<i>Волчок І.П., Мітяев О.А., Глотка О.А.</i> ПРИРОДА ЦИКЛІЧНОГО РУЙНУВАННЯ ВТОРИННОГО ПОРШНЕВОГО СИЛУМІНУ АЛ25	47
<i>Нетребко В.В., Волчок И.П.</i> ОСОБЕННОСТИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ ЛЕГИРОВАННЫХ Mn И Ni	53

III КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

<i>Гайдук С.В.</i> ПРОЕКТИРОВАНИЕ ЛИТЕЙНОГО ЖАРОПРОЧНОГО КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ТУРБИНЫХ ЛОПАТОК МЕТОДОМ НАПРАВЛЕННОЙ (МОНО) КРИСТАЛЛИЗАЦИИ	58
<i>Букетов А.В., Зінченко Д.О., Сметанкін С.О., Нігалатій В.Д.</i> ДОСЛІДЖЕННЯ ПОВЕДІНКИ АНТИФРИКЦІЙНИХ ЕПОКСИКОМПОЗИТІВ ПРИ ЗРОСТАННІ ТЕМПЕРАТУРИ	69

Акимов Д.В., Грищак В.З., Гоменюк С.И., Клименко Д.В., Ларионов И.Ф., Сиренко В.Н.
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И ПРОЧНОСТИ
МЕЖСТУПЕНЧАТОГО ОТСЕКА РАКЕТОНОСИТЕЛЯ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ ВНЕШНЕМ
НАГРУЖЕНИИ 82

Скачков В.А., Иванов В.И., Нестеренко Т.Н., Бережная О.Р.
О ФОРМИРОВАНИИ СИСТЕМЫ ТРАНСПОРТНЫХ ПОР В СТРУКТУРЕ КАРБОНИЗОВАННЫХ
УГЛЕПЛАСТИКОВ 90

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІІ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

Костюшко І.А., Куземко В.А.
СТАБІЛІЗАЦІЯ ПОТЕНЦІАЛЬНОЇ СИСТЕМИ ЦИРКУЛЯРНИМИ СИЛАМИ 93

Воловік Р.А., Недоля А.В., Ольшанецький В.Ю.
РОЗРОБКА ТРИВИМІРНОЇ МОДЕЛІ ЛОПАТКИ КОМПРЕСОРА ГАЗОТУРБІННОГО ДВИГУНА,
ЯКА ПІДДАЄТЬСЯ ОБРОБЦІ НЕПЕРЕРВНИМ ЛАЗЕРОМ 96

Лебедев В.А., Новиков С.В.
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ДУГОВОЙ НАПЛАВКИ ПРИ ПРОГРАММНО
ИЗМЕНЯЕМЫХ ПАРАМЕТРАХ МЕХАНИЧЕСКИХ КОЛЕБАНИЙ 100

Задоя Н.А.
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА НАГРЕВА ПЛОСКИХ СТЕКЛОПЛАСТИКОВ РАДИАЦИОННЫМИ
МЕТОДАМИ ОБЛУЧЕНИЯ 106

Проценко В.О., Клементьева О.Ю.
СИЛОВА ВЗАЄМОДІЯ ЕЛЕМЕНТІВ МУФТИ З ТОРЦЕВОЮ УСТАНОВКОЮ КАНАТІВ
ТАНГЕНЦІАЛЬНОГО РОЗТАШУВАННЯ 110

Лебедев В.А., Новиков С.В.
МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПРОЦЕССОВ СВАРКИ И НАПЛАВКИ С УПРАВЛЯЕМЫМИ
ИЗМЕНЕНИЯМИ ВЫЛЕТА ЭЛЕКТРОДНОЙ ПРОВОЛОКИ 115

Пожуєв В.І., Пожуєв А.В., Фасоляк А.В.
НЕСТАЦІОНАРНА ДЕФОРМАЦІЯ ЦИЛІНДРИЧНОЇ ОБОЛОНКИ У ПРУЖНОМУ НАПІВПРОСТОРІ З
ВІЛЬНОЮ ПОВЕРХНЕЮ 119

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

Букетов А.В., Сметанкін С.О., Юренін К.Ю., Алексєнко В.Л.
АВТОМАТИЗОВАНИЙ МОДУЛЬНИЙ ДИЛАТОМЕТР З ВЕРТИКАЛЬНИМ РОЗТАШУВАННЯМ
КАМЕР 127

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 669.1:537.621.4:539.374.6

Д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий¹, канд. физ.-мат. наук Г. В. Снежной¹,
канд. физ.-мат. наук В. Л. Снежной²¹Запорожский национальный технический университет, ²Запорожский национальный университет,
г. Запорожье

ОБ ОПРЕДЕЛЕНИИ ДЕФОРМАЦИОННОЙ МАРТЕНСИТНОЙ ТОЧКИ ПРИ СИЛОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА АУСТЕНИТ Fe-Mn И Fe-Cr-Ni СТАЛЕЙ В ИЗМЕНЯЕМОМ И ПОСТОЯННОМ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ

Рассмотрены в термодинамическом плане вопросы влияния магнитного поля на превращение аустенита в мартенсит деформации (ε и α'). Предлагается метод количественной оценки возникшей ферромагнитной α' -фазы на основании использования экспериментально установленных линейных зависимостей магнитной восприимчивости от обратной величины магнитного поля при различных деформациях.

Ключевые слова: аустенит, мартенсит, энергия Гиббса, магнитная восприимчивость.

Согласно теории и практики структурных изменений в металлических сплавах, аустенит марганцевых и хромоникелевых сталей при деформации сжатием предрасположен к образованию двух типов мартенситных фаз (ε и α'), которые сменяют друг друга при возрастании давления [1–5]. В этих случаях изменение термодинамического потенциала для обеих систем под влиянием температуры, давления и напряженности магнитного поля отвечает зависимости

$$dG = -SdT + VdP - MdH, \quad (1)$$

где T – температура, S – энтропия, P – давление, V – объем, M – намагниченность, H – напряженность магнитного поля. Это термодинамическое равенство представляет собой полный дифференциал (относительно интенсивных параметров T , P и H), который следует непосредственно из основного уравнения термодинамики [6]. Если T и H постоянны, то имеем соотношение

$$dG = VdP > 0 \quad (2)$$

и при $dV \geq 0$ положительную (или по крайней мере неотрицательную) кривизну зависимости $G = f(P)$,

т. к. из (2) следует $\frac{d^2G}{dP^2} = \frac{dV}{dP} \geq 0$.

Таким образом, фазовые изменения при деформации аустенитных сталей в зависимости от давления должны удовлетворять схеме, приведенной на рис. 1. При этом принимается, что кривизна зависимости $G_{\alpha'} = f(P)$ мало отличается от нулевой.

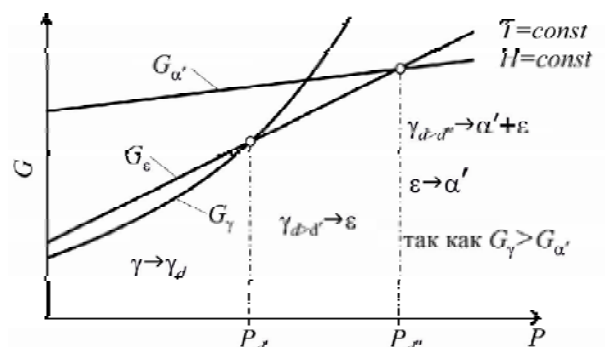


Рис. 1. Графики изменения удельных свободных энергий аустенита (G_γ) и мартенситных фаз (G_ε и $G_{\alpha'}$) в зависимости от давления P

Согласно этому рисунку, для стали со структурой стабилизированного аустенита при давлениях $P < P_{d'}$, обеспечивающим пластическую деформацию сжатием, аустенит насыщается ($\gamma \rightarrow \gamma_d$) дефектами структуры (в основном дислокациями) без каких-либо признаков наличия локальных фазовых изменений. При давлениях $P_{d'} < P < P_{d''}$ уже начинает образовываться из аустенита ε -мартенсит деформации ($\gamma \rightarrow \varepsilon$). С повышением давления P до $P_{d''}$ аустенит и ε -мартенсит переходят в состояние, предрасположенное к появлению зародышей α' -мартенсита, а при $P > P_{d''}$ возможна даже реакция эвтектидного типа ($\gamma \rightarrow \varepsilon + \alpha'$)

с последующим (или одновременным) переходом парамагнитной фазы ϵ в ферромагнитную, т. е. в α' - мартенсит.

Поскольку термодинамический потенциал (свободная энергия Гиббса) в нашем случае определяется выражением:

$$G = E - TS + PV - MH, \quad (3)$$

то с увеличением только напряженности магнитного поля этот потенциал уменьшается (при любых значениях деформации P) (рис. 2).

Принимая, что магнитное поле оказывает несколько меньшее влияние на термодинамический потенциал мартенсита, можно ожидать, что с повышением внешнего поля точка пересечения кривой $G_{\alpha'}$ с кривой изменения свободной энергии аустенита G_{γ} смещается в сторону больших давлений (рис. 2). В тоже время, если в относительном плане термодинамический потенциал α' - мартенсита опережает смещение потенциала аустенита с увеличением магнитного поля, то точка равновесия должна смещаться в противоположную сторону, т. е. обуславливать при определенных давлениях возникновение больших количеств α' - мартенсита. Однако такое предположение вступает в противоречие с характером графиков в виде наклонных прямых на рис. 3. Таким образом, первоначальное предположение касательно более интенсивного движения снижения потенциала аустенита, по-видимому, является справедливым. Поэтому следует ожидать, что образовавшийся в результате деформации α' - мартенсит вследствие нарушения равновесия, установившегося при начальной деформации, будет склонен к уменьшению своего количественного содержания. При этом, в случае мягкого аустенита (низкое содержание углерода в системе Cr-Fe-Ni), вероятно, может происходить нечто подобное эффекту термоупругого равновесия, при котором образовавшийся мартенсит будет частично или полностью переходить в аустенит. Бездиффузионное сокращение длин мартенситных пластин при таком фазовом переходе может происходить за счет истечения (эмиссии) дислокаций

мартенсита в аустенит (путем преодоления незначительных энергетических барьеров, характерных для когерентных границ раздела аустенит- и мартенсит [7-8]).

Далее, поскольку выражение (1) является полным дифференциалом, его исходное выражение для α - фазы и соответствующее тождество, вытекающие из равенства смешанных производных по определенным параметрам (при $T = \text{const}$), будут отвечать следующей цепочке соотношений:

$$\begin{aligned} dG_{\alpha'} &= V_{\alpha'} dP - M_{\alpha'} dH \Rightarrow \frac{\partial^2 G_{\alpha'}}{\partial P \partial H} = \frac{\partial^2 G_{\alpha'}}{\partial H \partial P} \Rightarrow \\ &\Rightarrow \left(\frac{\partial V_{\alpha'}}{\partial H} \right)_{P,(T)} = - \left(\frac{\partial M_{\alpha'}}{\partial P} \right)_{H,(T)}. \end{aligned} \quad (4)$$

Последнее равенство определяет собой эффект магнитострикции (изменение объема при наложении магнитного поля H) с одновременным наличием еще и эффекта пьезомагнетизма. Т. е., кроме изменения объема, должно наблюдаться еще и изменение намагниченности образцов с уменьшением поля H .

Однако в нашем случае, когда определяемые количества α - фазы являются исключительно малыми, можно полагать, что указанные эффекты не приводят к заметному искажению количественных оценок образующихся мартенситных фаз.

Ранее нами были установлены экспериментальные зависимости, касающиеся хромоникелевой и марганцовистой сталей [1-5], не противоречащие рассмотренной аналитике. При этом аустенитные стали 10X16H13 и Г13 до одноосной пластической деформации на сжатие были полностью аустенизированы, а исходное значение парамагнитной восприимчивости χ_{γ} аустенита в хромоникелевой стали составляло $3,58 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ [4] (рис. 3, прямая 1). Дальнейшая деформация его (рис. 3, прямые 2, 3) привела к росту парамагнитной восприимчивости $\chi_{\gamma'}$ до величины $4,11 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. При последующем увеличении деформации аустенита появился наклон прямых $\chi(1/H)$ (рис. 3, прямые 4...7), что свидетельствует о возникновении ферромагнитного

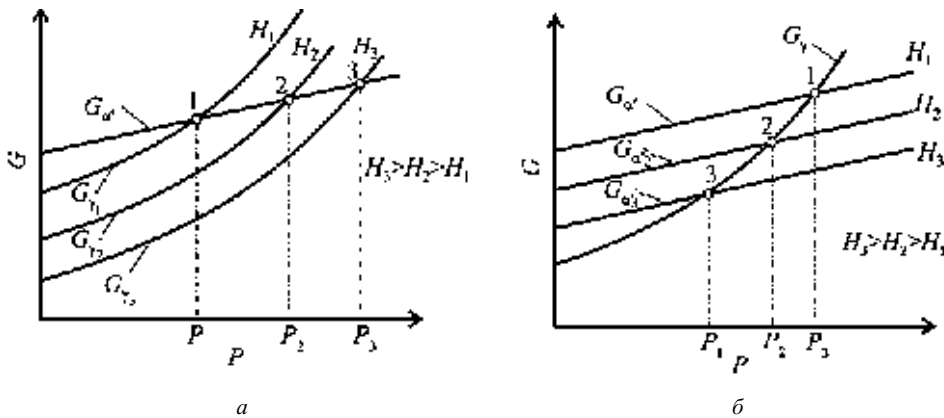


Рис. 2. Схема изменения удельных свободных энергий аустенита (а) и α' - мартенсита (б) в зависимости от внешнего магнитного поля H

α' - мартенсита, так как величина χ в этом случае зависит от соотношения присутствующих в стали фаз (аустенита и мартенсита). Следует обратить особое внимание на то, что прямая 4 пересекла горизонтальную линию 3. Это свидетельствует о присутствии в системе, помимо ферромагнитной фазы (α' - мартенсит), новой парамагнитной фазы (ε - мартенсита) [4].

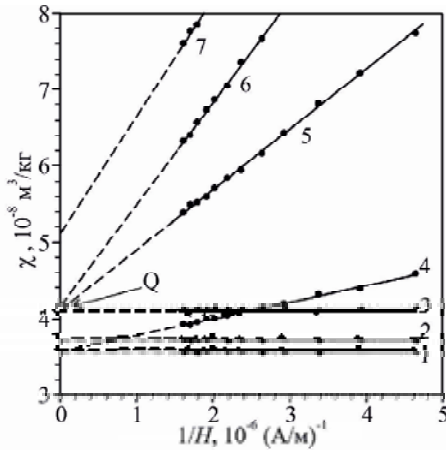


Рис. 3. Зависимость $\chi(1/H)$ при различных значениях деформации одноосным сжатием образцов стали 10X16H13. Деформация, D : 1 – 0; 2 – 8,85; 3 – 22,69; 4 – 29,27; 5 – 44,23; 6 – 50,45; 7 – 54,69 %

Поскольку прямая 5 (см. рис. 3), полученная при определенном давлении, совпадает (в пределах ошибки измерения) с начальной наивысшей горизонтальной прямой, то это позволяет, используя методы термодинамики, найти начальную точку отсчета для всё возрастающего количества α' - фазы (с повышением давления) при условии наличия постоянного (максимального) магнитного поля. Для этого необходимо каждую последующую наклонную прямую экстраполировать на ординату χ .

Так как система Fe-Cr-Ni представляет собой фазовую смесь аустенита и α' - мартенсита, то из-за совпадения линейных графиков в точке Q (рис. 3) изначально справедливо следующее выражение:

$$\frac{\chi_{\alpha'+\gamma}}{\chi_{\gamma}} = \frac{\chi_{\alpha'} + \chi_{\gamma}}{\chi_{\gamma}} = 1, \quad (5)$$

откуда следует, что $\chi_{\alpha'}$ и ферромагнитная фаза (α' - мартенсит) соответственно отсутствует.

Такой же результат можно получить и из чисто термодинамических соображений, поскольку в точке Q существует фазовое равновесие между мартенситом и аустенитом, поскольку в этой точке парциальные химические потенциалы обеих фаз равны. Т. к. в этой точке справедливо равенство $dG_{\alpha'} = dG_{\gamma}$, то для установления исходного количества α' - фазы можно составить следующие соотношения:

$$dG = dG_{\alpha'} + dG_{\gamma} = 0, \quad (6)$$

$$(-M_{\alpha'} + M_{\gamma})dH \Big|_{T,P=const} = -[\chi_{\gamma} + (\chi_{\alpha'} + \chi_{\gamma})]dH = 0$$

и, поскольку $dH \neq 0$, имеем $\chi_{\alpha'}dH = 0$. (7)

Т. е. в этом случае $\chi_{\alpha'} = 0$, что свидетельствует об отсутствии в системе α' - мартенсита. Отметим и тот факт, что справедливость неравенства $-\chi_{\alpha'}dH < 0$ характеризует уменьшение χ с увеличением напряженности поля H .

Теперь рассмотрим вопрос об определении малых количеств α' - мартенсита при изменяющейся деформации образцов сталей, учитывая влияние намагниченности аустенита на определение низких содержаний α' - фазы [9]. Исходя из числовых значений соответствующих точке Q (см. рис. 3), можно составить соотношение, позволяющее находить образующие малые объемы α' - мартенсита при изменении температурно-силовых факторов.

$$\chi' = \frac{\chi_{\Sigma}}{\chi_{\alpha}} = \frac{V_{\alpha'} \cdot J_{\alpha'} + V_{\gamma} \cdot J_{\gamma}}{V_{\alpha'} \cdot J_{\alpha'}} = 1 + \frac{V_{\gamma}}{V_{\alpha'}} \cdot \frac{J_{\gamma}}{J_{\alpha'}}. \quad (8)$$

Здесь $J_{\alpha(\gamma)}$ и $V_{\alpha(\gamma)}$ – удельные намагниченности фаз и объемы фаз сплава соответственно.

Примем, что $\frac{J_{\gamma}}{J_{\alpha'}} = m$, тогда

$$\frac{\chi' - 1}{m} = \frac{V_{\gamma}}{V_{\alpha'}}. \quad (9)$$

Можно принять для очень малых объемов α' - фазы: $V_{\alpha} \ll V$, тогда

$$\frac{V_{\alpha'}}{V - V_{\alpha'}} = \frac{m}{\chi' - 1} \cong \frac{V_{\gamma}}{V}. \quad (10)$$

Из (8) следует, что с увеличением $\chi_{\alpha'}$ имеет место уменьшение и χ' .

$$\frac{J_{\gamma}}{J_{\alpha'}} \cdot \frac{1}{\chi' - 1} = \frac{V_{\alpha'}}{V - V_{\alpha'}} \cong \frac{V_{\alpha'}}{V_{\gamma}}. \quad (11)$$

Тогда на основании (8) и (11) с учетом $\chi' > 1$ и $V_{\gamma} \gg V_{\alpha'}$ видим, что с уменьшением величины

$(\chi' - 1) < 1$ увеличивается величина дроби $\frac{V_{\alpha'}}{V - V_{\alpha'}}$,

при условии малых количеств α' - фазы V_{γ} приближается к общему объему фаз V .

Теперь перейдем к возможной оценке количеств α' - фазы в условиях, когда изменение давления происходит в постоянном магнитном поле. Рассмотрим двумерное разложение изменения термодинамического потенциала ΔG_{γ} (по P и H) в двумерный ряд Маклорена.

$$\Delta G_{\gamma}(\Delta P, \Delta H) = G(0,0) + \frac{\partial G(0,0)}{\partial P} \Delta P + \frac{\partial G(0,0)}{\partial H} \Delta H + \frac{1}{2} \left\{ \frac{\partial^2 G(0,0)}{\partial P^2} (\Delta P)^2 + 2 \cdot \frac{\partial^2 G(0,0)}{\partial P \partial H} \Delta P \cdot \Delta H + \frac{\partial^2 G(0,0)}{\partial H^2} (\Delta H)^2 \right\} + \dots (12)$$

С учетом изменения этого потенциала γ - фазы в малых окрестностях точек равновесия α' - мартенсита с аустенитом на координатной плоскости $P(\chi = 3,5 \cdot 10^{-8})H$ (проекции точек, принадлежащих складке на рис. 4).

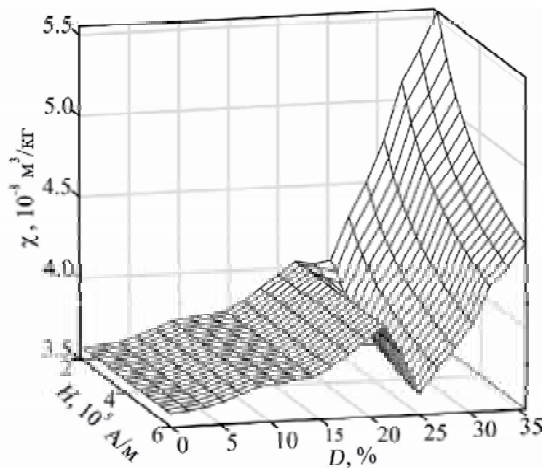


Рис. 4. Зависимость χ при различных значениях магнитного поля H деформации одноосным сжатием D образцов стали 10X16H13

В этом случае разложение (12) принимает линейный характер и при нулевых значениях ΔP и ΔH будет справедливо (с учетом того, что $G(0,0) = 0$) соотношение

$$\Delta G_{\gamma}(\Delta P, \Delta H) = \frac{\partial G(0,0)}{\partial P} \Delta P + \frac{\partial G(0,0)}{\partial H} \Delta H . \quad (13)$$

Определив в эксперименте какую-либо точку равновесия фаз (при определенном давлении, и некотором заданном значении H), можно предвидеть, что эта точка при постоянном некотором значении магнитного поля будет перемещаться по определенной линейной траектории, параллельной или наклонной осям, указанной на рис. 4, координатной плоскости. Выбор таких направлений позволяет в каждом конкретном случае определиться (в чисто экспериментальном плане) в оценке начального малого количества возникающей ферромагнитной фазы (α' - мартенсита деформации).

В тоже время, принятый нами подход покамест не позволяет точно установить начало образования ε - мартенсита (для ряда рассмотренных случаев). Поскольку точки пересечения указанных на рис. 3 прямых связаны с образованием как α' - , так и ε - мартенсита, то это естественно затрудняет точно устанавливать начальные ко-

личества возникающего парамагнитного ε - мартенсита.

Список литературы

1. Ольшанецкий В. Е. О высокоточной оценке истинных мартенситных точек в специальных сталях аустенитного и аустенитно-мартенситного классов при изменении температурно-силовых факторов / В. Е. Ольшанецкий, Г. В. Снежной // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2012. – № 1. – С. 15–21.
2. Ольшанецкий В. Е. О термодинамических аспектах формирования промежуточных мартенситных фаз в высокомарганцевых сталях / В. Е. Ольшанецкий, Г. В. Снежной, В.Н.Сажнев // Матеріали I Міжнародної науково-практичної конференції «Актуальні проблеми прикладної фізики», Севастополь, 24–28 вересня 2012 р. – С. 307–308.
3. Ольшанецкий В. Е. О закономерностях формирования мартенситных фаз в марганцовистом аустените при деформации сжатием / В. Е. Ольшанецкий, Г. В. Снежной, В. Н. Сажнев // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2012. – № 2. – С. 8–14.
4. Ольшанецкий В. Е. О формировании двух типов мартенситных фаз при пластической деформации аустенитной хромоникелевой стали / В. Е. Ольшанецкий, Г. В. Снежной // Физика и техника высоких давлений. – 2013. – Т. 23. – № 2. – С. 78–87.
5. Ольшанецкий В. Е. Об особенностях развития мартенситных превращений в никель содержащих аустенитных сталях при деформации сжатием / В. Е. Ольшанецкий, Г. В. Снежной // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2013. – № 2. – С. 20–25.
6. Базаров И. П. Термодинамика / И. П. Базаров. – М. : Высшая школа, 1991. – 376 с.
7. Бобылев С. В. Теоретические модели испускания дислокаций границами зерен в деформируемых нанокристаллических материалах / С. В. Бобылев // Физика и механика материалов. – 2011. – № 12. – С. 126–160.
8. Структурно-фазовые превращения в закаленной конструкционной стали при деформации / Ю. Ф. Иванов, Е. В. Корнет, В. Е. Громов, С. В. Коновалов // Успехи физики металлов. – 2009. – Т.10. – № 4. – С. 389–414.
9. Влияние магнитного момента парамагнитной матрицы на определение низких содержаний α' - фазы в аустенитных сталях / В. Л. Снежной, Ф. Д. Мирошниченко, В. Г. Каниболоцкий, Г. А. Охромий // ФММ. – 1970. – Т. 30. – № 2. – С. 363–366.

Одержано 06.04.2016

Ольшанецкий В.Ю., Снежной Г.В., Снежной В.Л. Про визначення деформаційної мартенситної точки при силовому впливі на аустеніт Fe-Mn і Fe-Cr-Ni сталей у змінюваному і постійному магнітних полях

Розглянуто в термодинамічному плані питання впливу магнітного поля на перетворення аустеніту в мартенсит деформації (ε и α'). Пропонується метод кількісної оцінки ферромагнітної α' - фази, що виникла, на підставі використання експериментально встановлених лінійних залежностей магнітної сприйнятливості від зворотньої величини магнітного поля при різних деформаціях.

Ключові слова: аустеніт, мартенсит, енергія Гіббса, магнітна сприйнятливість.

Ol'shanetskii V., Snezhnoi G., Snezhnoi V. Determination of deformation martensite point on austenite Fe-Mn and Fe-Cr-Ni steels in variable and constant magnetic fields

Thermodynamic questions of the magnetic field effect on the transformation of austenite into martensite of deformation (ε и α') are discussed. The method of quantifying arisen ferromagnetic α' - phase is proposed. The linear dependence of the magnetic susceptibility of the reciprocal of the magnetic field at various deformations experimentally found.

Key words: austenite, martensite, Gibbs energy, magnetic susceptibility.

УДК 669.14.018.258

М. М. Перепьолкіна, канд. техн. наук В. Я. Грабовський

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

ВИБІР ЕФЕКТИВНОГО ЛЕГУВАННЯ НОВИХ ШТАМПОВИХ СТАЛЕЙ З АУСТЕНІТНИМ ПЕРЕТВОРЕННЯМ ПРИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

Досліджено мікроструктури та механічні властивості нових штампових сталей різних схем легування з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації (РАПЕ). Визначено, що дослідні сталі порівняно з відомою сталлю 4Х2Н5М3К5Ф (ЭП930) відрізняються більши високими показниками високотемпературної міцності. Запропоновані більш раціональні схеми легування сталей такого типу.

Ключові слова: новий тип штампових сталей, схеми легування, термічна обробка, мікроструктура, високотемпературні механічні властивості.

Актуальність досліджень

Питання підвищення експлуатаційних характеристик штампових сталей для інструментів гарячого деформування металів є особливо важливим, коли температура їх експлуатації перебільшує 700 °С. Серійні теплостійкі штампові сталі мартенситного класу при такому нагріванні втрачають працездатність, оскільки мають принциповий бар'єр підвищення температури експлуатації, який визначається як $(0,7-0,8) T_{\alpha \rightarrow \gamma}$ [1-3] і відповідає температурам 650-700 °С. Це обумовлено швидким зменшенням таких сталей при наближенні до температури A_{c1} внаслідок пришвидшення дифузійних процесів.

Більш ефективним є використання як інструментальних матеріалів, сталей та сплавів на основі ГЦК кристалічної ґратки. Однак висока вартість дефіцитних легувальних елементів, погана оброблюваність різанням, недостатня твердість та міцність у проміжному (до 650 °С) інтервалі температур є перешкодами для їх широкого використання [2, 4]. З міркувань позбавлення від зазначених недоліків проф. Озерським А. Д. зі співробітниками

було запропоновано розроблення нових штампових сталей з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації (РАПЕ) [5, 6]. Їх особливістю є те, що при кімнатній температурі вони мають ОЦК кристалічну ґратку, а при зростанні температури вище 700 °С зазнають $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення і експлуатуються в аустенітному стані. Вказане забезпечується відповідним зниженням критичних точок за рахунок спеціально підбраного легування. Однією з перших таких розробок є сталь 4Х2Н5М3К5Ф (ЭП930) [7]. Високотемпературна міцність такої сталі в аустенітному стані забезпечується перш за все за рахунок твердо розчинного та деформаційного зміцнення. Проте аналіз її хімічного складу та рівня механічних властивостей дозволяють визначити можливість підвищення високотемпературної міцності та економічності за рахунок більш раціонального легування. Вирішенню такої задачі присвячена дана робота.

Хімічний склад дослідних сталей, у порівнянні зі сталлю ЭП930, як базовою, наведено в табл. 1.

Загальним для всіх дослідних сталей є відсутність дефіцитного та досить коштовного кобальту, роль якого в

Таблиця 1 – Хімічний склад сталей

Марочне позначення сталі	Масова частка елементів, %								
	C	Cr	Ni	Mo	V	Co	Mn	Si	W
4Х2Н5М3К5Ф (ЭП930)	0,36	2,32	5,74	3,18	0,35	5,43	0,41	0,49	-
4Х3Н5М3Ф	0,43	2,75	4,93	2,85	1,16	-	0,58	0,45	-
5Х3Н5М3Ф2	0,54	2,66	4,93	2,95	1,56	-	0,51	0,43	-
3Х3Н8М7Ф	0,31	2,60	8,10	6,86	0,64	-	0,41	0,36	-
5Х3Н7М8Ф	0,46	3,00	7,23	7,96	1,15	-	0,63	0,34	-
3Х3Н9М4В4Ф	0,31	2,55	9,00	4,10	0,60	-	0,40	0,34	4,10
6Х3Г6МФ3	0,64	2,99	-	1,21	3,05	-	6,03	0,51	-

складі сталі ЭП930, на наш погляд, не є чітко обґрунтованою. У сталях 4Х3Н5М3Ф та 5Х3Н5М3Ф2 збільшено кількість ванадію та вуглецю з метою реалізації карбідного зміцнення; сталь 3Х3Н8М7Ф характеризується підвищенням вмісту молібдену для реалізації кращого твердорозчинного зміцнення, а також збільшенням кількості нікелю з метою збереження знижених значень критичних точок; у сталі 5Х3Н7М8Ф підвищено вміст не тільки ванадію та вуглецю, а також молібдену для реалізації більшої ефективності як твердорозчинного, так і карбідного зміцнення одночасно, при цьому вміст нікелю збільшено для регулювання значення критичних точок; до складу сталі 3Х3Н9М4В4Ф введено вольфрам для більш термічно стабільного твердорозчинного і карбідного зміцнення та, як і в попередній сталі, підвищено вміст нікелю; в сталі 6Х3Г6МФ3 нікель повністю замінено на марганець та зменшено кількість молібдену, а вміст ванадію та вуглецю збільшено для максимального карбідного зміцнення.

Методика досліджень

Витоплення зливків дослідних сталей проводили у відкритій індукційній печі місткістю 50 кг. Кування здійснювали на прутки квадратного перетину зі стороною 35 мм. Температура кування знаходилась у межах 1170–950 °С. Після кування відбувалось відпалення за режимом: 680 °С, 4 години, уповільнене (з пічкою) охолодження до кімнатної температури.

Термічну обробку зразків дослідних сталей виконували при нагріванні у камерних печах. Гартуванню з охолодженням у маслі піддавали заготовки зразків. Старіння проводили після повного виготовлення зразків.

Критичні точки дослідних сталей визначали на дилатометрі типу Шевенара. Номер зерна аустеніту визначали згідно з ГОСТ 5639 – 82 після охолодження від температури гартування на повітрі. Визначення механічних властивостей виконували після різних схем нагрівання.

Результати досліджень

З результатів визначення критичних точок, наведених в табл. 2, видно, що обране легування забезпечує дослідним сталям початок переходу до аустенітної структури при зростанні температури A_4 вище 540–620 °С і збереження такої структури при наступному охолодженні не нижче 320–410 °С. Це відповідає умовам створення штампових сталей з РАПЕ [5].

При варіюванні температури гартування в межах 1000–1250 °С (з охолодженням в маслі) встановлено, що для забезпечення номера зерна аустеніту не нижче 9 (відповідно експлуатаційним вимогам до теплостійких штампових сталей) температура гартування не повинна перевищувати 1150 °С. Після гартування від такої температури кількість аустеніту залишкового в дослідницьких сталях знаходилась у межах 11–25 %, а твердість складала від 53 до 60 HRC. Мікроструктури всіх сталей після гартування були схожими і подібними до зображеної

Таблиця 2 – Критичні точки сталей

Марочне позначення	Критичні точки, °С		
	A_{c1}	A_{cm}	A_{r1}
4Х2Н5М3К5Ф (ЭП930)	615	830	-
4Х3Н5М3Ф	580	830	405
5Х3Н5М3Ф2	620	840	395
3Х3Н8М7Ф	565	765	410
3Х3Н9М4В4Ф	535	690	320
6Х3Г6МФ3	540	800	320

на рис. 1, яка є мартенсито-аустенітною. Крупних частинок первинних надлишкових фаз у структурі не спостерігалось. Це свідчить про те, що дослідницькі сталі не є надмірно легованими елементами – зміцнювачами.



Рис. 1. Мікроструктура сталі 3Х3Н8М7Ф після гартування від 1150 °С в маслі (× 400)

Механічні властивості дослідних сталей визначали після аустенітизації при температурі 900 °С та наступного охолодження до температури випробувань 750 °С, що відповідає визначенню характеристик сталі ЭП930 її розробниками [5].

Згідно з результатами, наведеними в табл. 3 видно, що усі дослідницькі сталі за характеристиками міцності переважають сталь ЭП930, при цьому характеристики пластичності залишаються на тому ж рівні. Найбільш високими показниками міцності відрізняються сталі 5Х3Н7М8Ф та 5Х3Н5М3Ф2 (значення їх границі текучості та границі міцності при температурі 750 °С на 40–60 % вищі, ніж у сталі ЭП930).

Для сталі 5Х3Н7М8Ф додатково визначили характеристики міцності в інтервалі температур 750–800 °С у порівнянні з найбільш теплостійкою серійною штамповою сталлю 5Х3В3МФС (ДИ23).

З наведених на рис. 2 залежностей видно, що при температурах вище 750 °С сталь 5Х3Н7М8Ф відрізняється більш високою стійкістю проти знеміцнення, ніж сталь ДИ23. Так, при температурі 800 °С значення границі текучості та границі міцності дослідницької сталі складає 310 та 350 МПа відповідно, що більш, ніж в 1,5 рази вище, ніж для сталі 5Х3В3МФС (ДИ23).

Таблиця 3 – Результати випробування сталей на розтяг при температурі 750 °С

Марочне позначення	Механічні властивості			
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
4Х2Н5М3К5Ф (ЭП930)	240	273	23,1	64,5
3Х3Н9М4В4Ф	305	353	24,4	75,3
3Х3Н8М7Ф	327	376	27,0	65,5
6Х3Г6МФ3	350	398	17,4	43,8
5Х3Н7М8Ф	355	414	28,5	61,5
5Х3Н5М3Ф2	364	430	20,0	54,8

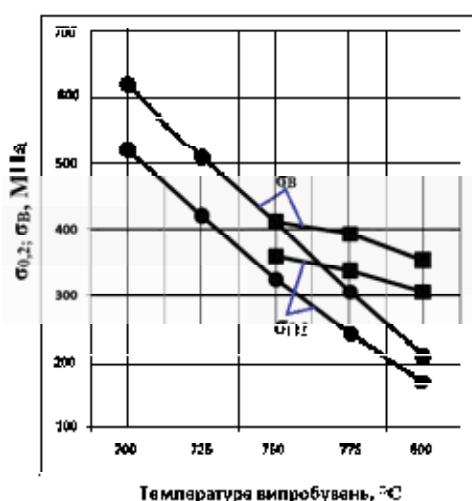


Рис. 2. Зміна характеристик міцності сталей у залежності від температури випробувань: ○ – штампова сталь 5Х3В3МФС (ДИ23); □ – сталь

Враховуючи, що згідно з [7] характеристики міцності сталі ЭП930 можуть зростати за рахунок попередньої пластичної деформації при температурах випробувань 400...600 °С, проведено подібні дослідження для дослідних сталей. Однак вирішено доцільним визначити ефективність деформаційного зміцнення при більш високих температурах випробувань, які відповідають призначенню дослідницьких сталей (700–750 °С). У табл. 4 наведено значення границі текучості дослідних сталей після аустенізації при 900 °С та наступного охолодження до температури 500 °С (не нижче A_{c3}), при якій зразки піддавали триразовій пластичній деформації зі ступінню деформації по 5 %. Після такої деформації зразки без проміжного охолодження нагрівали до температури випробувань і визначали наявність зміцнення у порівнянні зі зразками, що не піддавали попередній пластичній деформації.

Отримані результати свідчать, що попередня пластична деформація не призводить до зростання високо-температурної (700–750 °С) міцності сталей. Відсутність ефекту деформаційного зміцнення дослідних сталей можна пояснити тим, що при нагріванні до температур

Таблиця 4 – Значення границі текучості (МПа) дослідних сталей при різних температурах – після попередньої пластичної деформації (чисельник) та без попередньої пластичної деформації (знаменник)

Температура випробування, °С	Марка сталі	
	5Х3Н5М3Ф2	3Х3Н8М7Ф
700	–	370
	–	357
725	–	332
	–	332
750	396	326
	370	319

випробувань відбувається зменшення внаслідок процесів рекристалізації.

Вивчена можливість підвищення міцності дослідних сталей за рахунок дисперсійного твердіння. Згідно з обраним легуванням можна припустити реалізацію зміцнення за рахунок виділення частинок карбідів ванадію та молібдену і інтерметалідів типу Fe_7Mo_6 , $Fe_2(W,Mo)$ [4]. Для виявлення цього визначали механічні властивості сталей після гартування від температури 1150 °С з охолодженням у маслі (обробка на твердий розчин) та наступного старіння. Температура (750 °С) та тривалість (5 і 10 годин) старіння обрані як найбільш відповідні для ефективності дисперсійного твердіння. Зміну високотемпературної міцності визначали без проміжного охолодження до кімнатної температури. Результати випробувань на розтяг без старіння та зі старінням наведені в табл. 5.

З отриманих даних видно, що гартування з наступним старінням не призводить до зміцнення сталей, навіть відбувається деяке зменшення характеристик міцності. Відсутність зміцнення, згідно з роботою [8], можна пояснити тим, що в процесі нагрівання до температури старіння відбувається поліморфне перетворення більшої частки об'єму, що має мартенситну структуру. Оскільки це супроводжується суттєвим зростанням швидкості дифузійних процесів [4], то при такому нагріванні буде відбуватися не тільки виділення дисперсних фаз, але й їх коагуляція. Електронно – мікроскопічні дослідження, наведені на рис. 3, підтверджують цю обставину.

Таблиця 5 – Вплив старіння при температурі 750 °С на механічні властивості сталей при тій же температурі випробувань

Марочне позначення сталі	Тривалість старіння, год	Механічні властивості			
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
5ХЗН5МЗФ2	-	343	457	29,7	61,1
	5	307	405	22,3	59,0
3ХЗН8М7Ф	-	294	392	35,2	67,1
	5	298	357	27,5	71,7
3ХЗН9М4В4Ф	-	364	440	23,8	67,1
	5	348	381	22,0	72,4
	10	336	366	21,5	70,7

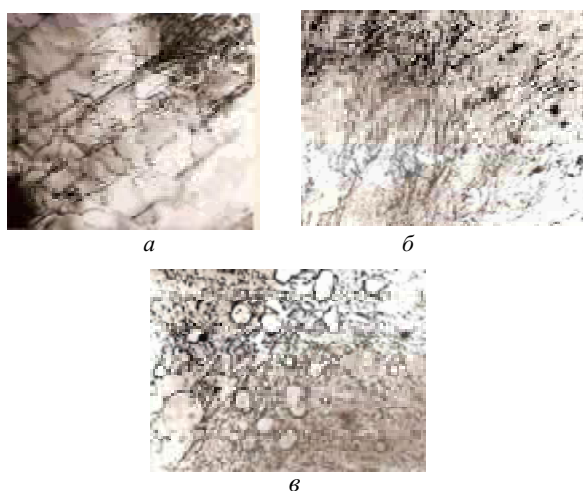


Рис. 3. Мікроструктури дослідних сталей після гартування та наступного старіння ($\times 5250$): *a* – фольги; *б*, *в* – репліки): *a* – гартування від 1150 °С з охолодженням у маслі; *б* – гартування + старіння при 480 °С ($A_{C1} - 100^\circ\text{C}$); *в* – гартування + старіння при 560 °С ($A_{C1} - 20^\circ\text{C}$)

Як видно з рис. 3, а після гартування частинки вторинних фаз відсутні, що свідчить про стан пересиченого твердого розчину. При зростанні температури старіння до значень на 100 °С менше A_{C1} спостерігається виділення дисперсних частинок (рис. 3, *б*) і надалі, близько до A_{C1} , відбувається їх коагуляція (рис. 3, *в*). Тобто роль вторинних фаз як зміцнювальних не реалізується внаслідок наявності $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення. Тому зміцнення за рахунок дисперсійного твердіння вважається можливим за умови отримання після гартування переважно аустенітної структури, щоб при подальшому старінні не відбувалося поліморфне перетворення [8]. Але для реалізації цього необхідно використовувати інші схеми легування.

Висновки

У роботі встановлена можливість підвищення високотемпературної міцності 4Х2Н5МЗК5Ф (ЭП930) за ра-

хунок удосконалення схеми легування. Показано, що досліджені сталі не виявляють схильності до додаткового деформаційного та дисперсійного зміцнення при температурах вище 700 °С. За результатами виконаних досліджень для подальшої розробки більш досконалої марки штампової сталі з РАПЕ може бути рекомендована схема легування, що відповідає позначенню 5ХЗН7М8Ф.

Список літератури

1. Кремнев Л. С. Теория легирования и создание на ее основе теплостойких инструментальных сталей и сплавов / Л. С. Кремнев // Металловедение и термическая обработка. – 2008. – № 11. – С. 18–27.
2. Геллер Ю. А. Инструментальные стали / Ю. А. Геллер. – М. : Металлургия, 1983. – 526 с.
3. Позняк Л. А. Штамповые стали // Л. А. Позняк, Ю. М. Скрынченко, С. И. Тишаев. – М. : Металлургия, 1980. – 244 с.
4. Позняк Л. А. Инструментальные стали. Справочник / Л. А. Позняк, С. И. Тишаев, Ю. М. Скрынченко и др. – М. : Металлургия, 1977. – 168 с.
5. Озерский А.Д. Штамповые стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации / А.Д.Озерский, А.А. Кругляков . – Л. : ЛДНТП, 1988. – 28 с.
6. Озерский А. Д. О выборе стали для матриц горячего прессования медных сплавов / А. Д. Озерский, А. А. Кругляков, А. Н.Данилов // Цветные металлы. – 1981. – № 8. – С. 83–84.
7. Озерский А. Д. Упрочнение стали ЭП930 для матриц горячего прессования медных сплавов / А. Д. Озерский // Цветные металлы. – 1984. – № 10. – С. 76–78.
8. Грабовский В. Я. О перспективности разработки новых высоко-теплостойких штамповых сталей с аустенитно-мартенситной структурой / В. Я. Грабовский, И. А. Бирюкова, В. Г. Волкова // Тематический сборник научных трудов : Новые марки инструментальных и подшипниковых сталей. – М. : Металлургия, 1986. – С. 61–66.

Одержано 19.05.2016

Перепёлкина М.Н., Грабовский В.Я. Выбор эффективного легирования новых штамповых сталей с аустенитным превращением при эксплуатации

Исследованы микроструктуры и механические свойства новых штамповых сталей разных схем легирования с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации (РАПЭ). Установлено, что исследуемые стали по сравнению с известной сталью 4X2H5M3K5Ф (ЭП930) отличаются более высокими показателями высокотемпературной прочности. Предложены более рациональные схемы легирования сталей такого типа.

Ключевые слова: *новый тип штамповых сталей, схемы легирования, термическая обработка, микроструктура, высокотемпературные механические свойства.*

Perepolkina M., Grabovskiy V. Effective alloying selection of new die steels with austenitic transformation during maintenance

Microstructure and mechanical properties of new die steels with different alloying schemes and adjustable austenitic transformation (AATM) during maintenance were investigated. It was determined that experimental steels compared to common steel 4X2H5M3K5Ф (ЭП930) have higher criteria of high-temperature strength. More rational alloying schemes of such steel types were proposed.

Key words: *new type of die steels, alloying schemes, heat treatment, microstructure, high-temperature mechanical properties.*

БУДОВА ВКРАПЛЕНЬ ГРАФІТУ У СИНТЕТИЧНИХ ЧАВУНАХ

Представлено дані про будову вкраплень графіту у заевтектичних синтетичних чавунах, що виплавлені на шихтових матеріалах підвищеної чистоти. Встановлено, що компактні вкраплення графіту у синтетичному чавуні мають табличчасту будову. Виявлено три морфологічних різновиди форми графіту, що спостерігаються у високоміцних чавунах: чітко огранована кристалічна (часто шестигранна), агрегати кристалів різної форми, іноді, що не оконтурені кристалографічними площинами та плівкова (прихованокристалічна).

Ключові слова: синтетичний чавун, кулястий графіт, морфологія, петрографічний аналіз, табличчаста форма.

Вступ

Чавун з кулястим графітом є найперспективнішим конструкційним матеріалом завдяки поєднанню високих службових та технологічних властивостей. Однак, на жаль, до сьогодні не створено єдиної достовірної теорії будовання графіту у чавунах, що гальмує створення оптимальних технологічних процесів виготовлення виливків.

Огляд літератури

За історично сформованими уявленнями будова вкраплень кулястого графіту у чавунах є секторіально-пірамідальною (рис. 1 а). За цією схемою елементарні кристали графіту витягнуті у радіальному напрямку у вигляді пірамід або конусів зросту, основу яких складають гексагональні базові площини кристалічної ґратки, що співпадають з поверхнею вкраплення, а вершини сходяться у центрі, уявляючи таким чином сукупність перистих кристалів, променисто спрямованих з одного центру [1–3]. Пізніше був запропонований гелікоїдальний механізм зростання гексагональних пірамід або конусів за гвинтовими дислокаціями (рис. 1 б [4]).

Застосування інших методів дослідження та нового сучасного дослідного обладнання відкриває нові відомості про будову вкраплень графіту у чавунах. Так у роботі [5] використання дифракційно-рентгенівського методу дозволило встановити, що кулясті вкраплення графіту у чавунах мають не кристалічну, а перехідну форму, так звану турбостратну пошарову структуру. Як відомо [6], у турбостратній структурі відсутня закономірна орієнтація шарів відносно гексагональної вісі. Основою турбостратної структури є базисні площі, будова яких аналогічна графітовим площинам. Певна кількість площин може з'єднуватися у пакети. На відміну від ідеального графіту у пакетах турбостратної структури площини розташовані під різними кутами відносно одна одної. Пакети за структурою не можна віднести до кристалів, тому що в них відсутня трьохмірна впорядкованість. Тому пакети є двомірними кристалами і турбостратну структуру тільки умовно називають кристалічною [6].

Через те механізми утворення кулястих вкраплень графіту, що були засновані на кристалографічних міркуваннях ще мають багато питань і є суперечливими.

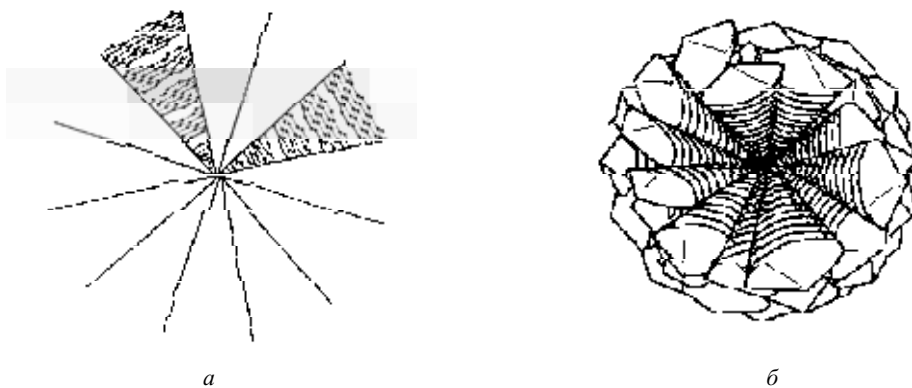


Рис. 1. Схеми будови кулястого графіту:

а – секторіально-пірамідальна [1, 2]; б – гелікоїдальна [4]

Постановка задачі

У цій роботі вивчали будову вкраплень графіту у синтетичному чавуні, що виплавляли на шихтових матеріалах з мінімальною кількістю шкідливих домішок. Додатково до металографічного та мікрорентгеноспектрального методів для вивчення будови вкраплень графіту у високоміцному чавуні використовували петрографічний метод. Останній дає можливість вивчати вкраплення графіту не тільки на шліфі у відбивному світлі, але і в прохідному – після екстрагування вкраплень з поверхні шліфа. Крім того, цей метод дозволяє відстежити трансформацію вкраплень графіту, їх морфологію на всіх етапах виробництва високоміцного чавуну.

Матеріали і методи

Технологія отримання дослідного чавуну була аналогічною, що була наведена у попередній роботі [7]. Отриманий метал мав такий остаточний хімічний склад (мас. частка, %): 4,59 C; 2,48 Si; 0,042 Mn; 0,042 Cr; 0,92 Ni; 0,472 Cu; 0,012 P; 0,005 S; 0,04 % Mg_{зал}.

Металографічний аналіз зразків чавуну проводили з використанням мікроскопів МІМ-7, Axiovert 200 M (Carl Zeiss). Мікрорентгеноспектральний аналіз проводили за допомогою електронного растрового мікроскопа SUPRA 40 WDS (Karl Zeiss).

Петрографічні дослідження виконували у відбитому світлі на мікроскопі МБІ-6 при збільшеннях 90–1900. Екстрагування вкраплень кулястого графіту з поверхні шліфа здійснювали за допомогою препаратівської голки під стереоскопічним мікроскопом МБС-2. Оптичні властивості виділених вкраплень визначали з використанням стандартних наборів імерсійних рідин на кристалооптичному мікроскопі МІН-8 при збільшеннях 100–1000 разів за методикою, запропонованою у роботі [8]. У прохідному світлі визначали форму, розміри та інші властивості графітових вкраплень.

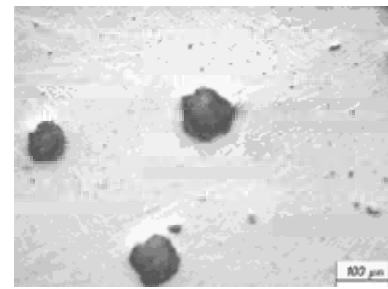
Експерименти

Вкраплення кулястого графіту у синтетичному чавуні отримували за допомогою нікель-магнієвої лігатури. Після її засвоєння відбирали проби металу за допомогою кварцових трубок діаметром 5 мм. Потім з відібраних заготовок виготовляли шліфи для металографічного аналізу та мікрорентгеноспектрального аналізу. Заевтектичний склад чавуну вибирався навмисно для дослідження виділення графіту у якості ведучої фази. Також додатково проводили фрактографічний аналіз зламів зразків дослідного чавуну.

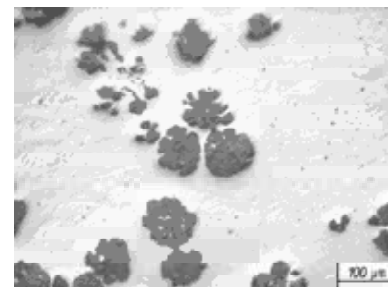
Результати

На рис. 2 зображена типова мікроструктура дослідного чавуну, де видно, що наряду зі звичайним кулястим графітом, спостерігався також, так званий, «підірваний» графіт (exploded graphite). Утворення останнього пов'язують з підвищеною чистотою шихтових матеріалів, надлишком рідкоземельних елементів, високим

вуглецевим еквівалентом або потовщеним перерізом виливка.



a

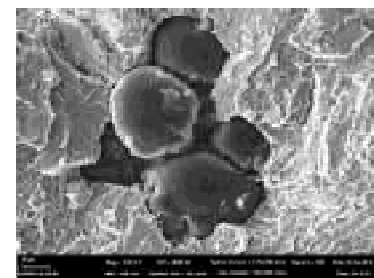


б

Рис. 2. Форма вкраплень графіту у дослідному чавуні:

a – кулястий графіт; *б* – «підірваний» графіт

На рис. 3 наведені злами зразків чавуну, що показують внутрішню будову графітових вкраплень у чавунах. Наведені включення графіту відрізняються великою різноманітністю будови центральної і периферійної зон, наявністю пір і розривів, присутністю сторонніх фаз і з'єднань.



a



б

Рис. 3. Морфологія вкраплень графіту на зламах дослідного чавуну:

a – зовнішня поверхня вкраплень графіту; *б* – внутрішня будова вкраплень графіту

Обговорення

Дослідження графітових вкраплень у синтетичних чавунах виявило їх аналогічну внутрішню будову, що спостерігалася у високоміцних чавунах, виплавлених на звичайних шихтових матеріалах. Встановлено, що у включеннях графіт має табличчасту форму (агрегати тонких листочків, прямокутних або шестикутних пластинок) і складається з безлічі дрібних частинок різної форми. Найтонші пластини графіту світло-сірого кольору прозорі, анізотропні, показник світлопереломлювання $N = 1,98$ і вище. На периферії вкраплень графіту відкладалися крупні табличчасті кристали, у центрі – дрібні.

Пластинки, нашаровуючись одна на іншу, утворюють пакети – агрегати різної форми. Ці агрегати вже непрозорі, ізотропні, сірого кольору з матовою поверхнею. Найбільш розповсюджена, що часто спостерігалася, була шестигранна форма. При цьому, одні з таких агрегатів мають рівновеликі грані, нерідко наближаючись до округлості (кола), інші – різновеликі. Останні утворюють різні комбінації – призми з пірамідальними вершинами.

Поряд з відміченими шестигранними формами присутні й інші, у тому числі неправильні – частинки без кристалографічних контурів або плівкові з металоподібним блиском.

Виявлено три морфологічних різновиди форми графіту, що спостерігаються у високоміцних чавунах: чітко огранована кристалічна (часто шестигранна), агрегати кристалів різної форми, іноді, що не оконтурені кристалографічними площинами та плівкова (прихованокристалічна).

Висновки

Встановлено, що будова кулястого вкраплення графіту складається з первинного кристалічного графіту,

що утворює агрегати кристалів – крупні на периферії та дрібні у центрі, та вторинного плівкового графіту.

Подяка. Автор висловлює щирю вдячність канд. техн. наук В. П. Пірожковій (ЗНТУ) та Ю. М. Бортнікову (ПАТ «Дніпроспецсталь») за допомогу у проведенні досліджень.

Список літератури

1. Гиршович Н. Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках / Н. Г. Гиршович. – М.-Л.: Машиностроение, 1966. – 563 с.
2. Morogh, H. Graphite formation in cast irons and in nickel-carbon and cobalt-carbon alloys / H. Morogh, W.J. Williams // J Iron Steel Inst. – 1947. – № 155. – P. 321–371.
3. Бунин К. П. Чугун с шаровидным графитом / К. П. Бунин, Ю. Н. Таран, А. В. Черновол. – К.: Изд-во АН УССР, 1955. – 99 с.
4. Double DD. Growth structure of various forms of graphite / DD. Double, A. Hellawell // The Metallurgy of Cast Iron, / V. Lux, I. Minkoff, F. Mollard (Eds.), St. Saphorin, Switzerland: Georgi Publishing Company, 1975. – P. 509–525.
5. Pencea I. New aspects regarding the structure of spheroidal cast iron carbon inclusions revealed by WAXD investigations / I. Pencea, D. M. Ctefnescu, R. Ruxanda, F. V. Anghelina // Key Engineering Materials. – 2011. – T. 457. – С. 120–125.
6. Мелешко, А. И. Углерод, углеродные волокна, углеродные композиты / А. И. Мелешко, С. П. Половников С. П. – М.: САЙНС-ПРЕСС. 2007. – 192 с.
7. Иванов В. Г. Морфология графіту у заэвтектичному синтетичному чавуні / В. Г. Иванов, В. С. Голтвяница // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. – № 2 – С. 23–27.
8. Лунёв В. В. Неметаллические включения в сталях, чугунах и ферросплавах / В. В. Лунёв, В. П. Пирожкова, С. Г. Грищенко. – Запорожье: Днепропетровский металлург, 2006. – 348 с.

Одержано 25.05.2016

Иванов В.Г. Строеие включений графита в синтетических чугунах

Представлены данные о строении включений графита в заэвтектических синтетических чугунах, выплавленных на шихтовых материалах повышенной чистоты. Установлено, что компактные включения графита в синтетическом чугуне имеют табличчатое строение. Выявлено три морфологические разновидности графита, наблюдаемые в высокопрочных чугунах: четко ограниченная кристаллическая (часто шестигранная), агрегаты кристаллов различной формы, иногда, не оконтуренные кристаллографическими плоскостями и пленочная (скрытокристаллическая).

Ключевые слова: синтетический чугун, шаровидный графит, морфология, петрографический анализ, табличчатая форма.

Ivanov V. The structure of graphite inclusions in synthetic iron

The data on the structure of graphite inclusions in hypereutectic synthetic cast iron melted using the high purity raw materials were presented. The compact graphite inclusions in the synthetic cast iron have a tabular structure was found. Three morphological graphite types are observed in ductile irons: well-faceted crystalline (often hexagonal), aggregates of different crystal shapes, sometimes, non-contoured by crystallographic planes and film-type (cryptocrystalline) were revealed.

Key words: synthetic cast iron, spherical graphite, morphology, petrographic analysis, tabular shape

УДК 621.791.927

Д-р техн. наук О. Г. Быковский, А. Н. Лаптева, Н. П. Пасько, Б. А. Власенко

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ, СТРОЕНИЕ И МИКРОСТРУКТУРА ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ МЕЖДУ НАПЫЛЕННЫМ СЛОЕМ И ПОДЛОЖКОЙ

Представлен механизм образования, строение и микроструктура переходной зоны между напыленным слоем и подложкой. Установлено, что в случае общей основы граница раздела представляет тонкую линию, на которой отчетливо видны оплавленные вершины первоначальной шероховатости. В этом случае разрушение носит адгезионно-когезионный характер, примерно 50/50. А в случае напыления материалом другой основы по сравнению с основой подложки граница соединения характеризуется четкой интерметаллидной прослойкой различной толщины со скачком величины микротвердости. В этом случае слабым местом оказывается граница раздела подложка-напыленный слой, так что разрушение носит адгезионный характер.

Ключевые слова: плазменное напыление, микроструи, шероховатость подложки, плазменно-металлическая струя, микротвердость.

Свойства напыленных металлических материалов в значительной степени зависят от условий напыления проволоки и формирования напыляемых частиц.

При плазменном напылении токоведущей проволокой образуется гетерофазный поток, состоящий из несущей газовой среды и частиц напыляемого материала. При этом на срезе сопла происходит плавление торца проволоки [1] с образованием капли перегретого материала (рис. 1), а в зависимости от состава распыляемого материала при одинаковых параметрах режима распыления сам торец имеет разные геометрические размеры и внешний вид (табл. 1). Под действием силы тяжести и газодинамического напора капля сходит по цилиндрической поверхности на нижней кромке проволоки, срывается с образовавшегося языка, и диспергируется на множество более мелких капель.

В работе [2] это явление наблюдалось при определенных параметрах режима на расстоянии 5–6 мм от торца проволоки, а сами капли имели вытянутую форму в направлении потока. Последнее связывается с наличием в потоке поверхностно активного элемента – кислорода, что снижает силу поверхностного натяжения.

Это позволяет сделать предположение, что диспергированные капли вытягиваются во множество микроструй различной толщины и протяженности, что подтверждается результатами проведенной видеосъемки процесса распыления медной проволоки марки М1 [3].

При этом обеспечивается однородный по объему, скорости, температуре и давлению на подложку гетерофазный поток, которым происходит обработка напыляемой подложки.



Рис. 1. Внешний вид оплавившегося торца проволоки марки М1

Таблица 1 – Состояние торца проволоки, распыленной плазменной струей

Состав проволоки	Угол среза, °	Внешний вид
X19H9Б	50	Поверхность гладкая, края среза гладкие, равные с небольшими закруглениями
07X20H9Г7Т	45	
М1	55	
65Г	45	
ПП-100Х15Н2Г2Р	50	
Бронза БрКМц3-1	42	Края среза неровные, с небольшими наплывами с вырывами
А1	65	Срез с неровными рваными краями, на торце кратеры и зазубрины

При распылении в калориметр микроструи сферидизуются в твердые капли размерами 0,1–0,4 мм, количество которых составляет 85–90 % [4], что характерно для материалов, приведенных в таблице.

В работе [5] подробно рассмотрено взаимодействие каплеобразных частиц при столкновении с плоскими полированными подложками, что характерно при использовании порошкообразных материалов в предположении сферичности частиц, а в работе [6] деформация капель алюминия и меди, распыленных на стекло в вакууме, связывается с явлениями кавитации, в результате чего происходит вспучивание или разбрызгивание металла.

Однако на практике напыление осуществляется на поверхность, предварительно подвергнутую обработке с целью создания определенной шероховатости [7].

Возможность управления теплообменом и энергетическим состоянием подложки как на стадии подготовки поверхности, так и в процессе напыления представляется весьма существенным в плане повышения эксплуатационных характеристик покрытия.

При соударении струй с шероховатой поверхностью возможны варианты взаимодействия с вершиной шероховатости, с ее боковой поверхностью и углубле-

нием (рис. 2). На первом этапе происходит разрушение струи с образованием брызг, причем в случае взаимодействия с вершиной шероховатости (рис. 2 а) она растекается по боковым поверхностям, подплавляя вершину.

Увеличение температуры на микровыступах приводит к повышенной термической активации элементов поверхности и к их подплавлению, в результате чего возрастает локальная адгезия.

Жидкий металл в виде капли, попадая в углубления, растекается вдоль канавки профиля и кристаллизуется.

При попадании струи на боковую поверхность шероховатости (рис. 2 б), струя стекает в углубление, образуя каплю, растекающуюся, как и в предыдущем случае. При попадании струи в углубление (рис. 2 в) образующаяся капля растекается по нему аналогично.

При соударении всех струй имеет место разбрызгивание металла, его мельчайшие частицы имеют шаровидную форму (рис. 3).

После соударения струи с шероховатой подложкой происходит ее деформация, растекание и в конечном итоге затвердевание металла, из множества частичек которого и формируется напыленный материал.

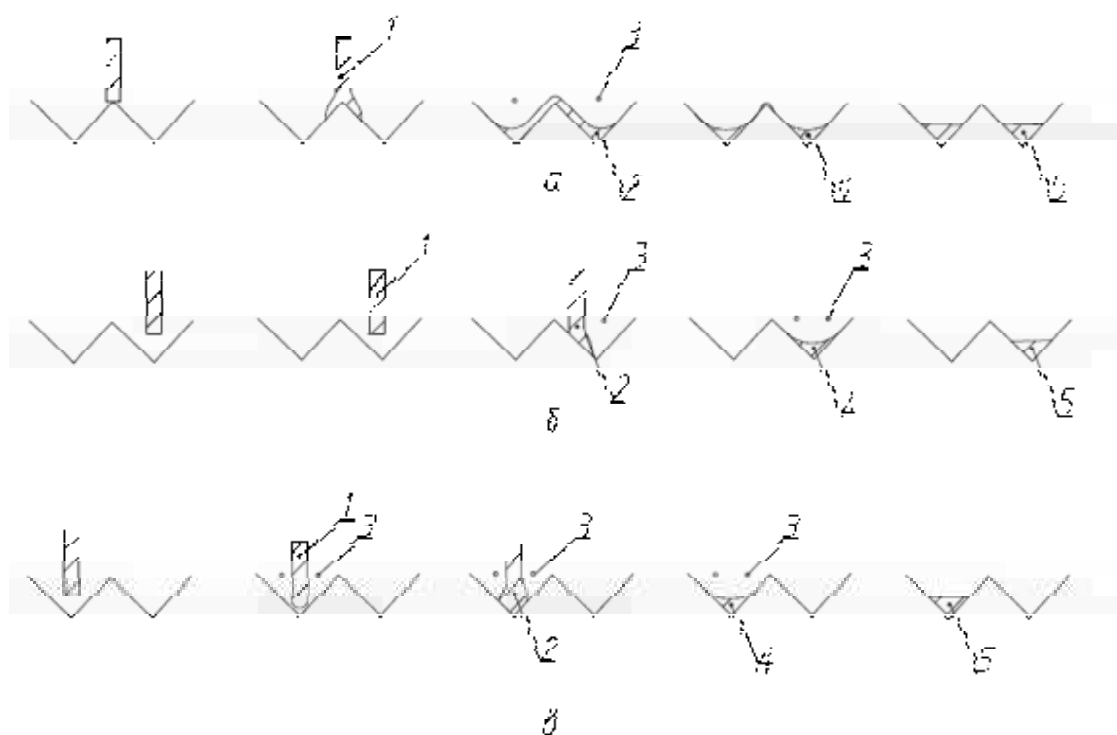


Рис. 2. Схема соударения металлической струи с шероховатой поверхностью:

а – взаимодействие струи с вершиной; б – взаимодействие струи с боковой поверхностью; в – взаимодействие струи с углублением

- 1 – струя на подлете к подложке
- 2 – струя, растекающаяся по шероховатости подложки
- 3 – брызги после столкновения с подложкой
- 4 – жидкий металл, собравшийся в углублении шероховатости подложки
- 5 – затвердевший металл

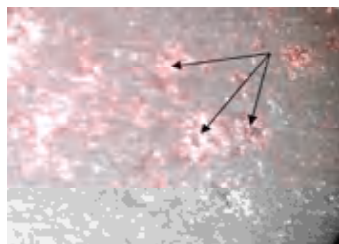


Рис. 3. Частички-брызги, сконденсовані в вигляд найменшійших кульок

Вследствие деформации и растекания частиц физический контакт обеспечивается для подавляющего большинства распыленных частиц.

Процесс взаимодействия частиц можно разделить на три этапа: их сближение, образование физического контакта, активация контактных поверхностей, химическое взаимодействие материалов на границе раздела фаз и объемное взаимодействие.

На первой стадии происходит топахимическая реакция между жидкой металлической составляющей и шероховатой основой, образование физического контакта, чему способствуют явление смачиваемости и пропитки рельефа, который может быть уподоблен открытой пористости. При этом под действием напорного давления, происходит инфильтрация расплава под действием капиллярных явлений в пористую структуру подложки, образование межчастичных контактов и завершение диффузионных процессов [8].

Чем выше температура, давление в контакте и больше время их действия, тем полнее происходит активация основы и химическое взаимодействие материалов. Интенсификация взаимодействия способствует процессу струйного растекания при соударении.

Полнота химического взаимодействия определяется степенью заполнения поверхности контакта частицы с основой очагами схватывания. Последние образуются как пластической деформацией в поверхностном слое основы, так и интенсивным радиальным течением материала, при котором разрушаются тонкие оксидные пленки, обеспечивая необходимые ювенильные поверхности, способные к созданию точек схватывания.

Протекающие в контакте подложка – напыленный слой процессы электронного взаимодействия требуют энергии для активации поверхности, одним из видов которой является энергия упругопластической деформации (механическая активация) – дробеструйная обработка поверхности.

С учетом классификации типов поверхности кристаллов (гладкая, размытая, ступенчатая) [9], в размытой не соблюдается гладкость поверхности на атомном уровне, а для ступенчатых поверхностей переход к соседней фазе более резок, так как их профиль имеет вид зубчатой линии. Поэтому имеющиеся на поверхности углубления и выступы способствуют закреплению новых атомов и перемещение размытых поверхностей в перпендикулярном к ним направлении в процессе роста кристаллов, которое протекает быстро. При этом сило-

вые поля молекул на поверхности несимметричны, что приводит к росту свободной энергии системы, а величина численно равна работе обратного изотермического образования единицы поверхности, характеризуется коэффициентом поверхностного натяжения. У неподготовленной поверхности $\sigma_{т-э}$ должно быть меньше $\sigma_{т-э}$ – у дробеструйной поверхности.

Объемное взаимодействие происходит по дефектам структуры вследствие протекания диффузии, которая облегчается пластической деформацией и температурой в области контакта частица-основа, механическим перемешиванием материалов системы покрытие-основа. Особенно легко протекают объемные процессы в самом напыленном материале, чему способствует пористость, дефектная неравновесная структура и искаженная кристаллическая решетка. Перегрев напыляемых частиц выше температуры плавления повышает прочность их соединения с основой и увеличивает площадь пятна химического взаимодействия за счет возрастания контактной температуры. Для основы внешним результатом деформации является образование кратера или лунки на поверхности. Напряжения, возникающие в области удара частицы о поверхность основы, содействуют выходу дислокаций на контактную поверхность и ее активацию за счет разрыва насыщенных связей, что приводит к образованию дополнительных насыщенных центров.

При скорости напыляемых частиц 200 м/с давление в зоне контакта ускоряет процесс приваривания за счет пластической деформации и за счет упругого искажения кристаллической решетки основы в месте удара каждой частицы.

Соединения образуются главным образом за счет выхода дислокаций ввиду их способности передвигаться со скоростью выше некоторого предельного значения, необходимого для достаточно быстрой деформации, когда на поверхности образуется шлейф разорванных связей, которые являются центрами образования очагов схватывания.

Одновременно с протеканием диффузии при объемном взаимодействии возможно образование и интерметаллидных соединений.

Объемное перемешивание может быть обусловлено гидродинамическими и механическими причинами: эрозией материала основы и затеканием напыляемого материала в микротрещины и микрополости, имеющиеся на поверхности материала основы (дробеструйная обработка).

При дробеструйной обработке на поверхности твердого тела образуются круговые вмятины, которые в поперечном сечении представляют собой каналы-капилляры с переменным сужающимся сечением. Жидкий металл проникает в них, создавая устойчивый вогнутый мениск, направленный в сторону узкой части. Жидкий металл перемещается под действием внешнего давления, радиус кривизны уменьшается, капиллярное давление увеличивается, и он заполняет весь объем капилляра [10].

Рельеф шероховатой поверхности может быть уподоблен пористому телу, где жидкая фаза движется в капиллярах

переменной формы сечений в разном направлении.

При этом происходит смена рельефа вследствие спекания, растворения частичек пористого тела в расплаве, в результате чего изменяется его состав и свойства.

С учетом того, что плазменно-металлическая струя содержит перегретую металлическую составляющую частично находящуюся в парообразном состоянии, создаются благоприятные условия для жидкофазного спекания первого слоя с шероховатой подложкой благодаря лучшим условиям её смачивания. При затвердевании нанесенного слоя происходит его усадка, причем, чем лучше смачивание, тем больше усадка, плотнее и прочнее каждый нанесенный слой.

Поэтому механизм образования покрытия может быть следствием протекания двух процессов: спекания нанесенных слоев, состоящих из перегретых фракция 0,1–0,315 мм с одновременной пропиткой пористой массы более мелкими фракциями, переносимыми в парообразном состоянии. В результате образуется псевдосплав, отличающийся своими физико-механическими свойствами от литого сплава аналогичного состава, которые могут быть улучшены в процессе спекания и пропитки.

Как правило, напыленный псевдосплав имеет характерное слоистое или зернистое строение, что определяется температурой, скоростью, агрегатным состоянием, составом и массой материала. При этом границы между нанесенными слоями или зёрнами, трещины и поры имеют различные размеры. Особенно важным представляется межфазная прочность на границе раздела подложка-напыленный слой, при недостаточной величине которой

защитные свойства покрытия будут потеряны от воздействия внешней среды [5]. В случае общей основы, например, при напылении на сталь Ст3 порошковой проволокой ПП-100Х15Н10Г2Р граница раздела 1 представляет тонкую линию, на которой отчетливо видны оплавленные вершины первоначальной шероховатости (рис. 4 а). Ниже границы соединения имеются отдельные темные участки 2, по-видимому, нерасплавившейся полностью шихты, о чем свидетельствует резкое падение микротвердости (рис. 4 б). В этом случае разрушение носит адгезионно-когезионный характер, примерно 50/50.

Если же напыление производится материалом совсем другого состава по сравнению с подложкой, например, алюминий на сталь (рис. 5 а), медь на алюминий (рис. 5 б), то граница соединения характеризуется четкой интерметаллидной прослойкой различной толщины со скачком величины микротвердости (рис. 5 в).

В этом случае слабым местом оказывается граница раздела подложка-напыленный слой, так что разрушение носит адгезионный характер.

Долю адгезионной и когезионной прочности можно определить в случаях, когда соединенные материалы

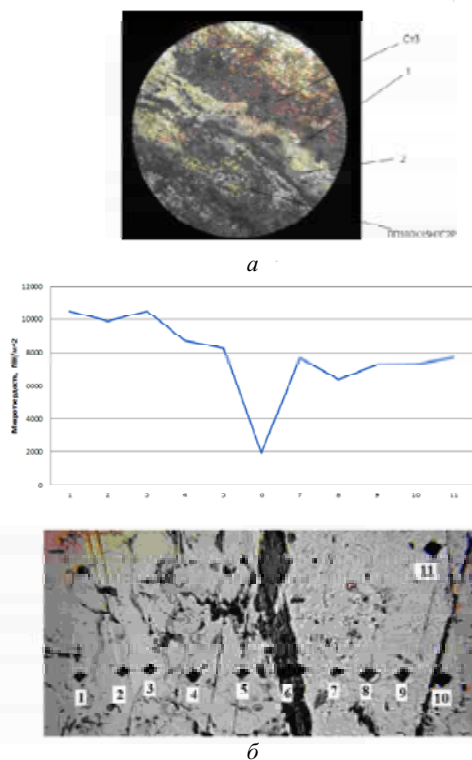


Рис. 4. Структура зоны соединения, напыленного порошковой проволокой ПП-100Х15Н10Г2Р материала на сталь Ст3 (а, $\times 660$) и изменение микротвердости в зоне 2 (б, $\times 440$)

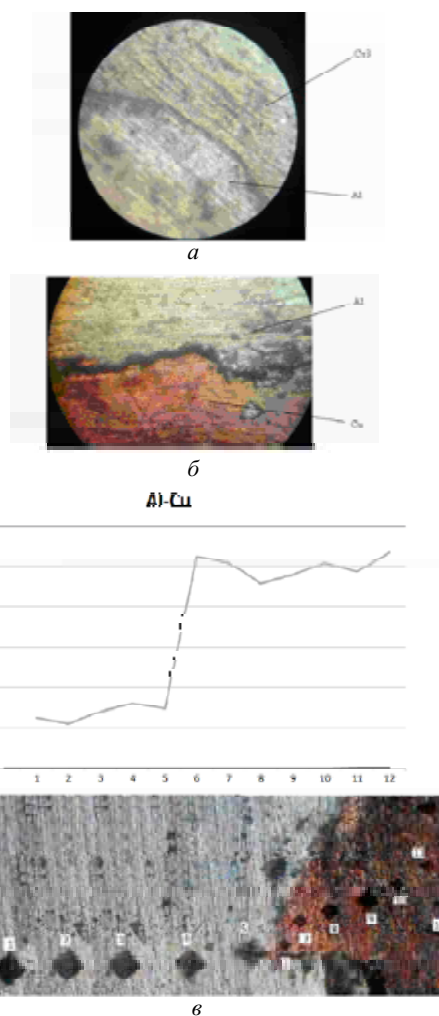


Рис. 5. Структура зоны соединения напыленного слоя алюминия на сталь Ст3 (а), меди на алюминий (б) и изменение микротвердости на границе раздела алюминий-медь (в)

на фрактограммах имеют различную окраску, используя методику, изложенную в работе [11].

Выводы

1. Установлено, что механизм образования покрытия может быть следствием протекания двух процессов: спекания нанесенных слоев, состоящих из перегретых фракция 0,1–0,315 мм с одновременной пропиткой пористой массы более мелким фракциями, переносимыми в паробразном состоянии. В результате образуется псевдосплав, отличающийся своими физико-механическими свойствами от литого сплава аналогичного состава, которые могут быть улучшены в процессе спекания и пропитки.

2. В случае общей основы граница раздела представляет тонкую линию, на которой отчетливо видны оплавленные вершины первоначальной шероховатости. Ниже границы соединения имеются отдельные темные участки, по-видимому, нерасплавившейся полностью шихты, о чем свидетельствует резкое падение микротвердости. В этом случае разрушение носит адгезионно-когезионный характер, примерно 50/50.

3. В случае напыления материалом другой основы по сравнению с основой подложки граница соединения характеризуется четкой интерметаллидной прослойкой различной толщины со скачком величины микротвердости. В этом случае слабым местом оказывается граница раздела подложка-напыленный слой, так что разрушение носит адгезионный характер.

Список литературы

1. Оценка теплового потока из плазмы в торец проволоки-анода из алюминия / [А. В. Ершов, О. Г. Быковский, А. Н. Лаптева, Е. А. Зеленина] // Сварочное производство. – 2015. – № 10. – С. 7–11.
2. Петруничев В. А. К механизму распыления проволоки / В. А. Петруничев, В. В. Титков // Физика и химия обработки материалов. – 1977. – № 1. – С. 14–17.
3. Быковский О. Г. Влияние вида материала и технологии распыления на строение плазменной струи величину ее давления на подложку / [О. Г. Быковский, А. Н. Лаптева, А. В. Фоменко, А. В. Четет] // Сварщик. – 2014. – №3. – С. 39–41.
4. Быковский О. Г. Теплосодержание и строение частиц при плазменном напылении токоведущей проволокой / [О. Г. Быковский, А. Н. Лаптева, А. С. Мищенко и др.] // Сварочное производство. – 2015. – № 5. – С. 21–27.
5. Нанесение покрытий плазмой / [В. В. Кудинов, П. Ю. Пекшев, В. Е. Беляшенко и др.]. – М.: Наука, 1990. – 408 с.
6. О взаимодействии жидких капель металла с преградой / [Б. И. Махорин, Н. В. Гревцев, В. Д. Золотухин и др.] // Физика и химия обработки материалов. – 1977. – № 1. – С. 45–51.
7. Харламов Ю. А. Влияние микрорельефа поверхности на прочность сцепления с газотермическими покрытиями / Ю. А. Харламов, Ю. С. Борисов // Автоматическая сварка. – 2001. – №6. – С. 19–26.
8. Куприянов И. Л. Газотермические покрытия с повышенной прочностью сцепления / И. Л. Куприянов, М. А. Геллер. – М.: Наука и техника, 1990. – 176 с.
9. Миссол В. Поверхностная энергия раздела фаз в металлах / Миссол В.; пер. с польск. – М.: Металлургия, 1978. – 176 с.
10. Влияние состояния поверхности твердого тела на характеристики смачивания его расплавом / [О. Г. Быковский, В. Е. Самойлов, В. Е. Ольшанецкий и др.] // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2013. – № 2. – С. 55–59.
11. Определение доли адгезионного и когезионного разрушения покрытия, напыленного плазмой / [А. Н. Лаптева, Ю. С. Дмитренко, Н. П. Пасько, О. Г. Быковский] // Сварщик. – 2016. – № 1. – С. 12–13.

Одержано 16.05.2016

Быковский О.Г., Лаптева Г.М., Пасько М.П., Власенко Б.О. Механизм утворення, будова та мікроструктура перехідної зони між напиленням шаром та підложкою

Представлений механізм утворення, будова і мікроструктура перехідної зони між напиленням шаром і підкладкою. Встановлено, що у разі загальної основи межа розділу представляє тонку лінію, на якій чітко видно оплавлені вершини початкової шорсткості. В цьому випадку руйнування носить адгезійно-когезійний характер, приблизно 50/50. А у разі напилення матеріалом іншої основи в порівнянні з основою підкладки межа з'єднання характеризується чітким інтерметалічним прошарком різної товщини зі стрибком величини микротвердості. У цьому випадку слабким місцем виявляється границя розділу підкладка-напилений шар, так що руйнування носить адгезійний характер.

Ключові слова: плазмове напилення, мікрострумені, шорсткість підложки, плазмове-металевий струмінь, микротвердість.

Bykovskii O., Lapteva A., Pasko N., Vlasenko B. The mechanism of the formation, structure and microstructure of the transition zone between the deposited layer and the substrate

The mechanism of formation, structure and microstructure of the transition zone between the deposited layer and the substrate is presented. It was found, that in the case of a common framework the boundary is a thin line, which is clearly seen from the melted-tops initial roughness. In this case, destruction possesses adhesive-cohesive character, about 50/50. And in the case of spraying the material of different basis as compared to the substrate basis border connection is characterized by a clear intermetallic layer of different thickness with a jump in the value of microhardness. In this case, the weak point is interface section of substrate-sprayed layer, so that the destruction possesses adhesive nature.

Key words: plasma spraying, microjet, the roughness of the substrate, plasma metal spray, micro-hardness.

ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА СОСТОЯНИЕ УПРОЧНЯЮЩИХ ФАЗ В Cr-Mn-Ni-Si-B СТАЛИ ЛЕДЕБУРИТНОГО КЛАССА

Описан характер изменения микроструктуры высоколегированной Cr-Mn-Ni-Si-B стали ледебуритного класса при плазменной обработке с частичным оплавлением поверхности. Установлено, что плазменное оплавление оказывает благоприятное модифицирующее воздействие, приводя к существенному диспергированию карбидных фаз и росту микротвердости эвтектики.

Ключевые слова: плазма, оплавление, карбиды, бориды, эвтектика, микротвердость.

Введение

Стали ледебуритного класса находят широкое применение в качестве материала для изготовления инструмента и деталей, подвергающихся интенсивному изнашиванию [1]. Эти стали отличаются присутствием в своей структуре карбидной эвтектики, что делает их схожими с белыми чугунами [2, 3]. Наличие в сталях эвтектики при относительно невысоком содержании углерода обусловлено введением значительного количества хрома (стали типа X12) или вольфрама (молибдена) (быстрорежущие стали P18, P6M5 и др.), что смещает точку E диаграммы Fe-C в сторону меньшей концентрации углерода. Как правило, ледебуритные стали применяются в состоянии объемной термической обработки, протекающей по многостадийным схемам. Для инструмента из низколегированных сталей достаточно успешно используется упрочняющая поверхностная обработка высококонцентрированными источниками нагрева (лазерный и электронный лучи, плазма), приводящая к повышению износостойкости за счет структурного модифицирования поверхностных слоев [4–8]. В тоже время, применение методов поверхностной инженерии к высоколегированным сталям ледебуритного класса остается мало изученным.

Целью данной работы являлось исследование структурных превращений в сложнелегированной Cr-Mn-Ni-Si-B стали ледебуритного класса под влиянием поверхностной закалки плазменной струей постоянного действия.

Материал и методики исследований

В качестве материала исследований использовали литую сталь, химический состав которой приведен в табл. 1.

Таблица 1 – Химический состав исследованной стали

Содержание, масс. %					
C	Cr	Mn	Si	Ni	B
1,70	12,98	3,29	3,95	1,00	1,22

Сталь была выплавлена в индукционной 20-кг печи и залита в металлическую изложницу. Порезку слитка осуществляли анодно-механическим способом, доводку образцов до конечных размеров – шлифовкой. Образцы размерами 5×12×25 мм подвергли плазменной обработке поверхности с применением плазмотрона косвенного действия [3] при следующих параметрах: диаметр сопла генератора – 6 мм, длина дуги – 150 мм, плазмообразующий газ – аргон (расход 2 м³/ч), питание постоянным током 230–250 А при рабочем напряжении 55–60 В. Плазменную обработку проводили при скорости перемещения плазменной струи 0,25 м/мин, что при указанных выше параметрах обеспечивает нагрев поверхности до 1500–1550 °С [9].

В работе применен металлографический анализ с помощью оптического микроскопа (ОМ) Nikon Eclipse M200 и электронного сканирующего микроскопа (СЭМ) JSM-6510 LV, оснащенного энергодисперсионным микроанализатором INCA PentaFET X3 (Oxford Instruments Ltd). Фазовый состав определяли с помощью рентгеновского дифрактометра Rigaku с Cu-K_α-излучением. Микротвердость структурных составляющих измеряли на твердомере «Shimadzu HNV-2» при нагрузке 50 г с усреднением значений 5–7 замеров, выполненных в конкретной области образца.

Экспериментальная часть и анализ полученных результатов

В литом состоянии микроструктура стали представляла собой эвтектику и крупные первичные включения двух типов – неправильной гексагональной и прямоугольной форм (рис. 1 а). Гексагональные включения имеют в сечении 10...40 мкм, в длину – до 170 мкм; сторона прямоугольных сечений – 8...30 мкм. Эвтектические включения имеют вытянутую форму при следующих размерах: толщина – 2...5 мкм, длина – до 30 мкм.

Идентификация фаз с помощью рентгеноструктурного анализа показала наличие в стали карбидов M₇C₃,

боридов Cr_5B_6 , а также альфа- и гамма-твердых растворов железа (рис. 2). Судя по интенсивности пиков на рентгенограмме, среди включений преобладают карбиды M_7C_3 . Анализ микроструктуры с помощью СЭМ в режиме back-scattered (BEC) (рис. 1 б) позволил выявить неоднородность эвтектических и первичных включений по химическому составу, что визуально выразилось в различной окраске включений. Более светлыми являются включения, обогащенные химическими элементами с большим атомным номером (железо, хром), а более темными – включения, содержащие «легкие» элементы с малым атомным номером (в частности, бор). С учетом этого можно полагать, что светлые включения гексагональной формы являются первичными карбидами хрома M_7C_3 , а темные прямоугольные включения – первичными боридами хрома Cr_5B_6 . Как следует из рис. 1 б, среди эвтектических включений определенная часть имеет более темную окраску, т. е. они обогащены бором. Следовательно, сталь содержит эвтектику двух типов – «аустенит + M_7C_3 » и «аустенит + Cr_5B_6 ». Микротвердость первичных карбидов хрома колеблется от 1245 до 1738 HV_{50} (средн. 1469,4 HV_{50}), микротвердость эвтектики – 398...687 HV_{50} (средн. 540,3 HV_{50}).

Плазменная обработка привела к частичному оплавлению поверхности образца на глубину до 250...300 мкм (рис. 3). По сравнению с литым состоянием на рентгенограмме оплавленного образца появилось большее количество пиков карбида M_7C_3 и борида Cr_5B_6 ; также появился пик, который можно отнести к бориду железа FeB .

В результате плазменной обработки у поверхности сформировался модифицированный слой, резко отличающийся по своему строению от основной структуры. В этом слое сохранились отдельные крупные первичные карбиды и бориды, однако произошло их частичное оплавление с округлением граней (рис. 4, а).

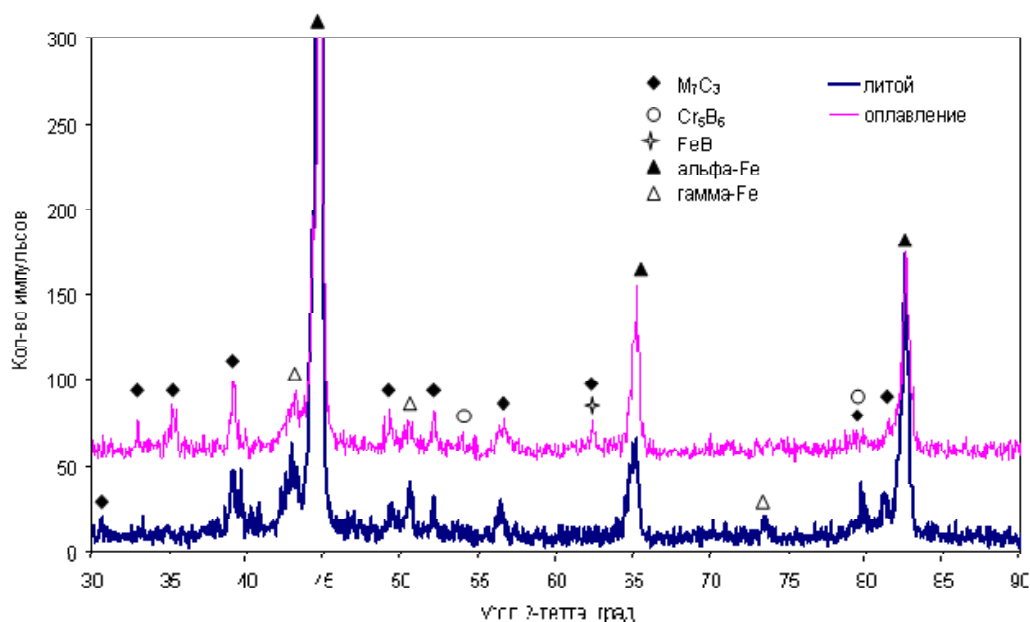
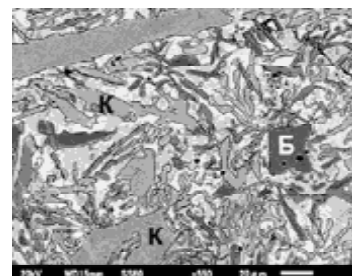


Рис. 2. Дифрактограммы исследованной стали в литом и оплавленном состояниях



а

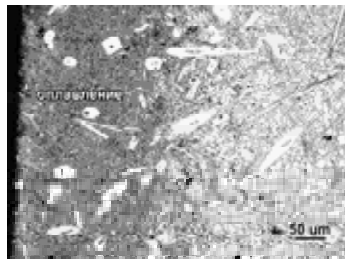


б

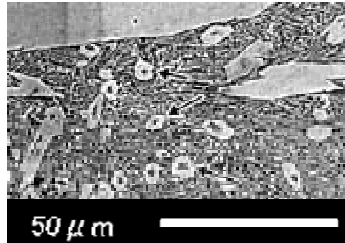
Рис. 1. Микроструктура стали в литом состоянии:

а – ОМ-изображение, б – СЭМ-изображение в BEC-режиме (К – карбид, Б – борид)

Кроме того, в структуре возникли мелкие первичные карбиды (показаны на рис. 3, б стрелками); их размер составил: в сечении – 2...6 мкм, в длину – не более 30 мкм. Изменилось строение эвтектики: она стала намного дисперснее, резко возросла плотность карбидных (боридных) включений в пределах эвтектических колоний, а размеры включений уменьшились на порядок относительно литого состояния: их толщина составила 0,15...0,30 мкм, длина – 2...4 мкм. Произошла резкая дифференциация эвтектических участков по степени травимости на светлые и темные участки (рис. 4).



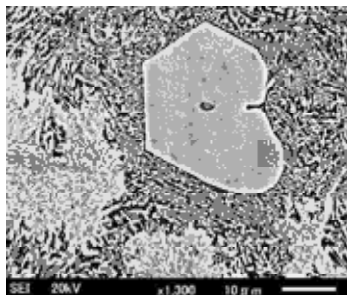
a



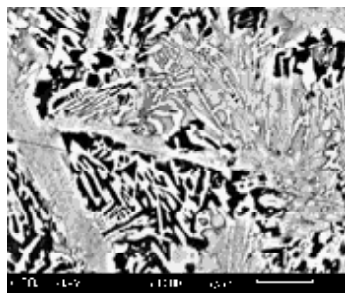
б

Рис. 3. Микроструктура оплавленного поверхностного слоя:

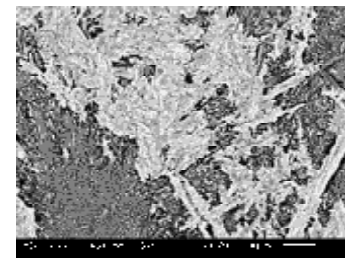
a – общий вид оплавленной зоны и исходной структуры;
б – мелкие первичные карбиды, возникшие после оплавления



a



б



в

Рис. 4. Строение карбидной эвтектики в пределах оплавленного слоя:

a, б – SEI-изображения, *в* – ВЕС-изображение

Изображение во вторичных электронах (SEI) показывает, что в светлых участках карбиды имеют вытянутое веерообразное, а в темных – скелетообразное строение (рис. 4 *a, б*). В первом случае матрица практически не травится, во втором – наблюдается ее сильное растравливание, вследствие чего она приобретает темный оттенок. Исследование этих же участков в отраженных электронах (ВЕС-режим) позволяет видеть, что светлые участки (сохраняющие светлую окраску и на ВЕС-изображениях) обогащены элементами, имеющими более высокий атомный номер. В свою очередь, темные участки обогащены элементами с меньшим атомным номером. Предположительно, в темных участках преимущественно сконцентрировался кремний ($Z = 14$) и бор ($Z = 5$), а в светлых – никель ($Z = 28$), железо ($Z = 26$) и хром ($Z = 24$). Формированию двух типов эвтектики в оплавленной зоне, очевидно, предшествовало расслоение жидкости по химическому составу, вызванное исходным неравномерным распределением элементов в карбидах и матрице, и, возможно, процессами гидродинамического давления со стороны плазменной струи.

Микротвердость «светлой» эвтектики составила 568...848 HV_{50} (среднее значение – 698,9 HV_{50}), «темной» – 649-822 HV_{50} (среднее значение – 731,3 HV_{50}). Таким образом, произошло существенное повышение микротвердости эвтектической составляющей по сравнению с исходной структурой. Это может быть связано как с диспергированием эвтектических карбидов, так и с увеличением их количества, что обогатило матрицу по С, Cr и Mn и облегчило протекание мартенситного превращения в эвтектическом аустените при охлаждении из оплавленного состояния.

Таким образом, плазменная обработка исследованной стали, сопровождавшаяся частичным оплавлением поверхности, привела к существенным изменениям в ее микроструктуре и твердости. Главным образом, это выражается в повышении однородности структуры, уменьшении количества и сфероидизации крупных первичных карбидов и боридов, повышении дисперсности и микротвердости карбидной (боридной) эвтектики. Это может положительно отразиться на сопротивлении разрушению поверхностных слоев стали в условиях изнашивания, ударов или контактных нагрузений.

Выводы

1. Плазменная обработка Cr-Mn-Ni-Si-B стали ледобуритного класса с частичным оплавлением на глубину до 300 мкм привела к модифицированию поверхностного слоя, что выразилось в повышении однородности структуры и уменьшении количества крупных первичных карбидов M_7C_3 и боридов Cr_3B_6 .

2. В оплавленной зоне сформировались мелкие первичные карбиды, а также образовалась эвтектика двух типов, различающаяся по содержанию легирующих

элементов. Микротвердсть эвтектик возросла на 150...200 HV₅₀, а размеры эвтектических карбидов уменьшились на порядок по сравнению с исходным литым состоянием.

Список литературы

1. Гольдштейн М. И. Специальные стали / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. – М. : Металлургия, 1985. – 408 с.
2. Цыпин И. И. Белые износостойкие чугуны: Структура и свойства / И. И. Цыпин. – М. : Металлургия, 1983. – 176 с.
3. The Charpy-Bochvar Principle: white and stable-mottled wear resistant / [A. A. Zhukov, G. I. Silman, L. I. Agapova, B. B. Pani] // Indian Foundry Journal. – 1996. – Feb. – P. 11–27.
4. Effects of thermal plasma jet heat flux characteristics on surface hardening / [Yong Xiang, Deping Yu, Qingtao Li, Huabei Peng and etc.] // J. Mater. Process. Technol. 226 (2015) 238-246.
5. The influence of plasma surface modification process on the structure and phase composition of cutting-tool hardmetals / [S. S. Samotugin, V. I. Lavrinenko, E. V. Kudinova, Yu. S. Samotugina] // Journal of Superhard Materials. 33 (2011). – P. 200–207.
6. Semboshi S. Surface hardening of age-hardenable Cu–Ti alloy by plasma carburization / S. Semboshi, A. Iwase, T. Takasugi, // Surf. Coat. Technol. 283 (2015) 262–267.
7. Efremenko V. G. Pulsed plasma deposition of Fe-C-Cr-W coating on high-Cr-cast iron: Effect of layered morphology and heat treatment on the microstructure and hardness / [V. G. Efremenko, Yu. G. Chabak, A. Lekatou and etc.] // Surface and Coatings Technology. – 2016. – 304. – P. 293–305.
8. Ismail M.I.S. Surface hardening of tool steel by plasma arc with multiple passes / Mohd Idris Shah Ismail, Zahari Taha // International Journal of Technology. – 2014. – 1. – P. 79–87.
9. Самотугин С. С. Моделирование тепловых процессов при плазменном поверхностном упрочнении тонколезвийного почвообрабатывающего инструмента / С. С. Самотугин, В. А. Мазур, Д. С. Литвиненко // Вісник СевНТУ. Серія : Машиноприладобудування та транспорт. – 2012. – Вып. 129. – С. 194–198.

Одержано 28.04.2016

Чабак Ю.Г. Вплив плазмової обробки на стан зміцнювальних фаз у Cr-Mn-Ni-Si-B сталі ледебуритного класу

Описано характер зміни мікроструктури високолегованої Cr-Mn-Ni-Si-B сталі ледебуритного класу при плазмовій обробці з частковим оплавленням поверхні. Встановлено, що плазмове оплавлення справляє сприятливий модифікуючий вплив, призводячи до істотного диспергування зміцнювальних фаз сталі і зростання мікротвердості евтектики.

Ключові слова: плазма, оплавлення, карбіди, бориди, евтектика, мікротвердість.

Chabak Yu. Influence of plasma treatment on state of strengthening phases in Cr-Mn-Ni-Si-B ledeburite steel grade

The microstructure changes of high-alloyed Cr-Mn-Ni-Si-B steel of ledeburite class under plasma treatment with partial surface melting is described. It is found that the plasma melting has a favorable modifying effect, resulting in a significant dispersion of the strengthening phases and the growth of micro-hardness of the eutectic.

Key words: plasma, melting, carbides, borides, eutectics, microhardness.

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА СТРУКТУРУ ПОКРЫТИЯ ИЗ Cr-Ni-Si ЧУГУНА

Описаны характерные особенности микроструктуры покрытия, наплавленного Cr-Ni-Si чугуном «Сормайт» в магнитном поле. Установлено, что наложение магнитного поля с индукцией 28 мТ позволяет диспергировать первичную структуру покрытия за счет уменьшения размеров дендритов, эвтектических колоний, карбидов M_7C_3 . Также повышается устойчивость аустенита к эвтектоидному превращению, что проявляется в уменьшении объемной доли троостита в металлической матрице.

Ключевые слова: наплавка, магнитное поле, карбиды, аустенит, троостит.

Введение

Применение магнитного поля (МП) при дуговой сварке и наплавке известно достаточно давно; например, оно описано в классических работах [1–3]. Магнитное поле позволяет перемещать и даже вращать дугу относительно шва (наплавки), что дает возможность управлять процессами наплавки, величиной зоны перегрева, формой наплавленного валика и другими параметрами [2, 3]. Кроме того, наложение МП на зону сварки (наплавки) повышает металлургическое качество (плотность) металла шва (наплавленного слоя). В работах [4, 5], отмечено снижение глубины проплавления основного металла и увеличение скорости расплавления электродной проволоки под воздействием МП. Имеются данные об измельчении структуры металла шва при сварке дугой, колеблющейся в поперечном магнитном поле [6]. Известно применение наплавки в магнитном поле для восстановления изношенных деталей [7, 8]. Несмотря на большое количество опубликованных материалов, влияние МП на фазово-структурное состояние слоев, формируемых электродуговой наплавкой, остается недостаточно изученным. Особенно это касается покрытий триботехнического назначения, состоящих из большого количества упрочняющих твердых фаз (карбидов, боридов, нитридов, и проч.). Данные покрытия по химическому составу и структуре соответствуют высоколегированным белым чугунам, содержащим в структуре с карбидные (боридные) эвтектики. Наложение магнитного поля может влиять на кристаллизацию эвтектики, предопределяя ее строение и свойства.

Целью данной работы являлось исследование влияния продольного магнитного поля на микроструктуру и свойства широко применяемого в промышленности наплавочного материала «Сормайт», соответствующего по своему химическому составу высокохромистому чугуну.

Материал и методики исследований

Материалом исследований служило покрытие «Сормайт», полученное электродуговой наплавкой порошковой лентой ПЛАН-101 (табл. 1) на поверхность листа толщиной 30 мм из стали 09Г2С (ГОСТ 5520).

Таблица 1 – Номинальный химический состав порошковой ленты ПЛАН 101

Содержание, масс. %				
C	Cr	Mn	Si	Ni
3,0	25,0	2,0	3,0	3,0

Наплавка проводилась при следующих параметрах: ток дуги – 700 ± 50 А, напряжение – 32 ± 2 В, вылет – 50 мм, скорость наплавки – 32 м/ч, скорость подачи – 41 м/ч. Наплавку осуществляли на механизированном автомате АД-1004 с источником питания ВДУ-1200. Контрольный образец (№ 1) наплавляли без наложения магнитного поля, опытный образец (№ 2) – при наложении продольного магнитного поля индукцией 28 мТ. Магнитное поле получали с помощью водоохлаждаемого соленоида (200 витков, сечение провода – 9 мм²), по которому пропускали ток силой 10 А и частотой 50 Гц. Индукцию магнитного поля измеряли теслометром 43205. Сечение наплавленного валика представлено на рис. 1.

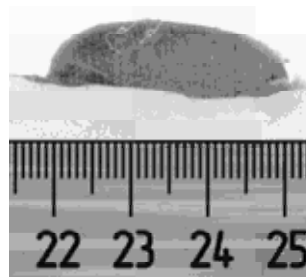


Рис. 1. Наплавленный валик в сечении

Наплавленні образці остывали на спокійному повітрі, після чого їх розрізали абразивним кругом з водяним охолодженням для отримання сечення валика, перпендикулярного напрямку наплавки. Після шліфовки і поліровки по стандартній методикі поверхню шліфів підвергали довготривалому травленню при кімнатній температурі в спиртовому 4 %-ном розстворі азотної кислоти. Мікроструктуру досліджували з використанням оптичного мікроскопа Nikon Eclipse M200 і електронного скануючого мікроскопа (СЭМ) JSM-6510 LV. Об'ємну частку карбидів підсчитували по електронним зображенням мікроструктури з використанням комп'ютерної програми PixelAnalyzer, розробленої на кафедрі металознавства і термічної обробки ПГТУ. Мікротвердість структурних складових заміряли з допомогою твердомера FM-300 (Future-Tech) при нарузці 50 г. з усеред-

ненням значень 5–7 замірів, виконаних в одній області образця.

Експериментальна частина і аналіз отриманих результатів

По своїй структурі наплавлені покриття відносились до білих чугунів. Їх основними структурно-фазовими компонентами являлись аустенит і карбиди хрому M_7C_3 . Наявність матричної фази в вигляді ГЦК-твердого розчину було обумовлено гамма-стабілізуючим впливом нікеля, а наявність гексагональних карбидів M_7C_3 – високої концентрації хрому в порошковій ленті. Розподіл мікроструктури по товщині покриття представлено на рис. 2. Сечення наплавки в напрямку від межі сплавлення до поверхні можна умовно розділити на п'ять зон при мерно однакової протяженності.

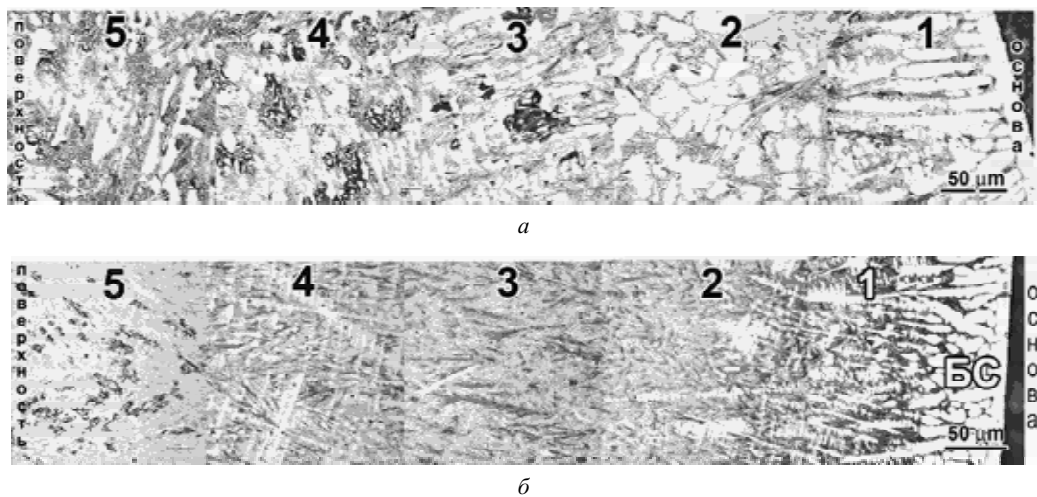


Рис. 2. Розподіл мікроструктури по сеченню наплавленого шару: а – зразок № 1; б – зразок № 2

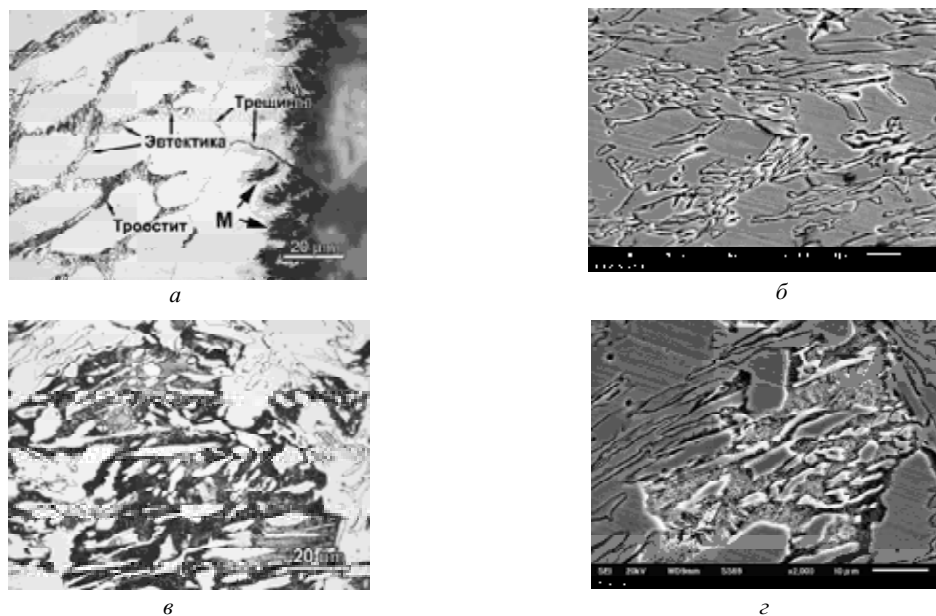


Рис. 3. Мікроструктура зразка № 1: а – межа сплавлення з основою (зона 1); б – зона 2; в, г – зона 4

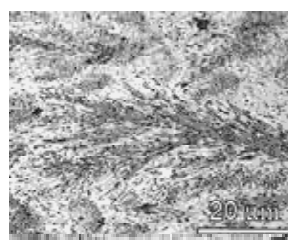
В контрольном образце (№ 1) на границе сплавления с основой присутствует так называемый «белый слой» (БС), состоящий из бескарбидной прослойки аустенита толщиной до 30 мкм, в пределах которой отмечается наличие трещин напряжения (рис. 3 а). «Белый слой» наплавки граничит с мартенситным слоем подложки, образовавшимся в результате насыщения основы легирующими элементами (Cr, Ni, Si) из сварочной ванны. От аустенитного слоя в направлении поверхности располагаются вытянутые дендриты аустенита длиной 50...120 мкм, разграниченные участками «розеточной» карбидной эвтектики «аустенит + Me_7C_3 ».

В зоне 2 столбчатые дендриты сменяются разориентированными дендритами с поперечным сечением 9...21 мкм. Колонии карбидной эвтектики включают пластинчатые карбиды $(Cr, Fe)_7C_3$; в сечении шлифа эти карбиды имеют в длину до 40 мкм и в поперечном сечении – 0,5...2,5 мкм. Металлической матрицей является аустенит с микротвердостью 550–600 НВ. Ближе к поверхности (зоны 3–5) в образце №1 присутствуют ориентированные аустенитные дендриты, развитые до осей третьего порядка: их длина по оси первого порядка достигает 250 мкм, а поперечное сечение ветвей – 7...21 мкм.

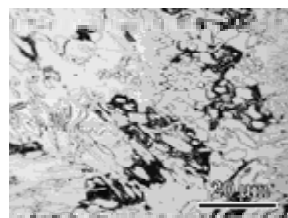
Начиная с первого слоя в структуре покрытия появляются темные участки, как правило, располагающиеся внутри эвтектических колоний и окружающие эти колонии (рис. 3 в, г). По мере приближения к поверхности наплавки количество темных участков и занимаемая ими площадь возрастают. Известно, что в присутствии повышенного количества кремния даже в высокохромистом чугуна может выявляться графит, существенно снижающий абразивную и эрозионную износостойкость чугуна [9]. В то же время, подобную темную окраску имеет и троостит – тонкопластинчатый эвтектоид, образующийся в высоколегированных сплавах в ходе эвтектоидной реакции «аустенит → феррит + карбиды» [10]. Для идентификации темной структурной составляющей применили сканирующий электронный микроскоп, который выявил присутствие высокодисперсной феррито-карбидной смеси (троостита) с пластинами цементита толщиной 0,15...0,30 мкм (рис. 3 з). Согласно [9] присутствие перлитных структур нежелательно для сплавов, работающих в условиях интенсивного абразивного и эрозионного изнашивания.

Распределение микроструктурных зон по сечению образца № 2, наплавленного в МП, представлено на рис. 2 б. Сопоставление двух образцов № 1 и № 2 показывает, что наложение магнитного поля в процессе наплавки привело к существенным изменениям в микроструктуре наплавленного металла. Прежде всего, речь идет об уменьшении размеров дендритов и измельчении карбидов, входящих в состав карбидной эвтектики. Сама эвтектика приобрела более диспергированный характер, сформировавшись в веерообразные скопления карбидных волокон толщиной 0,3...0,6 мкм, вытянутых в направлении от основы к поверхности наплав-

ки. В длину эти колонии имеют 30...60 мкм, в поперечном сечении – 4...8 мкм (рис. 4 а).



а



б

Рис.4. Микроструктура образца № 2: а – зона 3; б – зона 5

Можно предположить, что эффект диспергирования первичной структуры был вызван процессами электромагнитного перемешивания жидкого металла в ванне формирующегося валика. Это привело как к увеличению количества центров кристаллизации твердых фаз за счет снижения энергии зарождения критического зародыша, так и к дроблению кристаллов аустенита, растущих в направлении интенсивного теплоотвода – к границе сплавления с основой.

Наряду с измельчением карбидов возросла объемная доля эвтектики, приблизившись в слоях с 3-го по 5-й к 100 %. Слой 3 фактически имеет эвтектическую структуру без дендритов первичного аустенита (данные о параметрах микроструктуры покрытия сведены в табл. 2). Еще одной отличительной особенностью наплавки в магнитном поле стало резкое уменьшение площади, занимаемой трооститом (рис. 4 б). Это указывает на повышенную устойчивость первородного аустенита к фазово-структурным превращениям в процессе охлаждения из жидкого состояния. Данный результат противоречит известному факту ускоряющего влияния МП на $\gamma \rightarrow \alpha$ фазовое превращение в сплавах на основе железа как в мартенситном, так и перлитном (бейнитном) интервалах температур [11]. Объяснением тормозящего влияния МП в данном случае может быть более равномерное распределение легирующих элементов в объеме кристаллизующегося слоя под воздействием электромагнитного перемешивания, вызываемого действием вихревых индукционных токов. В результате уменьшается ликвационное расслоение кристаллизующегося металла и уменьшается разность в уровне легированности дендритных и междендритных областей (в которых при затвердевании формируются эвтектические колонии). Соответственно, аустенит, входящий в состав эвтектики, в меньшей степени превращается в троостит при охлаждении наплавленного

слоя. С другой стороны, по мере перемещения дуги (о, соответственно, и МП) по длине валика влияние МП на устойчивость аустенита в уже сформированном покрытии ослабевает: можно полагать, что к моменту снижения температуры в конкретном участке наплавки до 600–500 °С (интервал формирования троостита) данный участок уже находится вне зоны действия магнитного поля.

Как следует из таблицы 2, твердость аустенитных дендритов варьируется от 450 до 560 HV. Эти значения превышают обычный для аустенита (200...400 HV) уровень благодаря твердорастворному упрочнению вследствие растворения никеля, кремния и части хрома в решетке гамма-железа. Пониженная микротвердость аустенита на границе с основой обусловлена «разбавляющим» действием подложки, обогащенной легирующими элементами в зоне сплавления. Наложение МП практически не отразилось на микротвердosti аустенита в покрытии. В то же время отмечен рост (на 20...50 HV) микротвердosti карбидной эвтектики в образце № 2. Необходимо отметить в целом пониженную микротвердость эвтектики (540...650 HV) в обоих образцах. Фактически, этот уровень сопоставим с твердостью аустенита, несмотря на присутствие в эвтектике твердых карбидов хрома (1300...1800 HV [8]). Причиной, по всей видимости, является обеднение эвтектического аустенита углеродом и хромом, что резко уменьшило твердорастворную компоненту его прочности. Превращение эвтектического аустенита в троостит вызвало дополнительное снижение микротвердosti, несмотря на высокодисперсное состояние карбидов, входящих в состав троостита. Таким образом, уменьшение объемной доли троостита в образце № 2 под действием магнитного поля положительно отразилось на средней твердosti покрытия.

Таблица 2 – Микроструктурное состояние и микротвердость покрытия (*– средние значения; в числителе и знаменателе – микротвердость эвтектики без троостита и с трооститом, соответственно)

Параметр	Номер зоны					
	«Белый слой»	1	2	3	4	5
Образец № 1 (контрольный)						
Микротвердость эвтектики*, HV	-	563	605	565/475	595/505	565/529
Микротвердость дендритов*, HV	475	491	555	578	563	532
Объемная доля эвтектики*, %	18	22	25	33	45	54
Объемная доля троостита*, %	0	5	12	15	23	35
Поперечное сечение дендритов, мкм	7...16	6...26	9...21	8...15	7...13	6...12
Поперечное сечение эвтектич. колоний, мкм	2...5	1...7	9...32	7...28	11...45	10...53
Толщина карбидов, мкм	-	0,6...2,2	0,5...2,5	1,0...4,6	1,2...3,5	0,7...1,5
Образец № 2 (магнитное поле)						
Микротвердость эвтектики*, HV	-	564	543	650	615	595/495
Микротвердость дендритов*, HV	475	454	497	543	550	563
Объемная доля эвтектики*, %	22	35	61	95	75	80
Объемная доля троостита*, %	0	0	0	0	0	15
Поперечное сечение дендритов (оси первого порядка), мкм	5...13	2...7	1...5	-	2...5	1...4
Поперечное сечение эвтектич. колоний, мкм	1...5	5...17	2...5	2...6	5...17	4...10
Толщина карбидов, мкм	-	0,5...1,1	0,3...0,7	0,3...0,6	0,3...0,8	0,5...1,0

В целом, можно констатировать, что наложение магнитного поля оказало благоприятное влияние на структурное состояние покрытия «Сормайт» с точки зрения его дальнейшего использования в качестве износостойкого материала.

Выводы

1. Наплавленный слой «Сормайт», полученный электродуговой наплавкой порошковой лентой ПЛАН-101, представляет собой белый Cr-Ni-Si доэвтектический чугуи с аустенитными дендритами и карбидной эвтектикой «аустенит+M₇C₃». По мере удаления от зоны сплавления матричная фаза эвтектических колоний становится аустенито-трооститной.

2. Наложение продольного магнитного поля индуктивностью 28 мТл на зону плавления порошковой ленты модифицирует первичную структуру наплавленного слоя. Это проявляется в измельчении эвтектических карбидов, уменьшении размеров аустенитных дендритов и эвтектических колоний, изменении строения эвтектики от «розеточной» до «веерной». При этом возрастает объемная доля карбидной эвтектики, приближая структуру к эвтектическому состоянию.

Наплавка в продольном магнитном поле повышает устойчивость аустенита к эвтектоидному превращению при послекристаллизационном охлаждении, что приводит к резкому уменьшению объемной доли троостита в эвтектических колониях.

Список литературы

1. Поведение дуги и перенос электродного металла при сварке продольном магнитном поле / [В. Д. Кузнецов, И. В. Малинкин, В. В. Сыроватка и др.] // Сварочное производство. – 1972. – № 4. – С. 3–4.

2. Магнитное управление формированием шва при автоматической сварке под флюсом / [Ю. Г. Гаген, И. В. Перун, С. Т. Добровольский и др.] // Автоматическая сварка. – 1975. – № 11. – С. 73–74.
3. Хасуи А. Наплавка и напыление // А. Хасуи, О. Моригаки. – М. : Машиностроение, 1985. – 239 с.
4. Миронова М. В. Производительность расплавления ферромагнитных сварочных проволок при наплавке в продольном магнитном поле / М. В. Миронова // Захист металургійних машин від поломок : зб. наукових праць. – ПДТУ. – Маріуполь, 2012. – Вип.14. – С. 259-263.
5. Миронова М. В. Влияние индукции продольного магнитного поля на проплавление основного металла при дуговой наплавке / Миронова М. В. // Вестник ПГТУ. – 2012. – Вып. 25. – С. 141–146.
6. Измельчение структуры металла шва при сварке дугой, колеблющейся в поперечном магнитном поле / [А. М. Болдырев, Ю. С. Ткаченко, Н. П. Толоконников и др.] // Автоматическая сварка. – 1975. – № 7. – С. 70–71.
7. Чигарев В. В. Влияние продольного магнитного поля на формирование наплавленного износостойкого слоя / В. В. Чигарев, А. Г. Белик // Сварка и родственные процессы в промышленности (Доклады 2-го научно-технического семинара, 17 апреля 2007, г. Киев). — К. : Эко-технология. – 2007. – С. 56–59.
8. Акулович Л. М. Повышение качества покрытий при электромагнитной наплавке в постоянном магнитном поле / Л. М. Акулович, А. В. Миранович // Вестник Полоцкого государственного университета. Серия В, Промышленность. Прикладные науки. – 2008. – № 8. – С. 58–65.
9. Laird G. Abrasive-Resistance Cast Iron Handbook // G. Laird, R. Gunglach, K. Rohring. – The American Foundry Society. – 2000.
10. Kutz M. Handbook of Material Selection // M. Kutz. John Wiley and Sons; 2002.
11. Калетина Ю. В. Влияние постоянного магнитного поля на кинетику гамма-альфа-превращения в сплавах с изотермическим типом маргенсита / Ю. В. Калетина, Е. А. Фокина, В. М. Счастливец // Физика металлов и металловедение. – 2003. – Т. 96, № 6. – С. 38–45.

Одержано 28.04.2016

Ефременко Б.В., Белик О.Г., Макуров С.Л. Структура і властивості покриття з Cr-Ni-Si чавуну, нанесеного в магнітному полі

Описано характерні особливості мікроструктури покриття, наплавленого Cr-Ni-Si чавуном «Сормайт» у магнітному полі. Встановлено, що накладення магнітного поля з індукцією 28 мТ дозволяє диспергувати первинну структуру покриття за рахунок зменшення розмірів дендритів, евтектичних колоній, карбідів M_7C_3 . Також підвищується стійкість аустеніту до евтектоїдного перетворення, що проявляється в зменшенні об'ємної частки трооститу в металевій матриці.

Ключові слова: *наплавка, магнітне поле, мікротвердість, карбіди, аустеніт.*

Efremenko B., Belik A., Makurov S. The structure and properties of Cr-Ni-Si cast iron coating deposited under magnetic field

The characteristics of the microstructure of the coating deposited with Cr-Ni-Si cast iron «Sormait» in the magnetic field are described. It is found that the application of a magnetic field with induction 28 mT allows dispersing the primary structure of the coating. It manifests in reducing the sizes of the austenitic dendrites, eutectic colonies and carbides M_7C_3 . Also the austenite stability to eutectoid transformation is increased, that is a decrease in the volume fraction of troostite structure in the metallic matrix.

Key words: *hardfacing coating, magnetic field, microhardness, carbides, austenite.*

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 621.9.025.6

Канд. техн. наук В. А. Настасенко

Херсонская государственная морская академия, г. Херсон

НОВЫЙ ВИД БОКОВЫХ МНОГОГРАННЫХ НЕПЕРЕТАЧИВАЕМЫХ ПЛАСТИН ДЛЯ ОСНАЩЕНИЯ ОТРЕЗНЫХ РЕЗЦОВ

Рассмотрены основные виды установки многогранных неперетачиваемых пластин в сборных отрезных резцах и показаны их отличия, достоинства и недостатки при боковой установке и боковом креплении. Для их устранения разработан новый вид пластин – боковые многогранные неперетачиваемые пластины (БМНП), созданные на базе широко применяемых в режущих инструментах стандартных пластин, у которых радиус сопряжения боковых граней устранен дополнительной заточкой лысок или дугowych выемок на вершинах. Проведены исследования их размерно-массовых показателей, которые показали, что предлагаемые БМНП по патенту Российской Федерации на изобретение № 2366542 значительно превосходят показатели базовых пластин ведущих мировых фирм: SANDVIK COROMANT, ISCAR, HORN, TAEGUTEC, MITSUBISHI и др.

Ключевые слова: сборные отрезные резцы, многогранные неперетачиваемые пластины.

Введение. Связь работы с основными научными направлениями

Работа относится к сфере инструментального производства, в частности – проектирования и производства сборных отрезных и канавочных резцов, оснащенных многогранными неперетачиваемыми пластинами (МНП).

Актуальность и практическая значимость

В условиях прогрессивного развития технических систем, режущие инструменты во многом определяют технико-экономические показатели их производства, требования к которым постоянно растут. Среди режущих инструментов наиболее распространенными являются токарные резцы, один из путей их совершенствования – переход к сборным конструкциям с механическим креплением сменных многогранных неперетачиваемых пластин.

Однако создание прогрессивных сборных отрезных резцов и пластин к ним затруднено потребностью минимизации ширины прорези, поэтому идеальных конструкций пока еще не найдено [1]. Решение данной проблемы является актуальным и важным, т.к. потребность в высокоэффективных, технологичных в изготовлении и эксплуатации МНП и отрезных резцов постоянно растет, что обусловлено их широким распространением и условиями применения в токарной обработке и на прутковых полуавтоматах, где альтернативы им нет.

Исключение потребности заточки резцов и упрощение наладки после износа за счет применения МНП, подтверждает большое практическое значение создания таких инструментов.

Анализ состояния проблемы и выбор цели выполняемой работы

В сфере разработки сборных отрезных резцов наиболее эффективные технические решения созданы зарубежными фирмами: SANDVIK COROMANT, ISCAR, HORN, TAEGUTEC, MITSUBISHI и др. [2–7]. Ими разработан ряд основных конструкций, показанных на рис. 1 и 2, использующих неперетачиваемые пластины специальной формы, приведенные в табл. 1.

Анализ этих конструкций показал, что в них реализованы 2 принципа: 1) бокового крепления пластин к головке корпуса державки (рис. 1), 2) боковой установки с креплением прихватами и упругими зажимами (рис. 2). При этом в первом случае использованы пластины с 2-я, 3-я, 4-я и 5-ю режущими кромками, а во втором – одно- и двухкромочные.

Преимуществами 1-й группы являются: 1) увеличение количества режущих кромок до 5, что расширяет возможности переустановки пластин по мере затупления режущих кромок, 2) минимальная ширина прорезаемого паза, 3) надежность установки и крепления пластин. Недостатками являются: 1) ограничение отрезки радиусом деталей 6...10 мм (рис. 1), поэтому они



Рис. 1. Основные конструкции сборных отрезных резцов с боковым креплением многогранных неперетачиваемых пластин ведущих мировых фирм

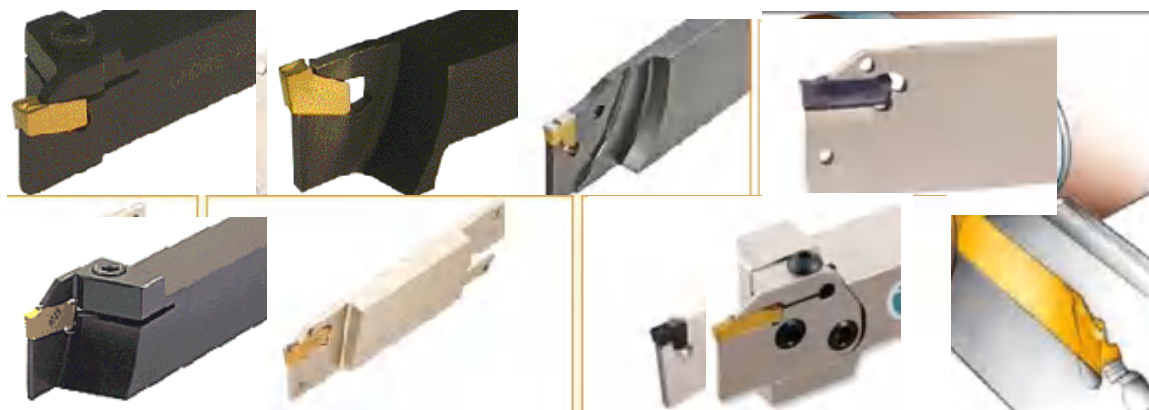


Рис. 2. Основные конструкции сборных отрезных резцов с боковой установкой и креплением одно и двухгранных неперетачиваемых пластин ведущих мировых фирм

эффективны только для труб и тонких прутков; 2) значительные размеры и снижение прочности выступающих частей пластин; 3) ослабление прочности пластин отверстием; 4) большой расход инструментального материала, влияющий на их стоимость; 5) относительная сложность конструкции; 6) усложнение пресс-форм для изготовления пластин; 7) для замены пластин необходимо полное вывинчивание винта, что увеличивает технологическое время на выполнение такой операции. Изготовитель пластин MultiCut-4 и PentaCut – фирма ISCAR.

Преимуществами пластин 2-й группы (рис. 2) являются: 1) увеличение радиуса отрезки до 30...55 мм, 2) минимальная ширина прорезаемого паза; 3) относительная простота формы, 4) простота установки, переустановки и крепления. Недостатками являются: 1) уменьшение количества режущих кромок до 1-й – 2-х, что увеличивает частоту замены пластин с разными отклонениями при изготовлении, поэтому может потребоваться их подналадка на размер; 2) незначительная

толщина пластин в направлении действия сил резания; 3) относительное неудобство переустановки и крепления мелких пластин, 4) удельное увеличение затрат спекания на 1 режущую кромку (количества пресс-форм и времени работы оборудования).









С учетом указанных преимуществ, наиболее широкое применение для отрезки в диапазоне радиусов заготовок до 30 мм получили режущие пластины CoroCut 2 фирмы SANDVIK COROMANT в конструкциях инструментов, показанных на рис. 2.

Главной целью дальнейших исследований является устранение указанных недостатков.

Обоснование задач и поиск путей реализации поставленной цели

Форма пластин для обеих систем значительно сложнее формы МНП ГОСТ 19043-80...ГОСТ 19081-80, ГОСТ 24247-80...ГОСТ 24257-80, широко распространенных в токарных резцах. Таким образом, задачей исследований является потребность увеличения количества

Таблиця 1 – Канавочные и отрезные сменные неперетачиваемые режущие пластины для сборных отрезных резцов ведущих мировых производителей

№ п/п	Обозначение	Рисунок	Применение
1	Q-Cut		Для глубокой отрезки с максимальным радиусом отрезания до 55 мм.
2	CoroCut 2		Для глубокой отрезки с максимальным радиусом отрезания до 30 мм.
3	CoroCut XS		Для высокоточной отрезки малоразмерных деталей на прутковых автоматах.
4	CoroCut MB		Для внутренней обработки канавок в отверстиях диаметром 10...25 мм.
5	CoroCut-3		Для неглубокой отрезки с максимальным радиусом отрезания до 6,4 мм.
6	U-Lock		Для обработки внутренних и внешних канавок глубиной до 6 мм.
7	Multicut 4		Для неглубокой отрезки с максимальным радиусом отрезания до 6,5 мм.
8	PentaCut		Для неглубокой отрезки с максимальным радиусом отрезания до 10 мм.
9	CSVH		Для резцедержателей кофровального типа с максимальным радиусом отрезания до 5 мм.

режущих кромок при увеличении диаметра отрезки до 30 мм и упрощение формы пластин, путем перехода к стандартным исполнениям МНП.

Научную новизну выполняемой работы составляет обоснование пути преобразования стандартных МНП в пластины для оснащения отрезных резцов.

Разработка нового вида МНП для отрезных резцов

Простейший вариант – установка стандартных МНП на боковую сторону. Однако такой вариант неприем-

лем, поскольку значительный радиус сопряжения боковых граней МНП ($r \geq 0,2$ мм) усложняет процесс резания (рис. 3). Устранить радиус r можно за счет выполнения лысок или дуговых выемок у вершин МНП [8], в последнем случае – количество режущих кромок удваивается.

Отличительной особенностью боковых многогранных неперетачиваемых пластин (БМНП) является наличие острых режущих кромок на их боковых гранях, что сводит их к новому виду многогранных неперетачиваемых пластин.

Следует учесть, что изготовление лысок возможно для ограниченной номенклатуры БМНП – трехгранных и ромбических, а дуговых выемок – во всем диапазоне стандартных пластин, включая квадратные, пятигранные, шестигранные, восьмигранные и круглые (рис. 4).

Для упрощения дополнительной заточки БМНП предложено прессование их дуговых выемок радиуса r на вершинах, а со стороны плоских поверхностей их граней – дуговых выступов радиуса s . (рис. 5), сошлифовываемых кругами 1 с алмазным слоем 2.

Формирование дуговых выемок и выступов на вершинах целесообразно на этапе изготовления заготовок БМНП спеканием в условиях массового производства, при этом радиус s дуговых выступов выбирают исходя из условий долговечности эксплуатации пресс-форм. Для БМНП с лысками нет необходимости выполнения дуговых выступов радиуса ρ , поэтому они могут быть получены из стандартных МНП дополнительной заточкой, в т.ч. в условиях индивидуального производства, что позволяет провести испытания таких пластин.

Для отрезных резцов важным условием работы является исключение трения боковых сторон БМНП в прорези, которое обеспечивается формированием на боковых сторонах у вершин (рис. 6) различной формы выступов: а) кубических, б) кубических со скосом, в) кубических с удлиненным скосом г) пирамидальных, д) срезанных конических; е) срезанных сферических; или поднутрений: ж) вогнутых сферических, з) конических, и) цилиндрических, к) угловых, л) трапециевидальных, в рамках патента [8].

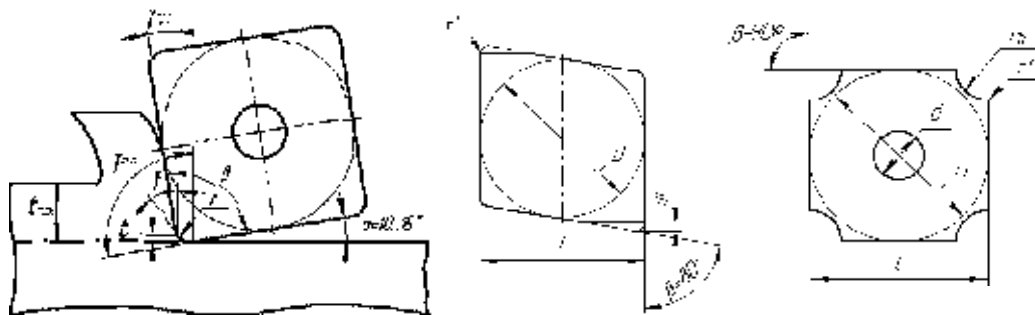


Рис. 3. Схема резания при боковой установке стандартной МНП и устранение радиусных участков на вершинах заточкой лысок или дуговых выемок в предлагаемых боковых многогранных неперетачиваемых пластинах

Формирование боковых выступов у вершин БМНП возможно при их прессовании в условиях массового производства, формирование поднутрений – как в индивидуальном производстве для проведения испытаний, так и в массовом производстве, выполнением адекватных видов боковых поверхностей (предпочтительно – сферических) у пресс-форм.

Экспериментальная партия предлагаемых трехгранных БМНП с лысками на вершинах и коническими выемками на боковых сторонах была изготовлена для предлагаемых сборных отрезных резцов и испытана в Дон-

басской машиностроительной академии (г. Краматорск Украина) в 2013 году, однако в промышленных объемах не внедрена из-за отсутствия заказчиков.

Сравнение размерно-массовых показателей базовых и предлагаемых БМНП провели моделированием на ПК их форм и вычислением объемов. Результаты приведены в табл. 2 и 3.

Несмотря на то, что по массе БМНП с лысками уступают базовым (кроме вариантов 3 и 4), по размерным показателям они значительно превосходят все многокромочные пластины

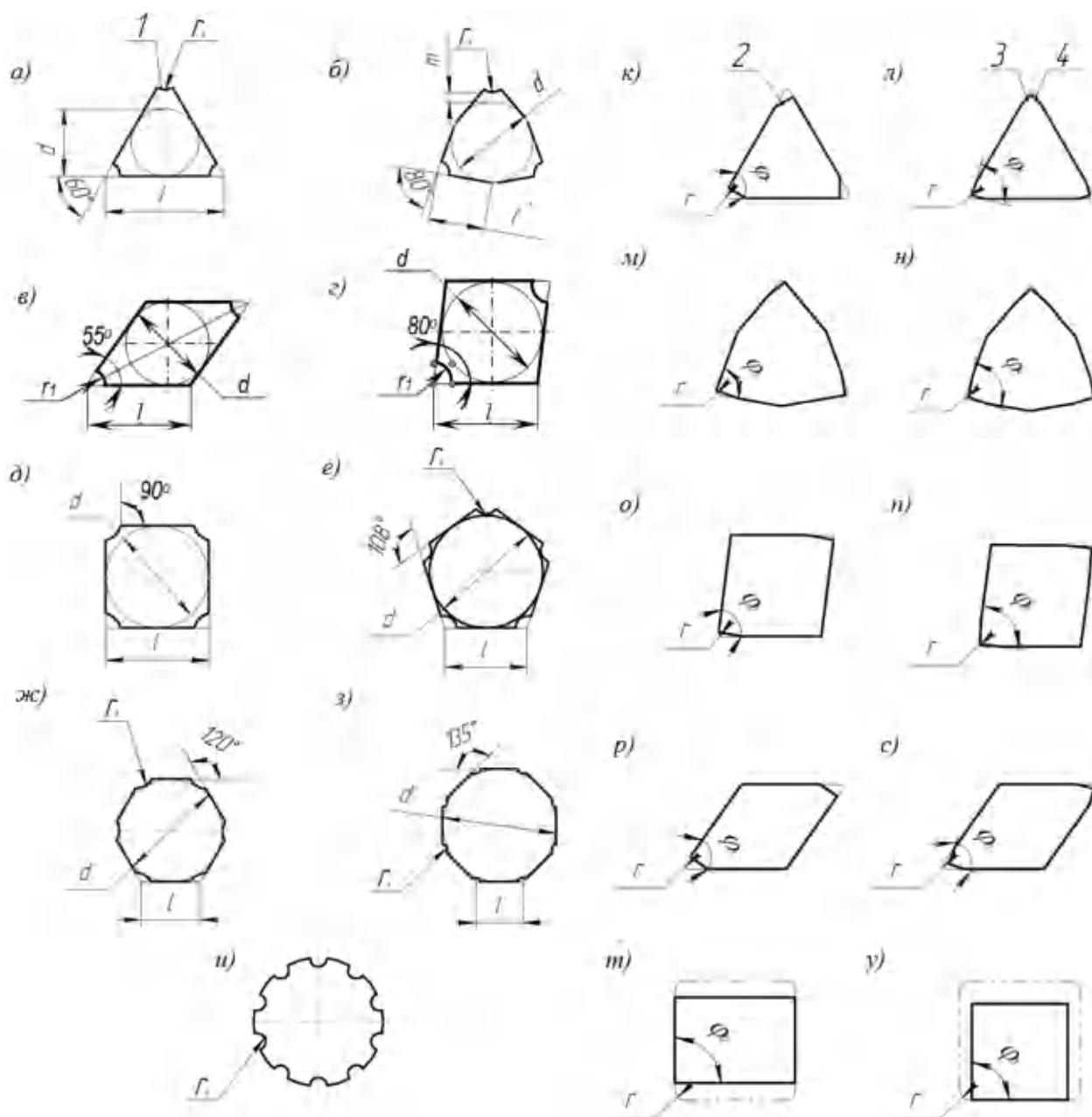


Рис. 4. Форма стандартных БМНП с дуговыми выемками 1 радиуса r_1 или лысками 2, 3, 4, удаляющими радиусные переходные участки r на боковых режущих кромках у вершин

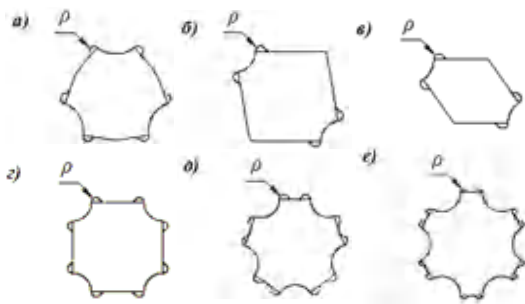


Рис. 5. Схема выполнения и заточки дуговых выступов на поверхностях БМНП

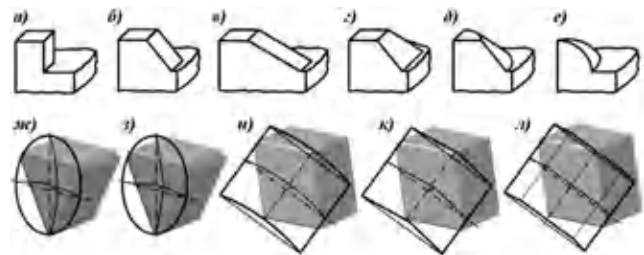


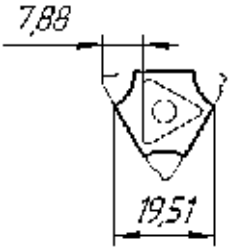
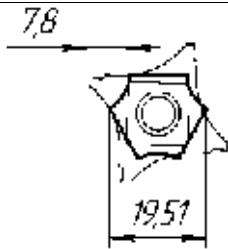
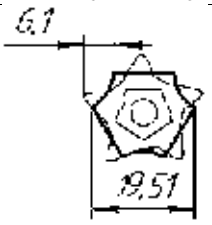


Рис. 6. Конструктивные исполнения выступов и поднутренний-впадин на боковых сторонах БМНП

Таблица 2 – Сравнение основных параметров известных и предлагаемых БМНП

БМНП с заточкой режущих кромок по плоскости лысок		
1		1) Уменьшение глубины отрезки с 55 до 24 мм 2) Относительные расходы твердого сплава на одну режущую кромку пластины: Q-Cut : $m_6 = 0,36 \times 10^{-3}$ кг; предложенной БМНП: $m_n = 3,80 \times 10^{-3}$ кг; $\Delta_m = m_n/m_6 = 3,8/0,36 = 10,5$ раза.
2		1) Увеличение глубины отрезки с 18 до 24 мм. 2) Относительные расходы твердого сплава на одну режущую кромку пластины: CoroCut 2: $m_6 = 0,85 \times 10^{-3}$ кг; предложенной БМНП: $m_n = 3,80 \times 10^{-3}$ кг; $\Delta_m = m_n/m_6 = 3,8/0,85 = 4,47$ раза.
3		1) Увеличение глубины отрезки с 6,4 до 24 мм. 2) Относительные расходы твердого сплава на одну режущую кромку пластины: CoroCut-3: $m_6 = 4,22 \times 10^{-3}$ кг; предложенной БМНП: $m_n = 3,80 \times 10^{-3}$ кг; $\Delta_m = m_n/m_6 = 3,8/4,22 = 0,9$ раза.
4		1) Увеличение глубины отрезки с 6,5 до 24 мм. 2) Относительные расходы твердого сплава на одну режущую кромку пластины: MultiCut-4: $m_6 = 3,78 \times 10^{-3}$ кг; предложенной БМНП: $m_n = 3,80 \times 10^{-3}$ кг; $\Delta_m = m_n/m_6 = 3,8/3,78 = 1,005$ раза.
5		1) Увеличение глубины отрезки с 6 до 24 мм. 2) Относительные расходы твердого сплава на одну режущую кромку пластины: PentaCut: $m_6 = 1,72 \times 10^{-3}$ кг; предложенной БМНП: $m_n = 3,80 \times 10^{-3}$ кг; $\Delta_m = m_n/m_6 = 3,8/1,72 = 2,21$ раза.

Таблица 3 – Сравнение основных параметров известных и предложенных БМНП

БМНП с заточкой режущих кромок по дуге окружности	
1	 <p>1) Уменьшение глубины отрезки с 55 до 19,51 мм. 2) Относительные расходы твердого сплава на одну режущую кромку пластины: Q-Cut: $m_6 = 0,36 \times 10^{-3}$ кг; предложенной БМНП: $m_n = 1,37 \times 10^{-3}$ кг; $\Delta_m = m_n/m_6 = 1,37/0,36 = 3,8$ раза</p>
2	 <p>1) Увеличение глубины отрезки с 18 до 19,5 мм. 2) Относительные расходы твердого сплава на одну режущую кромку пластины: CoroCut 2: $m_6 = 0,85 \times 10^{-3}$ кг; предложенной БМНП: $m_n = 1,37 \times 10^{-3}$ кг; $\Delta_m = m_n/m_6 = 1,37/0,85 = 1,61$ раза.</p>
3	 <p>1) Увеличение глубины отрезки с 6,4 до 19,5 мм. 2) Относительные расходы твердого сплава на одну режущую кромку пластины: CoroCut 3: $m_6 = 4,22 \times 10^{-3}$ кг; предложенной БМНП: $m_n = 1,37 \times 10^{-3}$ кг $\Delta_m = m_n/m_6 = 1,37/4,22 = 0,32$ раза.</p>
4	 <p>1) Увеличение глубины отрезки с 6,5 до 19,5 мм. 2) Относительные расходы твердого сплава на одну режущую кромку пластины: MultiCut 4: $m_6 = 3,78 \times 10^{-3}$ кг; предложенной БМНП: $m_n = 1,37 \times 10^{-3}$ кг $\Delta_m = m_n/m_6 = 1,37/3,78 = 0,36$ раза.</p>
5	 <p>1) Увеличение глубины отрезки с 6 до 19,5 мм. 2) Относительные расходы твердого сплава на одну режущую кромку пластины: PentaCut: $m_6 = 1,72 \times 10^{-3}$ кг; предложенной БМНП: $m_n = 1,37 \times 10^{-3}$ кг $\Delta_m = m_n/m_6 = 1,37/1,72 = 0,8$ раза.</p>

Улучшают показатели по массе – БМНП с выемками на вершинах за счет удвоения количества режущих кромок (табл. 3).

Предлагаемые БМНП, среди которых лучшее сочетание размерно-массовых показателей и условий размещения стружки имеют квадратные с выемками, конкурентоспособны со всеми известными отрезными пластинами ведущих зарубежных фирм, поскольку по сравнению с многокромочными PentaCut – увеличивают радиус отрезки с 6,4 до 24 мм и уменьшают расход инструментального материала на 1 режущую кромку в 2–3 раза, а по сравнению с однокромочными пластинами Q-Cut и двухкромочными CoroCut 2 –

уменьшают в 8–4 раза условное количество пресс-форм и трудоемкость эксплуатации оборудования для спекания БМНП в перерасчете на 1 режущую кромку.

Выводы

1. Создан новый вид режущих пластин – боковые многогранные пластины (БМНП), отличительной особенностью которых является наличие острых режущих кромок на боковых гранях, созданных дополнительной заточкой вдоль их вершин лысок или дуговых выемок.

2. Предлагаемые по патенту [8] БМНП даже в трехгранном исполнении значительно превосходят многогранные базовые пластины по размерно-массовым характеристикам.

Список літератури

1. Бабій М. В. Еволюція канавкових та відрізних різців і перспективи їх розвитку / М. В. Бабій // Вісник Хмельницького національного університету. – 2010. – № 5. – С. 120–126.
2. Сменные пластины и инструмент: каталог [Текст] – Sandvik Coromant 2000. – 172 с.
3. Каталог продукции концерна Sandvik Coromant 2015 г. [Текст] – 126 с.
4. Каталог фирмы ISCAR / Отрезка, 2010. – 29 с. [Электронный ресурс]. Режим доступа: [http:// www.iscar.com/](http://www.iscar.com/)
5. Каталог фирмы HORN / Отрезка, – 40 с. [Электронный ресурс]. Режим доступа: [http:// www.phorn.de/fileadmin/](http://www.phorn.de/fileadmin/user_upload/de/PDF/PDF_DrehKataloge_de_en/KapitelH_312.pdf/)
6. Metalworking cutting tools Shop version: Katalog [Текст]. – TaeguTec 2008. – 188 с.
7. Токарный инструмент, вращающийся инструмент, инструментальные системы: Общий каталог [Текст]. Mitsubishi 2006–2007. – 206 с.
8. Патент 2366542 Российская Федерация, МПК В27В 27/16 Сборный отрезной резец и режущие пластины к нему / Настасенко В. А., Бабий М. В.; заявитель и патентообладатель Настасенко Валентин Алексеевич. – № 2007111687; заявл. 29.03.2007; опубл. 10.09.09, Бюл. № 25.

Одержано 26.04.2016

Настасенко В.О. Новий вид бокових багатогранних непереточуваних пластин для оснащення відрізних різців

Розглянуто основні види установки багатогранних непереточуваних пластин у збірних відрізних різцях і показані їх відмінності, переваги і недоліки при бічній установці і бічному кріпленні. Для їх усунення розроблений новий вид різальних пластин – бокові багатогранні непереточувані пластини (ББНП), які створені на базі широко використовуваних у різальних інструментах стандартних пластин, у яких радіус сполучення бічних граней усунутий додатковою заточкою лисок або дугових виїмок на вершинах. Проведені дослідження їх розмірно-масових показників, які показали, що пропонувані БМНП за патентом Російської Федерації на винахід № 2366542 значно перевищують показники базових пластин провідних світових фірм: SANDVIK COROMANT, ISCAR, HORN, TAEGUTEC, MITSUBISHI та ін.

Ключові слова: збірні відрізні різці, багатогранні непереточувані пластини.

Nastasenko V. New kind of side multifaceted disposable plates for equipment cutting tools

The main types of installation multifaceted indexable inserts to modular cutting incisors and are studied their differences, advantages and disadvantages with side installation and side mount are shown. To eliminate them, it was developed a new type of plates – side multifaceted disposable plates, created on the basis of widely used standard plates in cutting tools, whose side faces fillet radius was eliminated with additional grinding flats or grooves on the tops of the arc. Investigations of their size-mass indices was done, which showed that the proposed INL patent of the Russian Federation for the invention № 2366542 significantly exceed properties of base plate leading firms: SANDVIK COROMANT, ISCAR, HORN, TAEGUTEC, MITSUBISHI and others.

Key words: modular cutting tools, multifaceted disposable plates.

Канд. техн. наук П. Д. Жеманюк¹, В. В. Клочихин¹, Н. А. Лысенко¹,
Н. И. Гречанюк², д-р техн. наук В. В. Наумик³

¹ АО «Мотор Сич», г. Запорожье

² ООО «НПП «ЭЛТЕХМАШ», г. Винница

³ Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

НАПРАВЛЕННАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ОТЛИВОК ИЗ ВОЗВРАТНЫХ ОТХОДОВ СПЛАВА ЖС26-ВИ, РАФИНИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ ПЕРЕПЛАВОМ

Исследовали качество материала отливок направленной кристаллизации, полученных из возвратных отходов жаропрочного никелевого сплава ЖС26-ВИ, прошедших последовательное рафинирование вакуумно-индукционным и электронно-лучевым переплавом. Химический состав, макро- и микроструктура, а также механические и жаропрочные свойства опытного материала, удовлетворительные и отвечают требованиям нормативно-технической документации для сплава ЖС26-ВИ.

Ключевые слова: жаропрочный сплав, возвратные отходы, электронно-лучевой переплав, химический состав, макроструктура, микроструктура, механические и жаропрочные свойства, направленная кристаллизация.

Состояние вопроса

Необходимость использования дорогостоящего технологического возврата жаропрочных никелевых сплавов в процессе изготовления литых лопаток авиационных двигателей и силовых установок является несомненной. При этом по-прежнему открытым остаётся вопрос разработки и промышленного опробования эффективной технологии рафинирования возвратных отходов суперсплавов.

Известно, что в результате многократных переплавов с использованием возвратных отходов жаропрочных никелевых сплавов в вакуумной индукционной печи в 2...3 раза увеличивается концентрация кислорода и азота в готовом металле [1], повышается содержание кремния, что приводит к заметному ухудшению качества сплавов и отливок, существенному снижению уровня их технологических [2], механических и жаропрочных свойств [3].

Вакуумная плавка позволяет провести активную дегазацию металла, удалить неметаллические включения [1], понизить в сплавах концентрацию вредных примесей цветных металлов, таких как свинец, висмут, теллур, селен, медь и других.

Преимуществами электронно-лучевого переплава по сравнению с другими методами (вакуумно-дугового и вакуумно-индукционного) являются наивысшее качество рафинирования и возможность точно воспроизводить параметры для обеспечения требуемого состава сплава, что подтверждается обобщением полученных результатов по её применению [4]. В процессе переплава в электронно-лучевых печах (ЭЛП) поверхность расплава перегревается электронным лучом и

отсутствует контакт жидкого металла с керамическими материалами. Известно [5], что температура металла в фокальном пятне достигает 1800...2000 °С. Все это позволяет дополнительно очистить сплав от примесей серы, фосфора, цветных металлов, неметаллических включений и газов (азот, кислород). Также существенно снижается содержание кремния [6], что особо важно для жаропрочных никелевых сплавов, применяемых для получения отливок с направленной и монокристаллической макроструктурой и невозможно в процессе проведения вакуумно-индукционной плавки.

Однако преимущества ЭЛП (сверхвысокий вакуум и длительное время рафинирования расплава) одновременно связаны и с определенными недостатками такого процесса: угар элементов с высокой упругостью пара и большие экономические расходы. Поэтому в настоящее время она не получила широкого распространения на машиностроительных предприятиях.

При этом в родственных металлургических процессах, например, при получении особо чистых подшипниковых сталей для приборных высокоточных подшипников, нашли широкое применение комплексные технологии рафинирования металла: ЭШП + ВДП; ВИП + ВДП и т. п. Поэтому заслуживает внимания возможность применения подобных комплексных технологий рафинирования высоколегированных никелевых сплавов, особенно в случае использования их возвратных отходов.

Ранее на основе способа электронно-лучевой гарнисажной плавки с электромагнитным перемешиванием расплава [7] был разработан и опробован совмещенный индукционный и электронно-лучевой пере-

плав (ВИП+ЭЛП) жаропрочных никелевых сплавов, применяемых в авиационном и энергетическом машиностроении [8, 9]. При участии сотрудников АО «Мотор Сич», с использованием известных результатов об эффективности рафинирования металлов и сплавов высокотемпературной обработкой в вакууме [10, 11] изучено влияние совмещенной индукционной и электронно-лучевой плавки на качественные показатели жаропрочных никелевых сплавов как материала литых рабочих лопаток [5, 12–14]. Установлено, что совмещенная индукционная и электронно-лучевая плавка обеспечивает эффективное рафинирование литейных отходов сплавов ЖСЗДК-ВИ и ЖС26-ВИ от вредных примесей и газов, что позволяет отливать из них качественные мерные шихтовые заготовки для последующих переплавов. Механические свойства и длительная прочность сплавов, полученных переплавом заготовок совмещенной плавки, отвечают требованиям технических условий, превышают средний уровень свойств металла серийного производства [5].

В развитие указанных исследований возник вопрос эффективности применения рафинирования электронно-лучевым переплавом возвратных технологических отходов вакуумно-индукционной плавки жаропрочных никелевых сплавов для последующего их использования при получении качественных литых лопаток турбин.

Основной материал исследований

На базе АО «Мотор Сич» провели исследование качества литых лопаток, полученных методом высокоскоростной направленной кристаллизации из возвратных отходов сплава ЖС26-ВИ, рафинированных электронно-лучевым переплавом. Плавки проводили в три этапа.

Предварительно на установке FM-1-2-100 фирмы «ULVAC» провели четыре плавки с использованием в качестве шихты возвратных технологических отходов жаропрочного никелевого сплава ЖС26-ВИ (прибыльных частей литниковой системы). Температуру расплава доводили до 1530...1550 °С с выдержкой в течение 5 минут.

Химический анализ показал, что состав материала опытных вакуумно-индукционных плавов удовлетворительный и отвечает требованиям ТУ1-92-177-91 По данным четырёх плавов содержание элементов в % по массе составило: С – 0,140...0,157; Cr – 4,69...4,81; Со – 8,86...8,97; W – 11,59...11,73; Al – 5,82...6,02; Ti – 0,92...0,93; Мо – 0,91...0,95; Fe – 0,06; Nb – 1,47...1,51; V – 0,97...0,99; Si – 0,11...0,12; Mn – 0,06...0,07; В J0,015; S ≤ 0,005; P ≤ 0,010.

На следующем этапе полученные заготовки прошли рафинирование методом электронно-лучевого переплава (ЭЛП) на предприятии ООО «НПП «ЭЛТЕХ-МАШ» (г. Винница) на установке нового поколения типа L-4, разработанной и введенной в промышленную эксплуатацию на данном предприятии (рис. 1).

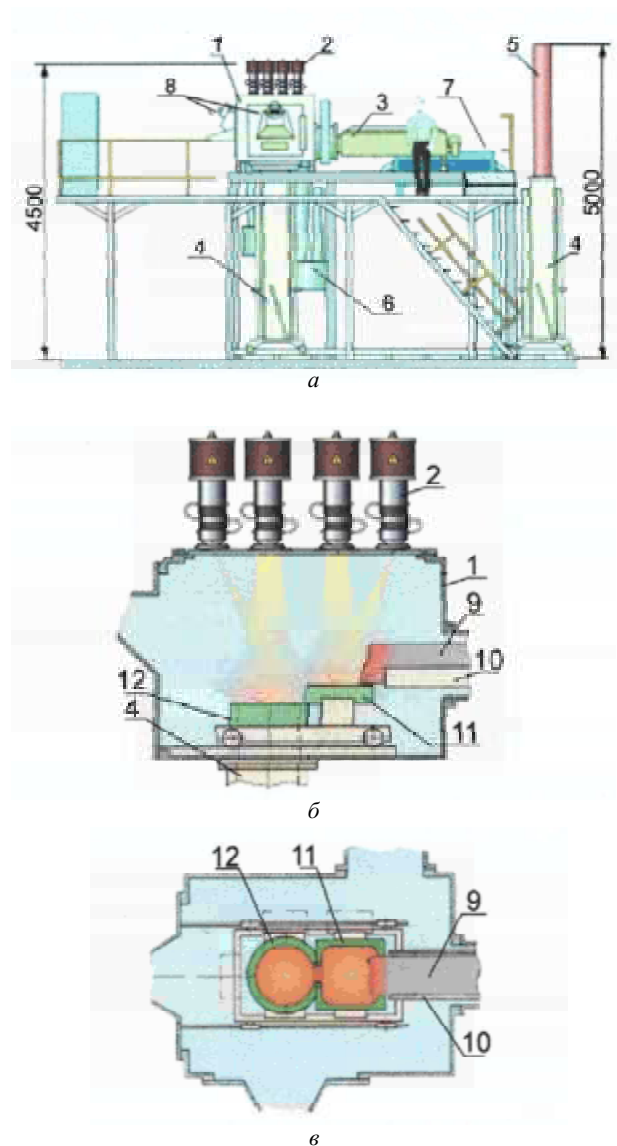


Рис. 1. Схема общего вида (а) и рабочей камеры (б, в) промышленной электронно-лучевой установки L-4:

- 1 – рабочая камера; 2 – электронные пушки; 3 – загрузочная камера с механизмом подачи шихты; 4 – механизм вытягивания слитка; 5 – слиток; 6 – паромасляные насосы вакуумной системы; 7 – гидроблок системы охлаждения; 8 – смотровые системы; 9 – переплавляемый материал; 10 – выдвижной лоток; 11 – промежуточная ёмкость; 12 – кристаллизатор

Данное оборудование позволяет получать высококачественные слитки и слэбы с необходимым химическим и фазовым составом из тугоплавких металлов и сплавов. Конструкция установки позволяет проводить переплав непосредственно в кристаллизатор, а также с использованием промежуточной камеры. Могут переплавляться материалы в виде слитков, кусковой шихты и различных отходов (например, прессованной стружки). Плавка ведётся при остаточном давлении в камере $1,3 \cdot 10^{-2} \dots 1,3 \cdot 10^{-1}$ Па. Производительность установки до 300 тонн в год.

Таблица 1 – Химический состав материала опытных плавок возврата сплава ЖС26-ВИ после рафинирования методом электронно-лучевого переплава

Данные	Содержание элементов, %										
	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo	Fe	Nb	V	B
Согласно сертификата	до 0,12	5,00	9,10	11,30	5,95	1,05	0,87	0,11	1,56	1,01	<0,01
ТУ1-92-177-91	0,12-0,17	4,3-5,3	8,7-9,3	11,2-12,0	5,6-6,1	0,8-1,2	0,8-1,2	≤0,5	1,4-1,8	0,8-1,2	≤0,015
Данные	Содержание элементов, %										
	Si	Mn	S	P	Pb	Bi	O ₂	N ₂			
Согласно сертификата	0,04	<0,004	<0,004	<0,004	0,0001	0,0001	<0,002	<0,0002			
ТУ1-92-177-91	≤0,2	≤0,3	≤0,005	≤0,010	≤0,0005	≤0,0005	≤0,002	≤0,002			

Согласно данным предоставленного ООО «НПП «ЭЛТЕХМАШ» сертификата, химический состав всех плавок ЖС26-ВИ также соответствует требованиям ТУ1-92-177-91 (табл. 1).

Анализ химического состава материала опытных слитков, полученных до проведения рафинирования металла методом ЭЛП и после ЭЛП, показал, что содержание элементов в них, как до, так и после рафинирования, находится примерно на одном уровне и соответствует требованиям ТУ1-92-177-91 для сплава ЖС26-ВИ.

Следует отметить, что заметного снижения содержания основных легирующих элементов после электронно-лучевого рафинирования в опытных слитках не наблюдается. При этом существенно снижается содержание углерода с 0,157 % до 0,12 % и, что особо важно для жаропрочных никелевых сплавов, применяемых для получения отливок с направленной и монокристаллической макроструктурой, кремния – примерно в 3 раза: с 0,11...0,12 % до 0,04 %. Анализ также подтвердил высокую чистоту полученного металла по газам и вредным примесям.

Исследования темплета, вырезанного в осевом се-

чении слитка, полученного из возврата сплава ЖС26-ВИ, после рафинирования методом электронно-лучевого переплава показало, что он характеризуется структурной неоднородностью с чётким разделением слоёв послышной кристаллизации и осевой направленностью столбчатых кристаллов (рис. 2). На боковых поверхностях имеются трещины длиной до 42 мм, образовавшиеся по границам кристаллизационных слоёв (см. рис. 2).

При металлографическом исследовании в материале образцов, вырезанных из различных частей темплета слитка, прошедшего рафинирование ЭЛП (преимущественно в нижней части) обнаружены загрязнения металла в виде плен и грубых шлаковых включений (рис. 3 а, б). В остальных зонах размер редко встречающихся оксидов не превышает 12 мкм (рис. 3 в, г, табл. 2).

В центральной части опытного темплета имеется усадочная рыхлота (рис. 4 а). Далее по сечению металл достаточно плотный, в особенности, в зонах со столбчатым строением кристаллизационных слоёв (рис. 4 б). В зонах с равноосной структурой обнаружены микропоры размером до 45 мкм (рис. 4 в).

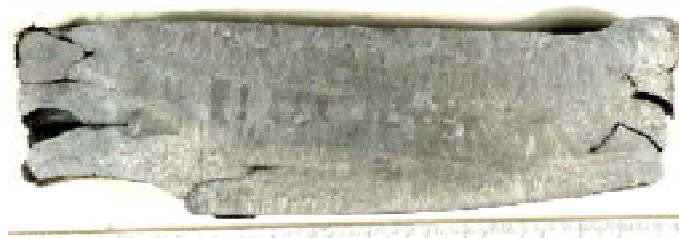


Рис. 2. Макроструктура темплета, вырезанного в осевом сечении слитка, полученного из возврата сплава ЖС26-ВИ после рафинирования методом ЭЛП

Таблица 2 – Размеры структурных составляющих в материале образцов, вырезанных из темплета слитка полученного из возврата сплава ЖС26-ВИ после рафинирования методом ЭЛП

№ образца	Место вырезки микрошлифа	Размер структурных составляющих, мкм				Расстояние между осями дендритов II порядка, мкм
		эвтектика (γ-γ')	карбиды		оксиды	
			глобулярные типа MeC	пластинчатые типа Me ₆ C		
1	верх	5...32	2...10	5...60	до 6	25...40
2	середина	5...28	2...12	5...80	до 8	35...50
3		5...20	3...12	5...40	до 12	40...65
4	низ	-	1,5...12	5...24	до 200	15...25

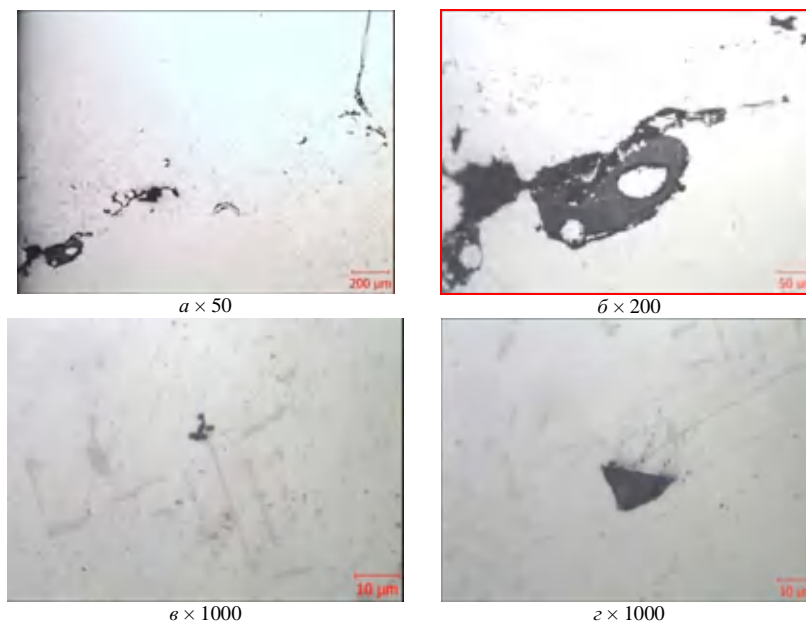


Рис. 3. Оксидные включения и пленки в материале образцов, вырезанных из темплетта слитка полученного из возврата сплава ЖС26-ВИ после рафинирования методом ЭЛП: *a, б* – нижняя часть; *в* – верхняя часть; *з* – средняя часть темплетта

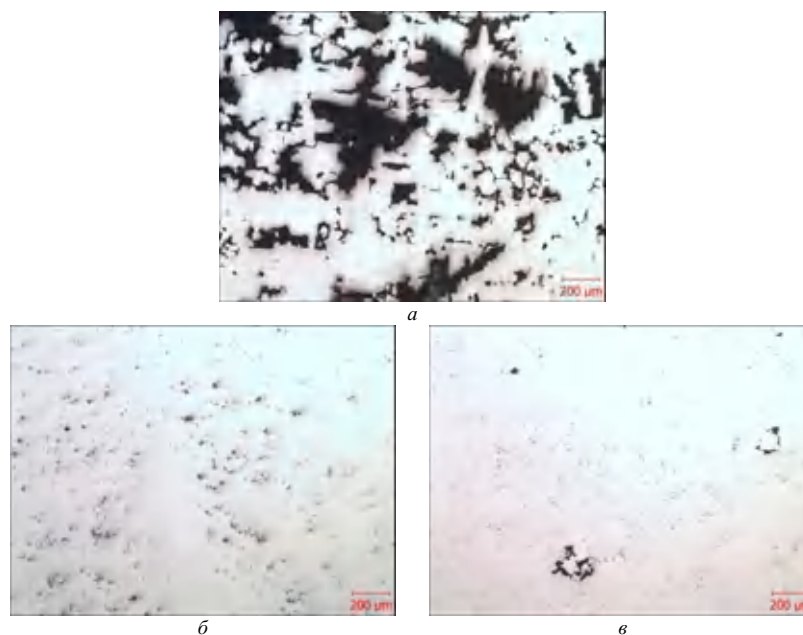


Рис. 4. Усадочная рыхлота (*a*) и микропористость (*б, в*) в материале образца, вырезанного из слитка полученного из возврата сплава ЖС26-ВИ после рафинирования методом ЭЛП, Ч 50:
a – верхняя часть слитка; *б* – со столбчатой структурой; *в* – зона с равноосной структурой

Микроструктура представляет собой γ - твердый раствор с наличием интерметаллидной γ' - фазы, эвтектической ($\gamma - \gamma'$)- фазы, карбидов, и карбонитридов, соответствует литому состоянию сплава ЖС26-ВИ.

Из слитков полученных из возврата сплава ЖС26-ВИ после рафинирования методом ЭЛП, на установке УВНК-8П методом высокоскоростной направленной кристаллизации (ВНК) были отлиты рабочие лопатки.

Исследовали лопатку из данной партии, прошедшую стандартную термообработку (гомогенизацию при температуре 1265 ± 10 °С в течение 1ч 15мин в вакууме).

При люминесцентном контроле методом ЛЮМ1-ОВ на опытной литой лопатке свечений люминофора, превышающих требования ТУ не выявлено (рис. 5).



Рис. 5. Внешний вид опытной литой рабочей лопатки из сплава ЖС26-ВИ (ВНК)

Микроструктура опытной лопатки представляет собой γ - твердый раствор, упрочненный интерметаллидной γ' - фазой, с наличием карбидов и карбонитридов, что соответствует нормальному термообработанному состоянию сплава ЖС26-ВИ (ВНК); следов перегрева при термообработке не установлено (рис. 6).

Микроструктура лопатки (ВНК), полученной из возврата сплава ЖС26-ВИ (ЭЛП), после термообработки характеризуется однородностью и отсутствием выделений эвтектической ($\gamma - \gamma'$)- фазы (вследствие ее полного растворения в γ -твердом растворе в процессе термической обработки при температуре 1265 °С).

Параметры микроструктуры исследуемой лопатки в перо и хвостовой части представлены в таблице 3.

Методом высокоскоростной направленной кристаллизации (ВНК) из слитка, полученного из возврата сплава ЖС26-ВИ после рафинирования методом электрон-

но-лучевого переплава, изготовили 2 блока литых образцов (\varnothing 15 мм; $L = 135$ мм).

Монокристаллическая структура была получена на одном из 12-ти литых образцов. Угол кристаллографической ориентации на этом образце составил 2,5 угл. град. На остальных образцах получена направленная макроструктура, состоящая из нескольких кристаллов.

Механические и жаропрочные свойства определяли на образцах, термообработанных по стандартному режиму (гомогенизация при температуре 1265 ± 10 °С в течение 1 ч 15 мин в вакууме).

В результате предел прочности при 20 °С σ_b составил 85,4 кгс/мм² (при норме $\geq 85,0$) а относительное удлинение $\delta - 16,8$ % (при норме $\geq 6,0$). Время до разрушения при 975 -*-*-*°С, под нагрузкой 26 кгс/мм² τ_p составило 117,0 часов (при норме $\geq 40,0$).

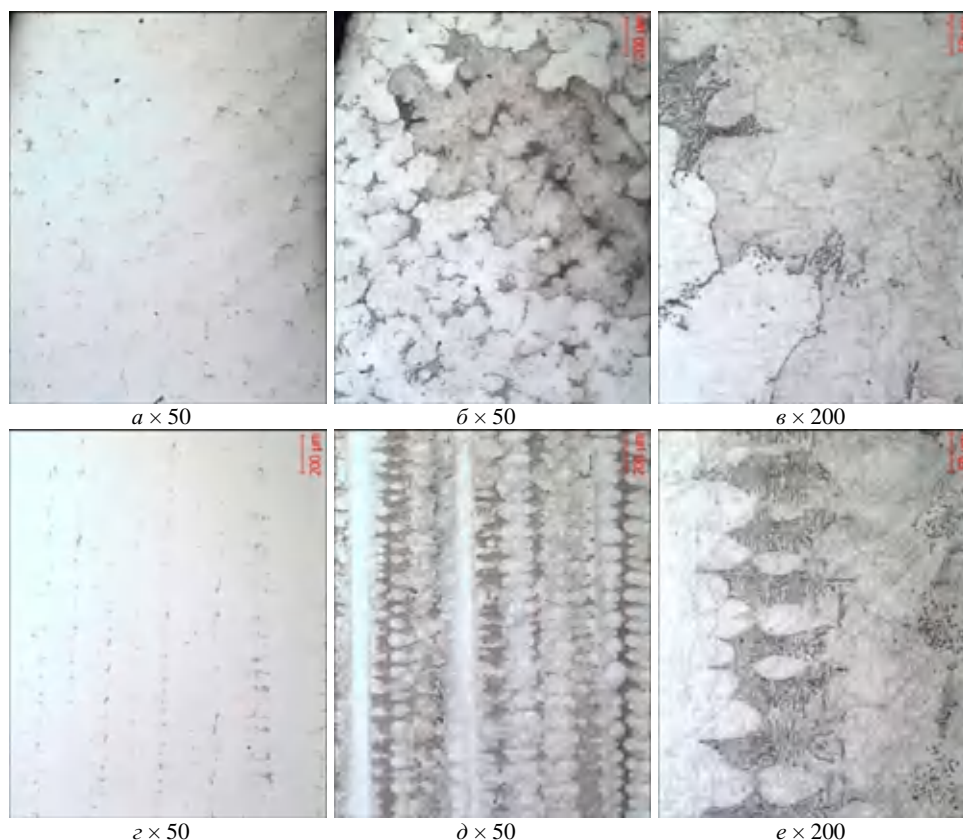


Рис. 6. Микроструктура в перо (а, б, в) и хвостовой части (з, д, е) рабочей лопатки из сплава ЖС26-ВИ (ВНК)

Таблица 3 – Размеры структурных составляющих в материале рабочей лопатки из сплава ЖС26-ВИ (ВНК)

Место вырезки микрошлифа	Размер структурных составляющих, мкм			Расстояние между осями дендритов, мкм	
	карбиды		оксиды	I порядка	II порядка
	глобулярные типа Me_3C	пластинчатые типа Me_6C			
перо	2...20	5...60	до 5	120...170	50...65
хвостовик	2...20	5...65	до 5	200...250	60...75

Таким образом, механические и жаропрочные свойства опытных образцов из сплава ЖС26-ВИ (ВНК), полученных из возврата после рафинирования методом электронно-лучевого переплава, удовлетворительные и отвечают требованиям нормативно-технической документации (18Т-ТУ-165; 36ТУ-179; 436ТУ-6; 317ТУ-2).

Микроструктура образцов (ВНК) (\varnothing 15 мм; $L = 135$ мм) аналогична микроструктуре литой рабочей лопатки и соответствует утвержденной «ВИАМ» шкале микроструктур для сплава ЖС26-ВИ (ВНК); следов перегрева при термообработке не установлено.

Выводы

Химический состав исследованных слитков, полученных из возврата сплава ЖС26-ВИ, как до, так и после рафинирования методом электронно-лучевого переплава, находится примерно на одном уровне и соответствует требованиям ТУ 1-92-177-91. Заметного снижения содержания основных легирующих элементов после электронно-лучевого рафинирования в опытных слитках не наблюдается. При этом существенно снижается содержание углерода с 0,157 % до 0,12 % и, что особо важно для жаропрочных никелевых сплавов, применяемых для получения отливок с направленной и монокристаллической макроструктурой, кремния – примерно в 3 раза: с 0,11...0,12 % до 0,04 %. Анализ также подтвердил высокую чистоту полученного металла по газам и вредным примесям.

Микроструктура материала рабочей лопатки, а также образцов отлитых на установке УВНК-8П методом высокоскоростной направленной кристаллизации (ВНК) из слитков возврата сплава ЖС26-ВИ после рафинирования методом ЭЛП соответствует утвержденной «ВИАМ» шкале микроструктур для сплава ЖС26-ВИ (ВНК). Следов перегрева в процессе термообработки не установлено.

Механические и жаропрочные свойства опытных образцов из сплава ЖС26-ВИ (ВНК), полученных из возврата после рафинирования методом электронно-лучевого переплава, удовлетворительные и отвечают требованиям нормативно-технической документации.

Список литературы

1. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) / Каблов Е. Н. – М. : «МИСИС», 2001. – 632 с.
2. Durber G. Effect of small amounts of nitrogen and silicon on microstructure and properties MAR-M200 nickel-base superalloys / G. Durber, S. Osgerby // Metals Technol. –

1984. – Vol. 11. – № 4. – P. 129–137.

3. Возможности использования литниковых отходов при выплавке жаропрочных сплавов за счет высокотемпературной обработки расплава / [В. В. Сидоров, В. А. Панкратов, П. Д. Родионов, С. О. Миронов] // Приложение к журналу «Авиационная промышленность». – М. : Машиностроение, 1989. – № 2. – С. 36–38.
4. Электронно-лучевая плавка / [Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Д. А. Козлитин и др.] – К. : Наукова думка, 1997. – 266 с.
5. Электронно-лучевая плавка в литейном производстве / Под ред. С. В. Ладохина. – К. : Издательство «Сталь», 2007. – 626 с.
6. Логунов А. В. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин (материалы и технология) / А. В. Логунов, Ю. Н. Шамотин. – М. : Наука и технология, 2013. – 264 с.
7. Ладохин С. В. Применение электронно-лучевой плавки в литейном производстве / С. В. Ладохин, В. Т. Шмигдин // Металл и литье Украины. – 1995. – № 4. – С. 16–21.
8. Установка для совмещенной индукционной и электронно-лучевой плавки металлов и сплавов / [Ю. Ф. Аникин, А. Д. Жежера, С. В. Ладохин, Т. В. Лапшук] // Металл и литье Украины. – 1998. – № 5–6. – С. 8–10.
9. Аникин Ю. Ф. Технологические параметры выплавки сложнелегированных сплавов в электронно-лучевых литейных установках / Ю. Ф. Аникин, С. В. Ладохин, В. Т. Яковлев // Процессы литья. – 1998. – № 3–4. – С. 23–26.
10. Ахонін С. В. Процеси рафінування у вакуумі та оптимізація режимів електронно-променевої плавки високореакційних та тугоплавких металів : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня докт. техн. наук / С. В. Ахонін. – Київ : ПОП ІЕЗ ім. Е. О. Патона, 2002. – 37 с.
11. Шаповалов В. О. Наукові та технологічні основи плазмово-індукційного вирощування крупних монокристалів тугоплавких металів : автореф. дисер. на здобуття наук. ступеня докт. техн. наук / В. О. Шаповалов. – Київ : ПОП ІЕЗ ім. Е. О. Патона, 2003. – 36 с.
12. Совмещенная индукционная и электронно-лучевая плавка литейных отходов жаропрочных сплавов ЖСЗДК и ЖС26-ВИ / [Ю. Ф. Аникин, Ю. Г. Добкина, В. В. Клочихин и др.] // Проблемы специальной электрометаллургии. – 2002. – № 2. – С. 43–49.
13. Innovation in Superalloys Melting for Gas Turbine Engines Casting Production / [S.V. Ladokhin, Yu. F. Anikin, P.D. Zemanjuk, V.V. Klochihin] // Proceedings of the 65th World Foundry Congress, october 20–24, 2002. – Gyeongju, Korea, 2002. – P. 1033–1036.
14. Барабаш О. М. Структура и свойства металлов и сплавов. Кристаллическая структура металлов и сплавов. Справочник / О. М. Барабаш, Ю. Н. Коваль. – К. : Наукова думка, 1986. – 387 с.

Одержано 27.04.2016

Жеманюк П.Д., Клочихін В.В., Лисенко Н.О., Гречанюк Н.І., Наумик В.В. Спрямована кристалізація виливків зі зворотних відходів сплаву ЖС26-ВІ, рафінованих електронно-променевим переплавом

Дослідили якість матеріалу виливків спрямованої кристалізації, отриманих зі зворотних відходів жароміцного нікелевого сплаву ЖС26-ВІ, які пройшли послідовне рафінування вакуумно-індукційним і електронно-променевим переплавом. Хімічний склад, макро- і мікроструктура, а також механічні та жароміцні властивості дослідного матеріалу задовільні та відповідають вимогам нормативно-технічної документації для сплаву ЖС26-ВІ.

Ключові слова: жароміцний сплав, зворотні відходи, електронно-променевий переплав, хімічний склад, макроструктура, мікроструктура, механічні та жароміцні властивості, спрямована кристалізація.

Zhemanyuk P., Klochikhin V., Lysenko N., Grechanyuk N., V. Naumyk V. Directional crystallization of castings made from the recyclable waste alloy HA26-VI, refined by electron-ray melting

It's studied the quality of the material of directional solidificated castings made from the recyclable waste of heat-resistant nickel alloy HA26-VI, held successive refining by vacuum-induction and electron-ray melting. Chemical composition, macro and microstructure, as well as mechanical and heat-resistant properties of the experimental material are satisfactory and meet the requirements of normative-technical documentation for HA26-VI alloy.

Key words: *superalloy, recyclable waste, electron-ray melting, chemical composition, macrostructure, microstructure, mechanical and heat-resistant properties, directional crystallization.*

УДК 669.715

Д-р техн. наук І. П. Волчок, д-р техн. наук О. А. Мітяєв, канд. техн. наук О. А. Глотка

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

ПРИРОДА ЦИКЛІЧНОГО РУЙНУВАННЯ ВТОРИННОГО ПОРШНЕВОГО СИЛУМІНУ АЛ25

Розглянуто вплив модифікування і лазерної обробки на процеси циклічного руйнування поршневого силуміну АЛ25 при температурах 20 і 300 °С.

Ключові слова: силумін, модифікування, лазерна обробка, циклічне руйнування.

Жароміцні силуміни використовують для виготовлення деталей, що працюють при температурах від 130 до 300 °С; до цих виробів відносяться поршні, головки циліндрів, диски та лопатки компресорів газотурбінних двигунів [1]. На даний момент найбільш широке розповсюдження для виготовлення поршнів отримав ливарний сплав евтектичного складу АК12М2МгН (АЛ25). Перевагами цього сплаву є мала густина, високі міцність та теплопровідність, низький температурний коефіцієнт лінійного розширення та високий рівень ливарних властивостей [2].

За рахунок накопичення великої кількості відходів виробництва (ливники, випори, брак деталей, стружка, переплав відходів та сплесків і вживані деталі) постала нагальна задача у використанні вказаного виду матеріалу. Однак повторне переплавлення виявило, що за рахунок попадання в шихту різних домішок, в першу чергу заліза, можливе утворення комплексних інтерметалідів пластинчастої форми і великих розмірів, це значно знижує рівень механічних і експлуатаційних властивостей алюмінієвих сплавів. Для усунення шкідливого впливу інтерметалідів їх форму і розміри змінюють за допомогою модифікуючих комплексів [3].

Також перспективною поверхневою обробкою, з метою підвищення стійкості деталей, є лазерна обробка. При використанні цього методу у матеріалі значно збільшуються фізичні, хімічні та механічні властивості [4, 5].

Метою роботи є дослідження процесів руйнування під дією циклічних навантажень вторинного поршневого алюмінієвого сплаву АК12М2МгН (АЛ25, що модифікований та додатково оброблений лазером.

Матеріал та методика досліджень

Для виготовлення сплаву АК12М2МгН (АЛ25) використовувався 100 % зворот виробництва, який очищався від слідів корозії, піску та пригару. В електричній печі опору з використанням чавунного тиглю, що футерований графітом, було виплавлено 8 плавків, що в подальшому проходили різні види оброблення (табл. 1). Всі плавки були оброблені покривним флюсом (33 мас. % КСІ і 67 мас. % NaCl) у кількості 2 % від маси металу. Перші 4 плавки не оброблювались комплексним модифікатором, плавки 5–8 були модифіковані МК-1 [6] при температурі 710 °С. Хімічний склад всіх плавків відповідав ДСТУ 2839-94. Термічну обробку виконували за режимом Т1 (старіння 210 °С), що також відповідає вимогам ДСТУ 2839-94.

Зразки для випробування на втому мали пластинчасту форму з перерізом 2×6 мм. Після старіння зразки плавків 4, 5, 7, 8 були оброблені (по двом боковим поверхням) імпульсним лазером КВАНТ 12 в режимі оплавлення (час дії імпульсу 4 мс, довжина хвилі 0,6943) з 30 % перекриттям доріжок в атмосфері навколишнього середовища (обробку виконано під керівництвом д-ра фіз.-мат. наук, проф. Гіржона В.В.)

У подальшому зразки випробовували на втому на базі 10⁷ циклів на високочастотному стенді ИП-2 Білоруського державного технологічного університету при частоті 18 кГц відповідно до вимог ГОСТ 25.502-79 (під керівництвом к.т.н., доц. Бельського О. С.). Зразки плавків 1, 3, 5, 7 випробовувались при кімнатній температурі, плавків 2, 4, 6, 8 при температурі 300 °С. За результатами випробувань будували криві в напівлогарифмічних координатах $\sigma - \lg N$.

Таблиця 1 – Характеристики експериментальних плавків

Номер плавки	Обробка розплаву МК-1, мас. %	Обробка поверхні лазером	Температура випробувань, °С
1	0	Відсутня	20
2	0	Відсутня	300
3	0	Оброблено лазером	20
4	0	Оброблено лазером	300
5	0,15	Відсутня	20
6	0,15	Відсутня	300
7	0,15	Оброблено лазером	20
8	0,15	Оброблено лазером	300

Фрактографічні дослідження проводили на зруйнованих після випробування на втому зразках з використанням растрового електронного мікроскопу РЕМ-106І у вторинних електронах у режимі прискорювальної напруги 30 кВ.

Рух тріщини аналізували на зразках, що не до кінця зруйнувались та в яких при випробуваннях на втому почала розвиватися тріщина. Для цього на торцю проводили шліфування до виявлення мікротріщини, після чого полірували та травили реактивом Крефельда (12,5мл HCL, 25мл HNO₃, 50мл HCL, 12,5мл H₂O). Виявлення структурних складових та рентгеноспектральний мікроаналіз (РСМА) проводили на РЕМ-106І у вторинних електронах у режимі прискорювальної напруги 20кВ.

Результати досліджень та їх аналіз

На зруйнованих зразках вторинного поршневого алюмінієвого евтектичного сплаву спостерігалась типова картина поверхні руйнування в умовах циклічних навантажень, що закономірно змінювалась у залежності від температури випробувань та зміни структури і поверхневого стану зразків.

Так порівняння фрактограм при випробуванні на втому при кімнатній температурі 300 °С виявляє збільшення в розмірах фасеток, що змінюють свою орієнтацію від зерна до зерна (рис. 1 *а, б*). У середині кожного зерна траєкторія руйнування нагадує площину сколу. Внаслідок різниці в орієнтуванні зерен частина фронту тріщини розповсюджується по в'язкому механізму, що призводить до утворення терас, які чергуються та які мають в'язкі та крихкі борозенки.

Серії плавів 5 та 6 модифікували МК-1 [6] та випробували на втому при кімнатній та при температурі 300 °С. Типові фрактограми поверхонь руйнування для цих серій зразків наведені на рисунку 1 *в, г*. Якісне порівняння дає змогу стверджувати, що руйнування при вищих температурах відбулося за умов зниження його енергоємності, про що свідчить збільшення розміру структурних складових зламу.

Дослідження руху тріщини по структурним складовим на незруйнованих зразках, що не модифікувались, виявило схильність розвитку руйнування по фазах, що мають пластинчасту будову з гострими краями (рис. 2).

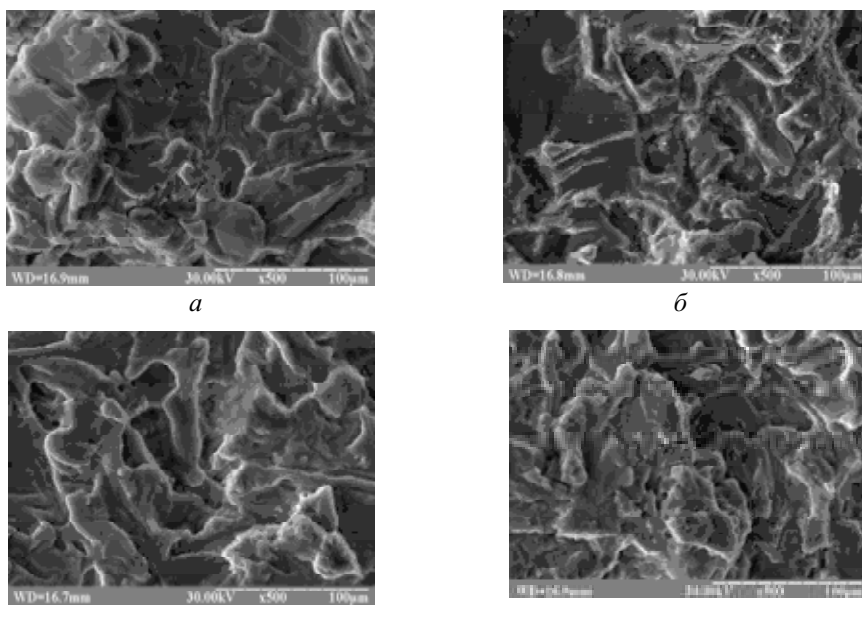


Рис. 1. Фрактограми поверхонь руйнування вторинного силуміну AL25:

а – сплав не модифікований, температура випробування 20 °С; *б* – сплав не модифікований, температура випробування 300 °С; *в* – сплав модифікований, температура випробування 20 °С; *г* – сплав модифікований, температура випробування 300 °С

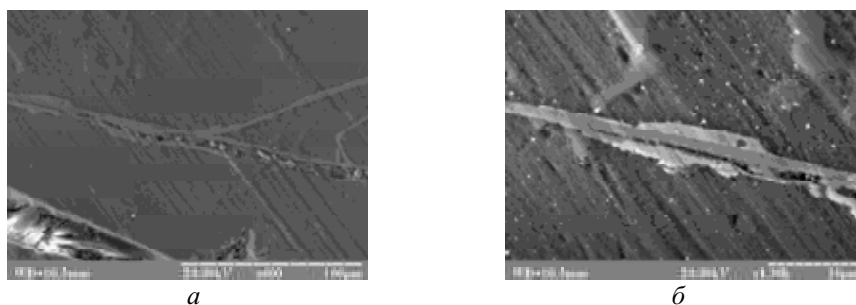
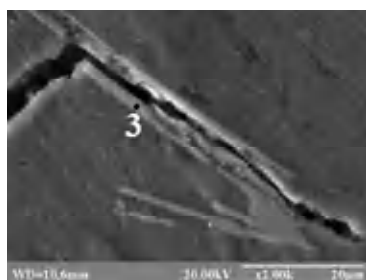


Рис. 2. Характер розповсюдження тріщини в немодифікованих зразках сплаву AL25: *а* – $\times 600$; *б* – $\times 1500$

Проведення РСМА включень по яким пройшло руйнування (рис. 3) вказує на те, що несприятливу пластинчасту форму мали включення фаз $Al_{15}(Fe, Mn, Ni, Cu)_3Si_2$, Al_3CuNi , $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ (табл. 2). Також на вказаних включеннях дуже часто спостерігається наявність вторинних тріщин, що також знижують характеристики втоми (рис. 4).



а



б

Рис. 3. Типові точки проведення РСМА (див. табл. 2)

У статті [7] доведено, що збільшення витривалості силумінів можливе в разі використання модифікуючого комплексу МК-1, що змінює морфологію вторинних інтерметалідних фаз, та підвищує енергоємність процесу руйнування.

Розгляд руху тріщини в модифікованих зразках не виявив проходження руйнування по структурним складовим, що мали пластинчасту форму. У більшості випадків руйнування проходило по компактним включенням, які класифікуються як β - твердий розчин на основі кремнію та інтерметаліди типу $Al_{15}(Fe, Mn, Ni, Cu)_3Si_2$, що мають форму ієрогліфів або наближаються до шестигранної форми (рис. 5) (табл. 3).

Внаслідок лазерної обробки в режимі оплавлення зразків плавок 3,4 та 7,8 різко зросла шорсткість їх поверхні за рахунок формування кратерів глибиною 6...7 мкм. Погіршення якості поверхні зразків, а також виникнення

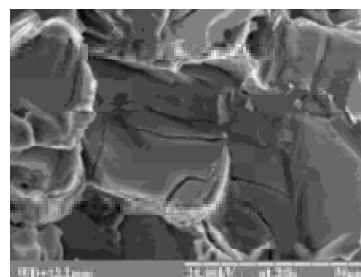


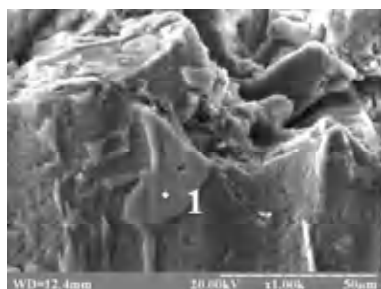
Рис. 4. Вторинні тріщини в немодифікованому сплаві АЛ25 ($\times 1200$)

Таблиця 2 – Хімічний склад (ат.%) типових точок в сплаві АЛ25

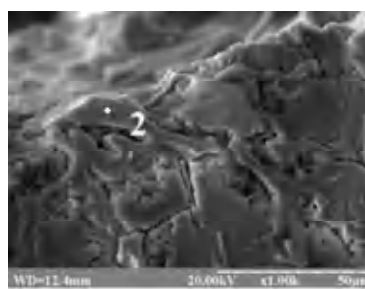
Точка	Mg	Al	Si	Ti	Mn	Fe	Ni	Cu	Фаза
1	0,22	68,86	4,14	–	1,2	3,13	18,99	3,44	$Al_{15}(Fe, Mn, Ni, Cu)_3Si_2$
2	0,22	68,93	7,25	0,08	13,47	8,6	0,74	0,69	$Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$
3	0,02	53,49	0,42	0,15	0,05	0,197	27,97	17,7	Al_3CuNi

Таблиця 3 – Результати РСМА (ат.%) в типових місцях зруйнованих зразків

Точка	Mg	Al	Si	Ti	Mn	Fe	Ni	Cu	Фаза
1	-	2,4	97,60	-	-	-	-	-	Si
2	0,3	67,79	3,48	0,01	1,09	3,67	19,57	4,08	$Al_{15}(Fe, Mn, Ni, Cu)_3Si_2$



а



б

Рис. 5. Типові місця проведення РСМА

на ній розтягувальних напружень внаслідок швидкого охолодження поверхневого шару розплавленого металу сприяло прискореному, при перших циклах навантажень, зародженню мікротріщин на оплавленій поверхні зразків (рис. 6). Для зменшення впливу геометричного фактору поверхня зразків після оплавлення була відшліфована до шорсткості Ra 032 з видаленням шару оплавленого металу товщиною 30...50 мкм з обох сторін зразків.

Типові фрактограми поверхні руйнування обробленого лазером шару зразків, що пройшли модифікування та без модифікування, наведені на рисунку 7. Порівняння отриманих фрактограм не виявило значних відмінностей між серіями зразків, незначно також впливають і випробування при підвищених температурах. Такі незначні відмінності обумовлені утворенням однорідного гомогенного твердого розчину після лазерної обробки, що не змінює свого стану навіть при нагріванні до 300 °С.

Оскільки зародження тріщини та руйнування зразка при циклічних випробуваннях починаються з поверхні, то першим опирається розповсюдженню втомної тріщини саме шар оброблений лазером. Як і для всіх циклічних руйнувань для нього є характерним початковий рух тріщини під кутом 45° до поверхні, що



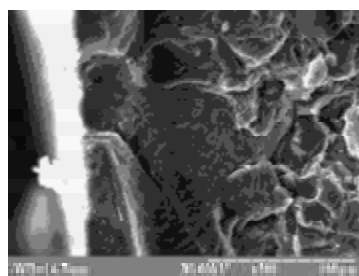
Рис. 6. Типова поверхня обробленого лазером зразка з тріщиною після перших циклів навантажень (× 500)

добре видно на рис. 7 *а, б*. Розвиток тріщини втомі характеризується зміною орієнтації головної площини руйнування в кожному зерні від однієї або двох площин зсуву до багатьох паралельних терас, що розділені по-здовжніми гребенями. Ці тераси перпендикулярні напрямку максимального напруження. Також чітко видні деталі в'язких втомних борозенок, що мають волокнистий характер з чітким фронтом розповсюдження (рис. 8).

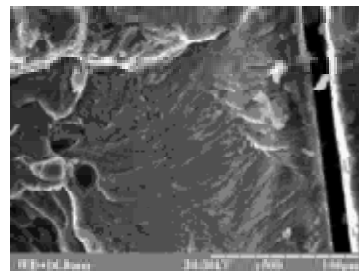
Порівняння фрактограм основного, не обробленого лазером матеріалу, не виявило значних відмінностей між зразками плавки 5, 6. Характер руйнування залишається типовим для циклічних випробувань, різниця між зруйнованими при кімнатній та при 300 °С зразках характеризується збільшенням розміру структурних складових зламу.

Порівняння результатів випробувань втомної міцності всіх плавки, засвідчило, що найвищі характеристики втомі мали зразки 5 плавки, лише оброблені модифікуючим комплексом (рис. 9). Це викликано зміною морфології інтерметалідних включень (відбулась зміна від пластинчастої та голчастої форми до типу китайських ієрогліфів або шестигранної) (рис. 10), що збільшує енергоємність руху тріщин у матеріалі.

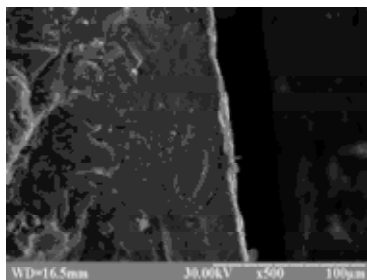
Типовою структурою для плавки 1–4 є наявність великих пластинчастих та голчастих включень, що мають незначний переріз по товщині (рис. 10 *а*). Середній параметр форми для них склав 58,4, що свідчить про велику протяжність даних включень. Крім того кінці пластин мають невеликий радіус заокруглення, який може слугувати центром зародження тріщини. Це призводить до того, що немодифіковані зразки мають приблизно на 15–20 МПа занижені показники втомної міцності в порівнянні з модифікуванням.



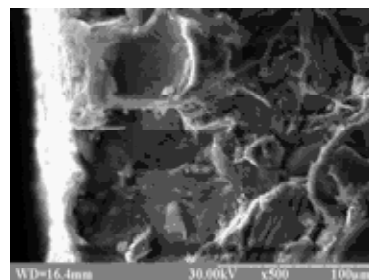
а



б



в



з

Рис. 7. Типові фрактограми поверхні руйнування шару обробленого лазером для зразків, що пройшли модифікування та без нього: *а, б* – без модифікування; *в, з* – з модифікуванням; *а, в* – випробування при 20 °С; *б, з* – випробування при 300 °С

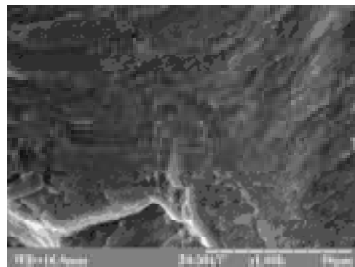


Рис. 8. Типова поверхня руйнування шару, обробленого лазером зразка зі сплаву АЛ25

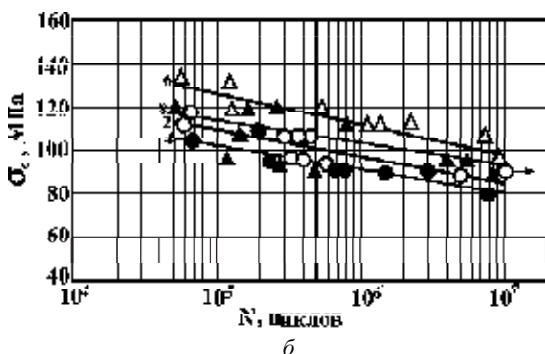
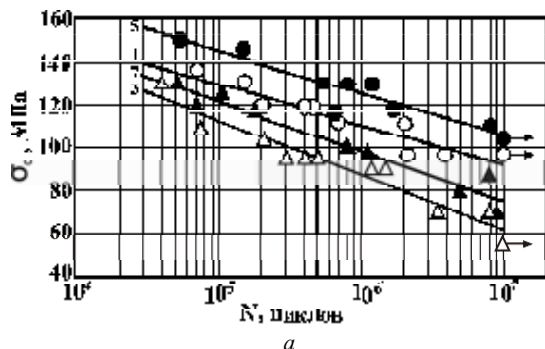


Рис. 9. Криві втоми вторинного поршневого силуміну АЛ25: а – випробування при 20°C; б – випробування при 300 °С

Збільшення температури випробування до 300 °С (рис. 10, б) дещо знижує втомну міцність зразків, що може бути пояснено зростанням дифузійних процесів та збільшенням рухомості атомів, що зменшує енергоємність процесу руйнування. Також кут нахилу кривих втоми також зменшується майже вдвічі, а вплив модифікування виражається значно більше. Так різниця між модифікованими та не модифікованими зразками зростає до 20–25 МПа.

Усі зразки, що оброблені лазером, показали нижчу циклічну міцність, ніж необроблені. Така поведінка може бути обумовлена значною крихкістю та шорсткістю поверхні зразків, що значно покращує умови зародження тріщини. Таким чином, при обробці лазером необхідно приділяти увагу саме поверхні, що обробляється, оскільки збільшення крихкості та шорсткості суттєво знижує показники витривалості матеріалу.



а



б

Рис. 10. Мікроструктура сплаву АЛ25 (Ч500): а – без модифікування (плавка 1); б – обробка 0,15 % МК-1 (плавка 5)

Висновки

1. Проведено якісне порівняння фрактограм поверхонь руйнування зразків вторинного поршневого силуміну АЛ25 після випробування на циклічну втому. Виявлено збільшення розміру структурних складових зламів з підвищенням температури та зменшення з введенням модифікувального комплексу.
2. Встановлено, що в зразках без модифікування тріщина рухається по інтерметалідах пластинчастої або голчастої форми, від яких можливе утворення вторинних тріщин, додатково знижуючи властивості матеріалу.
3. Введення модифікуючого комплексу значно підвищує циклічну міцність зразків та змінює шляхи руху тріщини по більш енергоємним структурним складовим.
4. Оброблення лазером знижує втомну міцність зразків за рахунок наявності розвинутої поверхні.

Список літератури

1. Повышение ресурса работы поршней двигателей внутреннего сгорания / [Б. М. Немененок, В. А. Калининко, М. А. Садох и др.] // *Литье и металлургия*. – 2005. – № 2. – С. 175–178.
2. Панфилов А. В. Современные тенденции перспективы применения алюмоматричных композиционных материалов для поршнем ДВС, получаемых литьем с кристаллизацией под давлением / А. В. Панфилов, А. А. Панфилов, В. В. Ликсно // *Процессы литья*. – 2004. – № 4. – С. 14–19.
3. Міт'яєв О. А. Науково-технологічні основи формування структури, фізико-механічних і службових властивостей вторинних силумінів : дис. ... доктора техн. наук: 05.02.01 / Міт'яєв Олександр Анатолійович. – Запоріжжя, 2008. – 285 с.
4. Volchok I. P. Increasing of microhardness of Al-Si alloys by laser treatment / I. P. Volchok, V. V. Girzhon, I. V. Tantsiura // *Металлофізика и новейшие технологии*. – 2011. – Т. 33, № 8. – С. 1111–1118.

5. Широкобокова Н. В. Поверхнєве зміцнення вторинних силумінів методом лазерної обробки : дис. ... канд. техн. наук : 05.02.01 / Широкобокова Наталя Вікторівна. – Запоріжжя, 2013. – 158 с.
6. Пат. 46094 Україна, МПК (2009) С22С1/00. Модифікувальний комплекс для алюмінієвих сплавів / Лоза К. М., Мітяєв О. А., Волчок І. П. ; заявник та патентоутримувач Запорізький нац. техн. ун-т. – № u200905914 ; заявл. 09.06.2009 ; опубл. 10.12.2009, Бюл. № 23.
7. Increasing of intermetallic phases on fracture resistance of silumins / O. A. Mityayev, I. P. Volchok, O. V. Gnatenko and etc. // Строительство, материаловедение, машиностроение. Сб. науч. трудов. Вып. 73, Дн-вск, ПГАСА, 2014. – С. 159–164.

Одержано 26.04.2016

Волчок И.П., Митяев А.А., Глотка А.А. Природа циклического разрушения вторичного поршневого силумина АЛ25

Рассмотрено влияние модифицирования и лазерной обработки на процессы циклического разрушения поршневого силумина АЛ25 при температурах 20 и 300°С.

Ключевые слова: *силумин, модифицирование, лазерная обработка, циклическое разрушение.*

Volchok I., Mityayev A., Glotka A. The nature of cyclic fracture secondary piston silumin АЛ25

The influence of modification and laser treatment on the processes of the cyclic destruction of the piston silumin АЛ25 at temperatures of 20 and 300°С are studied.

Key words: *silumin, modification, laser treatment, cyclic destruction.*

УДК 669.14

Канд. техн. наук В. В. Нетребко, д-р техн. наук И. П. Волчок

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ОСОБЕННОСТИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ ЛЕГИРОВАННЫХ Mn И Ni

Определены особенности влияния термической обработки на высокохромистые чугуны различных типов. Изделия из чугунов, эксплуатируемых в условиях коррозионного воздействия среды, не рекомендуется подвергать высокотемпературной термической обработке. Предложены режимы термической обработки для повышения или понижения твердости чугунов. Для улучшения обрабатываемости чугунов целесообразно применять обезуглероживание поверхности.

Ключевые слова: чугун, легирование, термообработка, твердость, коррозия.

Введение

Требования, предъявляемые к износостойким чугунам, требуют комплексного подхода при выборе марки сплава. Сочетание износостойкости и коррозионной стойкости обеспечивается увеличением содержания хрома. Однако в процессе охлаждения отливок и их термической обработки возникают зоны, обедненные хромом, с низкой коррозионной стойкостью [1–3].

Требования к чугунам могут быть взаимоисключающими, например, высокая износостойкость и хорошая обрабатываемость резанием. В этом случае, перед обработкой резанием, проводится смягчающая термическая обработка, а затем восстанавливающая.

Основными видами термической обработки высокохромистых чугунов являются отжиг и нормализация. ГОСТ 7769 – 82 [4] регламентирует режимы термической обработки этих сплавов. Для снижения твердости и улучшения обрабатываемости резанием отливок рекомендуется проведение отжига (высокого отпуска) при 963...1023 К (690...750 °С) с выдержкой в течение 6...12 часов с последующим охлаждением с печью, а для повышения твердости нормализация от 1323...1373 К (1050...1100 °С) с выдержкой 1...2 часа.

Влияние легирующих элементов на положение критических точек сплава проявляется в смещении их по осям температуры и концентрации [5,6]. Поэтому рекомендации стандарта являются общими и не учитывающими специфику систем легирования чугунов.

Многими исследователями были проведены работы по разработке эффективных режимов термической обработки комплекснолегированных чугунов. Однако эти режимы требуют значительных затрат энергоносителей и не всегда приводят к значительному повышению свойств. Результаты, приведенные в работах [7–10], содержат рекомендации по термической обработке конкретных сплавов.

В процессе первичной кристаллизации происходит формирование неравновесных структур, что связано с

быстрым охлаждением отливок. Поэтому при нагреве и изотермической выдержке происходит изменение химического состава карбидов и соответственно металлической основы с образованием равновесных фаз. Снижение содержания хрома в основе менее 12 % может способствовать активизации коррозионных процессов. Особенно значительные изменения химического состава происходят в зонах возле карбидов и внутри эвтектических колоний. При изменении состава основы могут возникнуть $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращения, которые вызовут образование закалочных структур или продуктов распада аустенита.

В процессе термической обработки износостойких высокохромистых чугунов возможно обезуглероживание поверхности до 4 мм и образование окалины обогащенной хромом. Обезуглероживание поверхности деталей применяется с целью улучшения их обрабатываемости [11].

Цель работы заключалась в изучении процессов перераспределения хрома при термической обработке, а также в разработке рекомендаций по выбору режимов термической обработки, обеспечивающих заданные технологические и эксплуатационные свойства.

Материал и методики исследований

Объектом исследования были высокохромистые чугуны, легированные Mn и Ni (табл.1), которые выплавливали в индукционной печи с основной футеровкой емкостью 60 кг. Литые образцы подвергались отжигу при 690 и 720 °С с выдержкой в течение 9ч и охлаждением с печью, а так же нормализации от 1050 °С после выдержки в течение 1,5 и 4,5 часов.

Анализ структуры выполняли на оптических микроскопах МИМ-8 и Sigeta MM-700, а также с использованием микроскопа РЕМ 10БИ. Неравномерность распределения хрома в металлической основе оценивалась отношением $HP_{Cr} = Cr_{max}/Cr_{min}$.

Коррозионные испытания чугунов проводили в среде HCl с pH 2,5. Макротвердость измеряли на твердомере Роквелла.

Таблица 1 – Составы исследуемых чугунов

№ сплава	Марка чугуна	Химический состав, масс. %				
		C	Cr	Mn	Ni	Si
1	110X18Г2Н	1,09	18,33	1,99	1,28	1,38
2	150X18Г2Н	1,52	18,93	1,49	1,45	1,33
3	300X18Г2Н	2,94	18,31	1,64	1,29	1,31
4	250X12Г2Н	2,61	11,26	2,08	1,58	1,06
5	250X12Г4Н3	2,55	11,91	3,80	2,76	1,27
6	210X22ГН3	2,24	22,82	1,21	2,86	1,15
7	210X22Г5	2,12	22,06	4,82	0,16	1,43
8	330X20Г5Н3	3,33	20,23	5,53	2,69	1,12
9	330X22Г2	3,24	21,07	1,35	0,13	1,18
10	300X28Н2	3,01	29,68	0,72	1,95	1,04

Анализ полученных результатов

Структура чугунов в литом состоянии без термической обработки состояла из карбидов железа и хрома в металлической основе различного типа. (рис. 1). Количество карбидов изменялось от 9 до 36 % в зависимости от количества углерода в чугуне и типа металлической основы.

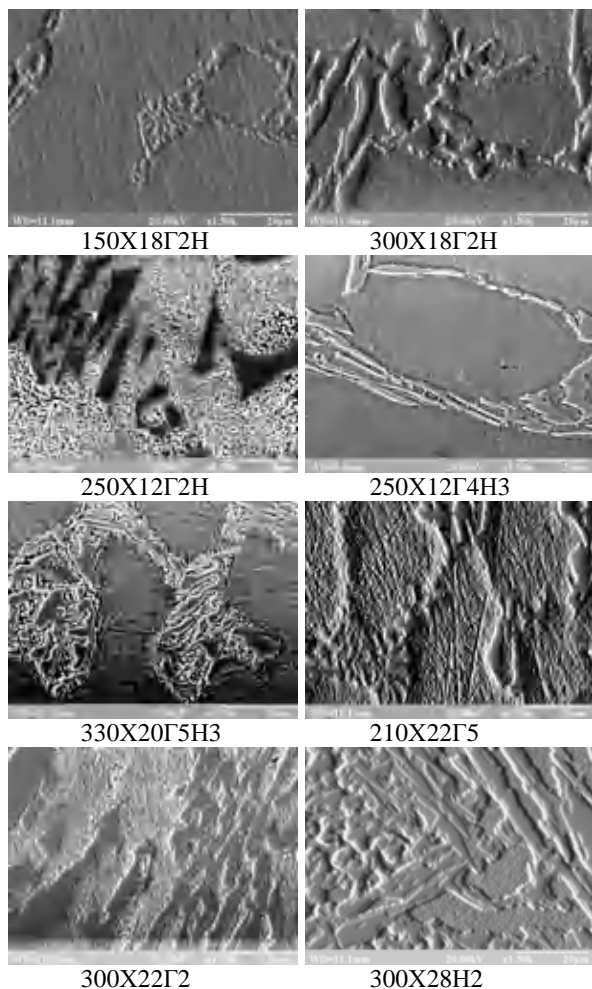


Рис. 1. Структура чугунов в литом состоянии

Металлическая основа чугунов, содержащих более 18 % хрома при сумме никеля и марганца до 4 %, состояла из легированного феррита. У остальных чугунов она изменялась от феррито-цементитной до аустенитной в зависимости от количества аустенитообразующих элементов.

В процессе термической обработки в чугунах протекали следующие процессы:

- замещение в карбидах атомов никеля, железа, кремния и марганца атомами хрома до уровня равновесной концентрации с металлической основой;

- снижение концентрации хрома и повышение содержания Mn и Ni в зонах возле карбидов, связанное с низкой диффузией атомов, не обеспечивающей выравнивание состава (табл. 2).

Таблица 2 – Влияние термической обработки на неравномерность распределения хрома и скорость коррозии

№ сплава	V _{кorp} , гм ² /ч без ТО	Содержание Cr, масс. %	Термообработка			
			без ТО	690°C	720°C	1050°C τ -4,5ч
1	0,551	min	13,05	13,22	12,83	13,51
		HP _{Cr}	1,16	1,14	1,18	1,11
2	0,689	min	12,90	12,62	10,83	13,14
		HP _{Cr}	1,23	1,16	1,34	1,07
3	1,114	min	8,42	7,65	6,73	10,17
		HP _{Cr}	1,36	1,29	1,55	1,15
4	1,687	min	3,95	3,97	3,98	6,11
		HP _{Cr}	1,87	1,78	1,71	1,38
5	1,570	min	5,47	5,98	6,02	6,92
		HP _{Cr}	1,58	1,36	1,28	1,42
6	0,619	min	13,43	8,92	6,54	6,77
		HP _{Cr}	1,23	1,29	1,69	1,51
7	2,454	min	11,77	13,19	13,35	14,64
		HP _{Cr}	1,37	1,17	1,17	1,11
8	0,698	min	8,61	8,79	6,23	6,55
		HP _{Cr}	1,28	1,22	1,60	1,29
9	1,960	min	8,45	8,66	8,27	7,19
		HP _{Cr}	1,71	1,40	1,28	1,36
10	0,616	min	14,43	14,09	14,05	12,94
		HP _{Cr}	1,12	1,15	1,15	1,19

Снижение содержания хрома в металлической основе до 12 % и ниже вызывало возникновение местной коррозии этих зон, что связано с возникновением разности потенциалов между участками металлической основы, содержащими более 13 % Cr (положительный потенциал) и участками, содержащими менее 12 % (отрицательный потенциал) [6, 12].

Основные виды коррозионных процессов, наблюдаемых в исследуемых чугунах, представлены на рис. 2. Низкая скорость общей коррозии (рис. 2 а) наблюдалась в чугунах, содержащих более 13 % Cr в металлической основе. Коррозия зон возле карбидов (рис. 2 б),

связанная с обеднением этих участков хромом наблюдали в чугунах 110X18Г2Н и 150X18Г2Н. Местная язвенная коррозия (рис. 2 в) и общая коррозия с большой скоростью в сочетании с язвенной коррозией (рис. 2 г) возникали в чугунах, содержащих в основе менее 12 % хрома.

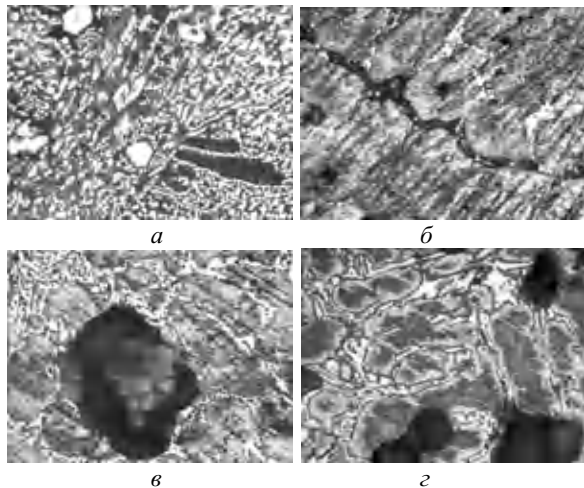


Рис. 2. Основные виды коррозии в исследуемых чугунах: а – общая коррозия; б – коррозия зон возле карбидов; в – коррозия язвами; г – общая коррозия в сочетании с язвами, $\times 400$

В чугунах 110X18Г2Н, 210X22ГНЗ и 300X28Н2 наблюдали общую коррозию со скоростью менее $0,62 \text{ гм}^2/\text{ч}$ (табл.2), при этом содержание хрома в металлической основе превышало 13 %.

Повышение содержания карбидообразующего элемента – углерода, снижало концентрацию хрома в основе и увеличивало скорость коррозии. В чугуне 110X18Г2Н (сплав 1) скорость коррозии составляла $0,55 \text{ гм}^2/\text{ч}$, а у 300X18Г2Н (сплав 2) в два раза выше (табл. 2). Увеличение содержания никеля в чугуне снижало скорость коррозионных процессов (сплавы 5 и 6).

В процессе охлаждения сплава 210X22Г5 возле карбидов образовались зоны, в которых содержание хрома было менее 12 %. Это связано с образованием неравновесных карбидов $(\text{Cr,Fe,Mn})_7\text{C}_3$, в которых при остывании отливки протекал процесс замещения атомов марганца и железа атомами хрома. В процессе термической обработки произошло образование карбидов, равновесных с металлической основой и ее гомогенизация. Отношение концентраций хрома в основе HP_{Cr} понизилось с 1,37 в литом состоянии до 1,17 после отжига и до 1,11 после нормализации. Концентрация хрома в основе повысилась до 13 % и более (см. табл. 2).

В металлической основе чугуна 210X22ГНЗ, в литом состоянии, содержалось 13,43 % хрома. В процессе отжига при 690°C содержание хрома в карбидах повысилось, а в металлической основе снизилось до 8,9 %, а при отжиге при 720°C до 6,5 %. После нормализации этого чугуна содержание хрома в основе составляло 6,8 % (см. табл. 2).

Отжиг при 690°C незначительно уменьшал неоднородность распределения хрома в металлической основе, а в чугунах 210X22ГНЗ и 300X28Н2 отношение хрома в основе max/min повысилось с 1,23 до 1,29 и с 1,12 до 1,15 соответственно (см. табл. 2).

После отжига при 720°C максимальная неоднородность металлической основы по хромовому составу составила 1,69 и 1,71 у чугунов 210X22ГНЗ и 250X12Г2Н соответственно.

Нормализации от 1050°C с выдержкой 4,5 часа способствовала гомогенизации химического состава основы (табл. 2), при этом наблюдали процесс обогащения карбидов хромом, что снижало его концентрацию в основе. Минимальное значение HP_{Cr} хрома в основе составило 1,07 у чугуна 150X18Г2Н, а максимальное 1,51 у чугуна 210X22ГНЗ.

Повышение растворимости углерода в металлической основе в процессе нагрева и выдержки вызывало частичное растворение карбидов. Особенно большие изменения в структуре чугуна наблюдали после выдержки при 1050°C .

В чугуне 250X12Г2Н после отжига при 720°C наблюдали продукты распада аустенита (рис. 3). Образование зернистых структур понизило твердость чугуна с 53 до 37 HRC (табл. 3). Аналогичные процессы протекали в чугуне 330X22Г2.

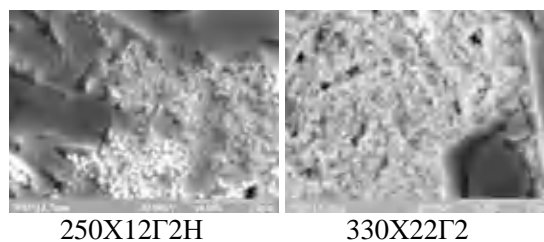


Рис. 3. Структура чугунов после отжига при 720°C

Таблица 3 – Влияние термической обработки на твердость чугунов

Состав	Твердость, HRC				
	без ТО	отжиг		нормализация	
		690°C	720°C	1050°C $\tau - 1,5 \text{ ч}$	1050°C $\tau - 4,5 \text{ ч}$
1	34,1	43	51,3	36,7	44,5
2	35,7	45	48,5	45,2	54,7
3	50,8	46	46,5	53,2	58,0
4	53,3	47,0	37	40,3	53,7
5	38,9	44,0	55,7	37,2	38,0
6	49,1	48	44,2	51,3	58,5
7	43,5	47	50	45,0	43,2
8	47,0	56,0	55,7	43,8	43,3
9	51,5	44	38,7	61,7	62,5
10	57,5	50	48,5	58,8	60,7

Легирование Mn и Ni снижало температуру $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращения чугунов. В чугунах 110X18Г2Н и 250X12Г4НЗ в процессе отжига при 720°C образовались закалочные структуры, что повысило их твердость до 51...56 HRC (см. табл.3). В чугуне 330X20Г5НЗ полу-

чение закалочных структур наблюдалось после отжига при 690 и 720 °С.

В процессе нормализации избыточный углерод фиксировался в аустените и феррите, а в некоторых случаях выделялся в виде мелкодисперсных карбидов (рис.4), что повысило твердость чугунов 300X18Г2Н, 210X22ГНЗ, 300X22Г2 и 300X28Н2 до 58 HRC и более (см. табл. 3).

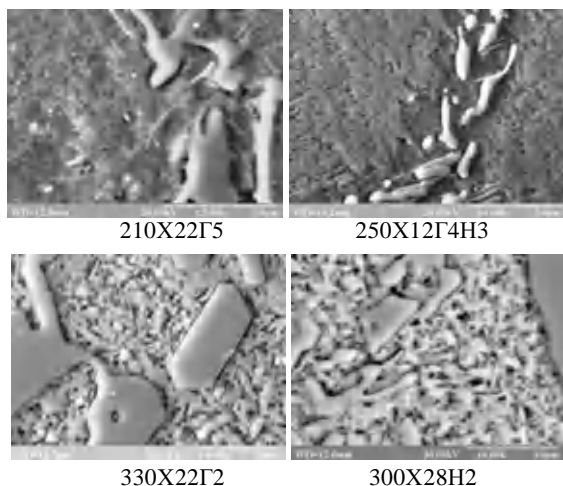


Рис. 4. Структура чугунов после нормализации от 1050 °С

В процессе термической обработки на поверхности образцов образовывалась окалина, содержащая до 37 % хрома (рис. 5). Затрудненная диффузия хрома к поверхности в процессе отжига при 720 °С вызвала образование слоя, содержащего до 2 % хрома.

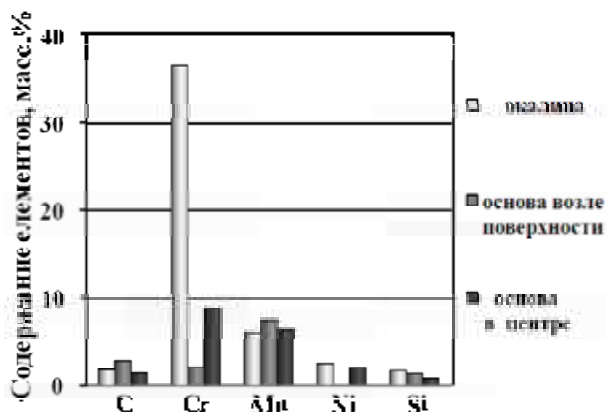


Рис. 5. Химический состав окалины, металлической основы поверхностного и центрального слоев в чугуне 330X20Г5НЗ после отжига при 720 °С

Повышение температуры термической обработки до 1050 °С, а так же отсутствие защитной атмосферы способствовало возникновению слоя обезуглероживания на глубину 20...30 мкм (рис. 6).

Отсутствие карбидов в обезуглероженном слое способствует улучшению обрабатываемости чугуна, а также повышению коррозионной стойкости из-за отсутствия зон с низким содержанием хрома.

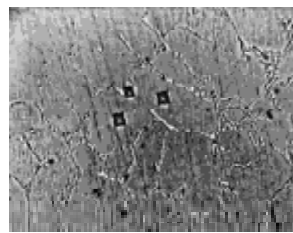


Рис. 6. Слой обезуглероживания в чугуне 210X22Г5 × 300

Выводы

1. Отжиг при 720 °С с выдержкой 9ч. гомогенизировал металлическую основу чугуна 210X22Г5, повысил минимальное содержание хрома в основе, увеличил его коррозионную стойкость и твердость.

2. Снижение твердости чугунов 250X12Г2Н, 330X22Г2 произошло после отжига при 720 °С с выдержкой 9 ч, а 110X18Г2Н, 250X12Г4НЗ после нормализации от 1050 °С с выдержкой 1,5 ч.

3. Повышение твердости чугунов 110X18Г2Н, 150X18Г2Н, 250X12Г4НЗ, 210X22Г5, 330X20Г5НЗ наблюдали после отжига при 720 °С с выдержкой 9 ч, а 150X18Г2Н, 300X18Г2Н, 210X22ГНЗ, 330X22Г2 после нормализации от 1050 °С с выдержкой 4,5 ч.

4. Для улучшения обрабатываемости чугунов с незначительной механической обработкой (шлифование) целесообразно применять обезуглероживание поверхности.

Список литературы

1. Belikov S. Manganese influence on chromium distribution in high-chromium cast iron / S. Belikov, I. Volchok, V. Netecko // Archives of Metallurgy and Materials. – 2013. – Vol. 58. – Iss. 3. – P. 895–897.
2. Нетецко В. В. Особенности легирования хромом износостойких чугунов / В. В. Нетецко, И. П. Волчок // Литье и металлургия. – 2013. – № 3. – С. 75–78.
3. Нетецко В. В. Особенности процессов образования карбидов и распределения Cr, Mn и Ni в белых чугунах / В. В. Нетецко // Литье и металлургия. – 2015. – № 3. – С. 40–46.
4. ГОСТ 7769-82 Чугун легированный для отливок со специальными свойствами. Марки. – Введ. 1983-01-01. – М. : Изд-во стандартов. – 1982. – 15с.
5. Гиршович Н.Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках / Н. Г. Гиршович. – М.-Л. : Машиностроение. – 1966. – 564 с.
6. Гудремон Э. Специальные стали / Э. Гудремон. – М. : Металлургия. – 1966. – Т. 1. – 736 с.
7. Влияние термической обработки на свойства высокохромистого чугуна / [М. Н. Беркун, И. П. Волчок, И. В. Живица, В. И. Топал] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1971. – № 1. – С. 64–66.
8. Куцова В. З. Влияние температуры нагрева на формирование структуры, фазовый состав и свойства высокохромистых чугунов в исходном и термообработанном состоянии / В. З. Куцова, М. А. Ковзель, А. В. Кравченко // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2008. – № 1. – С. 35–50.
9. Чабак Ю. Г. Влияние режима отжига на микроструктуру и твердость высокохромистых чугунов с повышен-

- ным содержанием аустенитообразующих элементов / Ю. Г. Чабак // Строительство, материаловедение, машиностроение : Сб. научных трудов. – Днепропетровск : ПГАСиА. – 2013. – Вып. 65. – С. 188–192.
10. Чейлях А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии / А. П. Чейлях. – Харьков : ННЦ ХФТИ. – 2003. – 212 с.
 11. Обезуглероживание высокохромистого чугуна при нагреве под закалку / [В. Г. Ефременко, Ю. Г. Чабак, В. Г. Гаврилова, Б. В. Ефременко] // Сб. научн. тр. «Вестник ПГТУ». – ПГТУ : Мариуполь. – 2013. – Вып. 26. – С. 99–108.
 12. Малахов А. И. Основы металловедения и теории коррозии / А. И. Малахов, А. П. Жуков. – М. : Высшая школа. – 1978. – 192 с.

Одержано 12.05.2016

Нетребко В.В., Волчок И.П. Особливості термічної обробки високохромистих чавунів легованих Mn та Ni

Визначені особливості впливу термічної обробки на високохромисті чавуни різних типів. Вироби з чавунів, які експлуатують в умовах впливу корозійного середовища, не рекомендується піддавати термічній обробці при високій температурі. Запропоновані режими термічної обробки для підвищення або зменшення твердості чавунів. Для поліпшення оброблюваності чавунів пропонується застосовувати знеуглецювання поверхні.

Ключові слова: чавун, легування, термообробка, твердість, корозія.

Netrebko V., Volchok I. Peculiarities of heat treatment of high-chromium cast irons alloyed by Mn and Ni

Peculiarities of the influence of heat treatment on different types of high-chromium cast irons were defined. It is not recommended to expose the products made of cast irons, operating in the corrosive medium to high-temperature heat treatment. Heat treatment modes for increasing or decreasing the cast irons' hardness were suggested. It is recommended to apply decarbonization of the surface to improve the cast irons' machinability.

Key words: cast iron, alloying, heat treatment, hardness, corrosion.

III КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

УДК 669.245.018.044:620.193.53

Канд. техн. наук С. В. Гайдук

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ПРОЕКТИРОВАНИЕ ЛИТЕЙНОГО ЖАРОПРОЧНОГО КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ТУРБИНЫХ ЛОПАТОК МЕТОДОМ НАПРАВЛЕННОЙ (МОНО) КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

По алгоритму разработанной комплексной расчетно-аналитической методике (КРАМ) спроектирован новый литейный жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав ЗМИ-ЗУ-М1 для изготовления турбинных лопаток методом направленной (моно) кристаллизации. Разработанный сплав обладает коррозионной стойкостью на уровне промышленного коррозионностойкого сплава ЗМИ-ЗУ, при этом имеет повышенные характеристики жаропрочности $\sigma_{40}^{975} = 260$ МПа на уровне авиационного литейного жаропрочного некоррозионностойкого никелевого сплава ЖС26-ВИ с направленной (моно) структурой.

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

Введение

В настоящее время без применения новых жаропрочных материалов и технологий производства из них деталей газотурбинных двигателей (ГТД) невозможно обеспечение повышенного уровня требований к перспективному ГТД. Поэтому, одним из важных направлений повышения эксплуатационных характеристик ответственных деталей ГТД является получение турбинных лопаток методом направленной (моно) кристаллизации из новых литейных коррозионностойких никелевых сплавов, обладающих повышенной жаропрочностью [1–6].

К наиболее известным литейным жаропрочным никелевым сплавам (ЖНС), широко применяемым для изготовления лопаток методом направленной (моно) кристаллизации, относятся промышленные сплавы ЖС6У, ЖС26 и др. Так, например, сплав ЖС26, легированный алюминием в количестве 5,5–6,2 % (по массе), в котором объемная доля γ' - фазы достигает 58–62 %, обладает более высокой жаропрочностью и лучшим сопротивлением высокотемпературной ползучести материала при 1000 °С, по сравнению с коррозионностойким промышленным сплавом ЗМИ-ЗУ, легированным алюминием в количестве 2,8–4,0 % (по массе), в котором объемная доля γ' - фазы в среднем меньше на 15 %, что составляет 44–52 %. Однако, промышленный сплав ЖС26 не обладает стойкостью к газовой коррозии, что делает его применение для стационарных газотурбинных установок (ГТУ) малоперспективным. В тоже время, промышленный сплав ЗМИ-ЗУ обладает необходимым уровнем высокотемпературной коррозионной (ВТК) стойкости, однако не обладает требуемым уровнем

жаропрочности, что также ограничивает его возможности для применения в перспективных ГТУ [6–11].

В связи с вышеизложенным, проектирование и внедрение в промышленность новых литейных коррозионностойких ЖНС с повышенным уровнем жаропрочности для изготовления лопаток методом направленной (моно) кристаллизации к перспективному 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 с повышенными прочностными характеристиками на уровне литейного жаропрочного некоррозионностойкого сплава ЖС26 для изготовления литых лопаток первой ступени с направленной (моно) структурой турбин типа Д-336 разных модификаций.

Поиск перспективных композиций разрабатываемого сплава проводился по алгоритму компьютерного моделирования методом КРАМ на основе системы легирования промышленного литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава ЗМИ-ЗУ, взятого за прототип, химический состав которого приведен в таблице 1, вместе с составом промышленного жаропрочного сплава ЖС26-ВИ, взятого за аналог.

Таблиця 1 – Химический состав промышленных литейных никелевых сплавов ЗМИ-3У и ЖС26-ВИ среднего уровня легирования [6]

Марка сплава	Среднее содержание элементов, % (по массе)											
	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Nb	V	Y	B	Ni
ЗМИ-3У	0,11	13,3	5,0	0,8	7,3	3,4	4,8	-	-	0,03	0,015	Осн.
ЖС26-ВИ	0,15	5,0	9,0	1,1	11,7	5,9	1,0	1,6	1,0	-	0,015	Осн.

В выбранную базовую систему легирования сплава ЗМИ-3У (Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Y-B-C) вводился новый элемент – тантал (Ta), что было обусловлено следующими обстоятельствами:

- во-первых, тантал способствует увеличению объемной доли основной упрочняющей γ' - фазы и повышению ее термодинамической стабильности;
- во-вторых, тантал способствует повышению температуры эвтектических превращений и полного растворения основной упрочняющей γ' - фазы, а следовательно, увеличению остаточного количества γ' - фазы при рабочих температурах, что положительно влияет на характеристики жаропрочности, особенно длительную прочность;
- в-третьих, тантал способствует сужению интервала кристаллизации, что положительно влияет на технологичность сплава при получении бездефектной направленной (моно) структуры в образцах и лопатках;
- в-четвертых, тантал положительно влияет на температурную стабильность и морфологию карбидной фазы типа MeC, при этом заметно подавляется механизм образования неблагоприятных и менее термодинамически устойчивых карбидов типа $Me_{23}C_6$, что способствует повышению структурной и фазовой стабильности материала.

Опираясь на вышеизложенное, были сформулированы исходные условия для проектирования сплава в новой системе многокомпонентного легирования Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Ta- B-Y-La-C. В таблице 2 приве-

дены контролируемые параметры, закладываемые в расчет для многокритериальной оптимизации состава проектируемого сплава.

Анализ результатов

В данной работе представлены результаты компьютерного проектирования и экспериментальных исследований нового литейного коррозионностойкого никелевого сплава, обладающего повышенными прочностными характеристиками, а также технологичностью на уровне промышленного сплава ЖС26-ВИ при изготовлении рабочих лопаток первой ступени методом направленной (моно) кристаллизации для установок типа Д-336 разных модификаций в условиях промышленного производства ГП «Ивченко-Прогресс».

Следует отметить, что в отличие от более жаропрочного промышленного сплава ЖС26, содержащего (Cr = 5 %; Ti = 1,0 %) и не обладающего коррозионной стойкостью, промышленный коррозионностойкий сплав ЗМИ-3У содержит в составе большее количество (Cr = 13,3 %; Ti = 4,8 %). При этом, сплав ЗМИ-3У не обладает требуемым уровнем жаропрочности, так как количество основной упрочняющей γ' - фазы не соответствует условиям ($V_{\gamma'}^{20} \geq 60$ %). Поэтому, для многокритериальной оптимизации состава разрабатываемого сплава были сформулированы следующие требования и выбраны основные контролируемые параметры, закладываемые в комплексный расчет:

Таблиця 2 – Основные параметры для многокритериальной оптимизации состава проектируемого сплава

Контролируемые параметры	Единица измерения	Уровень параметра
Параметр стабильности, $P_{ГПУ} = Cr / [Cr+Mo+W]$	-	$0,825 \pm 0,025$
Суммарное к-во электронных вакансий в γ' - тв. p-ре, $\bar{N} v_{\gamma'}$	-	$\leq 2,45$
Суммарное к-во валентных электронов в γ' - тв. p-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, ΔE	-	$\pm 0,04$
Суммарное содержание $\sum_{\gamma'} = (Mo+W+Ta+Re+Ru)$	%, масс.	$\geq 11,0$
Суммарное содержание $\sum_{\gamma'} = (Al+Ti+Nb+Ta+Hf)$	%, масс.	$\geq 11,0$
Температура солидус, t_s	°C	≥ 1290 °C
Температурный интервал кристаллизации, $\Delta t_{кр}$	°C	≤ 80
Температурный интервал для гомогенизации, $\Delta t_{ГОМ}$	°C	≥ 20 °C
Количество упрочняющей γ' - фазы (20 °C), $V_{\gamma'}^{20}$	%, масс.	≥ 60
Размерное несоответствие решеток γ - и γ' - (мисфит), δ	%	0,15–0,45
Предел кратковременной прочности (20 °C), σ_B^{20}	МПа	≥ 950
Относительное удлинение (20 °C), δ^{20}	%	$\geq 5,0$
Длительная прочность $\tau_{РАЗР.} \sigma_{260}^{975}$	час.	≥ 40
Параметр коррозии, $P_{КС} = \sqrt{Cr \times [Ti / Al]}$	-	$\geq 3,0$
Уровень выхода годного литья лопаток по макроструктуре	%	На уровне сплава ЖС26-ВИ

- выполнение условий структурной стабильности по параметрам: $\Pi_{\text{ТНУ}} = \text{Cr} / [\text{Cr} + \text{Mo} + \text{W}] = 0,825 \pm 0,025$;
- $\bar{N}v_{\gamma} \leq 2,45$, $\bar{M}d_{\gamma} \leq 0,93$, $\Delta E = \pm 0,04$, $\bar{M}d_{\text{C}} = 0,980 \pm 0,008$;
- обеспечение прочностных характеристик, близких к уровню промышленного литейного жаропрочного сплава ЖС26-ВИ, взятого за аналог: количество основной упрочняющей γ' - фазы $V_{\gamma'}^{20} \geq 60\%$ (по массе); кратковременная прочность $\sigma_{\text{B}}^{20} \geq 950$ МПа; $\delta^{20} \geq 5,0\%$ и длительная прочность $\sigma_{260}^{975} \geq 40$ часов в соответствии с ТУ 14-134-446;
- обеспечение коррозионной стойкости близкой к уровню промышленного литейного коррозионностойкого сплава ЗМИ-3У, взятого за прототип: параметр коррозии $\Pi_{\text{КС}} = \text{Cr} \times [\text{Ti} / \text{Al}] \geq 3,0$.

Указанные в таблице 2 значения характеристик для разрабатываемого сплава, достигались путем многокритериальной оптимизации состава, легированного танталом на основе промышленного сплава ЗМИ-3У, 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 разрабатываемого сплава необходимо сбалансировать общий химический состав сплава: по γ' - образующим элементам $\sum \gamma' = (\text{Al} + \text{Ti} + \text{Nb} + \text{Ta} + \text{Hf}) \geq 11\%$ по массе; по элементам упрочняющим γ - твердый раствор $\sum \gamma = (\text{Mo} + \text{W} + \text{Ta} + \text{Re} + \text{Ru}) \geq 11\%$ по массе;
- для обеспечения требуемого уровня прочностных характеристик необходимо повышение величины мисфит-фактора δ , за счет увеличения размерного несоответствия периодов кристаллических решеток γ' - фазы

и γ' - твердого раствора, что достигается введением в новую систему легирования разрабатываемого сплава оптимального количества Та, который положительно влияет на величину мисфит-фактора (δ);

- введение в систему легирования проектируемого сплава оптимального количества нового элемента Та (4 %) при снижении в базовом составе сплава ЗМИ-3У среднего содержания Cr – с 13,5% до 11,5 % и C – с 0,12 % до 0,06 %, а также снижении верхней границы легирования по Ti с 5,5 % до 4,8 % при одновременном повышении нижней границы легирования по Al с 2,8 % до 3,4 % по массе, обеспечит повышение температурного уровня прочностных характеристик и повысит работоспособность материала.

В качестве переменных факторов для исследуемых расчетных составов были выбраны следующие варьируемые легирующие элементы (ЛЭ) – новый вводимый элемент тантал (Та), а также элементы, входящие в состав базового сплава ЗМИ-3У – хром (Cr) и углерод (C). Диапазон варьирования концентраций исследуемых компонентов в выбранной новой системе легирования Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Ta-Y-B-C задавался в следующих пределах (% по массе): Та (0,0–5,0%); Cr (11,0–13,5%); C (0,04–0,16)%.

Изначально в компьютерном эксперименте проводилась оценка структурной стабильности расчетных составов в заданном диапазоне варьирования указанными элементами по параметрам $\bar{N}v_{\gamma}$, $\bar{M}d_{\gamma}$, $\bar{M}d_{\text{C}}$ и ΔE , как традиционными методами по известным регрессионным уравнениям (РУ) [1–4, 6, 7, 13–18], так и по математическим регрессионным моделям (РМ) в соответствии с алгоритмом (рис. 1) разработанной методики КРАМ [12, 19–22].

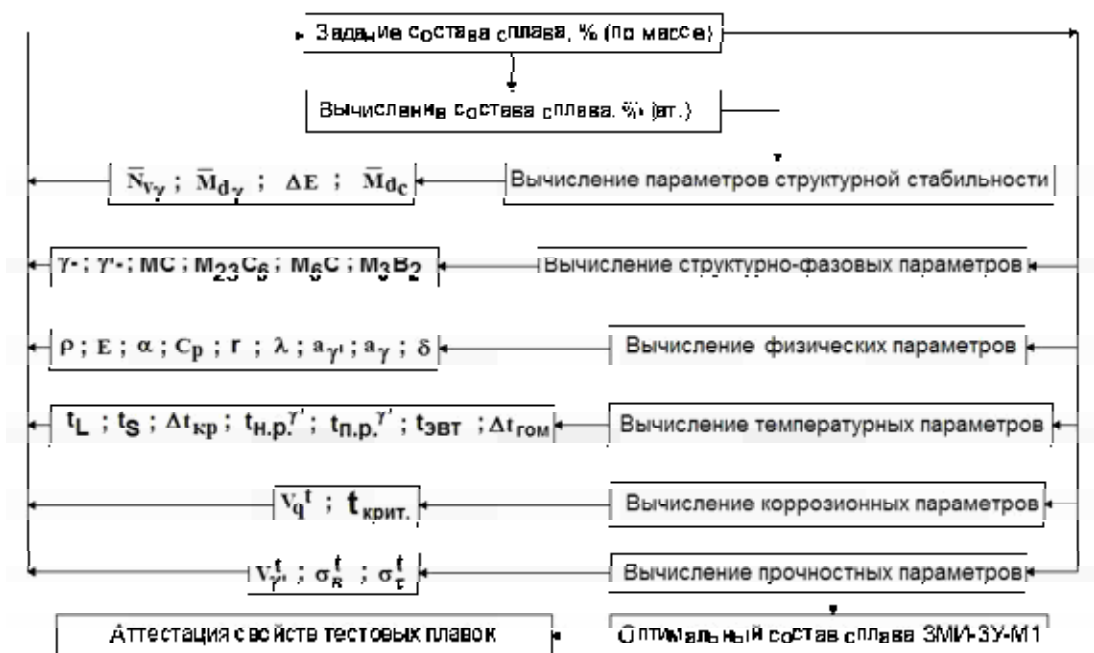


Рис. 1. Алгоритм компьютерного расчета проектируемого сплава ЗМИ-3У-M1 по разработанной методике КРАМ [12]

Известно [1, 2, 14, 15], что величина и знак параметра дисбаланса легирования ΔE определяет направление реакций в γ - 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 , α - фаз на основе W и Mo, а также топологически плотноупакованных фаз типа σ -, μ -. Сплавы с большим положительным дисбалансом легирования ($\Delta E > +0,04$) склонны к образованию гомеотипных соединений типа η - фазы на основе Ni_3Ti , Ni_3Nb , Ni_3Ta , а также эвтектических (перитектических) фаз на основе Ni_3Al . 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 ЗМИ-3У и ЖС26 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 $\bar{N}_{V\gamma}$, $\bar{M}d_{\gamma}$, ΔE , $\bar{M}d_C$ проводились путем перевода химических составов γ - твердых растворов и общих составов в ат. %.

Из таблицы 3 видно, что опытные составы 1–4, а также промышленные сплавы ЖС26 и ЗМИ-3У сбалансированы с точки зрения условий дисбаланса легирования $\Delta E = \pm 0,04$. Величина дисбаланса системы легирования ΔE в опытных составах 1–4 находится в пределах от +0,0054 до -0,0400, что удовлетворяет условиям сбалансированного легирования. При этом, величина дисбаланса системы легирования в опытном составе 5 ($\Delta E = -0,0856$) не удовлетворяет условиям сбалансированного легирования состава.

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 направленной (моно) кристаллизации 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 γ' - фазы, которая должна быть $V_{\gamma}^{20} \geq 60$ % по массе, а также мисфит-фактор, величина которого должна находиться в пределах $\delta = 0,15\%–0,45\%$.

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 4 (см. табл. 3), с присвоенным обозначением марки ЗМИ-3У-М1.

Экспериментальные исследования осуществлялись на опытных образцах тестовых плавок по заданным параметрам в соответствии с таблицей 2. Химический состав оптимального уровня легирования спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 приведен в таблице 4.

Для сравнительной оценки склонности к структурной и фазовой нестабильности оптимизированного состава спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 использовались как традиционные расчетные методы РНАСОМ (Nv) [7, 11], New РНАСОМ (Md) [13], ДЕ-метод [1, 2 14, 15] с их известными регрессионными уравнениями (РУ), так и полученные математические регрессионные модели (РМ) [12, 19–22].

Таблица 3 – Влияние варьирования легирующими элементами в базовом составе промышленного сплава ЗМИ-3У на параметры структурной стабильности

№ состава	Варьирование элементами, % по массе			К-во, % масс.	Мисфит, %	Параметры структурной стабильности				
	C	Ta	Cr			V_{γ}^{20}	δ	$P_{ТПУ}$	Nv_{γ}	Md_{γ}
ЗМИ-3У	0,12	-	13,5	50,9	0,207	0,8419	2,2801	0,9164	0,9870	+0,0356
1	0,12	1,0	13,0	53,9	0,230	0,8434	2,2846	0,9168	0,9813	+0,0054
2	0,10	2,0	12,5	57,0	0,275	0,8381	2,2941	0,9178	0,9772	-0,0167
3	0,08	3,0	12,0	59,9	0,318	0,8325	2,3036	0,9187	0,9729	-0,0393
4	0,06	4,0	11,5	62,6	0,359	0,8265	2,3016	0,9185	0,9728	-0,0400
5	0,04	5,0	11,0	65,0	0,399	0,8200	2,3241	0,9207	0,9642	-0,0856
ЖС26-ВИ	0,16	-	5,0	61,9	0,207	0,5614	1,9604	0,8852	0,9835	+0,0168

Таблица 4 – Оптимизированный состав спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1

Сплав ЗМИ-3У-М1	Содержание основных легирующих элементов %, по массе											
	C	Cr	Co	Al	Ti	W	Mo	Ta	Y	La	B	Ni
	0,06	11,5	5,0	3,5	4,5	7,0	0,8	4,0	0,03	0,01	0,010	Осн.

На основе критериев (параметров) работоспособности литейных ЖНС, обоснованных в работах [12, 19–22] были проведены расчеты методом CALPHAD [23] по структурно-фазовым и физическим параметрам [24]. 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 проектируемого сплава ЗМИ-3У-М1 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 [25, 26]. В качестве эталона использовался термически инерт-

ный 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 ЗМИ-3У-М1, в сравнении с аналогичными образцами промышленных сплавов ЗМИ-3У и ЖС26-ВИ. Опытные образцы из спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 получали вакуумно-индукционной плавкой на установке марки УВНК-8П для направленной (моно) кристаллизации по серийной технологии.

Расчетные исследования ВТК – стойкости проводились для состава спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 (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].

Таблица 5 – Параметры структурной стабильности сплава ЗМИ-3У-М1 [20]

Сплав ЗМИ-3У-М1	Параметры структурной стабильности				
	$P_{\text{ТНУ}} = 0,825 \pm 0,025$	$Nv_{\gamma} \leq 2,45$	$Md_{\gamma} \leq 0,93$	$\Delta E = \pm 0,04$	$Md_c = 0,980 \pm 0,008$
Расчет по РУ	-	2,2159	0,9020	-0,0400	0,9720
Расчет по РМ	0,8265	2,3016	0,9185	-0,0400	0,9728

Таблица 6 – Значения структурно-фазовых параметров сплава ЗМИ-3У-М1 [24]

Тип фазы	Количество фазы, % по массе		CALPHAD-метод [24]								
			Расчетный химический состав фаз при 20 ⁰ С, % по массе								
	Эксперимент	Расчет	С	Со	Cr	Al	Ti	Mo	W	Ta	Ni
γ -	38,2-35,55	36,05	-	10,34	25,73	0,28	0,06	0,61	7,59	0,15	55,24
γ' -	60,5-63,0	62,6	-	2,19	1,52	5,43	6,90	0,04	4,38	6,09	73,45
МС	0,35-0,45	0,40	10,40	-	0,28	-	27,29	0,12	9,15	52,76	-
$M_{23}C_6$	0,95-1,00	0,95	5,11	0,84	73,19	-	-	14,59	4,31	-	1,96

Таблица 7 – Значения физических параметров сплава ЗМИ-3У-М1 [24]

Сплав ЗМИ-3У-М1	Физические параметры при 20 °С								
	ρ	E	$\alpha \cdot 10^6$	C_p	$r \cdot 10^6$	λ	$a_{\gamma'}$	a_{γ}	δ
Ед. измер.	г/см ³	ГПа	1/К	Дж/г·К	Ом·м	Вт/м·К	А°	А°	%
CALPHAD	8,46	213,66	11,29	0,42	0,70	10,39	3,591	3,578	0,359

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

Таблица 8 – Температурные параметры сплава ЗМИ-3У-М1 [12, 20, 26]

Сплав ЗМИ-3У-М1	Температурные параметры, °С									
	\sum_{γ}	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	11,8	1374	1296	12,1	1293	850	1258	78	38	-
Эксперимент	-	1365	1305	-	1290	-	1248	60	42	1250

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

Экспериментальные исследования ВТК – стойкости образцов тестовой плавки сплава ЗМИ-3У-М1 с направленной (моно) [001] структурой проводились в синтетической золе при температурах испытаний 800, 850, 900 и 950 °С, в сравнении со сплавами ЗМИ-3У и ЖС26-ВИ 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/см², имитирующей продукты сгорания газотурбинного топлива следующего состава: Na₂SO₄ – 66,2 %; Fe₂O₃ – 20,4 %; NiO – 8,3 %; CaO – 3,3 %; V₂O₅ – 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/м²·с.

В таблице 9 представлены расчетные и экспериментальные значения коррозионных параметров спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1.

Механические испытания проводились на стандартных цилиндрических образцах из разработанного сплава

ЗМИ-3У-М1 с направленной (моно) структурой на кратковременную и длительную прочность стандартными методами. Испытания на кратковременную прочность проводились на образцах с направленной (моно) [001] структурой 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 11, 12 представлены расчетные и экспериментальные значения пределов кратковременной и длительной прочности образцов тестовых плавок спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 при разных температурах.

Путем многокритериальной оптимизации состава на основе расчетных и экспериментальных исследований, разработанный сплав ЗМИ-3У-М1 при заданных условиях проектирования обеспечивает необходимый уровень требуемых параметров и характеристик. Сбалансированный состав содержит с указанными пределами легирования оптимальное содержание: Ta = (4,0 ± 0,3)% ; более низкое содержание Cr = (11,5 ± 0,3)% и C = (0,06 ± 0,02)% по массе, чем у сплава ЗМИ-3У, взятого за прототип; более низкое содержание W = (7,0 ± 0,3)% , чем у сплава ЖС26-ВИ, взятого за аналог.

В таблице 13 представлены сравнительные результаты расчетных и экспериментальных значений характеристик спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 по группам параметров: структурная стабильность, структурно-фазовые, физические, температурные, коррозионные и прочностные характеристики, в сравнении со значениями аналогичных характеристик для промышленных сплавов ЗМИ-3У [27] и ЖС26-ВИ [3–6].

Таблица 9 – Средняя скорость коррозии сплава ЗМИ-3У-М1 при разных температурах [12, 21]

Сплав ЗМИ-3У-М1	Средняя скорость коррозии V_q^t , г / м ² ·с					$t_{\text{КРИТ.}}$, °С
	$P_{\text{КС}} \geq 3,0$	$V_q^{800} \cdot 10^3$	$V_q^{850} \cdot 10^3$	$V_q^{900} \cdot 10^3$	$V_q^{950} \cdot 10^3$	
Расчет по РМ	4,24	0,0322	0,6653	2,5354	4,4107	829
Эксперимент	-	0,02	0,60	2,50	3,95	~830

Таблица 10 – Количество γ' - фазы в сплаве ЗМИ-3У-М1 при разных температурах [12, 22]

Сплав ЗМИ-3У-М1	Предел кратковременной прочности σ_B^t , МПа							
	σ_B^{20}	σ_B^{800}	σ_B^{900}	σ_B^{1000}	δ^{20}	δ^{800}	δ^{900}	δ^{1000}
Расчет по РМ	1112	1025	914	628	-	-	-	-
Эксперимент	1090-1220	930-1030	835-900	620-680	5,4-7,3	8,0-10,1	14,0-19,7	14,0-18,2

Таблица 11 – Предел кратковременной прочности сплава ЗМИ-3У-М1 [12, 22]

Сплав ЗМИ-3У-М1	Количество упрочняющей γ' - фазы, % по массе			
	$V_{\gamma'}^{20}$	$V_{\gamma'}^{800}$	$V_{\gamma'}^{900}$	$V_{\gamma'}^{1000}$
Расчет по РМ	62,60	63,00	58,70	51,60
Эксперимент	61,80	-	-	-

Таблица 12 – Предел длительной прочности сплава ЗМИ-3У-М1 [12, 22]

Сплав ЗМИ-3У-М1	100- и 1000- часовой предел длительной прочности σ_{σ}^t , МПа					
	σ_{100}^{800}	σ_{1000}^{800}	σ_{100}^{900}	σ_{1000}^{900}	σ_{100}^{1000}	σ_{1000}^{1000}
Расчет по РМ	648	490	405	195	200	90
Эксперимент	580-640	460-500	380-400	180-220	180-200	80-90

Таблица 13 – Сравнительные значения характеристик сплавов

Характеристики параметров по группам	Значения характеристик сплавов		
	Сплав-прототип ЗМИ-3У	Спроектированный сплав ЗМИ-3У-М1	Сплав-аналог ЖС26-ВИ
Структурная стабильность: $P_{\text{ТПУ}} = 0,825 \pm 0,025$ $N_{V\gamma} \leq 2,45$ $Md_{\gamma} \leq 0,93$ $Md_C = 0,980 \pm 0,008$ $\Delta E = \pm 0,04$	0,8419 2,2801 0,9164 0,9870 +0,0356	0,8265 2,3016 0,9185 0,9728 -0,0400	0,5614 1,9604 0,8852 0,9835 +0,0168
Структурно-фазовые: $\Sigma_{\gamma} \geq 11$ % (по массе) $\Sigma_{\beta} \geq 11$ % (по массе) $V_{\gamma}^{20} \geq 60$ % (по массе)	8,2 8,1 48,0–52,0	12,1 11,8 60,5–63,0	8,4 12,8 58,0–62,0
Физические: ρ , г/см ³ мисфит $0,15 \leq \delta \leq 0,45$ %	8,29 0,203	8,46 0,359	8,57 0,213
Температурные: t_L , °С $t_S \geq 1290$, °С $\Delta t_{\text{КР}} \leq 80$, °С $t_{\text{ЭВТ}}$, °С $t_{\text{Н.Р.}}^{\gamma}$, °С $t_{\text{П.Р.}}^{\gamma}$, °С $\Delta t_{\text{ГОМ}} \geq 20$, °С $t_{\text{ГОМ}}$, °С	1343 1245 98 1235 840 1167 68 1180° ± 10°	1365 1305 60 1290 850 1248 42 1250° ± 10°	1383 1310 73 1284 855 1260 24 1265° ± 10°
Коррозионные: $P_{\text{КС}} \geq 3,0$ $Vq^{800} \times 10^3$, г/м ² ·с $Vq^{850} \times 10^3$, г/м ² ·с $Vq^{900} \times 10^3$, г/м ² ·с $Vq^{950} \times 10^3$, г/м ² ·с $t_{\text{КРИТ.}}$, °С	5,15 0,014 0,30 1,22 2,29 ~850°	4,24 0,02 0,60 2,50 3,95 ~830°	0,39 1,19 19,7 56,1 71,5 ~590°
Кратковрем. прочность: $\sigma_B^{20} \geq 950$ МПа σ_B^{800} , МПа σ_B^{900} , МПа σ_B^{1000} , МПа	840–940 850–955 720–750 -	1090–1220 930–1030 835–900 620–680	860–930 910–1030 850–880 670–690
Длительная прочность: σ_{100}^{800} , МПа σ_{1000}^{800} , МПа σ_{100}^{900} , МПа σ_{1000}^{900} , МПа σ_{100}^{1000} , МПа σ_{1000}^{1000} , МПа $\sigma_{260}^{975} \geq 40$ часов	450–520 350–390 260–280 140–170 - - -	580–640 460–500 380–400 180–220 180–200 80–90 58–101	545–620 460–500 380–410 220–240 180–200 80–100 67–121
Характеристики параметров по группам	Значения характеристик сплавов		
	Сплав-прототип ЗМИ-3У	Спроектированный сплав ЗМИ-3У-М1	Сплав-аналог ЖС26-ВИ
Усталостная прочность при 20 °С; σ_{-1} , МПа ; $N = 2 \cdot 10^7$ циклов	215	240	220
Выход годных лопаток по макроструктуре, %	20–25	48–50	48–50

Отливка рабочих лопаток первой ступени турбины высокого давления (ТВД) установки Д-336 проводилась на вакуумно-индукционной установке для направленной кристаллизации марки УВНК-8П в соответствии с серийной технологией. На рисунке 2 представлен внешний вид рабочих лопаток с направленной (моно) структурой из разработанного сплава ЗМИ-3У-М1.

Исследования микроструктуры опытных образцов из спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 с направленной (моно) структурой проводились на нетравленных и травленных микрошлифах, плоскость которых была ориентирована вдоль и по нормали к поверхности образцов, на световом оптическом микроскопе «Olympus IX-70» с цифровой видеокамерой «ExwaveHAD color video camera Digital Sony» при увеличениях × 200, 1000.

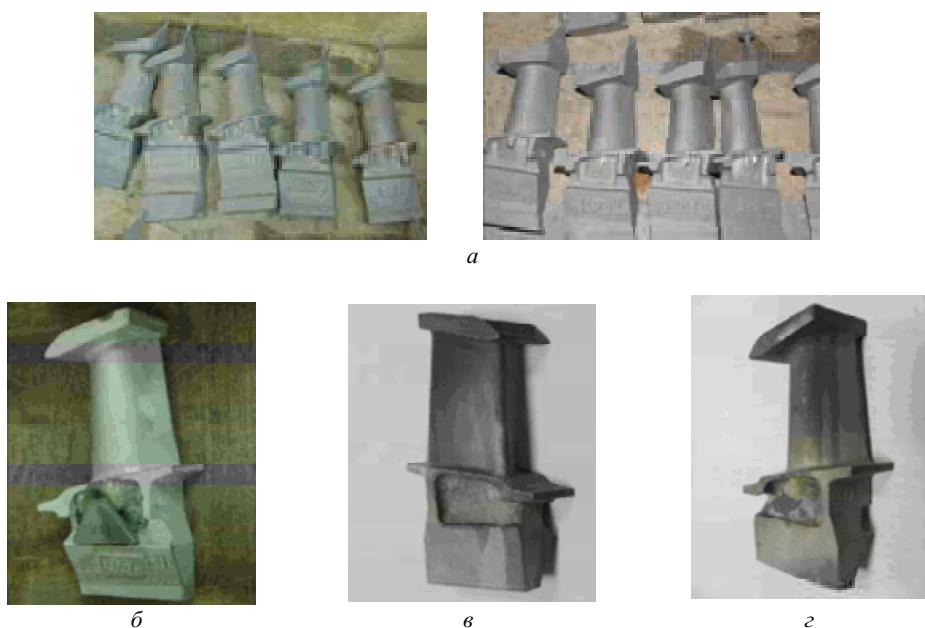


Рис. 2. Литые рабочие лопатки турбины высокого давления (ТВД) с направленной (моно) структурой турбины Д-336, изготовленных из спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 в промышленных условиях ГП «Ивченко-Прогресс»:
a – внешний вид отлитых лопаток со стартовыми кристаллами и конусами;
б, в – брак лопаток по макроструктуре; *г* – макроструктура годной лопатки

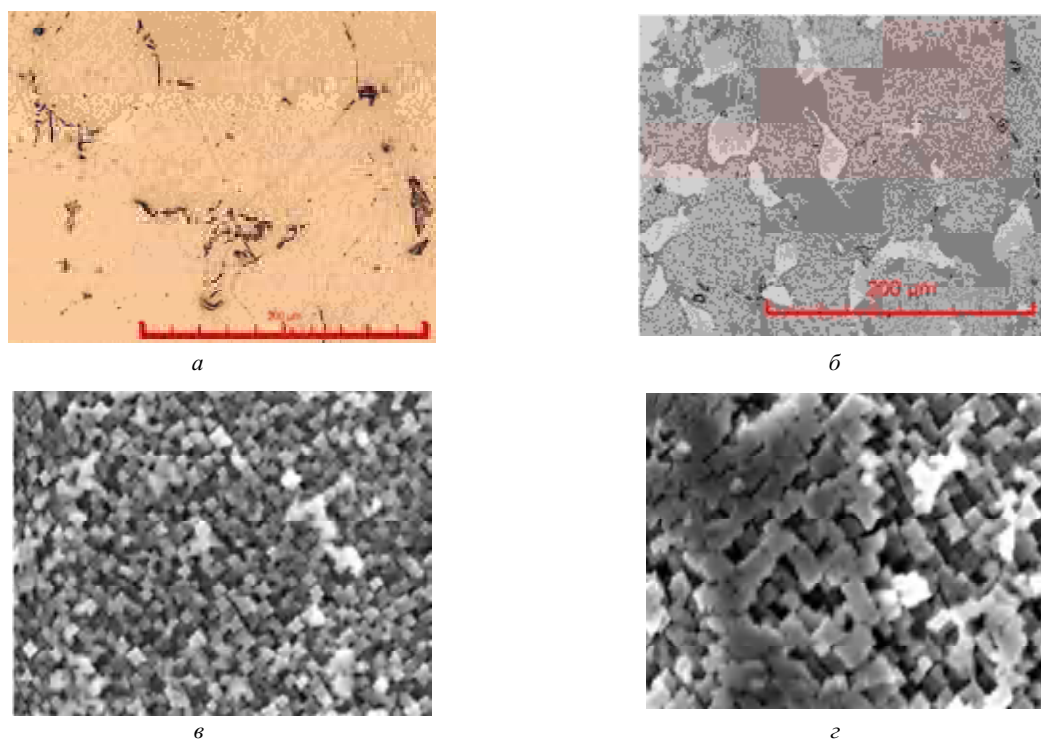


Рис. 3. Микроструктура спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 в литом состоянии при разных увеличениях: (*a, б*) – $\times 200$; (*в, г*) – $\times 10000$: *a* – без травления; *б* – травление в электролите; *в* – ось дендрита; *г* – межосевое пространство

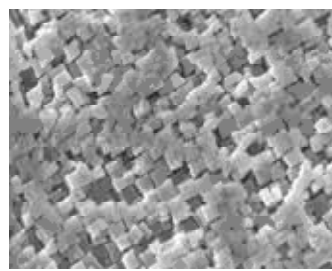
Металлографические исследования показали, после литья образцы и отливки лопаток из разработанного сплава ЗМИ-3У-М1 имели типичную для литейных ЖНС направленную структуру дендритного строения, в которой первично кристаллизующей фазой является γ - твердый раствор в виде дендритов (рис. 3 *a, б*). Вслед-

ствие микроликвации легирующих элементов в процессе направленной кристаллизации в микроструктуре образцов и отливок лопаток сплава ЗМИ-3У-М1 наблюдается химическая и структурная неоднородность, которая в большей степени устраняется последующей термической обработкой.

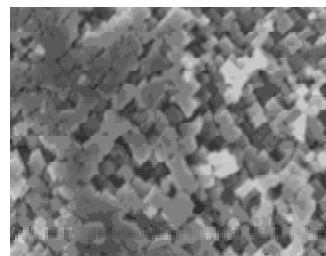
Тонкое исследование микроструктуры образцов спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 в литом состоянии и после ТО проводилось методом электронной микроскопии на растровом микроскопе JEOL JSM-6360LA при увеличении $\times 10000$. Исследования структуры показали, что размер и форма частиц основной упрочняющей γ' - фазы значительно различаются в осях (см. рис. 3 в) и межосных пространствах (см. рис. 3 з), в последних частицы γ' - фазы в 3–5 раз крупнее, чем в осях дендритов. Размерная и морфологическая неоднородность частиц γ' - фазы является прямым следствием дендритной ликвации в процессе кристаллизации образцов и лопаток.

После термообработки, проведенной по оптимальному режиму: гомогенизация при $1250 \text{ }^\circ\text{C} \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 4 часов с последующим охлаждением на воздухе, произошло достаточно полное растворение неравновесной эвтектики (перитектики) $\gamma+\gamma'$, размеры и морфология частиц γ' - фазы по дендритной ячейке практически выровнялись, однако в осях дендритов частицы γ' - фазы остаются несколько мельче (рис. 4 а), чем в междендритных областях (рис. 4 б).

После механической обработки 24 опытные лопатки, изготовленные из разработанного сплава ЗМИ-3У-М1, подверглись усталостным испытаниям, которые проводились на вибростенде МИКАТ с параметрами нагружения: $\sigma_{\text{НАЧ}} = 180 \text{ МПа}$ (18 кгс/мм^2); $\Delta\sigma = \pm 2 \text{ МПа}$; $N = 2 \cdot 10^7$ циклов, с целью определения предела выносливости. Результаты испытаний приведены в табл. 14.



а



б

Рис. 4. Морфология γ' - фазы в термообработанном (а, б) состоянии спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1, $\times 10000$: а – ось дендрита; б – межосное пространство

В результате комплексных исследований путем многокритериальной оптимизации состава по требуемым параметрам спроектирован сплав ЗМИ-3У-М1, который в условиях промышленного производства ГП «Ивченко-Прогресс» аттестован по прочностным характеристикам на двух плавках общим весом 1000 кг. Из раз-

Таблица 14 – Результаты усталостных испытаний опытных лопаток из спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1

№ лопатки	σ_1 , МПа (кгс/мм ²)	f, Гц	N, циклов	КГО	Результаты цветной дефектоскопии ЛЮМ1-ОВ
1	240 (24)	2991	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
2	240 (24)	3014	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
3	240 (24)	2970	$2 \cdot 10^7$	Моно 3 ⁰	По перу трещин нет
4	240 (24)	2987	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
5	240 (24)	3110	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
6	240 (24)	2999	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
7	240 (24)	3037	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
8	240 (24)	2954	$2 \cdot 10^7$	Моно 2 ⁰	По перу трещин нет
9	220 (22)	2976	$2 \cdot 10^7$	Моно 3 ⁰	По перу трещин нет
10	220 (22)	3157	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
11	220 (22)	2971	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
12	220 (22)	2997	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
13	220 (22)	2981	$2 \cdot 10^7$	-	По перу трещин нет
14	220 (22)	3118	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
15	220 (22)	3278	$2 \cdot 10^7$	-	По перу трещин нет
16	220 (22)	3146	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
17	200 (20)	3044	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
18	200 (20)	2995	$2 \cdot 10^7$	Моно 3 ⁰	По перу трещин нет
19	180 (18)	2968	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
20	180 (18)	3135	$2 \cdot 10^7$	-	По перу трещин нет
21	180 (18)	3275	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
22	180 (18)	3353	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
23	180 (18)	3029	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
24	180 (18)	3174	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет

рабочанного сплава ЗМИ-3У-М1 изготовлено 5 опытных комплектов рабочих лопаток первой ступени установки Д-336. Лопатки первого опытного комплекта отработали более 10 тысяч часов с положительным результатом. С целью увеличения наработки рабочего ресурса, после восстановления защитного покрытия, технологически совмещенного с восстановительной термообработкой структуры, лопатки продолжают эксплуатироваться до настоящего времени.

Выводы

1. Путем многокритериальной оптимизации состава по алгоритму разработанной методики КРАМ спроектирован новый литейный сплав ЗМИ-3У-М1 для изготовления рабочих лопаток первой ступени ТВД с направленной (моно) структурой, обладающего повышенными прочностными характеристиками на уровне промышленного литейного жаропрочного некоррозионностойкого сплава ЖС26-ВИ, а также обладающего коррозионной стойкостью на уровне промышленного литейного коррозионностойкого никелевого сплава ЗМИ-3У.

2. Разработанный новый сплав ЗМИ-3У-М1 внедрен в промышленное производство ГП «Ивченко-Прогресс» для изготовления рабочих лопаток первой ступени ТВД с направленной (моно) структурой установки типа Д-336 различных модификаций, взамен широко применяемого некоррозионностойкого промышленного сплава ЖС26-ВИ.

Список литературы

1. Каблов Е. Н. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина : науч.-техн. сб. : к 100-летию со дня рождения С. Т. Кишкина / Под общ. ред. Е. Н. Каблова. – М. : Наука, 2006. – 272 с.
2. Каблов Е. Н. 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932-2007 / Юбилейный научно-технический сборник под общ. ред. Е.Н. Каблова. – М. : «ВИАМ», 2007. – 439 с.
3. Шалин Р. Е. 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. 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 корро-

- зии (ВТК) / А. Д. Коваль, С. Б. Беликов, Санчугов Е. Л., 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. Никитин В. И. Влияние состава никелевых сплавов на их коррозионную стойкость в золе газотурбинного топлива / В. И. Никитин, М. Б. Ревзюк, И. П. Комисарова // Труды ЦКТИ им. И. И. Ползунова. – Л., 1978. – Вып. 158. – С. 71–74.
11. Котсорадис Д. Жаропрочные сплавы для газовых турбин. Материалы международной конференции / Д. Котсорадис, П. Феликс, Х. Фишмайстер и др.; пер. с англ. под ред. Р. Е. Шалина. – М. : Металлургия, 1981. – 480 с.
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 designe [Текст] / M. Morinaga, N. Yukawa, H. Adachi, H. Ezaki // Superalloys 1984 (eds. M. Gell et al.), AIME, 1984. – P. 523–532.
14. Морозова Г. И. Сбалансированное легирование жаропрочных никелевых сплавов / Г. И. Морозова // Металлы. – 1993. – № 1. – С. 38–41.
15. Морозова Г. И. Компенсация дисбаланса легирования жаропрочных никелевых сплавов / Г. И. Морозова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. – № 12 (690). – С. 52–56.
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 γ , γ' - фаз и параметров фазовой стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, Т.В. Тихомирова // Авиационно-космическая техника и технология. – Харьков, «ХАИ». – 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. Получение прогнозирующих математических моделей для расчета параметров высокотемпературной коррозии 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 рас-

- чета количества γ' - 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 электротехнология*. – 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. Паспорт на жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав ЗМИ-3У (ХН64ВМКЮТ) / А. Д. Коваль, С. В. Беликов, А. Г. Андриенко и др. : утв. проректор по научной работе Н. С. Гамов. – Запорожье, 1995. – 30 с.

Одержано 07.06.2016

Гайдук С.В. Проектування ливарного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву для виготовлення турбінних лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації

За алгоритмом розробленої комплексної розрахунково-аналітичної методики (КРАМ) спроектований новий ливарний жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав ЗМИ-3У-М1 для виготовлення турбінних лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації. Розроблений сплав має корозійну стійкість на рівні промислового корозійностійкого сплаву ЗМИ-3У, при цьому має підвищені характеристики жароміцності $\sigma_{40}^{975} = 260$ МПа на рівні авіаційного ливарного жароміцного не корозійностійкого нікелевого сплаву ЖС26-ВІ зі спрямованою (моно) структурою.

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

Gayduk S. High-temperature corrosion-resistant nickel-base cast alloy engineering applied for turbine blades production by directional (mono) crystallization

According to a comprehensive analytical solution method (CASM), a new high-temperature corrosion-resistant nickel-base cast alloy ЗМИ-3У-М1 has been developed for turbine blades production by directional (mono) crystallization. The developed alloy has the corrosion-resistance values at the same level as the industrial corrosion-resistant alloy ЗМИ-3У has, and at the same time demonstrates the improved high-temperature properties ($\sigma_{40}^{975} = 260$ MPa), that corresponds to the level of the aircraft high-temperature noncorrosion-resistant nickel-base cast alloy ЖС26-ВІ with the directed structure.

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

УДК 667.64:678.026

Д-р техн. наук А. В. Букетов, Д. О. Зінченко, С. О. Сметанкін, В. Д. Нігалатій

Херсонська державна морська академія, м. Херсон

ДОСЛІДЖЕННЯ ПОВЕДІНКИ АНТИФРИКЦІЙНИХ ЕПОКСИКОМПОЗИТІВ ПРИ ЗРОСТАННІ ТЕМПЕРАТУРИ

Досліджено вплив дисперсних наповнювачів MoS_2 та $Mg_3Si_4O_{10}(OH)_2$ на теплофізичні властивості епоксикомпозитів. Встановлено, що на різних температурних ділянках випробувань термічний коефіцієнт лінійного розширення матеріалів збільшується зі зростанням температури. Крім того, проведено термогравіметричний (ТГА) та диференційно-термічний (ДТА) розроблених матеріалів при підвищених температурах. Установлено максимальні значення ендотермічних та екзотермічних ефектів у композитах залежно від їх наповнення. Додатково досліджено відносну втрату маси композитів при підвищенні температури. Розраховано енергію активації розроблених полімерних композитів.

Ключові слова: епоксидний композит, наповнювач, теплостійкість, термостійкість, енергія активації, деструкція, екзоэффект, втрата маси.

Вступ

На сьогодні все більшої уваги приділяють надійності і довговічності технологічного устаткування, яке працює в умовах впливу знакозмінних температур. У цьому аспекті цікавим є використання матеріалів на основі епоксидних олігомерів, які знайшли широке застосування у промисловості завдяки комплексу цінних властивостей. Висока хімічна стійкість до впливу агресивних середовищ, підвищена зносостійкість зумовлює широке застосування епоксидних композитів у вигляді покриттів для захисту металевих деталей від спрацювання при терті [1].

Незважаючи на підвищені експлуатаційні характеристики епоксикомпозитів, шляхи їх вдосконалення далеко не вичерпані. Одним з перспективних шляхів покращення властивостей матеріалів є введення у зв'язувач активних наповнювачів. Актуальним у цьому плані є використання різних за природою та особливостями структури дисперсних часток, які мають високу міцність та теплостійкість, низьку усадку. Відомо [2], що активацію зв'язувача до між фазової взаємодії при зшиванні композицій проводять фізичним або фізико-хімічним методом. У першому випадку вводять у композицію активні чи неактивні наповнювачі. Другий спосіб, окрім введення активних часток, передбачає ультразвукову обробку композицій з метою їх дегазації, покращення змочування наповнювача, а також активації макромолекул олігомеру до взаємодії з активними центрами на поверхні добавок [4–6].

Постановка задачі

На основі залежності властивостей матеріалів від вмісту наповнювачів установити критичний вміст мікродисперсних часток у зв'язувачі для формування композитів з покращеними теплофізичними властивостями.

Огляд літератури

Вивченню властивостей епоксидних композитів (КМ) присвячено публікації, у яких в основному висвітлюють питання хімії і технології формування матеріалів, а також наведено основні характеристики нових композитів [2–4]. Значний науковий і практичний досвід зі створення і дослідження композитів на основі епоксидних зв'язувачів висвітлено у працях авторів, таких як: Ю. С. Ліпатов, В. І. Похмурський, Є. П. Мамуня, П. Д. Стухляк (Україна); Г. М. Бартєнев, А. Н. Пономарев, Т. А. Низина (Росія); Л. Сперрлінг, С. Ньюмен (Англія) та ін.

Слід зазначити, що дослідженню теплофізичних властивостей епоксикомпозитів приділять значну увагу [5–7]. Однак, на сьогодні важливим є аналіз перебігу фізико-хімічних процесів та структурних перетворень у епоксидних матеріалах з дисперсними добавками, у тому числі й антифрикційними, при підвищених температурах.

Матеріали і методи

Як основний компонент для зв'язувача при формуванні КМ вибрано епоксидний діановий олігомер марку ЕД-20 (ГОСТ 10587-84).

Для зшивання епоксидних композицій використано твердник поліетиленполіамін ПЕПА (ТУ 6-05-241-202-78), що дозволяє затверджувати матеріали при кімнатних температурах [5]. Зшивали КМ, вводячи твердник у композицію при стехіометричному співвідношенні компонентів за вмісту (мас.ч.) – ЕД-20 : ПЕПА – 100 : 10.

Як наповнювачі було використано частки дисульфиду молібдену (ДМ) і мікротальку (МТ) з дисперсністю 7...10 мкм.

ДМ є сухою мастильною речовиною зі стабільними властивостями при експлуатації у середовищі за діа-

пазону температур $T = 25 \dots 350$ °С. МТ застосовують як наповнювач у гумовій, паперовій, лакофарбовій галузях промисловості.

Епоксидні КМ формували за технологією, наведеною у праці [5].

Експерименти

У роботі досліджували такі властивості КМ: термічний коефіцієнт лінійного розширення (ТКЛР), теплостійкість (Т), термостійкість (ДТА і ТГА), енергія активації (Е).

Теплостійкість за Мартенсом КМ визначали згідно з ГОСТ 21341-75. Методика дослідження полягає у визначенні температури, при якій досліджуваний зразок нагрівали зі швидкістю $\nu = 3$ К/хв під дією постійного згинального навантаження $F = 5 \pm 0,5$ МПа, внаслідок чого він деформується на задану величину ($h = 6$ мм).

Термічний коефіцієнт лінійного розширення (ТКЛР) матеріалів розраховували за кривою залежності відносної деформації від температури, апроксимуючи цю залежність експоненціальною функцією. Відносну деформацію визначали за зміною довжини зразка при підвищенні температури у стаціонарних умовах (ГОСТ 15173-70). Розміри зразків для дослідження: $65 \times 7 \times 7$ мм, непаралельність шліфованих торців складала не більше 0,02 мм. Перед дослідженням вимірювали довжину зразка з точністю $\pm 0,01$ мм. Швидкість підняття температури становила $\nu = 2$ К/хв.

Відхилення значень при дослідженнях показників теплофізичних властивостей КМ (теплостійкість за Мартенсом, ТКЛР) становило 4...6 % від номінального.

Для дослідження впливу кількості наповнювача на термічні перетворення у композитах застосовували метод термогравіметричного (ТГА) і диференціально-термічного (ДТА) аналізу, використовуючи дериватограф «Thermoscan-2». Дослідження проводили у температурному діапазоні $\Delta T = 298 \dots 873$ К, використовуючи кварцові тиглі для зразків з об'ємом $V = 0,5$ см³. Під час дослідження швидкість підняття температури становила $\nu = 10$ К/хв, при цьому як еталонну речовину використовували Al_2O_3 ($m = 0,5$ г), наважка досліджуваного зразка становила $m = 0,3$ г. Похибка визначення температури становила $T = \pm 1$ К. Точність визначення теплових ефектів – 3 Дж/г. Точність визначення зміни маси зразка – $m = 0,001$ г.

Результати

Для визначення оптимального вмісту наповнювачів у епоксидному зв'язувачі на початковому етапі досліджували теплостійкість за Мартенсом КМ, наповнених мікродисперсними частками ДМ та МТ, у температурному діапазоні $\Delta T = 273 \dots 373$ К. При цьому вміст наповнювачів змінювали в межах $q = 5 \dots 80$ мас.ч.

Експериментально встановлено (рис. 1), що теплостійкість матриці при наведених вище режимах зшивання становить $T = 341$ К. Введення у епоксидний олігомер часток дисперсного наповнювача ДМ за вмісту

$q = 5 \dots 80$ мас.ч. (тут і далі за текстом вміст дисперсних часток наведено у мас.ч. на 100 мас.ч. олігомеру) приводить до монотонного збільшення показників теплостійкості КМ до $T = 355 \dots 379$ К (рис. 1, крива 1). Такі результати можна пояснити збільшенням когезійної міцності матеріалів внаслідок введення дисперсних часток, а, отже, зменшенням молекулярної рухливості структурних елементів ланцюгів макромолекул епоксидного полімеру.

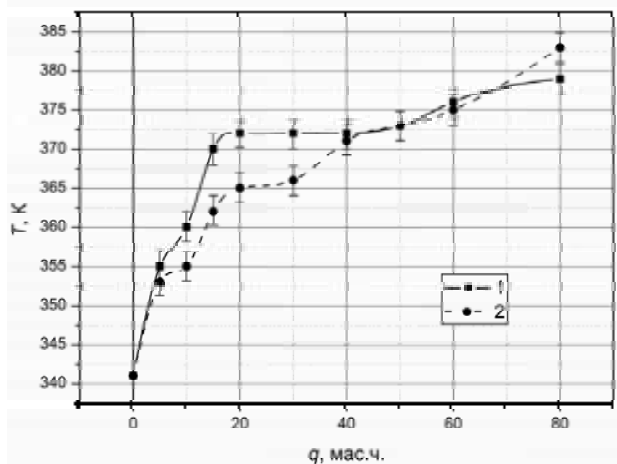


Рис. 1. Залежність теплостійкості (Т) КМ від вмісту мікродисперсних наповнювачів: 1 – ДМ; 2 – МТ

Стосовно наповнювача МТ можна констатувати про аналогічну тенденцію у зміні властивостей КМ залежно від вмісту дисперсних часток (рис. 1, крива 2). Зокрема, при введенні дисперсного наповнювача за вмісту $q = 5 \dots 80$ мас.ч. спостерігали монотонне збільшення показників теплостійкості КМ від $T = 341$ К (для полімерної матриці) до $T = 353 \dots 383$ К. Максимум на кривих залежності теплостійкості від вмісту ДМ та МТ встановлено за вмісту наповнювачів у кількості $q = 80$ мас.ч. ($T = 379$ К для КМ з ДМ та $T = 383$ К для КМ з МТ). Як зазначено вище, встановлене суттєве збільшення показників теплостійкості пов'язане зі зменшенням молекулярної рухливості структурних елементів ланцюгів у системі та підвищенням хімічної взаємодії активних центрів на поверхні часток наповнювача з макромолекулами та сегментами епоксидного зв'язувача при зшиванні КМ.

На наступному етапі досліджували ТКЛР епоксидних композитів, наповнених частками ДМ та МТ. Експериментально встановлено, що зі зростанням температури ТКЛР епоксидних композитних матеріалів зменшується (табл. 1, табл. 2). Дослідження поведінки КМ у зоні лінійного розширення при $\Delta T = 303 \dots 473$ К дозволяє стверджувати, що найменшим значенням ТКЛР характеризуються матеріали із вмістом ДМ та МТ у кількості $q = 80$ мас.ч. При цьому значення ТКЛР для ДМ становить $\alpha = 6,9 \times 10^{-5}$ К⁻¹, а для МТ – $\alpha = 7,9 \times 10^{-5}$ К⁻¹. Тобто максимальна кількість рівномірно розподілених

за об'ємом часток наповнювача забезпечує формування сітчастої структури полімеру з максимальним ступенем зшивання. Це дозволяє забезпечити стійкість розроблених матеріалів до лінійних та об'ємних деформацій у процесі експлуатації.

Важливим релаксаційним переходом у епоксикомпозитах є температура склування (T_c), яка характеризує значення кінетичної енергії структурних елементів полімеру, а отже, і швидкість переходу матеріалу із високоеластичного у склоподібний стан. При цьому з підвищенням температури збільшується рухливість основного ланцюга макромолекул і сегментів епоксидного зв'язувача, а отже, і швидкість їх переходу із нерівноважного стану в рівноважний. Тобто зі зростанням температури склування релаксаційні процеси відбуваються повільніше [5, 6]. При цьому максимальними значенням T_c характеризується КМ із вмістом часток МТ у кількості $q = 60 \dots 80$ мас.ч. (табл. 2) відповідно, що свідчить про значну міжмолекулярну взаємодію структурних елементів при зшиванні, що зумовлює швидкий перебіг релаксаційних процесів. Це у свою чергу дозволяє попередити розтріскування і розшарування КМ у процесі експлуатації. Водночас слід зазначити, що температура склування при збільшенні вмісту часток ДМ у КМ монотонно зменшується (табл. 1). Такі суперечливі дані між динамікою показників температури склування, ТКЛР і теплостійкістю (показники двох останніх властивостей зростають при збільшенні вмісту часток)

передбачають проведення додаткових досліджень теплофізичних властивостей КМ.

Додаткове дослідження усадки композитів дозволяє стверджувати, що її показники не перевищували $\dot{\epsilon} = 0,28\%$ для КМ, наповненого ДМ, та $\dot{\epsilon} = 0,16\%$ для КМ, наповненого МТ (табл. 1). При цьому мінімальним значенням усадки характеризуються КМ із вмістом часток ДМ та МТ у кількості $q = 80$ мас.ч., яка становить $\dot{\epsilon} = 0,06\%$ та $\dot{\epsilon} = 0,02\%$ відповідно. Це свідчить про седиментаційну стійкість композицій (остання свідчить про можливість нанесення матеріалів на довговимірні поверхні складного профілю) та їх довговічність у процесі експлуатації.

Отже, на основі аналізу результатів дослідження теплостійкості, ТКЛР, температури склування та усадки КМ можна стверджувати, що при експлуатації технологічного устаткування в умовах впливу підвищених температур доцільним є використання композитів з частками ДМ та МТ у кількості $q = 60 \dots 80$ мас.ч.

У роботі додатково досліджували й аналізували поведінку епоксидних композитів за підвищених температур (термостійкість) методом термогравіметричного (ТГА) та диференціально-термічного (ДТА) аналізу. На основі експериментальних досліджень КМ, наповнених ДМ, встановлено відсутність втрати маси зразків у температурній області $\Delta T = 303,0 \dots 555,9$ К (рис. 2, табл. 3).

Таблиця 1 – Теплофізичні властивості КМ, наповнених ДМ

Вміст наповнювача, q , мас.ч.	Термічний коефіцієнт лінійного розширення, $\alpha \times 10^{-5}$, K^{-1}				Температура склування, T_c , К	Усадка, $\dot{\epsilon}$, %
	Температурні діапазони випробування, ΔT , К					
	303...323	303...373	303...423	303...473		
5	2,9	4,2	7,7	10,2	334	0,28
10	2,2	4,6	7,4	10,1	331	0,20
15	2,4	4,9	7,1	9,8	326	0,17
20	2,2	4,6	6,9	9,8	323	0,17
30	2,8	4,8	6,9	9,4	323	0,15
40	2,1	4,5	6,4	8,4	320	0,14
50	1,7	4,1	5,9	8,1	314	0,12
60	1,5	3,9	4,9	7,1	311	0,09
80	1,5	3,5	4,6	6,9	310	0,06

Таблиця 2 – Теплофізичні властивості КМ, наповнених МТ

Вміст наповнювача, q , мас.ч.	Термічний коефіцієнт лінійного розширення, $\alpha \times 10^{-5}$, K^{-1}				Температура склування, T_c , К	Усадка, $\dot{\epsilon}$, %
	Температурні діапазони випробування, ΔT , К					
	303...323	303...373	303...423	303...473		
5	3,2	4,4	7,3	9,6	303	0,16
10	2,8	4,3	7,2	9,5	305	0,13
15	2,8	4,3	7,1	9,4	311	0,08
20	2,8	4,2	6,7	9,4	312	0,08
30	2,7	3,9	6,6	9,2	313	0,06
40	2,5	3,8	6,6	8,9	313	0,06
50	2,3	3,6	6,7	8,7	315	0,05
60	1,9	3,4	6,5	8,3	317	0,03
80	1,8	3,6	5,5	7,9	317	0,02

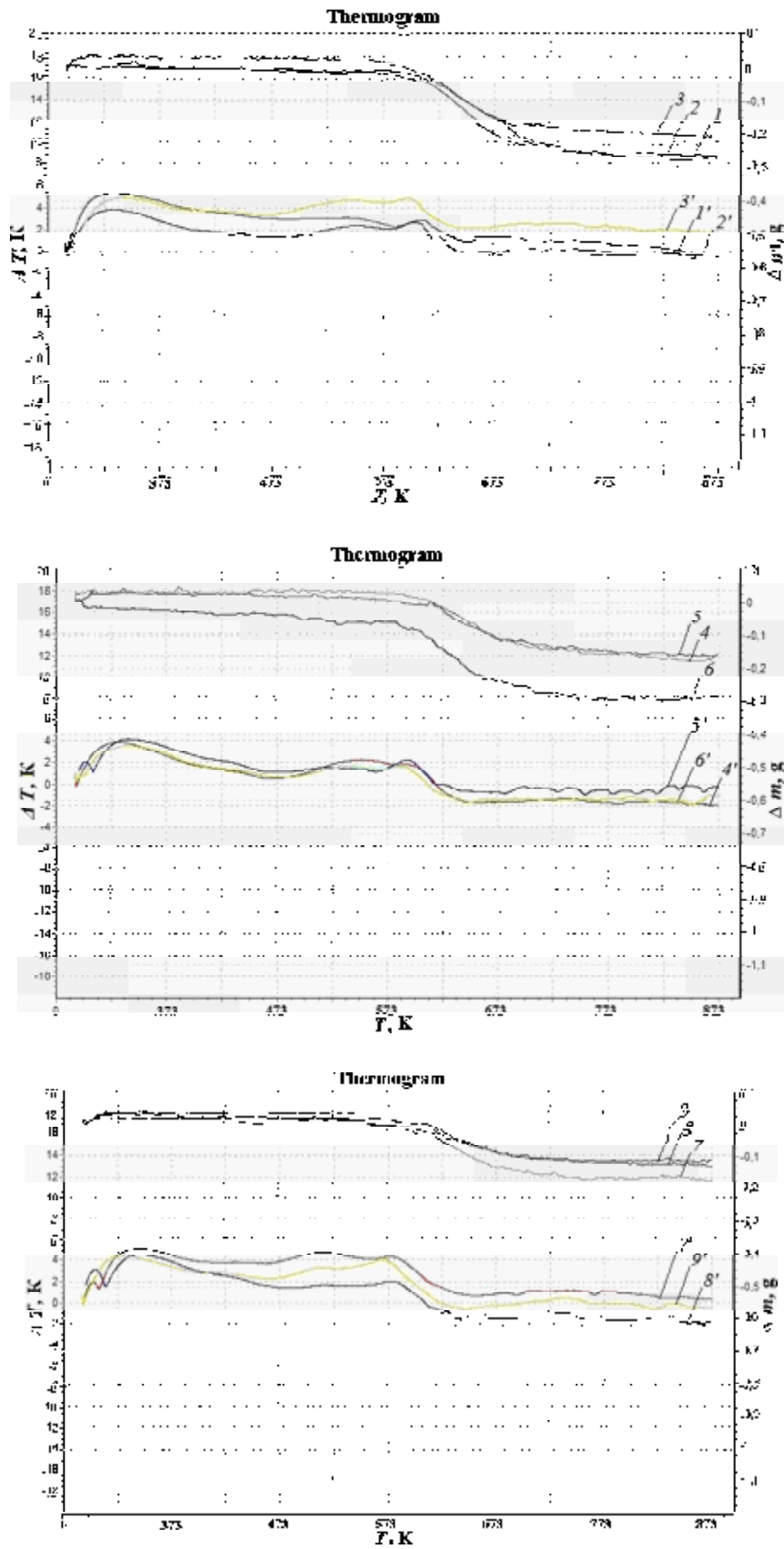


Рис. 2. Дериватограммы КМ, наповненных ДМ:

1-9 – ТГА; 1'-9' – ДТА; 1,1' – 5 мас.ч.; 2,2' – 10 мас.ч.; 3,3' – 15 мас.ч.; 4,4' – 20 мас.ч.;
5,5' – 30 мас.ч.; 6,6' – 40 мас.ч.; 7,7' – 50 мас.ч.; 8,8' – 60 мас.ч.; 9,9' – 80 мас.ч.

Таблиця 3 – Термостійкість КМ, наповненого ДМ

q , мас.ч.	T_0 , К	T_5 , К	T_{10} , К	T_{20} , К	T_K , К	ε_m , %
5	593,0	611,0	619,5	635,8	758,5	82,7
10	591,8	608,6	618,2	630,5	752,9	75,7
15	586,8	604,6	615,1	626,5	742,4	66,3
20	583,2	605,0	616,0	632,8	740,1	56,7
30	585,7	620,9	624,9	638,0	743,6	53,6
40	583,0	598,5	604,9	615,0	752,9	51,3
50	578,6	600,3	612,4	629,8	734,4	50,7
60	555,9	596,1	611,3	631,2	763,9	49,1
80	568,4	602,7	617,6	640,9	763,2	38,4

Примітка: T_0 – початкова температура втрати маси (початок деструкції); T_5, T_{10}, T_{20} – температури втрати маси (5 %, 10 %, 20 %); T_K – кінцева температура втрати маси (завершення деструкції); ε_m – відносна втрата маси.

На основі вищезазначених даних можна стверджувати, що параметр відносної втрати маси, як і кінцева температура деструкції, є визначальними факторами у процесі експлуатації розроблених матеріалів, позаяк при T_K відбувається руйнування максимальної кількості зв'язків. Діапазон значень відносної втрати маси КМ, наповненого ДМ, становить $\varepsilon_m = 38,4 \dots 82,7$ %. Мінімальним значенням втрати маси характеризується КМ із вмістом часток ДМ у кількості $q = 60 \dots 80$ мас.ч., яке становить $\varepsilon_m = 38,4 \dots 49,1$ %. При цьому дані значення у 1,7...2,2 рази є меншими порівняно з КМ, що містять частки ДМ за мінімальної кількості ($q = 5$ мас.ч.). Це свідчить про рівномірний перебіг процесів деструкції при нагріванні КМ: внаслідок флуктуації градієнту температур в системах енергія теплового руху макромолекул стає співвимірною з енергією хімічних зв'язків на межі поділу фаз «наповнювач – полімер».

Стосовно КМ, наповнених МТ, можна констатувати відсутність втрати маси у температурній зоні $\Delta T = 303,0 \dots 609,9$ К (рис. 3, табл. 4). У цьому випадку параметр відносної втрати маси, як і початкова та кінцева температура деструкції, є визначальними факторами у процесі експлуатації розроблених матеріалів. Діапазон значень відносної втрати маси КМ, наповненого МТ, становить $\varepsilon_m = 35,2 \dots 69,7$ %. Мінімальним значенням втрати маси характеризується КМ із вмістом часток МТ у кількості $q = 50 \dots 80$ мас.ч., які становлять $\varepsilon_m = 35,2 \dots 46,7$ %. При цьому отримані значення на $\Delta\varepsilon_m = 2,3 \dots 3,2$ % є меншими порівняно з показниками КМ, наповнених частками ДМ, за такого ж вмісту. Це пояснюють тим, що гексагональна кристалічна решітка часток мікротальку утворена з молекул кисню і кремнію, а це забезпечує додаткову термостійкість КМ з даним наповнювачем.

Одним із визначальних параметрів при експлуатації розроблених матеріалів є значення екзотермічних ефектів (T_n, T_{max}), які характеризують початок деформації та структурні перетворення в основних ланцюгах макромолекул епоксидної матриці (табл. 5, табл. 6).

Аналіз кривих ДТА КМ, наповнених ДМ (рис. 2, криві 1'–9'), у вищезазначеному діапазоні температур ($\Delta T = 303,0 \dots 555,9$ К) дозволив виявити екзотермічні ефекти, які не супроводжуються втратою маси. Вважали, що такий ефект пов'язаний передусім із виділенням вологи і непрореагованих компонентів у процесі нагрівання композиції. Додатково виявлено екзотермічні ефекти у діапазоні температур $\Delta T = 461,4 \dots 654,3$ К (табл. 5). При цьому важливим є максимальне значення екзоэффекту. Можна констатувати, що зміщення піку екзотермічного ефекту в область високих температур зумовлено стійкістю фізико-хімічних зв'язків до руйнування, а отже, такі матеріали відзначаються поліпшеною термостійкістю. Встановлено, що максимальне значення піку екзоэффекту становить $T_{max} = 601,1 \dots 610,0$ К для КМ, наповненого ДМ у кількості $q = 5 \dots 15$ мас.ч.

Крім того, збільшення інтервалу екзоэффекту ΔT_1 свідчить про підвищення рухливості і деформації компонентів епоксидного зв'язувача. Комплексна оцінка T_n і T_{max} (табл. 5) дозволяє стверджувати, що КМ, наповнені ДМ у кількості $q = 5 \dots 15$ мас.ч., характеризуються підвищеною термостійкістю.

Стосовно композитів з частками МТ встановлена така тенденція зміни структури КМ в умовах впливу теплового поля. Виявлено екзотермічні ефекти у діапазоні температур $\Delta T = 471,6 \dots 658,4$ К, а максимальне значення піку екзоэффекту становить $T_{max} = 557,0 \dots 562,1$ К для КМ, наповненого МТ у кількості $q = 5 \dots 10$ мас.ч. (табл. 6). При цьому найменше значення піку екзоэффекту характерне для КМ, наповненого МТ, за вмісту $q = 80$ мас.ч. і становить $T_{max} = 512,1$ К. Збільшення вмісту наповнювача до $q = 80$ мас.ч. призводить до перенасичення композиту антифрикційною добавкою, погіршенням його змочування. У свою чергу це зумовлює інтенсивну міжшарову рухливість у матеріалах під час підвищення температури. Комплексна оцінка показників T_n і T_{max} (табл. 6) дозволяє стверджувати, що КМ, наповнені МТ у кількості $q = 5 \dots 10$ мас.ч., характеризується підвищеною термостійкістю.

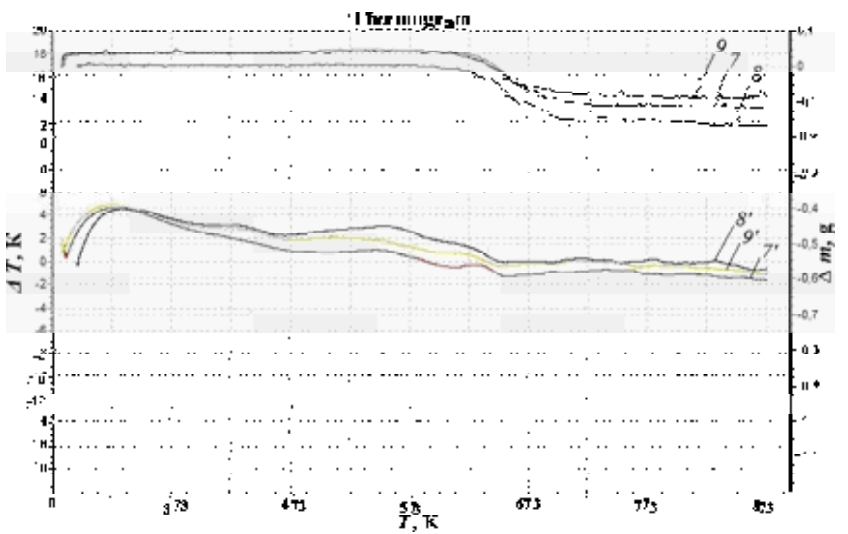
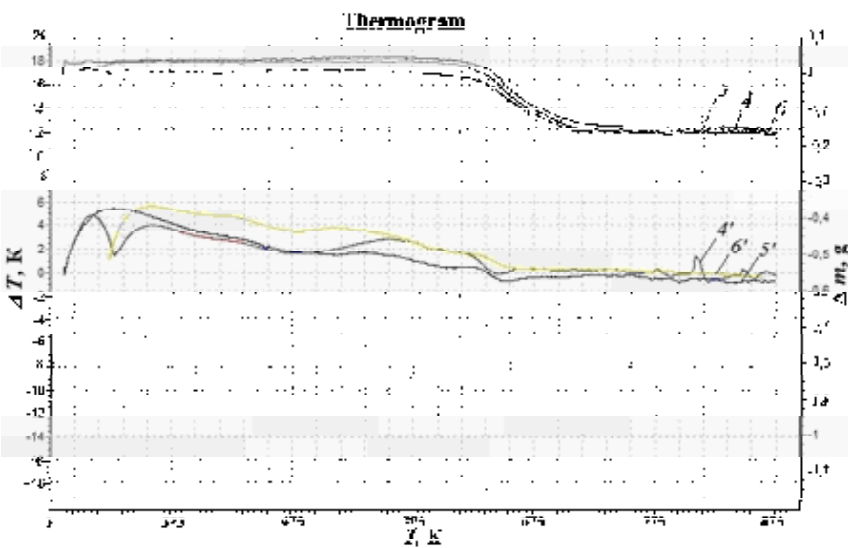
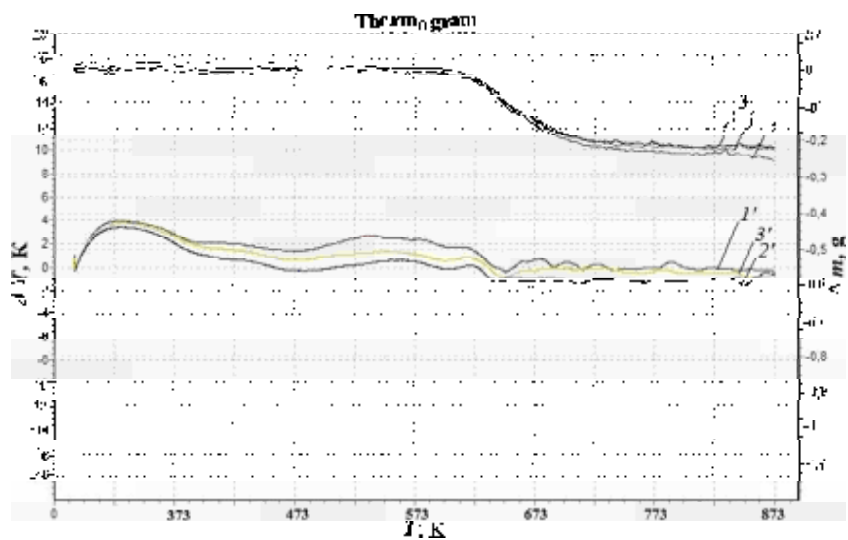


Рис. 3. Дериватограммы КМ, наповненных МТ:

1–9 – ТГА; 1'–9' – ДТА; 1,1' – 5 мас.ч.; 2,2' – 10 мас.ч.; 3,3' – 15 мас.ч.; 4,4' – 20 мас.ч.; 5,5' – 30 мас.ч.; 6,6' – 40 мас.ч.; 7,7' – 50 мас.ч.; 8,8' – 60 мас.ч.; 9,9' – 80 мас.ч.

Таблиця 4 – Термостійкість КМ, наповненого МТ

q , мас.ч.	T_0 , К	T_5 , К	T_{10} , К	T_{20} , К	T_K , К	ε_m , %
5	609,9	625,1	631,1	642,3	697,9	69,7
10	613,7	627,4	634,1	643,5	694,4	69,0
15	610,2	625,2	632,7	640,0	694,4	65,3
20	612,2	626,6	635,7	646,1	692,5	61,5
30	614,5	630,3	637,2	647,3	702,6	57,1
40	613,1	630,8	639,3	651,2	708,8	51,5
50	620,8	633,2	641,9	653,2	714,9	46,7
60	621,1	632,2	640,9	654,2	720,1	44,7
80	621,4	632,0	640,9	657,4	721,0	35,2

Примітка: T_0 – початкова температура втрати маси (початок деструкції); T_5 , T_{10} , T_{20} – температури втрати маси (5 %, 10 %, 20 %); T_K – кінцева температура втрати маси (завершення деструкції); ε_m – відносна втрата маси.

Таблиця 5 – Температурні інтервали екзофектів КМ, наповнених ДМ, згідно ДТА

Вміст наповнювача, q , мас.ч.	Температурні інтервали екзофектів				Максимальне значення екзофектів, T_{max} , К
	T_n , К	T_K' , К	ΔT_1 , К	ΔT_2 , К	
5	486,6	648,6	162,0	1,81	610,0
10	480,3	648,0	167,7	2,76	603,0
15	478,1	644,8	166,7	2,68	601,1
20	470,5	644,5	174,0	3,90	553,8
30	464,1	638,3	174,2	2,79	594,7
40	479,1	645,2	166,1	3,34	587,9
50	468,4	654,3	185,9	4,20	520,3
60	484,6	646,4	161,8	3,50	579,7
80	461,4	643,7	182,3	4,66	573,8

Примітка: T_n – початкова температура екзофекту; T_K' – кінцева температура екзофекту; ΔT_1 – температурний інтервал екзофекту; ΔT_2 – різниця температур між зразком, у якому відбуваються перетворення, і еталоном, у якому перетворень немає.

Таблиця 6 – Температурні інтервали екзофектів КМ, наповнених МТ, згідно ДТА

Вміст наповнювача, q , мас.ч.	Температурні інтервали екзофектів				Максимальне значення екзофектів, T_{max} , К
	T_n , К	T_K' , К	ΔT_1 , К	ΔT_2 , К	
5	478,5	642,7	164,2	2,73	557,0
10	484,5	647,0	162,5	2,62	562,1
15	481,6	646,9	165,3	2,18	552,7
20	482,6	645,3	162,7	2,99	554,5
30	498,6	658,4	169,8	2,42	536,7
40	482,3	649,8	167,5	3,34	513,7
50	487,6	650,7	163,1	2,25	545,6
60	471,6	652,1	180,5	3,18	553,3
80	472,7	637,7	165,0	3,44	512,1

Примітка: T_n – початкова температура екзофекту; T_K' – кінцева температура екзофекту; ΔT_1 – температурний інтервал екзофекту; ΔT_2 – різниця температур між зразком, у якому відбуваються перетворення, і еталоном, у якому перетворень немає.

Таблиця 7 – Результати досліджень зразків КМ, наповнених ДМ

T, К	Втрата маси Δm , % (на основі кривих ТГА)								
	5 мас.ч.	10 мас.ч.	15 мас.ч.	20 мас.ч.	30 мас.ч.	40 мас.ч.	50 мас.ч.	60 мас.ч.	80 мас.ч.
573	-	-	-	-	-	-	-	-	0,7
583	-	-	-	-	-	-	1,3	3,0	1,7
593	-	-	1,3	2,3	1,7	7,0	2,7	4,7	3,3
603	2,7	2,7	4,3	4,7	2,3	8,0	6,7	6,7	5,0
613	6,3	6,3	8,0	7,7	4,3	17,3	10,7	11,0	7,0
623	12,3	13,3	17,0	14,0	7,7	26,7	15,3	14,3	12,0
633	18,7	22,7	25,0	20,0	17,0	35,3	22,7	21,7	17,0
643	27,3	32,0	33,3	27,7	23,3	45,7	29,0	26,0	20,0
653	34,3	41,3	40,3	32,7	26,3	52,0	35,3	30,7	25,0
663	41,3	49,7	47,3	40,0	31,3	55,7	40,0	34,7	27,0
673	47,0	57,0	51,7	45,3	37,7	59,0	44,0	38,0	30,7

Таблиця 8 – Результати оброблення кривої ТГА КМ, наповнених ДМ

T, К	Вміст наповнювача у КМ								
	5 мас.ч.	10 мас.ч.	15 мас.ч.	20 мас.ч.	30 мас.ч.	40 мас.ч.	50 мас.ч.	60 мас.ч.	80 мас.ч.
	$\ln(\ln(100/100 - \Delta m))$								
573	-	-	-	-	-	-	-	-	-5,007
583	-	-	-	-	-	-	-4,311	-3,491	-4,086
593	-	-	-4,311	-3,746	-4,086	-2,623	-3,611	-3,041	-3,384
603	-3,611	-3,611	-3,117	-3,041	-3,746	-2,484	-2,674	-2,674	-2,970
613	-2,727	-2,727	-2,484	-2,529	-3,117	-1,659	-2,182	-2,150	-2,623
623	-2,028	-1,944	-1,680	-1,892	-2,529	-1,171	-1,793	-1,866	-2,057
633	-1,577	-1,359	-1,246	-1,500	-1,680	-0,830	-1,359	-1,410	-1,680
643	-1,142	-0,953	-0,903	-1,127	-1,325	-0,494	-1,072	-1,200	-1,500
653	-0,866	-0,629	-0,661	-0,928	-1,185	-0,309	-0,830	-1,004	-1,246
663	-0,629	-0,376	-0,444	-0,672	-0,978	-0,206	-0,672	-0,854	-1,156
673	-0,454	-0,170	-0,319	-0,504	-0,749	-0,115	-0,545	-0,738	-1,004

Таблиця 9 – Результати досліджень зразків КМ, наповнених МТ

T, К	Втрата маси Δm , % (на основі кривих ТГА)								
	5 мас.ч.	10 мас.ч.	15 мас.ч.	20 мас.ч.	30 мас.ч.	40 мас.ч.	50 мас.ч.	60 мас.ч.	80 мас.ч.
613	1,3	-	0,7	0,7	-	-	-	-	-
623	4,7	2,7	3,7	2,7	1,7	2,3	1,0	1,0	1,0
633	11,3	10,0	9,7	8,7	6,7	6,3	4,3	5,3	4,7
643	20,3	19,3	20,3	18,3	15,3	13,3	10,3	12,0	10,7
653	32,0	31,3	29,7	26,3	25,3	21,7	19,3	19,0	17,3
663	38,3	39,0	38,0	34,7	33,7	28,0	27,0	25,3	23,0
673	46,7	47,7	45,7	42,0	39,7	35,0	33,0	32,0	27,0
683	52,3	53,3	52,0	47,0	46,3	40,3	38,0	35,0	29,7
693	59,0	58,3	57,0	52,7	50,7	45,3	42,0	40,7	33,0
703	63,3	62,3	60,3	56,7	54,0	47,7	44,7	43,0	34,0
713	66,7	65,3	62,7	59,0	56,0	49,3	45,7	44,3	35,0

Таблиця 10 – Результати оброблення кривої ТГА КМ, наповнених МТ

T, К	Вміст наповнювача у КМ								
	5 мас.ч.	10 мас.ч.	15 мас.ч.	20 мас.ч.	30 мас.ч.	40 мас.ч.	50 мас.ч.	60 мас.ч.	80 мас.ч.
	$\ln(\ln(100/100 - \Delta m))$								
613	-4,31	-	-5,01	-5,01	-	-	-	-	-
623	-3,04	-3,61	-3,29	-3,61	-4,09	-3,75	-4,60	-4,60	-4,60
633	-2,12	-2,25	-2,29	-2,40	-2,67	-2,73	-3,12	-2,90	-3,04
643	-1,48	-1,54	-1,48	-1,60	-1,79	-1,94	-2,22	-2,06	-2,18
653	-0,95	-0,98	-1,04	-1,19	-1,23	-1,41	-1,54	-1,56	-1,66
663	-0,73	-0,70	-0,74	-0,85	-0,89	-1,11	-1,16	-1,23	-1,34
673	-0,46	-0,43	-0,49	-0,61	-0,68	-0,84	-0,92	-0,95	-1,16
683	-0,30	-0,27	-0,31	-0,45	-0,47	-0,66	-0,74	-0,84	-1,04
693	-0,11	-0,13	-0,17	-0,29	-0,35	-0,50	-0,61	-0,65	-0,92
703	0,00	-0,02	-0,08	-0,18	-0,25	-0,43	-0,52	-0,58	-0,88
713	0,09	0,06	-0,01	-0,11	-0,20	-0,39	-0,49	-0,53	-0,84

Додатково проведено дослідження впливу ДМ та МТ на енергію активації термічної деструкції епоксикомполімерів. Аналіз кривих ТГА дозволив визначити температуру розкладу (табл. 7–10) і відносну втрату маси при нагріванні до критичних температур $T = 673 \dots 713$ К, на основі яких розраховано енергію активації (табл. 11).

Отримані термогравіметричні показники дають можливість визначити швидкість термічного розкладу розроблених матеріалів при заданій температурі і, відповідно, провести якісну оцінку теплових ефектів.

Розрахунок енергії активації проведено згідно з методикою [8].

На рис. 4 і рис. 5 наведені графічні залежності швидкості деструкції від оберненої температури.

Вважали, що збільшення величини енергії активації свідчить про сповільнення перебігу процесів термічної деструкції. Таким чином з розрахунків виявлено, що для термічного розкладу КМ, наповнених частками ДМ у кількості $q = 10 \dots 15$ мас.ч. та частками МТ у кількості $q = 15 \dots 20$ мас.ч., необхідна найбільша енергія активації з усіх досліджуваних матеріалів, яка становить $159,1 \dots 163,1$ кДж/моль та $158,4 \dots 159,5$ кДж/моль відповідно. Вважали, що збільшення енергії, яка необхідна для початку реакції термічної деструкції, обумовлено стійкістю міжфазових хімічних зв'язків під впливом температури.

Додатково встановлено, що введення наповнювачів за вмісту $q = 30 \dots 80$ мас.ч. призводить до суттєвого зменшення енергії активації, яка становить $E = 113,1 \dots 130,8$ кДж/моль. Це зумовлено збільшенням теплопровідності композитів порівняно з епоксидною матрицею за рахунок наявності часток наповнювача.

Висновки

На основі проведених досліджень можна констатувати наступне.

1. Встановлено, що для отримання композитного матеріалу чи полімерного покриття з поліпшеними теплофізичними властивостями необхідно вводити у епоксидний зв'язувач наповнювачі (дисульфід молібдену та мікротальк) у кількості $q = 60 \dots 80$ мас.ч. на 100 мас.ч. олігомеру ЕД-20 та 10 мас.ч. твердника ПЕПА. Теплостійкість за Мартенсом таких композитних матеріалів становить $T = 376 \dots 379$ К та $T = 375 \dots 383$ К відповідно. Термічний коефіцієнт лінійного розширення у діапазоні температур $\Delta T = 303 \dots 473$ К становить $\alpha = (6,9 \times 10^{-5} \dots 7,1) \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ та $\alpha = (7,9 \times 10^{-5} \dots 8,3) \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ відповідно.

2. Методом термогравіметричного та диференційно-термічного аналізу встановлено термостійкість розроблених композитів, яка характеризується кінцевою температурою втрати маси. Мінімальними значеннями втрати маси характеризуються композитні матеріали із вмістом часток дисульфиду молібдену та мікротальку у кількості $q = 60 \dots 80$ мас.ч., які становлять $\epsilon_m = 38,4 \dots 49,0$ % та $\epsilon_m = 35,2 \dots 46,7$ % відповідно. При цьому дані значення у 1,5...2,0 рази є меншими порівняно з композитами, що містять частки за мінімальної кількості ($q = 5$ мас.ч.).

3. Додатково на основі термогравіметричного аналізу результатів дослідження композитів встановлено температуру розкладання і відносну втрату маси при нагріванні зразків до $T = 673 \dots 713$ К, на основі чого розраховано енергію активації. Найбільшими показниками

енергії активації термічної деструкції характеризуються епоксикомпозити, наповнені дисульфідом молібдену в кількості $q = 10 \dots 15$ мас.ч. ($E = 159,1 \dots 163,1$ кДж/моль) та мікротальку в кількості $q = 15 \dots 20$ мас.ч. ($E = 158,4 \dots 159,5$ кДж/моль).

Згідно з зазначеним вище можна стверджувати, що процес деструкції супроводжується зменшенням рухливості сегментів молекул зв'язувача, виділення газоподібних продуктів розкладу: води, діоксиду вуглецю, а також руйнуванням фізичних і хімічних зв'язків при зростанні температури.

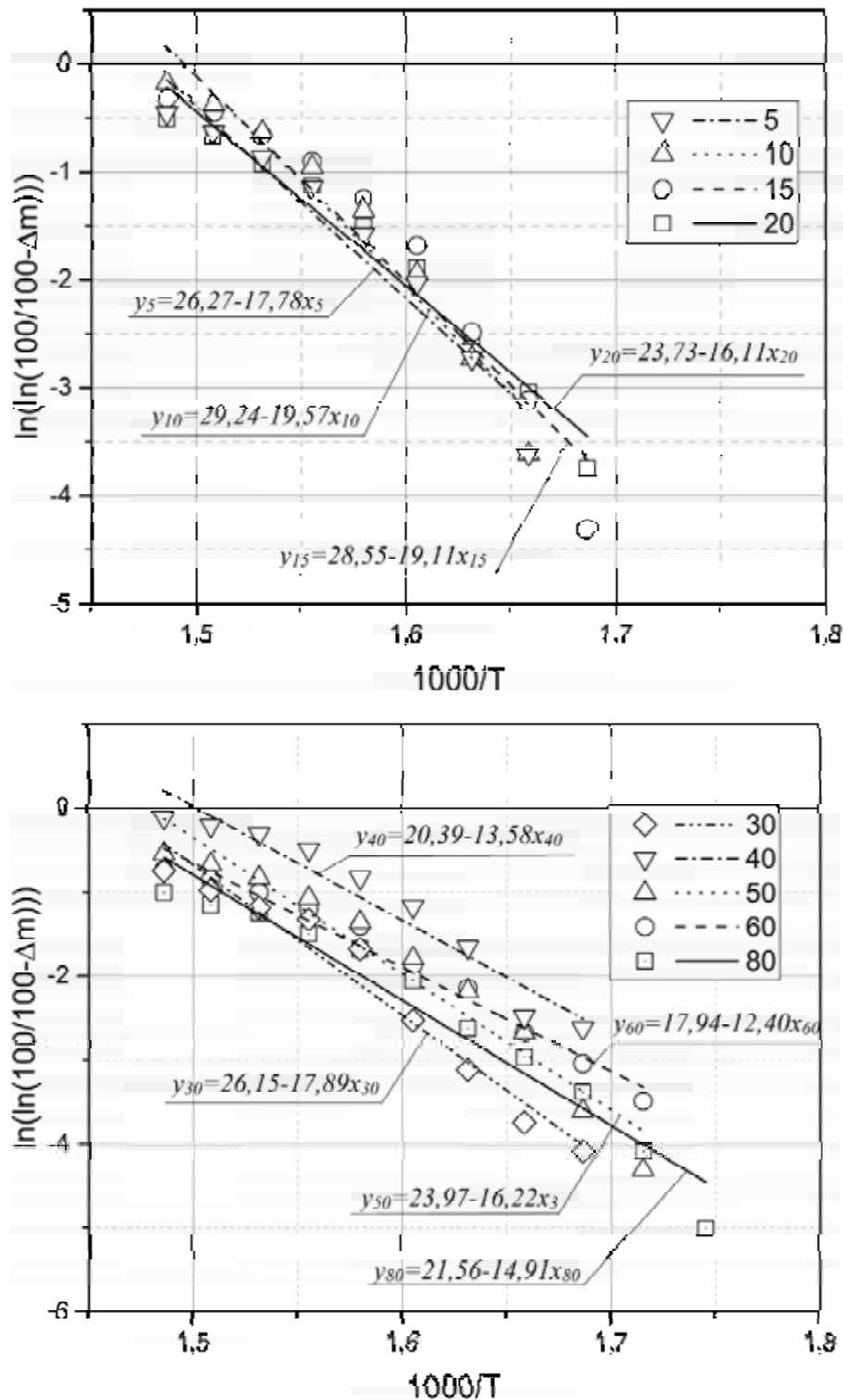


Рис. 4. Логарифмічна залежність Δm від зворотної температури $1000/T$ при термічній деструкції КМ, наповнених ДМ

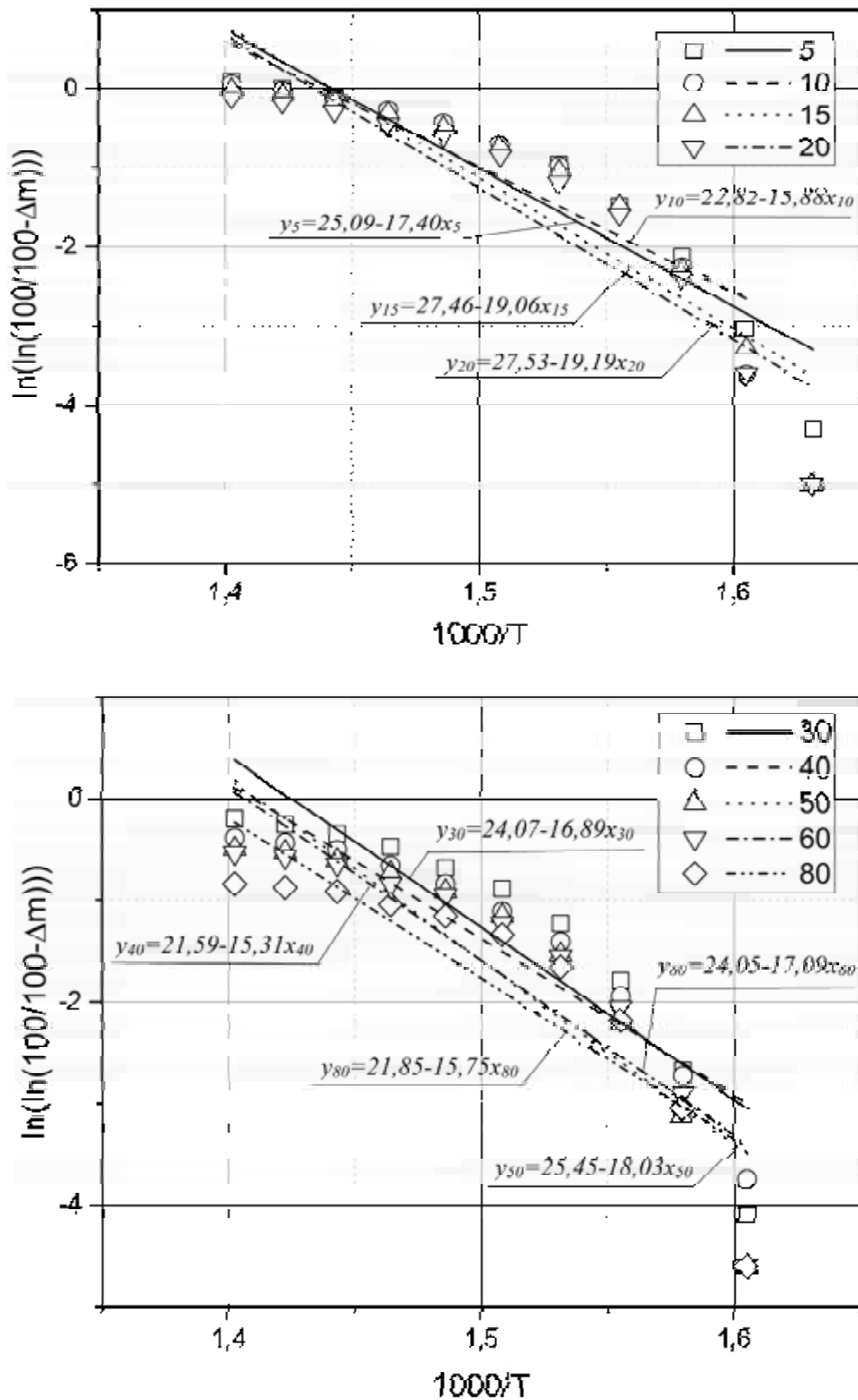


Рис. 5. Логарифмічна залежність Δm від зворотної температури $1000/T$ при термічній деструкції КМ, наповнених МТ

Таблиця 11 – Розраховане значення енергії активації при термічній деструкції КМ

Вміст наповнювача, q , мас.ч.	Енергія активації, E , кДж/моль
Дисульфід молібдену	
5	148,2
10	163,1
15	159,1
20	148,9
30	134,2
40	134,9
50	124,0
60	113,2
80	113,1
Мікротальк	
5	122,4
10	131,9
15	158,4
20	159,5
30	140,8
40	137,6
50	149,3
60	142,5
80	130,8

Список літератури

1. Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология : учеб. пособие для вузов по специальности «Технология перераб. пласт. масс и эластомеров» / [Кербер М. Л., Виноградов В. М., Головкин Г. С. и др.] ; под общ. ред. Берлина А. А. – СПб. : Профессия, 2008. – 557 с.
2. Хозин В. Г. Усиление эпоксидных полимеров / Хозин В. Г. – Казань : Дом печати, 2004. – 446 с.
3. Методы исследования современных полимерных материалов : Составитель: Замышляева О. Г. Учебно-методическое пособие. – Нижний Новгород : Нижегородский госуниверситет, 2012. – 90 с.
4. Буря А. И. Новые полимерные композиты в узлах трения железнодорожного транспорта / Буря А. И., Дудин В. Ю., Чукаловский П. А. // Вісник Східноукраїнського національного університету ім. В. Даля. Техн. науки. Серія : Транспорт. – 2004. – № 8. – С. 184–189.
5. Influence of the ultrasonic treatment on the mechanical and thermal properties of epoxy nanocomposites / [Buketov A.V., Saponov O.O., Brailo M.V., Aleksenko V.L.] // Materials Science. – Vol. 49, № 5. – 2014. – P. 696–702.
6. Buketov A. V. Investigation of the Physico-Mechanical and Thermophysical Properties of Epoxy Composites with a Two-Component Bidisperse Filler / Buketov A. V., Saponov O. O., Brailo M.V. // Strength of Materials. – Vol. 46, № 5. – 2014. – P. 717–718.
7. Белый В. А. Проблема создания композиционных материалов и управление их фрикционными свойствами / Белый В. А. // Трение и износ. – 1982. – Т. 3. – № 3. – С. 389–395.
8. Broido A. A. Simple sensitive graphical method of treating thermogravimetry analyse data / A. A. Broido // J. Polym. Sci.- Part A. – 1969. – Vol. 7, №2. – P. 1761–1773.
9. Букетов А. В. Властивості модифікованих ультразвуком епоксипластів / А. В. Букетов, П. Д. Стухляк, І. В. Чихіра. – Тернопіль : Крок, 2011. – 201 с.

Одержано 12.05.2016

Букетов А.В., Зинченко Д.А., Сметанкин С.А., Нигалатий В.Д. Исследование поведения антифрикционных эпоксикомпозитов при возрастании температуры

Исследовано влияние дисперсных наполнителей MoS_2 и $Mg_3Si_4O_{10}(OH)_2$ на теплофизические свойства эпоксикомпозитов. Установлено, что на разных температурных участках испытаний термический коэффициент линейного расширения материалов увеличивается с ростом температуры. Кроме того, проведено термогравиметрический (ТГА) и дифференциально-термический (ДТА) анализ разработанных материалов при повышенных температурах. Установлены максимальные значения эндотермических и экзотермических эффектов в композитах в зависимости от их наполнения. Дополнительно исследованы относительную потерю массы композитов при повышении температуры. Рассчитана энергия активации разработанных полимерных композитов.

Ключевые слова: эпоксидный композит, наполнитель, теплостойкость, термостойкость, энергия активации, деструкция, экзоэффект, потеря массы.

Buketov A., Zinchenko D., Smetankin S., Nigalaty V. The study of antifrictional epoxycomposites behaviour under temperature increasing

The influence of MoS_2 and $Mg_3Si_4O_{10}(OH)_2$ dispersed fillers on epoxycomposites thermal properties was investigated. It was established that thermal linear expansion coefficient of materials increases with temperature rising on different temperature areas of testing. The thermogravimetric (TGA) and differential thermal (DTA) analysis of developed materials under high temperatures were also held. The maximum values of endothermic and exothermic effects in composites based on their content were set. Composites relative weight loss under temperature rising was additionally studied. The activation energy of developed polymer composites was calculated.

Key words: epoxy composite, filler, heat resistance, thermal stability, activation energy, destruction, exothermic effects, weight loss.

Д. В. Акимов¹, д-р техн. наук В. З. Грищак², д-р техн. наук С. И. Гоменюк²,
Д. В. Клименко¹, И. Ф. Ларионов¹, В. Н. Сиренко¹

¹ Государственное предприятие «Конструкторское бюро «Южное», г. Днепр

² Запорожский национальный университет, г. Запорожье

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И ПРОЧНОСТИ МЕЖСТУПЕНЧАТОГО ОТСЕКА РАКЕТОНОСИТЕЛЯ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ ВНЕШНЕМ НАГРУЖЕНИИ

Представлены результаты экспериментального исследования деформирования и прочности конструкции межступенчатого отсека (второй и третьей ступени) ракетносителя при комбинированном внешнем статическом нагружении в ряде расчетных случаев. Результаты эксперимента сопоставлены с теоретическими данными расчета по методу конечных элементов, применительно к исследуемому классу механических систем.

Ключевые слова: межступенчатый отсек, испытания, деформация, прочность, комбинированное нагружение, технологические обечайки, расчетный случай, метод конечных элементов.

Введение

Конкурентоспособные изделия ракетно-космической техники (РКТ) в связи с новыми представлениями развития данной отрасли и решаемых задач требуют постоянного совершенствования процесса проектирования конструкций на базе современного математического обеспечения с учетом опыта использования отечественных и зарубежных систем автоматизированного проектирования (САПР) или CAD (Computer-Aided Design) и систем автоматизации инженерных расчетов и анализа (CAE) [1], позволяющих моделировать, в частности, процессы деформации, истощения несущей способности и разрушения конструкций сложной конфигурации, работающих в экстремальных условиях эксплуатации. К наиболее распространенным широко специализированным системам CAE можно отнести такие программные продукты, как ANSYS (ANSYS, Inc.), Nastran (MSC Software Corporation), Abacus (Abacus, Inc.) и другие. Следует отметить, что, например, программные комплексы MSC.Patran и MSC.Nastran достаточно широко используются в ракетно-космической технике.

Одним из основополагающих звеньев при проектировании конкретного вида ракетно-космической техники является прочностной расчет с выбором конструкционных материалов, определением основных расчетных случаев нагружения и отвечающего за весовое совершенство проектируемого изделия. Необходимость специализированного математического обеспечения возникает при использовании в конструкции ракеты-носителя и космических аппаратов композиционных материалов, в частности уг-

лепластиков, которые формируются в процессе изготовления конструкции. Именно для них надежное математическое обеспечение, особенно предиспытательное математическое моделирование, имеет высокий статус в связи с возможностью значительного облегчения корпусных силовых элементов ракеты-носителя, в частности между баковых отсеков, головного обтекателя (ГО) и разгонного блока, а также снижением, в ряде случаев, натурных повторных испытаний при условии обеспечения углубленного прочностного анализа. Например, качественное усложнение задач прочности конструкций из высокопрочных алюминиевых сплавов, решаемых с помощью компьютерных технологий, приводит к необходимости конечно-элементных моделей расчетов с учетом реальных диаграмм нелинейного деформирования материала. Естественно, принципиальным вопросом для пользователя является выбор программного продукта и совершенствование математического обеспечения для решения конкретных задач. Отметим, что аналитический обзор программных комплексов, включающий математическое моделирование в нелинейных проблемах механики, до 2009 года содержится в работе [1]. К последним работам этого направления следует отнести публикации [2–10].

Естественно, используемое математическое обеспечение для прогнозирования несущей способности силовых элементов конструкций ракетносителей и используемый на практике конструкторских бюро программный продукт нуждаются в тщательной экспертной оценке по результатам тестовых испытаний конструкций для основных расчетных случаев.

Целью настоящего исследования является описание постановки, методики проведения и анализ результатов экспериментальных исследований натуральных испытаний при заданных жесткостных характеристиках исследуемой конструкции межбакового отсека и параметрах внешнего нагружения.

Испытания межступенного отсека 2-3 ступеней (МСО 2-3)

Основными задачами испытаний явились:

- подтверждение правильности выбранных конструктивных решений для элементов конструкции МСО 2-3 ступеней в обеспечение его прочности;
- подтверждение прочности корпуса МСО 2-3 ступеней при нагружении осевыми, перерезывающими силами и изгибающим моментом на активном участке траектории полета РКН (полет 1 и 2 ступени) и при наземной эксплуатации полностью собранной РКН;
- определение фактической несущей способности корпуса МСО 2-3 ступеней (испытания до разрушения).

Испытаниям подвергалась опытная конструкция (ОК), состоящая из:

- третьей ступени;
 - цилиндрического отсека;
 - корпуса переходника.
- Третья ступень включает:
- топливный отсек третьей ступени;
 - магистральный и расходный трубопровод;
 - корпус крепления двигателя;
 - имитатор двигателя;
 - корпус МСО 2-3 ступеней;
 - элементы крепления приборов;
 - комплект крепежа для крепления отсеков.

Испытания сборки на расчетный случай «Полет РКН на АУТ, работа 1 ступени»

Сборка, состоящая из нижнего отсека цилиндрической секции ГО, корпуса переходника, корпуса МСО 2-3 ступеней, топливного отсека третьей ступени, магистрального трубопровода «О», расходного трубопровода «Г», корпуса (рамы МДУ) и клепаной части ТО третьей ступени, входящего в топливный отсек в сборе, устанавливалась вертикально и нижним шпангоутом корпуса МСО 2-3 ступеней, через технологическую обечайку, крепилась к силовому полу. Крепление нижнего шпангоута корпуса МСО 2-3 ступеней к технологической обечайке осуществлялось технологическим крепежом, по геометрии и прочности соответствующим штатному.

Схема испытаний сборки приведена на рисунках 1 и 2. На шпангоуты отсека ГО, корпуса переходника ГБ и бака «О» устанавливались технологические обечайки для приложения осевых, перерезывающих сил и изгибающих моментов. К шпангоуту бака «Г» третьей ступени были пристыкованы технологические сегменты для приложения осевых и перерезывающих сил.

К корпусу (рамы МДУ) был пристыкован имитатор МДУ для приложения осевой силы.

Общий вид испытательной установки представлен на рисунке 3. При нагружении в значениях усилий учитывался вес технологической оснастки, пристыкованной к верхнему торцу цилиндрической секции ГО, к верхнему торцу переходника ГБ, к шпангоуту бака «О». При проведении испытания нагружение проводилось этапами №№1-6. На этапе №4 производилось нагружение эксплуатационными нагрузками с выдержкой 5 минут, на этапах № 5 и № 6 – расчетными (максимальное растяжение и максимальное сжатие соответственно). Далее проводился сброс нагрузок. Измерение параметров и визуальный осмотр конструкции производились на каждом этапе нагружения.

Схема расположения датчиков перемещений представлена на рисунке 4. Программные и реализованные значения нагрузок приведены в таблице 1.

Испытание МСО 2-3 ступеней максимальным осевым сжатием до разрушения

Корпус МСО 2-3 ступеней устанавливался вертикально и нижним шпангоутом с помощью технологической обечайки закреплялся на силовом полу. Крепление нижнего шпангоута корпуса МСО 2-3 ступеней к технологической обечайке осуществлялось технологическим крепежом, по геометрии и прочности соответствующим штатному.

Схема испытаний сборки приведена на рисунке 5.

На верхний торцевой шпангоут корпуса МСО 2-3 ступеней, через технологическое кольцо, устанавливалась технологическая обечайка для приложения осевой силы. Результаты статических испытаний приведены в таблице 2.

На рисунках 6-9 приведены изображения деформации обшивки на разных этапах нагружения. На рис. 9 хорошо видно разрушение межступенного отсека 2-3 ступеней при достижении критического значения нагрузок.

Расчет устойчивости МСО 2-3 ступеней при осевом сжатии

Исходными данными для проведения расчета на устойчивость конструкции МСО 2-3 являлись:

- конструкторская документация (КД) на корпус МСО2-3;
- физико-механические характеристики материалов и предельные значения напряжений.

Для расчета устойчивости была построена конечно-элементная модель МСО2-3, приведенная на рисунке 10.

Конечно-элементная модель МСО 2-3 нагружалась единичной осевой сжимающей силой по верхнему сечению, с учетом жесткости оснастки. Результаты расчета общей устойчивости корпуса МСО 2-3 приведены на рисунках 10-12.

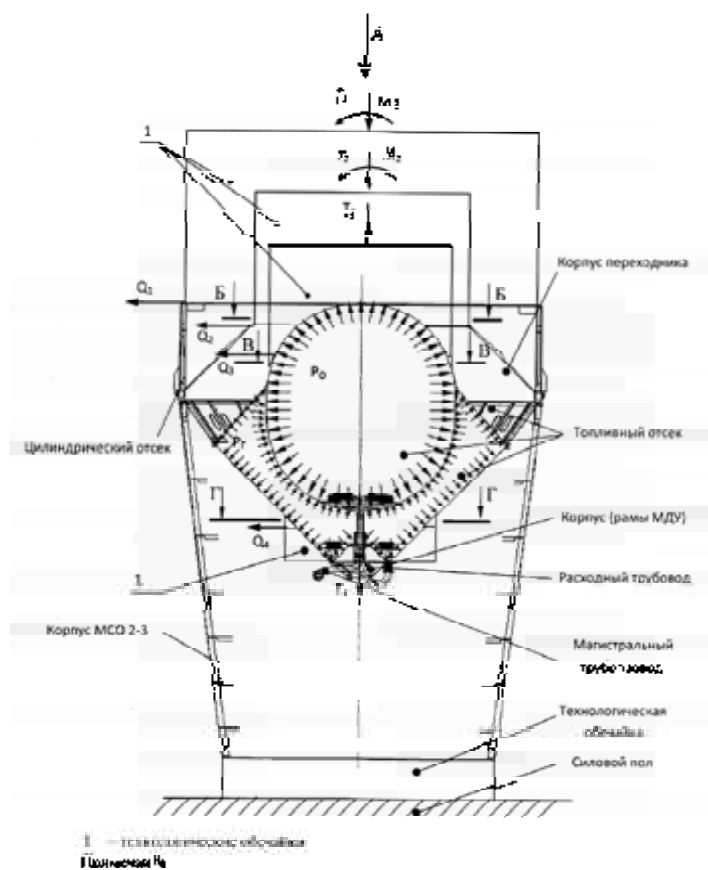


Рис. 1. Схема нагружения сборки СТАТ X «Полет РКН на АУТ, работа 1 ступени»: 1 – технологические обечайки

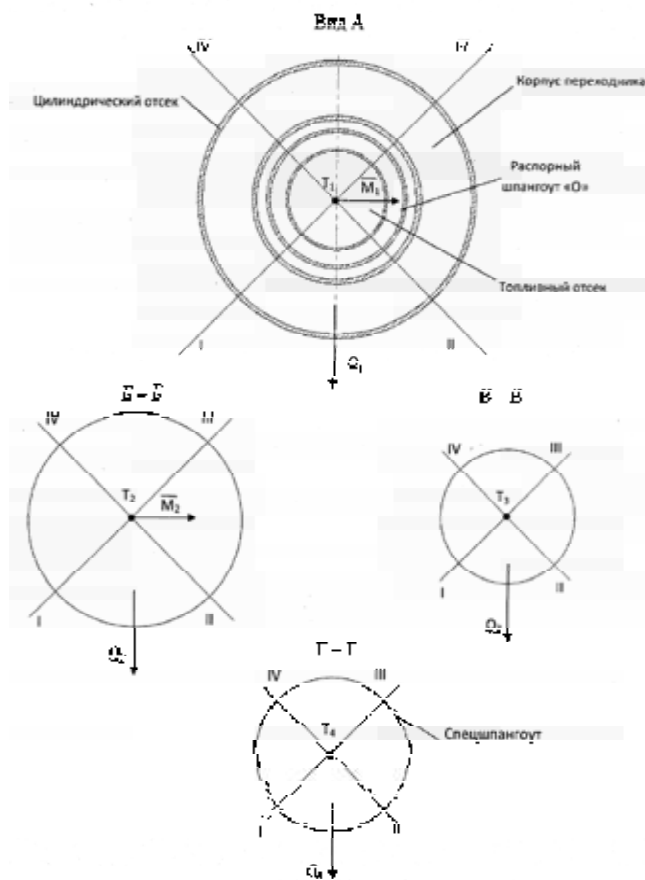


Рис. 2. Схема нагружения сборки «Полет РКН на АУТ, работа 1 ступени»

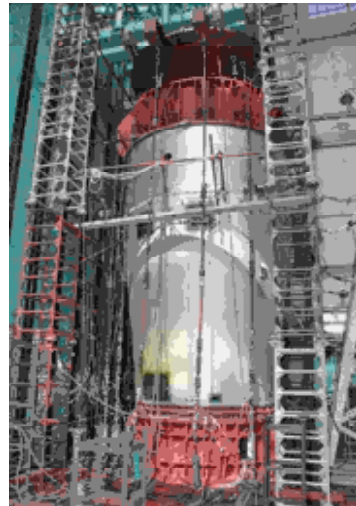


Рис. 3. Общий вид испытательной установки

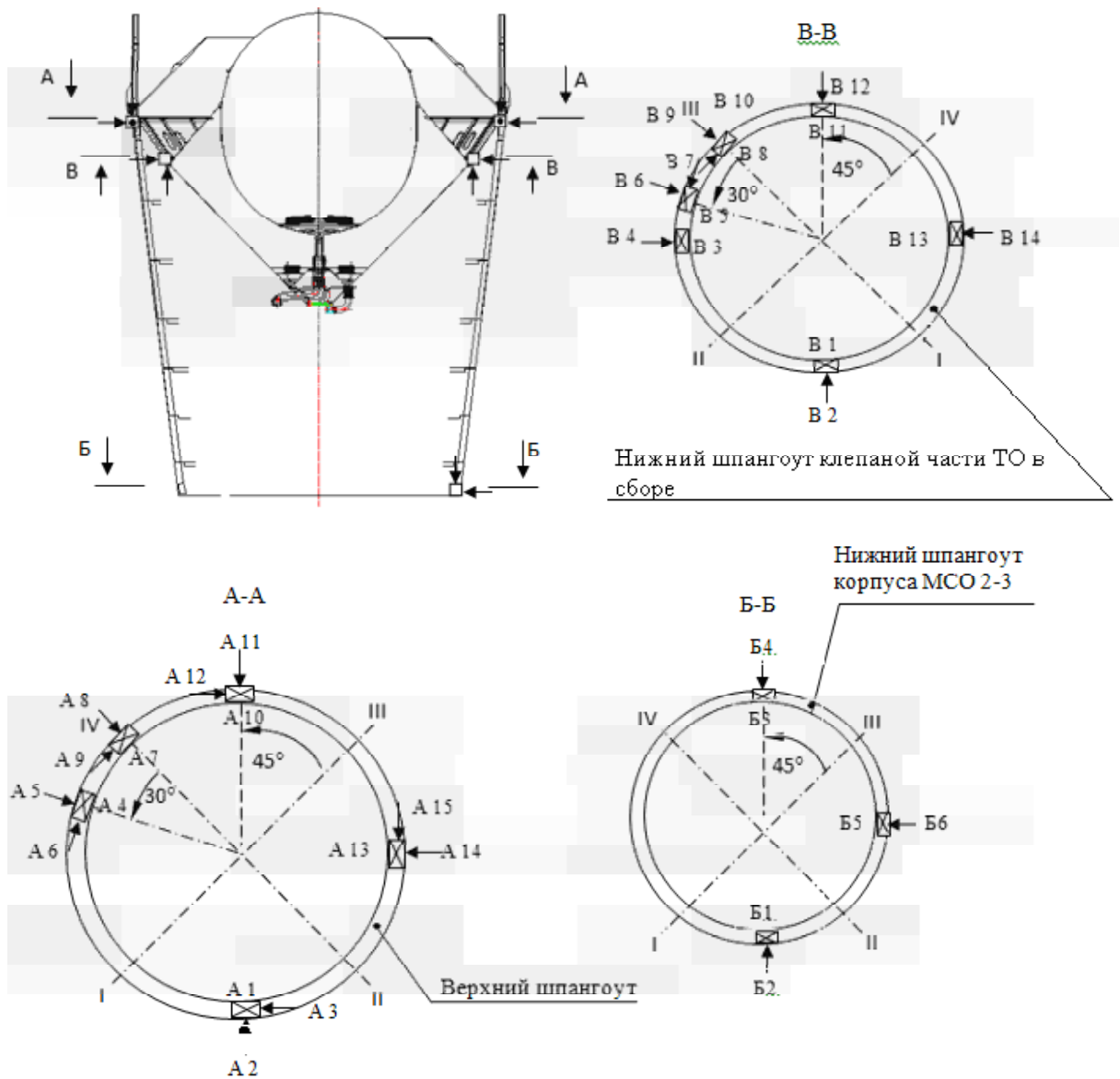


Рис. 4. Схема расположения датчиков перемещений на сборке

Таблица 1 – Нагружение сборки расчетный случай «Полет РКН на АУТ работа 1 ступени» (программные и испытательные значения)

Этап	0	1	2	3	4	5	6
$P^0_{\text{прог.}}$	0,15	1,15	2,30	3,45	4,65	7,00	7,00
$P^0_{\text{реал.}}$	0,152	1,152	2,313	3,458	4,666	7,015	7,007
$P^1_{\text{прог.}}$	0,10	0,75	1,50	2,25	3,10	4,65	4,65
$P^1_{\text{реал.}}$	0,101	0,751	1,503	2,254	3,102	4,652	4,651
T_1 прогр.	0	5,64	11,28	16,92	22,54	29,30	36,10
T_1 реал.	0	11,503	11,533	16,964	22,560	29,330	36,170
T_2 прогр.	0	-2,54	-5,08	-7,62	-10,15	-13,20	-4,50
T_2 реал.	0	-2,615	-5,107	-7,633	-10,255	-13,235	-4,530
T_3 прогр.	0	3,84	7,68	11,52	15,36	19,96	22,36
T_3 реал.	0	4,912	7,694	11,604	15,430	20,070	22,360
T_4 прогр.	0	1,61	3,22	4,83	6,42	8,34	9,34
T_4 реал.	0	1,722	3,343	4,995	6,622	8,694	9,567
Q_1 прогр.	0	2,64	5,28	7,92	10,54	13,70	16,70
Q_1 реал.	0	2,669	5,335	7,974	10,620	13,840	16,840
Q_3 прогр.	0	-0,3	-0,6	-0,9	-1,2	-1,56	-2,61
Q_3 реал.	0	-0,334	-0,613	-0,922	-1,221	-1,586	-2,636
Q_4 прогр.	0	-0,260	-0,520	-0,780	-1,030	-1,335	-2,220
Q_4 реал.	0	-0,262	-0,521	-0,780	-1,040	-1,339	-2,233
M_1 прогр.	0	11,74	23,48	35,22	46,93	61,00	57,62
M_1 реал.	0	11,971	23,724	35,521	47,200	61,387	57,836

Примечание. $P^0_{\text{прог.}}$; $P^2_{\text{прог.}}$; T_1 прогр.; T_2 прогр.; T_3 прогр.; T_4 прогр.; Q_1 прогр.; Q_3 прогр.; Q_4 прогр.; M_1 прогр.; M_2 прогр. – программные значения внутреннего избыточного давления, осевых, перерезывающих сил и моментов;

$P^0_{\text{реал.}}$; $P^2_{\text{реал.}}$; T_1 реал.; T_2 реал.; T_3 реал.; T_4 реал.; Q_1 реал.; Q_3 реал.; Q_4 реал.; M_1 реал.; M_2 реал. – реализованные значения внутреннего избыточного давления, осевых сил, перерезывающих сил и моментов при испытаниях.

Таблица 2 – Результаты статических испытаний МСО 2-3 ступеней при нагружении максимальным осевым сжатием

Наименование отсека	L	$T^P_{\text{экв.сж.}}$	$T^P_{\text{доп}}$	$T^{\text{исп.}}_{\text{разр}}$	$\eta^{\text{исп.}}$
Участок между шпангоутами 8–7	63,0	167,41	212,0	295,9	1,76
Участок между шпангоутами 7–6	63,0	178,16	237,0		1,66
Участок между шпангоутами 6–5	63,0	189,88	232,4		1,55
Участок между шпангоутами 5–4	52,4	200,48	324,0		*
Участок между шпангоутами 4–3	50,0	210,89	351,3		*

Примечание. L – длина секции между шпангоутами; $T^P_{\text{экв.сж.}}$ – расчетная эквивалентная осевая сжимающая сила; $T^P_{\text{доп}}$ – расчетная допускаемая осевая сила; $T^{\text{исп.}}_{\text{разр}}$ – испытательная разрушающая сила; $\eta^{\text{исп.}}$ – коэффициент запаса прочности (устойчивости) реализованный при испытаниях; * – нижнее сечение корпуса МСО 2.

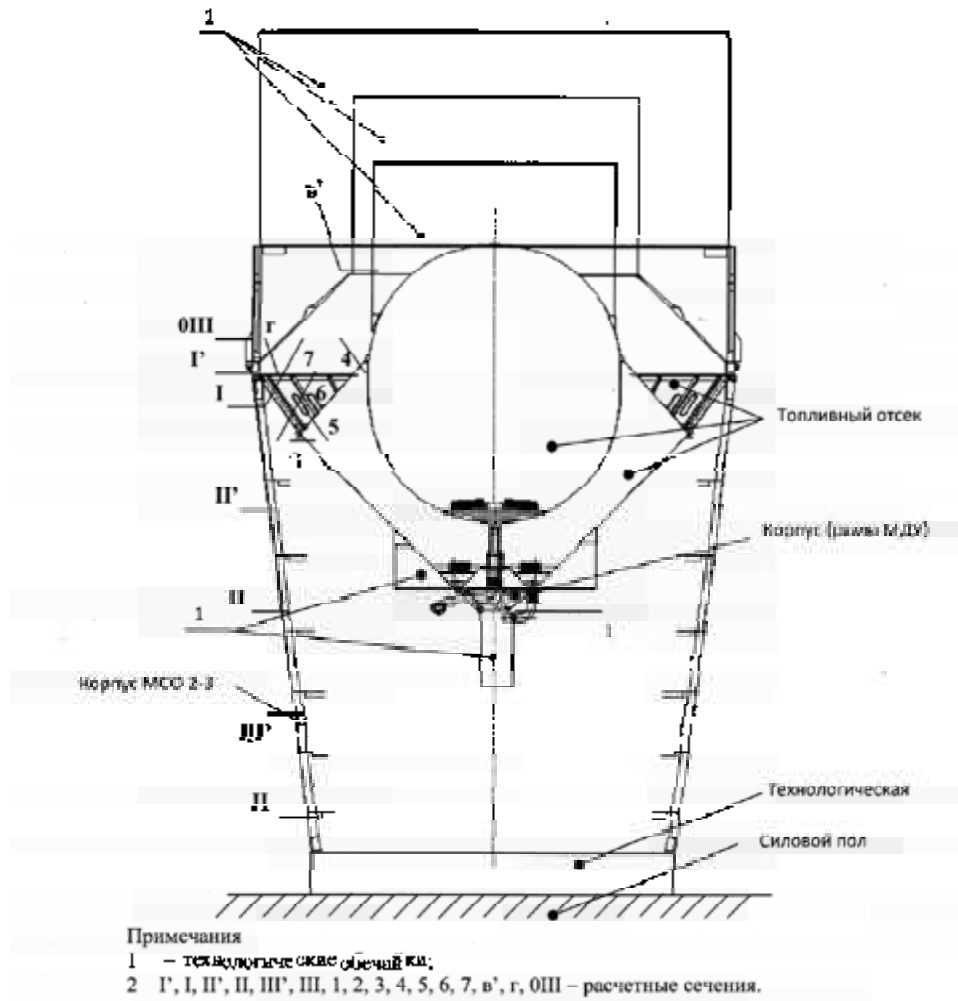


Рис. 5. Схема расчетных сечений сборки: 1 – технологические обечайки; 2 – Г', I, II, III, 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, в', г, ОШ – расчетные сечения

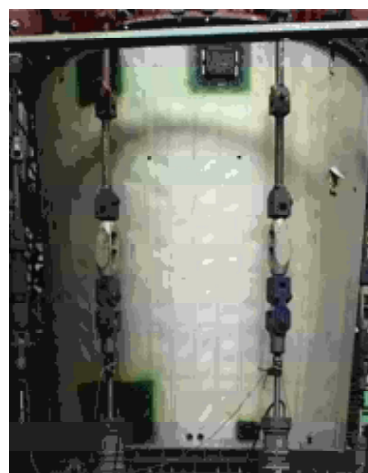


Рис. 6. Деформация обшивки после 3 этапа нагружения МСО 2-3 ступеней



Рис. 7. Деформация обшивки на 5 этапе нагружения МСО 2-3 ступеней



Рис. 8. Начало процесса разрушения корпуса МСО 2-3 ступеней на 6 этапе нагружения



Рис. 9. Разрушение МСО 2-3 ступеней

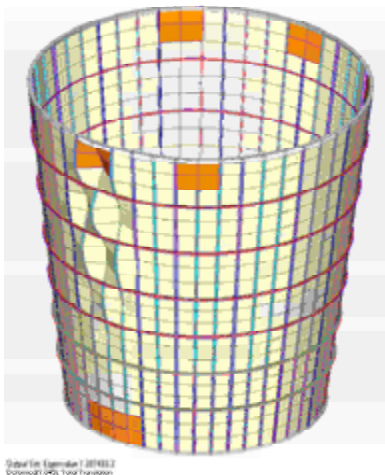


Рис. 10. Форма общей потери устойчивости корпуса МСО 2-3, характерная для нагружения осевой сжимающей силой (критическая расчетная сила потери устойчивости $T_{кр.} = 287,493$).

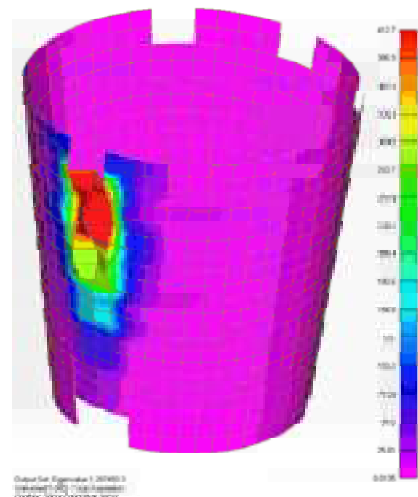
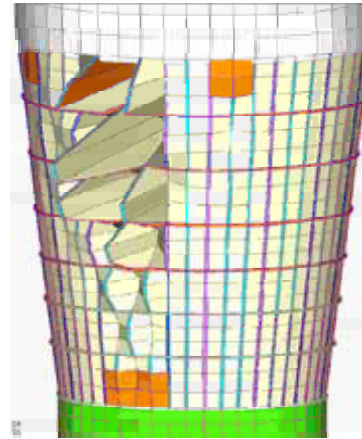


Рис. 11. Расчетные касательные напряжения в обшивке корпуса МСО 2-3 в момент потери несущей способности (критические касательные напряжения обшивки 257–290)



$$T_{исп} = 295,9$$



$$T_{кр,расч} = 287,493$$

Рис. 12. Сравнение формы разрушения корпуса МСО 2-3 при проведении испытаний с формой потери устойчивости, полученной расчетным путем

Выводы

Представленные результаты экспериментального исследования деформированного состояния и прочности конструкции межступенного отсека ракетносителя подтверждают правильность и эффективность выбранной математической модели и метода анализа при простом и комбинированном нагружении.

Список литературы

1. Чумаченко Е. Н. Математическое моделирование в нелинейной механике (Обзор программных комплексов для решения задач моделирования сложных систем) / [Чумаченко Е. Н., Полякова Т. В., Аксенов А. С. и др.]. – М., 2009. (Препринт / Институт космических исследований (Москва) ; Пр-2155)– 42 с.
2. Опыт и новые технологии инженерного анализа в интересах космоса. Государственный космический научно-производственный центр имени М. В. Хруничева. 15.08.2011.

3. Полиновский В. П. Применение программных продуктов фирмы MSC.Software для расчета новых изделий из композиционных материалов в ГЛНПЦ им. М. В. Хруничева [Электрон. текстовые и граф. дан.] / Полиновский В. П. // Тр. Рос. Конф. Пользователей системы MSC 2003 года. – М. : MSC.Software Corporation. – 5 с.
4. Ильин А. М. Использование технологии компьютерного моделирования на базе конечно-элементного анализа в расчетах динамической нагруженности и температурных режимов ракетно-космической техники Хруничева [Электрон. текстовые и граф. дан.] / А. М. Ильин, Е. А. Кожевников, В. И. Хлыбов // Тр. Рос. Конф. пользователей системы MSC 2003 года. – М. : MSC.Software Corporation.
5. Зиновьев А. М. Конструктивно-технологическое решение и несущая способность межступенного отсека ракеты-носителя «Циклон-4» из полимерных композиционных материалов / [Зиновьев А. М., Кушнарв А. П., Кондратьев А. В. и др.] // Авиационно-космическая техника и технология. – 2013. – 33(100). – С. 46–52.

Одержано 20.04.2016

Акімов Д.В., Грищак В.З., Гоменюк С.І., Клименко Д.В., Ларіонов І.Ф., Сіренко В.М. Експериментальне дослідження деформованого стану і міцності міжступеневого відсіку ракетносія при статичних зовнішньому навантаженні

Представлено результати експериментального дослідження деформування і міцності конструкції міжступеневого відсіку (другого і третього ступеня) ракетносія при комбінованому зовнішньому статичному навантаженні в низці розрахункових випадків. Результати експерименту зіставлені з теоретичними даними розрахунку із застосуванням методу скінченних елементів відповідного класу механічних систем.

Ключові слова: міжступеневий відсік, випробування, деформація, міцність, комбіноване навантаження, технологічні обечайки, розрахунковий випадок, метод скінченних елементів.

Akimov D., Gristchak V., Gomenyuk S., Klimenko D., Larionov I., Sirenko V. Experimental analysis of strength and strain state interstage section of carrier rocket at a static external loading

An experimental study of deformation and strength interstage compartment structure (the second and third section) rocket with combined external static load in a number of cases are presented. The experimental results are compared with theoretical calculations based on the finite element method, in relation to the test class of mechanical systems.

Key words: interstage section, testing, deformation, strength, combined loading, the shell process, settlement case, the finite element method.

Канд. техн. наук В. А. Скачков, В. И. Иванов, канд. техн. наук Т. Н. Нестеренко,
канд. техн. наук О. Р. Бережная

Запорожская государственная инженерная академия, г. Запорожье

О ФОРМИРОВАНИИ СИСТЕМЫ ТРАНСПОРТНЫХ ПОР В СТРУКТУРЕ КАРБОНИЗОВАННЫХ УГЛЕПЛАСТИКОВ

Изучены закономерности формирования системы транспортных пор в структуре карбонизованных углепластиков при газификации в среде диоксида углерода. Рассмотрена задача переноса диоксида углерода по длине пор углепластика, обеспечивающего заданное профилирование его структуры в процессе газификации.

Ключевые слова: карбонизованный углепластик, газификация, диоксид углерода, профилирование структуры, система транспортных пор.

Введение

Технология получения высокоплотных композиционных материалов на основе углерода предусматривает заполнение пористой структуры карбонизованных углепластиков пиролитическим углеродом, осаждаемым из газовой фазы при разложении природного газа. На стадии изготовления углепластика выполняют полное обволакивание углеродных волокон жидким связующим материалом. После отверждения связующего материала и завершения процесса карбонизации на поверхности углеродного волокна формируется слой стеклоглерода, а пиролитический углерод частично заполняет пористое пространство карбонизованного связующего. При последующем газофазном осаждении пиролитического углерода на поверхности и в объеме пористой структуры карбонизованных углепластиков происходит образование технического углерода (сажи), который стремится заполнить объем крупных транспортных пор материала.

В процессе осаждения пиролитического углерода в пористую структуру карбонизованных углепластиков транспортные поры и их геометрическая форма обеспечивают качественное уплотнение как в условиях метода радиально перемещающейся зоны пиролиза, так и изотермического метода [1, 2].

Высокая эффективность методов пиролитического уплотнения предполагает наличие профилированной пористости в карбонизованных углепластиках, которую обеспечивают расчетные параметры процесса газификации.

Основными технологическими параметрами данного процесса служат начальная пористость карбонизованных углепластиков, которую формируют на этапах их изготовления и последующей карбонизации, общая продолжительность процесса, а также температура и концентрация газового реагента (диоксида углерода).

Постановка задачи

Изучение процесса формирования системы транспортных пор в структуре карбонизованных углепластиков при их газификации.

Теория и анализ полученных результатов

Вышеуказанный процесс реализуется в среде диоксида углерода при омывании данным газом поверхности карбонизованных углепластиков, размещенных в термохимических реакторах проточного типа.

Перенос диоксида углерода диффузией по длине поры карбонизованного углепластика описывается уравнением:

$$\frac{d^2C}{d\ell^2} = \frac{2k}{Dr} f(C), \quad (1)$$

где C – концентрация диоксида углерода; ℓ – координата по длине поры углепластика; k – константа скорости газификации углерода; D – коэффициент диффузии диоксида углерода; r – радиус поры; $f(C)$ – концентрационная функция.

Уравнение (1) дополняется граничными условиями

$$C|_{\ell=0} = C_0^H; \quad (2)$$

$$\left. \frac{dC}{d\ell} \right|_{\ell=h} = 0, \quad (3)$$

где C_0^H – концентрация диоксида углерода на поверхности карбонизованного углепластика; h – половина толщины стенки углепластика.

Решение уравнения (1) с условиями (2) и (3) задает распределение концентрации диоксида углерода по длине поры углепластика:

$$C = \frac{C_0 \cdot \left\langle \exp(-z \cdot \ell) + \exp\left[z \cdot (\ell - 2h)\right] \right\rangle}{1 + \exp(-2z \cdot h)}, \quad (4)$$

где z – корень характеристического уравнения $z = (2k/r \cdot D)^{0,5}$.

Уравнение (4) применимо для пор, которые принадлежат каждому из четырех локальных групп порограммы углеродных композитов [3]. Первая группа пор характеризуется размером эффективных радиусов от 0,001 до 0,03 мкм; вторая группа пор – 0,03...2,50 мкм; третья группа пор – 2,50...10,0 мкм и четвертая группа пор – 10...200 мкм. Доля пор первой группы составляет 38 %, второй группы – 32 %, третьей – 19 % и четвертой группы – 11 %.

Для каждой группы пор плотность их распределения по размерам можно аппроксимировать параболической зависимостью:

$$f(r_i) = a_i \cdot r_i^2. \quad (5)$$

На функцию (5) накладывается условие нормирования, которое задает долю пор в пределах локальных групп, и параметр распределения a_i имеет вид:

$$a_i = \frac{3q_i}{r_{2i}^3 - r_{1i}^3}, \quad (6)$$

где q_i – доля пор в пределах i -й локальной группы; r_{1i} , r_{2i} – минимальный и максимальный размер радиусов пор соответственно в пределах i -й локальной группы.

Тогда величину среднего радиуса пор \bar{r}_i в пределах i -й группы можно рассчитать как

$$\bar{r}_i = \frac{0,75 q_i \cdot (r_{2i}^4 - r_{1i}^4)}{r_{2i}^3 - r_{1i}^3}, \quad (7)$$

Дифференциальное уравнение переноса реакционного газа по длине проточного реактора, с учетом его разложения на нагретых поверхностях пористой структуры карбонизованного углепластика, имеет вид [4]:

$$\frac{d(C \cdot U)}{dx} = -2k \cdot \beta \cdot \theta \cdot C, \quad (8)$$

где U – скорость течения реакционного газа по длине реактора; β – коэффициент теплопроводности;

$$\theta = \frac{1}{R \cdot \left[\beta + k \cdot (1 - q_n) + q_n \cdot \pi \cdot \sum_{i=1}^N \Omega_i \right]}; \quad R - \text{радиус}$$

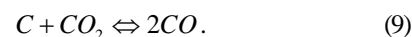
реактора;

$$\Omega_i = r_i^2 \cdot D_i \cdot k_i \cdot p_i \cdot \left[\frac{\exp(-2k_i \cdot h) - \exp(2k_i \cdot h)}{2 + \exp(2k_i \cdot h) + \exp(-2k_i \cdot h)} \right],$$

r_i, p_i – средний эффективный радиус и относительная

часть i -й характерной группы пористой структуры карбонизованного углепластика соответственно; N – количество характерных групп пор.

Реакцию газификации записывают в виде:



Для реакции (9) распределение реакционного газа по длине реактора с учетом степени его разложения можно записать как

$$C_{CO_2} = C_{CO_2}^{ex} \cdot (1 - \alpha); \quad (10)$$

$$C_{CO} = C_{CO_2}^{ex} \cdot (1 + 2\alpha); \quad (11)$$

$$U = U_{ex} \cdot (1 + \alpha), \quad (12)$$

где $C_{CO_2}^{ex}$ – концентрация диоксида углерода на входе в реактор; U_{ex}, U – скорость подачи газов на входе и по длине реактора соответственно.

Уравнение (8) с учетом соотношений (10)–(12) будет иметь вид:

$$\frac{3\alpha}{1 - \alpha} \cdot \frac{d\alpha}{dx} + \frac{k \cdot \beta \cdot \theta}{U_{ex}} = 0. \quad (13)$$

Из решения уравнения (13) степень разложения диоксида углерода определится как

$$\alpha(x) = (2\theta \cdot x)^{0,5}. \quad (14)$$

Использование решений (4) и (14) предполагает известными величины констант скорости газификации для стеклоуглерода, пиролитического и технического углерода, которые служат составными компонентами матричного материала при его профилировании в среде диоксида углерода.

Определение кинетических параметров процесса газификации для вышеуказанных форм углерода, выполнено в работе [5]. Исследованиями установлено, что максимальное значение энергии активации (6,0 МДж/кг) имеет стеклоуглерод, минимальное значение (0,27 МДж/кг) – технический углерод.

Различие значений указанного параметра для исследуемых материалов связано с их структурой. Так, стеклоуглерод характеризуется глобулярной структурой, состоящей из лентоподобных образований атомов углерода. Технический углерод представляет собой микропорошок, частицы которого имеют эффективный размер от нескольких атомов углерода до нескольких сотен нанометров. Пиролитический углерод, полученный осаждением на нагретой поверхности в среде природного газа, обладает упорядоченной кристаллической структурой, которая складывается из атомных плоскостей, располагаемых параллельно поверхности подложки осаждения, при этом атомы углерода расположены в вершинах правильных шестиугольников.

Практическое отсутствие пористости пиролитического углерода и частиц технического углерода, высокая степень упорядоченности их структуры обеспечивают значения линейной скорости газификации на два порядка ниже, чем для стеклоуглерода.

В табл. 1 и 2 представлены распределение концентрации диоксида углерода (C_1/C_0), а также отношение начального радиуса поры к его текущему значению (r_0/r_1) по толщине стенки (по длине пор) карбонизованного углепластика соответственно для средних значений радиусов четырех локальных групп пор: I – 16,50 мкм; II – 2,85 мкм; III – 0,72 мкм; IV – 0,085 мкм.

Таблица 1 – Распределение диоксида углерода C/C_0 по длине пор различного радиуса

Отношение l/h	Значение параметра C/C_0 в зависимости от среднего радиуса группы пор			
	I	II	III	IV
0	1,00	1,00	1,00	1,00
0,2	0,83	0,73	0,62	0,53
0,4	0,72	0,59	0,42	0,24
0,6	0,60	0,46	0,29	0,12
0,8	0,51	0,35	0,20	0,09
1,0	0,43	0,29	0,16	0,06

Таблица 2 – Изменение радиуса поры r/r_0 по ее длине

Отношение l/h	Значение параметра r/r_0 в зависимости от среднего радиуса группы пор			
	I	II	III	IV
0	0,42	0,27	0,17	0,07
0,2	0,43	0,31	0,19	0,08
0,4	0,45	0,33	0,21	0,09
0,6	0,51	0,39	0,23	0,11
0,8	0,62	0,52	0,38	0,21
1,0	0,90	0,81	0,69	0,69

Список литературы

1. Гурин В. А. Исследование газофазного уплотнения пироуглеродом пористых сред методом радиально движущейся зоны пиролиза / В. А. Гурин, И. В. Гурин, С. Г. Фурков // Вопросы атомной науки и техники. – Харьков : ННЦ «ХФТИ», 1999. – Вып. 4 (76). – С. 32–45.
2. Скачков В. О. Модель процесу формування щільності вуглецевих композиційних матеріалів / В. О. Скачков, В. І. Иванов, Т. М. Нестеренко та ін. // Математичне моделювання. – 2000. – № 2 (5). – С. 75–77.
3. Байгушев В. В. Технология производства композиционных углерод-углеродных материалов электротермического назначения / Диссертация канд. техн. наук: / Владимир Владимирович Байгушев. – Днепропетровск : УГХТУ, 2006. – 140 с.
4. Скачков В. А. Моделирование процесса разложения углеводородов в термических реакторах проточного типа / В. А. Скачков, В. И. Иванов, Н. А. Карпенко и др. // Известия Вузов. Черная металлургия. – 1991. – № 12. – С. 33–35.
5. Скачков В. А. Профілювання пористої структури і щільності вуглеродних композитів в середі діоксида вуглецю / В. А. Скачков, В. І. Иванов, О. Р. Бережная // Металургія : наукові праці Запорізької державної інженерної академії. – Запоріжжя : РВВ ЗДІА, 2012. – Вип. 3(38). – С. 114–120.

Одержано 06.04.2016

Скачков В.О., Иванов В.І., Нестеренко Т.І., Бережна О.Р. Про формування системи транспортних пор у структурі карбонізованих вуглепластиків

Вивчено закономірності формування системи транспортних пор у структурі карбонізованих вуглепластиків під час газифікації у середовищі діоксиду вуглецю. Розглянуто задачу перенесення діоксиду вуглецю за довжиною пор вуглепластика, що забезпечує задане профілювання його структури під час газифікації.

Ключові слова: карбонізований вуглепластик, газифікація, діоксид вуглецю, профілювання структури, система транспортних пор.

Skachkov V., Ivanov V., Nesterenko T., Berezhnaya O. About formation of system of transport pores system in structure of carbonized carbon-fibre-reinforced plastics

Formation mechanisms of transport pores system in the structure of carbonized carbon-fibre-reinforced plastics at its gasification in the medium of dioxide carbon are studied. The task of dioxide carbon transfer along length of pores for carbon-fibre-reinforced plastic, which provides given profiling of its structure at the gasification process is considered.

Keys words: carbonized carbon-fibre-reinforced plastic, gasification, dioxide carbon, profiling of structure, system of transport pores.

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 517. 956. 22

Канд. фіз.-мат. наук І. А. Костюшко¹, канд. фіз.-мат. наук В. А. Куземко²

¹Запорізький національний університет, м. Запоріжжя

²Університет митної справи та фінансів, м. Дніпро

СТАБІЛІЗАЦІЯ ПОТЕНЦІАЛЬНОЇ СИСТЕМИ ЦИРКУЛЯРНИМИ СИЛАМИ

Розглядається випадок, коли лінійна потенціальна система має довільне число від'ємних коефіцієнтів стійкості. Вирішується задача про стабілізацію (до стійкості) нестійкої потенціальної системи циркулярними силами. Отримано умови стійкості у термінах вихідної системи.

Ключові слова: циркулярна система, функція Ляпунова, стійкість системи, стабілізація нестійкої системи, додатна визначеність матриці.

У нормальних координатах лінійні рівняння збуреного руху циркулярної системи (на яку діють потенціальні та позиційні неконсервативні сили – циркулярні сили) мають вигляд:

$$\ddot{x} + Kx + Fx = 0, \quad x \in R^n,$$

$$K = \text{diag}(\lambda_1, \lambda_2, \dots, \lambda_n), \quad F^T = -F. \quad (1)$$

Вважаємо, що всі коефіцієнти $\lambda_i \neq \lambda_j$ ($i \neq j$) і розташовані в порядку зменшення зі зростанням індексу $\lambda_1 > \lambda_2 > \dots > \lambda_n$.

Розглянемо функцію

$$2V = \dot{x}^T (E + C) \dot{x} + x^T D x, \quad (2)$$

де E – одинична матриця, а симетричні матриці C та D невідомі і належать визначенню. Крім того, на головній діагоналі матриці C стоять нулі. Похідна \dot{V} , визначена згідно з системою (1), $\dot{V} = 0$ при $D = (K - F)(E + C)$. Оскільки $D^T = D$, то остання умова приводить до матричного рівняння для визначення матриці C

$$(K - F)C - C(K + F) = 2F. \quad (3)$$

Неважко помітити, що у скалярному вигляді матричне рівняння (3) уявляє собою лінійну систему порядку $n(n-1)/2$, а кількість невідомих C_{ij} – елементів матриці C , збігається з цим порядком.

Розв'язок матричного рівняння Ляпунова (3) буде-мо шукати у вигляді

$$C = \sum_{k=1}^{\infty} C_k, \quad (4)$$

а матриці C_k ($k = \overline{1, \infty}$) відповідають нескінченній системі матричних рівнянь

$$\begin{cases} KC_1 - C_1K = 2F, \\ KC_2 - C_2K = FC_1 + C_1F, \\ \dots \\ KC_r - C_rK = FC_{r-1} + C_{r-1}F, \quad (r = 3, 4, \dots) \\ \dots \end{cases} \quad (5)$$

Згідно з рівняннями системи (5) можна отримати оцінки для норм матриць C_k ($k = 1, 2, \dots$)

$$\|C_1\| < \frac{2\|F\|}{s}, \quad \|C_2\| < \left(\frac{2\|F\|}{s} \right)^2, \dots, \quad (6)$$

де $s = \min_{\substack{i,j \\ (i \neq j)}} |\lambda_i - \lambda_j|$, а норма матриць C_k визначається

згідно з формулою: $\|C_k\| = \max_{1 \leq i \leq n} \sum_{j=1}^n |c_{ij}|$, c_{ij} – елементи

матриці C_k .

Згідно з (6) при виконанні нерівності $s > 2\|F\|$ із (4) отримуємо оцінку за нормою матриці C

$$\|C\| < \frac{2\|F\|}{s - 2\|F\|}. \quad (7)$$

Матриця $E + C$ додатна визначена, якщо всі власні значення матриці C належать інтервалу $(-1,1)$ [2] або $\|C\| < 1$. Із врахуванням (7), отримусмо умову додатної визначеності матриці $E + C$

$$\|F\| < \frac{1}{4} s. \quad (8)$$

Доведемо, що характеристичне рівняння системи (1) $\det(E\lambda^2 + K + F)$ збігається із характеристичним рівнянням системи

$$\ddot{x} + Lx = 0, \quad L = L^T = (E + C)^{-1/2} D (E + C)^{-1/2}. \quad (9)$$

В (9) матриця C відповідає рівнянню (3). Оскільки $(E + C)^{-1} D = K + F$ та

$$\det[(E + C)\lambda^2 + D] = [\det(E + C)^{1/2}]^2 \det(E\lambda^2 + L).$$

Застосовуючи розклад матриці L за Тейлором, можна показати, що її можна представити у вигляді $L = L_0 + L_1$. Елементи матриці $L_0 = (l_{ij})$ мають вигляд

$$l_{ij} = \lambda_j \delta_{ij} + \sum_{r=1}^n \left[\frac{1}{2} (\lambda_i + \lambda_j) - \lambda_r \right] f_{ir} f_{ri} / [(\lambda_i - \lambda_r)(\lambda_j - \lambda_r)]$$

де δ_{ij} – символ Кронекера.

Використовуючи нерівність (7), неважко показати, що норма матриці L_1 відповідає нерівності

$$\|L_1\| \leq \frac{32(8\lambda_1 + s)\|F\|^4}{[s^3(s - 4\|F\|)]}. \quad (10)$$

Для означення умови додатної визначеності матриці L_0 скористаємося локалізаційною теоремою Брауера та одним наслідком із неї [3]: характеристичні числа матриці $A = (a_{ij})$ порядку n розташовані в області, утвореній об'єднанням C_n^2 овалів Кассіні

$$|\lambda - a_{kk}| |\lambda - a_{mm}| \leq P_k P_m, \quad k \neq m, \quad (11)$$

$$P_i = \sum_{\substack{j=1 \\ (j \neq i)}}^n |a_{ij}|.$$

Для додатної визначеності симетричної матриці A з дійсними елементами достатньо, щоб виконувалися нерівності

$$a_{kk} > 0, \quad a_{kk} \cdot a_{mm} > P_k P_m \quad (k \neq m, m = \overline{1, n}). \quad (12)$$

Діагональні елементи матриці L_0 мають вигляд

$$l_{11} = \lambda_1 - \sum_{k=2}^n \frac{f_{1k}^2}{\lambda_1 - \lambda_k},$$

$$l_{22} = \lambda_2 + \sum_{\substack{k=1 \\ (k \neq 2)}}^n \frac{f_{2k}^2}{\lambda_k - \lambda_2},$$

.....

$$l_{ss} = \lambda_s + \sum_{\substack{k=1 \\ (k \neq s)}}^n \frac{f_{sk}^2}{\lambda_k - \lambda_s},$$

$$l_{s+1s+1} = \lambda_{s+1} + \sum_{\substack{k=1 \\ (k \neq s+1)}}^n \frac{f_{s+1k}^2}{\lambda_k - \lambda_{s+1}},$$

.....

$$l_{n-1n-1} = \lambda_{n-1} + \sum_{\substack{k=1 \\ (k \neq n-1)}}^n \frac{f_{n-1k}^2}{\lambda_k - \lambda_{n-1}},$$

$$l_{nn} = \lambda_n + \sum_{\substack{k=1 \\ (k \neq n)}}^n \frac{f_{nk}^2}{\lambda_k - \lambda_n}. \quad (13)$$

Зауважимо, що $\sum_{r=1}^n l_{rr} = \sum_{p=1}^n \lambda_p$. Оскільки необхідною умовою стійкості системи (1) є нерівність $\sum_{p=1}^n \lambda_p > 0$ (серед λ_p повинне бути хоча б одне значення додатним), тому $\sum_{r=1}^n l_{rr} > 0$.

$$l_{11} > l_{22} > \dots > l_{nn}. \quad (14)$$

Маємо $(\lambda_p - \lambda_{p+1})^2 \geq (\lambda_p - \lambda_{p+1})s \geq s^2 > 2\|F\|^2$, або $\lambda_p - \frac{\|F\|^2}{s} > \lambda_{p+1} + \frac{\|F\|^2}{s}$. Окрім того,

$$\left| \sum_{\substack{k=1 \\ (k \neq p)}}^n \frac{f_{pk}^2}{\lambda_p - \lambda_k} \right| \leq \sum_{\substack{k=1 \\ (k \neq p)}}^n \frac{f_{pk}^2}{|\lambda_p - \lambda_k|} \leq s^{-1} \sum_{\substack{k=1 \\ (k \neq p)}}^n f_{pk}^2 \leq s^{-1} \|F\|^2. \quad \text{Із}$$

цих нерівностей і витікає (14).

Величини $P_i = \sum_{\substack{j=1 \\ (j \neq i)}}^n |l_{ij}|$ відповідають нерівностям

$$P_i \leq s^{-1} \|F\|^2, \quad i = \overline{1, n}. \quad (15)$$

Дійсно, маємо

$$P_i = \sum_{\substack{j=1 \\ (j \neq i)}}^n |l_{ij}| = \frac{1}{2} \sum_{\substack{j=1 \\ (j \neq i)}}^n \left| \sum_{\substack{k=1 \\ (k \neq i, j)}}^n \left(\frac{f_{ik} f_{kj}}{\lambda_j - \lambda_k} - \frac{f_{ik} f_{kj}}{\lambda_i - \lambda_k} \right) \right| \leq$$

$$\leq s^{-1} \sum_{j,k=1}^n |f_{ik} f_{kj}| \leq s^{-1} \|F\| \sum_{k=1}^n |f_{ik}| \leq s^{-1} \|F\|^2.$$

Згідно нерівностей (14), (15), умови додатної визначеності матриці L_0 зводяться до двох

$$\lambda_n + \sum_{k=1}^{n-1} \frac{f_{nk}^2}{\lambda_k - \lambda_n} > 0,$$

$$\left(\lambda_{n-1} + \sum_{\substack{k=1 \\ (k \neq n-1)}}^n \frac{f_{n-1k}^2}{\lambda_k - \lambda_{n-1}} \right) \times \left(\lambda_n + \sum_{k=1}^{n-1} \frac{f_{nk}^2}{\lambda_k - \lambda_n} \right) - \|F\|^4 s^{-2} > 0. \quad (16)$$

Покажемо, що усі власні значення додатної визначеності матриці L_0 знаходяться з правої сторони числа $\chi > 0$:

$$\chi = \frac{1}{2} \left\{ l_{n-1n-1} + l_{nn} - \left[(l_{n-1n-1} - l_{nn})^2 + 4\|F\|^4 s^{-2} \right]^{1/2} \right\}. \quad (17)$$

Згідно оцінок (11) для $k = n-1, m = n$ отримуємо

$$\begin{aligned} |\lambda - l_{n-1n-1}| |\lambda - l_{nn}| &\leq P_{n-1} P_n \leq \|F\|^4 s^{-2} \quad \text{або} \\ \lambda^2 - (l_{n-1n-1} + l_{nn}) \lambda + l_{n-1n-1} l_{nn} - \|F\|^4 s^{-2} &\leq 0. \end{aligned}$$

Костюшко И.А., Куземко В.А. Стабилизация потенциальной системы циркулярными силами

Рассматривается случай, когда линейная потенциальная система имеет произвольное число отрицательных коэффициентов устойчивости. Решается задача о стабилизации (до устойчивости) неустойчивой потенциальной системы циркулярными силами. Получены условия стойкости в терминах исходной системы.

Ключевые слова: циркулярная система, функция Ляпунова, устойчивость системы, стабилизация неустойчивой системы, положительная определенность матрицы.

Kostushko I., Kuzemko V. Stabilizing of the potential system by circular forces

A case is examined, when the linear potential system has an arbitrary number of negative coefficients of stability. A task about stabilizing (to stability) of the unsteady potential system circular forces is decided. The terms of firmness are got in terms of the initial system.

Key words: circular system, Lyapunov function, stability of the system, stabilizing of the unsteady system, positive definiteness of matrix.

Із останньої нерівності впливає оцінка (17).

Згідно з оцінкою за нормою матриці L_1 (10), отримуємо умову додатної визначеності матриці $L = L_0 + L_1, \|L_1\| < \chi$ або

$$\begin{aligned} l_{n-1n-1} + l_{nn} - \left[(l_{n-1n-1} - l_{nn})^2 + 4\|F\|^4 s^{-2} \right]^{1/2} > \\ > \frac{64(8\lambda_1 + s)\|F\|^4}{s^3(s - 4\|F\|)}. \end{aligned} \quad (18)$$

У (18) l_{n-1n-1} та l_{nn} визначено згідно з (13).

При виконанні нерівності (18) впливає умова додатної визначеності матриці D і, відповідно, додатна визначеність функції (2) і, як наслідок, стійкість системи (1) у випадку довільного числа від'ємних коефіцієнтів стійкості.

Список літератури

1. Агафонов С. А. К вопросу устойчивости неконсервативных систем / С. А. Агафонов // Механика твердого тела. – 1996. – № 1. – С. 47–51.
2. Беллман Р. Введение в теорию матриц / Р. Беллман. – М.: Наука, 1976. – 351 с.
3. Пароди М. Локализация характеристических чисел матриц и ее применения / М. Пароди. – М.: Иностранная литература, 1960. – 170 с.

Одержано 22.12.2015

РОЗРОБКА ТРИВИМІРНОЇ МОДЕЛІ ЛОПАТКИ КОМПРЕСОРА ГАЗОТУРБІННОГО ДВИГУНА, ЯКА ПІДДАЄТЬСЯ ОБРОБЦІ НЕПЕРЕРВНИМ ЛАЗЕРОМ

Запропоновано тривимірну модель лопатки компресора газотурбінного двигуна, яка піддається обробці неперервним променем лазера. Здійснені попередні розрахунки параметрів лазерної обробки поверхні лопатки та температурний розподіл у виробі зі складною конфігурацією поверхні методом скінченних елементів з використанням мультифізичної симуляції. Модель може бути базовою для подальшого відпрацювання оптимальних режимів лазерної обробки лопаток авіаційних газотурбінних двигунів.

Ключові слова: лопатка компресора, неперервний лазер, температурний розподіл, метод скінченних елементів.

Одним з найважливіших завдань сучасного виробництва двигунів є підвищення їх надійності з одночасним збільшенням ресурсу їхньої роботи. Це досягається як вибором нових перспективних жароміцних матеріалів та сплавів, так і оптимізацією методів обробки традиційних матеріалів. Надійність авіа- та газотурбінних двигунів значною мірою залежить від надійності роботи лопаток турбіни та компресора, оскільки вони є найбільш навантаженими деталями. Лопатки піддаються дії статичних, динамічних та циклічних навантажень. Крім цього, лопатки піддаються значному термічному впливу, експлуатуються за умов агресивного газового середовища і піддаються газовій корозії [1]. До них застосовуються підвищені вимоги стосовно структури, хімічного складу, механічних властивостей, геометричних розмірів, а їх матеріали підлягають необхідній сертифікації після великої кількості випробувань, що вимагають значного обсягу робіт та фінансових витрат.

Використання сучасних методів обробки поверхні деталей компресорів та газотурбінних двигунів з традиційних матеріалів, які дозволяють суттєво підвищити їх комплекс фізико-механічних властивостей, не змінюючи при цьому геометричні розміри та хімічний склад матеріалів, є актуальним завданням. Воно є важливим для їх упровадження в технологічні процеси виготовлення деталей цього типу у виробництво як резерв подальшого розвитку методів збільшення зносостійкості [2–7].

Модель

Об'єктом дослідження обрано лопатку компресора, яку виготовлено з титанового сплаву ВТ14 (таблиця 1),

Таблиця 1 – Склад титанового сплаву ВТ14

Fe	C	Si	Mo	V	N	Ti	Al	Zr	O
0,25	0,1	0,15	2,5÷3,8	0,9÷1,9	0,05	86÷92	3,5÷6,3	0,3	0,015

що зміцнюється шляхом проміжного гартування в температурному інтервалі 850–900 °С [8]. Були обрані середньостатистичні геометричні параметри лопатки: висота – 100 мм, ширина хорди – 30 мм, товщина стінки 3 мм. Базуючись на цих розмірах було побудовано тривимірну модель (рис. 1) лазерної обробки, яка дає можливість отримати в поверхневому шарі лопаток аморфну або аморфно-кристалічну структуру, що відповідає вимогам наявності високої поверхневої зносостійкості. До речі метод широко використовували японці для різкого підвищення зносостійкості магнітних головок з твердого пермалою (метод «lazer amorphization»).

У зв'язку з тим, що лопатка має складну геометрію (рис. 1), для вибору параметрів проміжного гартування найбільш ефективним є застосування локальної обробки, яке притаманне неперервному лазеру, що рухається уздовж поверхні виробу. Розмір лазерного променя варіювався в інтервалі 1,5÷15 мм, а потужність випромінювання – в інтервалі 100÷300 Вт.

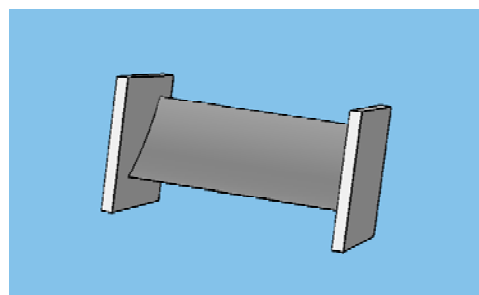


Рис. 1. Тривимірна модель лопатки компресора

Для коректного розрахунку методом скінченних елементів модель піддалася дискретизації на тетраедральні комірки (рис. 2).

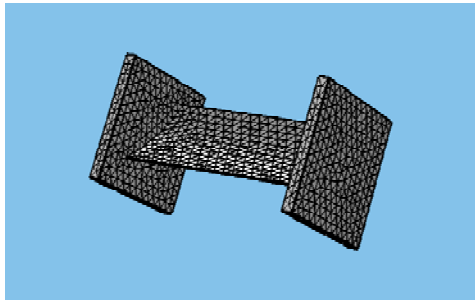


Рис. 2. Схема дискретизації трьохвимірної моделі лопатки на тетраедральні комірки

При цьому було використане рівняння теплопровідності:

$$\frac{\partial T(\vec{r}, t)}{\partial t} = a \Delta T(\vec{r}, t) + \frac{1}{\rho c} q_v(\vec{r}, t), \quad (1)$$

де $a = \lambda / \rho c$ коефіцієнт температуропровідності, λ – коефіцієнт теплопровідності.

У моделі, на відміну від попередніх моделей [9], обрано лазерний пучок неперервного лазера, що опромінює поверхню (x, y) , має Гаусовий профіль і поширюється уздовж осі z :

$$q(\vec{r}, t) = A q_0 \exp(-\alpha z) \exp\left(-\frac{x^2 + y^2}{r_0^2}\right), \quad (2)$$

де r_0 – радіус пучка, α – коефіцієнт поглинання середовища, q_0 – інтенсивність випромінювання. У моделі враховували стабілізацію температури, оскільки при русі лазерного променя уздовж поверхні до нагріву долучаються увесь час нові ділянки поверхні. Розподіл температури на поверхні в загальному вигляді відповідає залежності:

$$T_0(x, y) = \frac{P}{2\pi k \sqrt{x^2 + y^2}} e^{\frac{V}{2a}(x + \sqrt{x^2 + y^2})}, \quad (3)$$

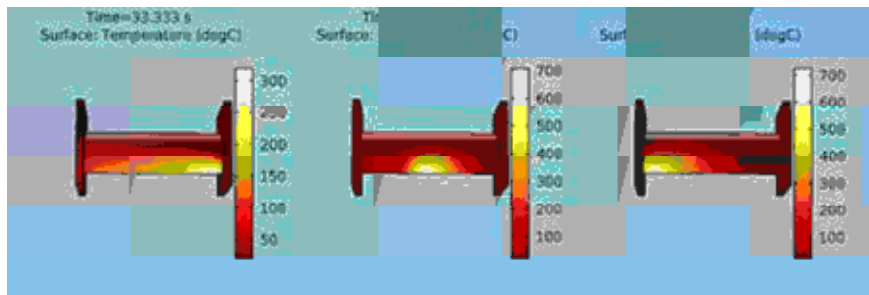


Рис. 4. Схема руху лазерного променя вздовж поверхні лопатки

де $P = qS$ – потужність джерела, S – площа, V – швидкість руху. Особливість нагрівання таким джерелом полягає в тому, що матеріал попереду прогривається слабо, а позаду залишається слабо гаснучий шлейф [10]. Результат залежить від співвідношення ефективного часу дії – тобто часу проходження плямою випромінювання свого діаметра $t_u = d_0 / V$ та теплопровідного часу $t_T = r_0^2 / a$.

Враховуючи особливості застосування методу скінченних елементів, були обрані контрольні точки з максимальними значеннями температур (рис. 3), які використовувалися в подальшому моделюванні [11].

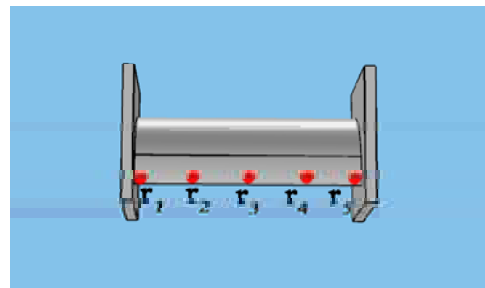


Рис. 3. Схема розміщення контрольних точок на поверхні лопатки

Результати розрахунків та їх обговорення

На рис. 4 схематично зображений розподіл температури від центру дії лазерного променя по поверхні і в глибину при одночасному русі його уздовж поверхні зі швидкістю $1,5 \cdot 10^{-3}$ м/с. Потужність лазерного випромінювання становила 150 Вт (при радіусі пучка 15 мм) і відповідала оптимальним температурним умовам обробки титанового сплаву в режимі зміцнення поверхні лопатки [12, 13].

Розрахунки показують, що для досягнення потрібних умов гартування необхідно $47 \div 57$ с часу. При одноразовому проходженні необхідні температурні умови не досягаються. Розподіл температури в поверхні на різних відстанях від краю лопатки показує, що найкращі температурні умови досягаються при швидкості, що не перевищує $2 \cdot 10^{-3}$ м/с на відстанях з кроком

25 мм від 0 до 50 мм, починаючи з краю лопатки (рис. 6). Збільшення швидкості руху лазера при обраній потужності є неефективним. У цьому випадку необхідно збільшувати потужність лазерного випромінювання або зменшувати швидкість його руху, чи змінювати обидва параметри одночасно за нелінійним законом.

Також були проведені попередні розрахунки розподілу температури в глибину від поверхні лопатки (рис. 6). Вони показують, що робочі температури досягалися на глибині, яка не перевищувала 120–170 мкм, що і визначало товщину зміцненого шару лопатки при обраних параметрах лазерного випромінювання.

Висновки

1. Отже, було створено тривимірну модель, яка дозволяє підібрати параметри лазерного випромінювання та швидкість руху його плями уздовж поверхні для

найбільш ефективного зміцнення лопаток компресора газотурбінного двигуна за обраними температурними умовами.

2. Модель показує адекватну оцінку характеристик і враховує як матеріал виробу, так і його теплофізичні характеристики.

3. Результати розрахунків свідчать про те, що зміцнений поверхневий шар має малу товщину, яка не перевищує 120–170 мкм і є достатньою для підвищення експлуатаційних характеристик лопаток.

За допомогою моделі можна визначити також умови лазерної обробки, а саме кількість проходів лазерного променя для досягнення необхідних результатів, враховуючи швидкість руху по поверхні неперервного променя. Запропонована модель буде корисною для використання у виробництві деталей газотурбінних двигунів.

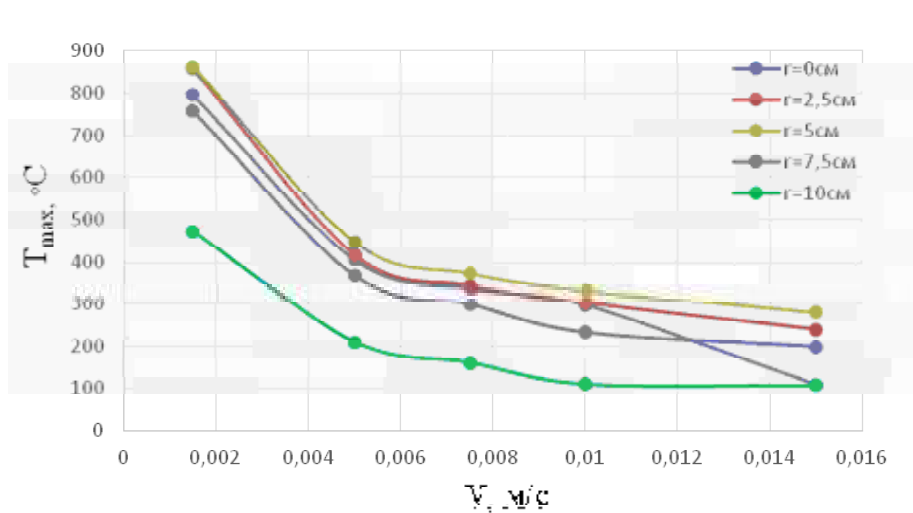


Рис. 5. Розподіл температури в поверхні на різних відстанях від краю лопатки при різних швидкостях руху лазера

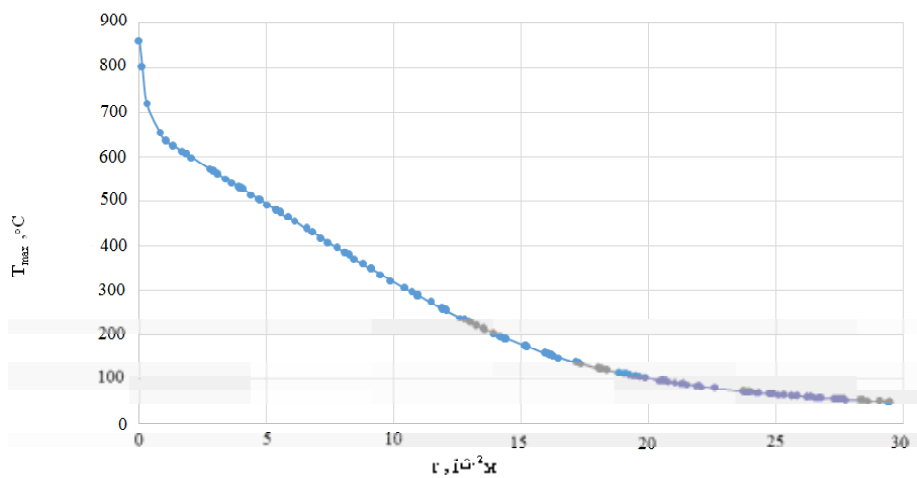


Рис. 6. Розподіл температури у глибину лопатки

Список літератури

1. Крымов В. В. Производство газотурбинных двигателей / В. В. Крымов, Ю. С. Елисеев, К. И. Зудин. – М. : Полет, 2002. – 376 с.
2. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. В 2-х ч. : Ч. 1 «Лопатки компрессора и вентилятора» / [В. А. Богуслав, Муравченко Ф. М., Жеманюк В. И. и др.]. – Запорожье : Издательский комплекс ОАО «Мотор Сич», 2003. – 396 с.
3. Петухов А. Н. Сопротивление усталости деталей ГТД / А. Н. Петухов. – М. : Машиностроение, 1993. – 240 с.
4. Лозицкий Л. П. Конструкция и прочность авиационных деталей / Л. П. Лозицкий. – М. : Воздушный транспорт, 1992. – 535 с.
5. Степанова Л. П. Про створення сприятливої кристаллогеометрії покриттів TiN на авіаційних лопатках з титанових сплавів / Степанова Л.П., Ольшанецкий В. Ю., Пухальська Г. В. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. – № 2. — С. 11–16.
6. Масленников Н. М. Авиационные газотурбинные двигатели / Н. М. Масленников, Ю. Н. Шальман. – М. : Машиностроение, 1975. – 576 с.
7. Братухин А. Г. Современные технологии в производстве газотурбинных двигателей / Братухин А. Г. ; под ред. А. Г. Братухина, Г. К. Язова, Б. Е. Карасева. – М. : Машиностроение, 1997. – 416 с.
8. Титанові сплави в машинобудуванні /Б. Б. Чечулин, С. С. Ушков, И. Н. Разуваева, В. Н. Гольдфайн. – М. : Машинобудування, 1977. – 248 с.
9. Влияние импульсного лазерного воздействия на перераспределение углерода в стали / [Величко И.Г., Данильченко В.Е., Недоля А.В., Титов И.Г.] // Доповіді НАНУ, 2008. – № 9. – С. 93–98.
10. Либенсон М. Н. Взаимодействие лазерного излучения с веществом / М. Н. Либенсон, Е. Б. Яковлев, Г. Д. Шандыбина. – СПб: СПб ГУ ИТМО, 2006. – 84 с.
11. Solin P. Higher-Order Finite Element Methods, Washington DC: Chapman & Hall / Solin P., Segeth K., Dolezel I. – CRC Press, 2003. – 408 p.
12. Пат. 2183692 Российская Федерация, С22F1/18 С23C8/16. Способ лазерного упрочнения титана и его поверхности / В. В. Рыбин, В. И. Горынин, В. О. Попов, С. Н. Хомов; В. П. Кулик, А. Л. Пукшанский ; заявитель и патентообладатель : Государственное унитарное предприятие Центральный научно- исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей». – № 2000116229/02 ; заявл. 20.06.00 ; опубл. 20.06.02.
13. Пат. 2522919 Российская Федерация, Способ формирования микроструктурированного слоя нитрида титана / Д. В. Абрамов, Д. А. Кочуев, С. А. Маков, В. Г. Прокошев, К. С. Хорьков ; заявитель и патентообладатель : Владимирский государственный университет имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых. – № 2013101817/14 ; заявл. 15.01.13 ; опубл. 21.05.14

Одержано 11.06.2016

Воловик Р.А., Недоля А.В., Ольшанецкий В.Е. Разработка трехмерной модели лопатки компрессора газотурбинного двигателя, которая подвергается обработке непрерывным лазером

Предложена трехмерная модель лопатки компрессора газотурбинного двигателя, которая подвергается обработке непрерывным лазером. Проведены предварительные расчеты параметров лазерной обработки поверхности лопатки и температурное распределение в изделии со сложной конфигурацией поверхности методом конечных элементов, используя мультифизическую симуляцию. Модель может быть базовой для дальнейшей отработки оптимальный режимов лазерной обработки деталей авиа- и газотурбинных двигателей.

Ключевые слова: лопатка компрессора, непрерывный лазер, температурное распределение, метод конечных элементов.

Volovik R., Nedolia A., Ol'shanetskii V. The three-dimensional model development of the compressor blade of a gas turbine engine at laser treatment

A three-dimensional model of gas turbine engine compressor blades, which is subjected to continuous laser treatment was proposed. Of the laser treatment parameters of the blade's surface and the temperature distribution in a product with a complex surface configuration using finite element method using multiphysics simulation were preliminary calculated. The model can be a base for further optimization of the laser processing modes parts of air and gas-turbine engines.

Key words: compressor blade, a continuous laser, temperature distribution, finite element method.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ДУГОВОЙ НАПЛАВКИ ПРИ ПРОГРАММНО ИЗМЕНЯЕМЫХ ПАРАМЕТРАХ МЕХАНИЧЕСКИХ КОЛЕБАНИЙ

Получена формула для определения скорости наплавки, осуществляемой в условиях воздействия механических колебаний на сварочный инструмент, сварочную ванну и длину дуги, исходя из условия сплошности ширины наплавляемого валика.

Ключевые слова: сплошность, периодическое воздействие, скорость наплавки, гармоническое колебание, длина дуги.

Применение механического периодического воздействия на металл сварочной ванны в процессе наплавки позволяет не только контролировать формирование структуры, но и обеспечивать снижение глубины проплавления основного металла, что является не менее актуальной задачей.

Еще более уменьшить проплавление можно за счет периодического изменения длины дуги. Реализовать такое решение можно за счет применения станины с возможностью ее отклонения от вертикального положения в обе стороны (рис. 1).



Рис. 1. Принципиальный вид подвижной станины

Накладывая поперечные колебания на сварочный инструмент по наперед заданному гармоническому закону и асинхронный им периодический закон отклонения станины на некоторый угол, можно реализовать поставленную задачу.

Как показано в работах [1–3], в случае наложения внешних колебаний на расплав или сварочный инструмент, актуальной задачей является соблюдение сплошности наплавочного валика, т. е. его равномерного формирования по ширине. Из математического описания поставленной задачи определяется скорость наплавки, как функция времени через заданные законы колебаний станины и сварочного инструмента.

Согласно работе [1], сплошность будет иметь место, если нормаль AB , проведенная из точки сопряжения A (середина между двумя максимумами синусои-

ды) и произвольной точки графика функции $y = \frac{L}{2} \sin \omega t$ будет иметь длину, равную половине ширины поперечного шва — $l/2$ (рис. 2).

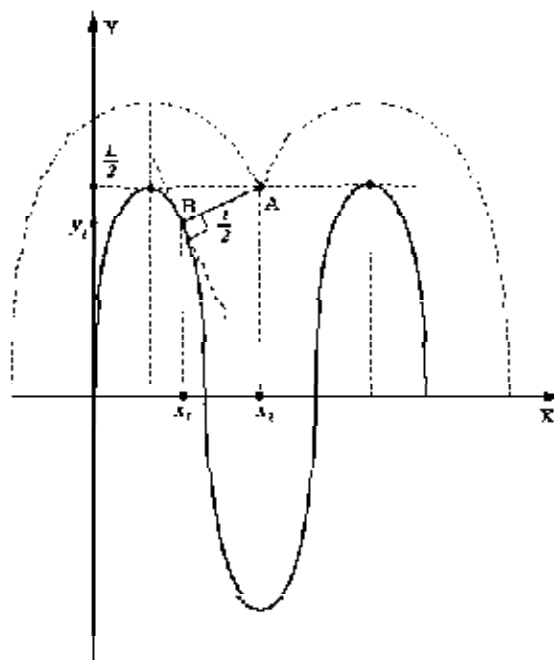


Рис. 2. К пояснению концепции сплошности при наплавке на неподвижную деталь сварочным инструментом с наложенными на него гармоническими колебаниями

Так в работе [3] представлена система уравнений, описывающая формирования наплавочного валика в условиях асинхронных поперечных колебаний, как сварочного инструмента, так и сварочной ванны. Где $y = \frac{L}{2} \sin \omega t$ — закон перемещения сварочного инструмента, ω — частота колебания, L — размах колебания, a — угловой коэффициент нормали AB , V_u — скорость наплавки, \bar{u} — вектор, характеризующий отклонение точ-

ки A , перпендикулярний осі x і учитывающий попере- речные колебания сварочной ванны по заданному за- кону ш (t) . Внешний вид системы уравнений:

$$\left\{ \begin{aligned} a &= -\frac{1}{\frac{\partial y}{\partial x}} = -\frac{1}{\frac{\frac{\partial y}{\partial t} dt}{\frac{\partial x}{\partial t} dt}} = -\frac{1}{\frac{L\omega \cos \omega t + \frac{\partial u}{\partial t}}{V_n}} = -\frac{2V_n}{L\omega \cos \omega t + 2\frac{\partial u}{\partial t}} \\ |x_2 - x_1| &= \frac{1}{|a|} \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t + u(x,t) \right) \\ \left(\frac{l}{2} \right)^2 &= (x_2 - x_1)^2 + \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t + u(x,t) \right)^2. \end{aligned} \right. \quad (1)$$

Пусть сварочный инструмент испытывает колеба- ния по гармоническому закону $y = \frac{L}{2} \sin \omega t$, а угол от- клонения от горизонтального положения станины – $\alpha(t)$. Тогда в некоторый момент времени t взаимное положение сварочного инструмента и формируемого наплавочного валика будет таким, что смещение точки A по осі y будет определяться выражением:

$y = y' \cos \alpha(t) = \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t \right) \cos \alpha(t)$, а изменение шири- ны шва, обусловленное изменением длины, – Δl (рис. 3). $|Ay_1| = |A'y_1| = \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t \right)$. Тогда система (1) примет вид:

$$\left\{ \begin{aligned} a &= -\frac{1}{\frac{\partial y}{\partial x}} = -\frac{1}{\frac{\frac{\partial y}{\partial t} dt}{\frac{\partial x}{\partial t} dt}} = -\frac{1}{\frac{L\omega \cos \omega t \cos \alpha(t) - \frac{\partial \alpha(t)}{\partial t} \frac{L}{2} \sin \omega t \sin \alpha(t)}{V_n}} = \\ &= -\frac{2V_n}{L\omega \cos \omega t \cos \alpha(t) - \frac{\partial \alpha(t)}{\partial t} L \sin \omega t \sin \alpha(t)} \\ |x_2 - x_1| &= \frac{1}{|a|} \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t \right) \cos \alpha(t) \\ \left(\frac{l - \Delta l}{2} \right)^2 &= (x_2 - x_1)^2 + \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t \right)^2 \cos^2 \alpha(t). \end{aligned} \right. \quad (2)$$

С учетом того, что данный процесс является наплав- кой, значение ширины зоны термического влияния (ЗТВ) – $l_{зтв}$ задается формулой [4]:

$$l_{зтв} = \sqrt{\frac{8q}{\pi e V_n c_p \Delta T}}, \quad (3)$$

где $q = \eta U_{\delta} I_n$ [Вт] – эффективная мощность источника питания, η – коэффициент мощности, U_{δ} – напряже- ние на дуге, I_n – ток наплавки, e – основание натураль- ного логарифма, c_p [Дж/(мм³·К)] – объемная теплоем- кость стали, ΔT [К] – разность температур точек в цен- тре сварочной ванны и в ЗТВ. Тогда ширина шва и ши- рина ЗТВ могут быть связаны через некий безразмер- ный коэффициент G : $l = G l_{зтв}$. С учетом формулы (3) ширина шва определится выражением:

$$l = G \sqrt{\frac{8\eta U_{\delta} I_n}{\pi e V_n c_p \Delta T}}. \quad (4)$$

Тогда изменение ширины шва Δl , вызванное изме- нением длины дуги $\Delta \delta$, определится следующим обра- зом:

$$\Delta l = G \sqrt{\frac{8\eta \Delta U_{\delta} \Delta I_n}{\pi e V_n c_p \Delta T}} = G \sqrt{\frac{8\eta \Delta E \Delta \delta \Delta I_n}{\pi e V_n c_p \Delta T}}, \quad (5)$$

где ΔI_n и ΔE [В/мм] – соответственно изменение тока наплавки и напряженности электрического поля, обус- ловленное $\Delta \delta$. Принимая горение дуги при атмосфер- ном давлении, можно написать выражения для ΔE [5]:

$$\Delta E = 2,05 \cdot 10^8 \frac{U_i^{29} \frac{1}{g_e^3}}{\Delta l_{\delta}^{\frac{1}{3}} a^{\frac{1}{3}}}, \quad (6)$$

где U_i [эВ] – потенциал ионизации атомов газа, a – отно- шение статистических весов ионов и атомов, g_e [м²] – сечение столкновения частиц с электронами (рамзауэ- ровское сечение). При подстановке выражения (5) в (6) получится:

$$\Delta l = G \Delta l_{\delta}^{\frac{1}{3}} \sqrt{\frac{16,4 \cdot 10^8 \eta \Delta \delta U_i^{29} \frac{1}{g_e^3}}{\pi e V_n c_p \Delta T a^{\frac{1}{3}}}}. \quad (7)$$

Объединяя в последней формуле все параметры в некоторый постоянный коэффициент R , которые не изменяются в зависимости от приращения дуги $\Delta \delta$, а также с учетом того, что $\Delta l_{\delta}^{\frac{1}{3}}$ незначительно по моду- лю и его изменение, вызванное так же мало, то вместо него можно принять некое усредненное постоянное значение. Тогда получим формулу:

$$\Delta l = R \sqrt{\frac{y \sin \alpha(t)}{V_n}}, \quad (8)$$

где $R = G \left| \Delta l_{\delta}^{\frac{1}{3}} \right|_{cp} \sqrt{\frac{16,4 \cdot 10^8 \eta U_i^{29} \frac{1}{g_e^3}}{\pi e c_p \Delta T a^{\frac{1}{3}}}}$ [м/с^{1/2}],

$\Delta \delta = y \sin \alpha(t)$ (рис. 3).

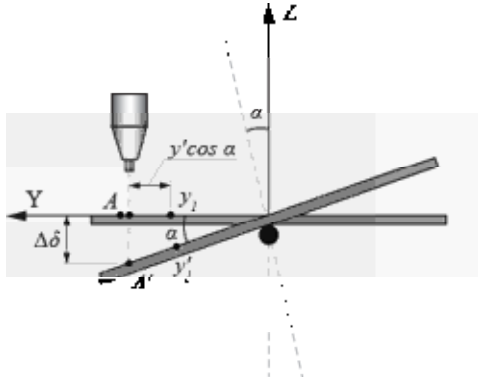


Рис. 3. К составлению системы уравнений (2)

Тогда подстановка (8) в систему (2) даст окончательную формулу:

$$\left(\frac{l - R \sqrt{\frac{\left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t\right) \sin \alpha(t)}{V_n}}}{2} \right)^2 = \frac{\left(L \omega \cos \omega t \cos \alpha(t) - \frac{\partial \alpha(t)}{\partial t} L \sin \omega t \sin \alpha(t) \right)^2 \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t \right)^2 \cos^2 \alpha(t)}{4V_n^2} + \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t \right)^2 \cos^2 \alpha(t). \quad (9)$$

С учетом некоторых сокращений, формула (5) примет вид:

$$\left(\frac{l}{L \cos \alpha(t)} - \frac{R \sqrt{\frac{\left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t\right) \tan \alpha(t)}{\cos \alpha(t)}}}{L \sqrt{V_n}} \right)^2 = (1 - \sin \omega t)^2 \left(\frac{\left(L \omega \cos \omega t \cos \alpha(t) - \frac{\partial \alpha(t)}{\partial t} L \sin \omega t \sin \alpha(t) \right)^2}{4V_n^2} + 1 \right). \quad (10)$$

Заданное выражение относительно V_n можно привести к виду:

$$V_n^2 - \frac{2 \left(\frac{R}{L} \right) (1 - \sin \omega t)^{\frac{3}{2}} \sqrt{\frac{L}{2} \sin \alpha(t)}}{\left(\left(\frac{l}{L} \right)^2 - (1 - \sin \omega t)^2 \cos^2 \alpha(t) \right)} V_n^{\frac{3}{2}} + \frac{\left(\frac{R^2}{2L} \right) (1 - \sin \omega t)^{\frac{3}{2}} \sin \alpha(t)}{\left(\left(\frac{l}{L} \right)^2 - (1 - \sin \omega t)^2 \cos^2 \alpha(t) \right)} V_n - \frac{\left(L \omega \cos \omega t \cos \alpha(t) - \frac{\partial \alpha(t)}{\partial t} L \sin \omega t \sin \alpha(t) \right)^2 (1 - \sin \omega t)^2 \cos^2 \alpha(t)}{4 \left(\left(\frac{l}{L} \right)^2 - (1 - \sin \omega t)^2 \cos^2 \alpha(t) \right)} = 0. \quad (11)$$

Решение данного уравнения относительно V_n можно осуществить посредством метода Феррари [6].

Проведем 1-ю замену:

$$\sqrt{V_n} = x;$$

$$\frac{2 \left(\frac{R}{L} \right) (1 - \sin \omega t)^{\frac{3}{2}} \sqrt{\frac{L}{2} \sin \alpha(t)}}{\left(\left(\frac{l}{L} \right)^2 - (1 - \sin \omega t)^2 \cos^2 \alpha(t) \right)} = A;$$

$$\frac{\left(\frac{R^2}{2L} \right) (1 - \sin \omega t)^{\frac{3}{2}} \sin \alpha(t)}{\left(\left(\frac{l}{L} \right)^2 - (1 - \sin \omega t)^2 \cos^2 \alpha(t) \right)} = B;$$

$$\frac{\left(L \omega \cos \omega t \cos \alpha(t) - \frac{\partial \alpha(t)}{\partial t} L \sin \omega t \sin \alpha(t) \right)^2 (1 - \sin \omega t)^2 \cos^2 \alpha(t)}{4 \left(\left(\frac{l}{L} \right)^2 - (1 - \sin \omega t)^2 \cos^2 \alpha(t) \right)} = D,$$

уравнение (11) можно свести к виду:

$$x^4 + Ax^3 + Bx^2 + D = 0. \quad (12)$$

Посредством подстановки $y = x - \frac{A}{4}$ данное уравнение примет вид:

$$y^4 + py^2 + qy + r = 0, \quad (13)$$

где $p = B - \frac{3A^2}{8}$; $q = \frac{A^3}{8} - \frac{AB}{2}$; $r = \frac{3A^4}{256} + \frac{A^2B}{16} + D$. Тогда уравнение (13) можно свести к совокупности уравнений:

$$\begin{cases} y^2 - y\sqrt{2s}y + \left(\frac{p}{2} + s + \frac{q}{2\sqrt{2s}} \right) = 0 \\ y^2 + y\sqrt{2s}y + \left(\frac{p}{2} + s - \frac{q}{2\sqrt{2s}} \right) = 0, \end{cases} \quad (14)$$

где s – корень кубического уравнения:

$$q^2 - 8s \left(s^2 + ps - r + \frac{p^2}{4} \right) = 0, \text{ которое после преобразований будет таким:}$$

$$s^3 - \frac{p}{2}s^2 - rs + \left(\frac{rp}{2} - \frac{q^2}{8} \right) = 0. \quad (15)$$

Вводя обозначения через 2-ю замену $-\frac{p}{2} = a$;

$-r = b$; $\frac{rp}{2} - \frac{q^2}{8} = c$, (15) преобразується в:

$$s^3 + as^2 + bs + c = 0. \quad (16)$$

Обозначая $s = z - \frac{a}{3}$, (16) примет вид:

$$z^3 + p_1z + q_1 = 0. \quad (17)$$

где $p_1 = b - \frac{a^2}{3}$; $q_1 = c + \frac{2a^3}{27} - \frac{ab}{3}$. Корни которого будут

иметь вид:

$$z_1 = \sqrt[3]{-\frac{q_1}{2} + \sqrt{\frac{q_1^2}{4} + \frac{p_1^3}{27}}} + \sqrt[3]{-\frac{q_1}{2} - \sqrt{\frac{q_1^2}{4} + \frac{p_1^3}{27}}};$$

$$z_2 = -\frac{1}{2} \left(\sqrt[3]{-\frac{q_1}{2} + \sqrt{\frac{q_1^2}{4} + \frac{p_1^3}{27}}} + \sqrt[3]{-\frac{q_1}{2} - \sqrt{\frac{q_1^2}{4} + \frac{p_1^3}{27}}} \right) + i \frac{\sqrt{3}}{2} \left(\sqrt[3]{-\frac{q_1}{2} + \sqrt{\frac{q_1^2}{4} + \frac{p_1^3}{27}}} - \sqrt[3]{-\frac{q_1}{2} - \sqrt{\frac{q_1^2}{4} + \frac{p_1^3}{27}}} \right);$$

$$z_3 = -\frac{1}{2} \left(\sqrt[3]{-\frac{q_1}{2} + \sqrt{\frac{q_1^2}{4} + \frac{p_1^3}{27}}} + \sqrt[3]{-\frac{q_1}{2} - \sqrt{\frac{q_1^2}{4} + \frac{p_1^3}{27}}} \right) - i \frac{\sqrt{3}}{2} \left(\sqrt[3]{-\frac{q_1}{2} + \sqrt{\frac{q_1^2}{4} + \frac{p_1^3}{27}}} - \sqrt[3]{-\frac{q_1}{2} - \sqrt{\frac{q_1^2}{4} + \frac{p_1^3}{27}}} \right),$$

где I – мнимая единица. Каждый из этих корней должен удовлетворять уравнению (11). За критерий соответствия можно принять частный случай наплавки, при котором значение $\alpha(t_0) = 0$. Тогда коэффициенты уравнения (11) будут $A = B = 0$, а само уравнение преобразуется в выражение:

$$V_n|_{t_0} = \frac{L\omega}{2} \frac{(1 - \sin \omega t_0) \cos \omega t_0}{\sqrt{\left(\frac{L}{L}\right)^2 - (1 - \sin \omega t_0)^2}}. \quad (18)$$

Как показано в [2], это выражение определяет скорость наплавки при поперечных гармонических колебаниях сварочного инструмента и неподвижной станине, т. е. является частным случаем процесса наплавки, описываемого в данной статье. Таким образом, при $A = B = 0$, будет $p = q = a = c = q_1 = 0$, а корни кубического уравнения будут равны:

$$z_1 = \sqrt[3]{\frac{p_1^3}{27}} + \sqrt[3]{-\frac{p_1^3}{27}} = \sqrt[3]{\frac{p_1^3}{27}} - \sqrt[3]{\frac{p_1^3}{27}} = 0;$$

$$z_2 = -\frac{1}{2} \left(\sqrt[3]{\frac{p_1^3}{27}} + \sqrt[3]{-\frac{p_1^3}{27}} \right) + i \frac{\sqrt{3}}{2} \left(\sqrt[3]{\frac{p_1^3}{27}} - \sqrt[3]{-\frac{p_1^3}{27}} \right) =$$

$$= -\frac{1}{2} \left(\sqrt[3]{\frac{p_1^3}{27}} - \sqrt[3]{\frac{p_1^3}{27}} \right) + i \frac{\sqrt{3}}{2} \left(\sqrt[3]{\frac{p_1^3}{27}} + \sqrt[3]{\frac{p_1^3}{27}} \right) =$$

$$= i \frac{\sqrt{3}}{2} \left(\sqrt[3]{\frac{p_1^3}{27}} + \sqrt[3]{\frac{p_1^3}{27}} \right) = i \sqrt{p_1};$$

$$z_3 = -\frac{1}{2} \left(\sqrt[3]{\frac{p_1^3}{27}} + \sqrt[3]{-\frac{p_1^3}{27}} \right) - i \frac{\sqrt{3}}{2} \left(\sqrt[3]{\frac{p_1^3}{27}} - \sqrt[3]{-\frac{p_1^3}{27}} \right) =$$

$$= -\frac{1}{2} \left(\sqrt[3]{\frac{p_1^3}{27}} - \sqrt[3]{\frac{p_1^3}{27}} \right) - i \frac{\sqrt{3}}{2} \left(\sqrt[3]{\frac{p_1^3}{27}} + \sqrt[3]{\frac{p_1^3}{27}} \right) =$$

$$= -i \sqrt{p_1}.$$

Совокупность уравнений (14) вообще не имеют смысла для $z_1 = 0$. Для остальных корней получается:

$z_{2,3} = s_{2,3} = \pm i \sqrt{p_1} = \pm i \sqrt{b} = \pm i \sqrt{-r} = \mp \sqrt{r} = \mp \sqrt{D}$. Тогда совокупность (14) примет вид:

$$\begin{cases} y^2 - y\sqrt{2(-\sqrt{D})}y + (-\sqrt{D}) = 0 \\ y^2 + y\sqrt{2(-\sqrt{D})}y + (-\sqrt{D}) = 0 \\ y^2 - y\sqrt{2(\sqrt{D})}y + (\sqrt{D}) = 0 \\ y^2 + y\sqrt{2(\sqrt{D})}y + (\sqrt{D}) = 0. \end{cases} \quad (19)$$

Откуда с учетом $\sqrt{V_n}|_{t_0} + \frac{A}{4} = y$, решение совокупности (19) будет выглядеть следующим образом (при $A = 0$):

$$\begin{cases} V_n|_{t_0} = -\sqrt{D}i \\ V_n|_{t_0} = \sqrt{D}i. \end{cases} \quad (20)$$

Исходя из значения D , удовлетворять уравнению (15) будет только значение $V_n|_{t_0} = -\sqrt{D}i$, причем оно будет иметь место как при решении первого уравнения совокупности (14) при s_2 , так и второго, только при s_3 . Таким образом, в общем виде решение совокупности уравнений (14) будет содержать корни $s_{2,3}$ уравнения (15), которые через коэффициенты p, q, r будут иметь вид:

$$s_{2,3} = -\frac{1}{2} \left[\sqrt[3]{\frac{\left(\frac{rp}{2} - \frac{q^2}{8}\right) - \frac{2\left(\frac{p}{2}\right)^3}{27} - \frac{pr}{6}}{2}} + \sqrt[3]{\frac{\left(\frac{rp}{2} - \frac{q^2}{8}\right) - \frac{2\left(\frac{p}{2}\right)^3}{27} - \frac{pr}{6}}{4} - \frac{\left(\frac{p}{2}\right)^2}{27}} + \sqrt[3]{\frac{\left(\frac{rp}{2} - \frac{q^2}{8}\right) - \frac{2\left(\frac{p}{2}\right)^3}{27} - \frac{pr}{6}}{2}} + \sqrt[3]{\frac{\left(\frac{rp}{2} - \frac{q^2}{8}\right) - \frac{2\left(\frac{p}{2}\right)^3}{27} - \frac{pr}{6}}{4} - \frac{\left(\frac{p}{2}\right)^2}{27}} \right] + \frac{p}{6}$$

Скорость наплавки определится одной из формул:

$$V_n = \left[\frac{\sqrt{2s_2} \pm \sqrt{2s_2 - 4\left(\frac{p}{2} + s_2 + \frac{q}{2\sqrt{2s_2}}\right)}}{2} + \frac{A}{4} \right] \text{ или}$$

$$V_n = \left[\frac{-\sqrt{2s_3} \pm \sqrt{2s_3 - 4\left(\frac{p}{2} + s_3 - \frac{q}{2\sqrt{2s_3}}\right)}}{2} + \frac{A}{4} \right],$$

где $p = B - \frac{3A^2}{8}$; $q = \frac{A^3}{8} - \frac{AB}{2}$; $r = \frac{3A^4}{256} + \frac{A^2B}{16} + D$, а A , B , D – коэффициенты уравнения (11).

Выводы

1. Получены выражения для определения скорости наплавки в условиях аддитивного влияния асинхронных колебательных процессов как источника нагрева и сварочной ванны, так и длины дуги с учетом соблюдения условия сплошности формирования наплавочного валика.

2. Из расчетов следует, что условие сплошности при наплавке на неподвижную пластину колеблющимся по гармоническому закону сварочным инструментом является частным случаем условия сплошности наплавки с аддитивным влиянием поперечных колебаний сварочного инструмента, наплавляемой пластины и длины дуги.

3. Аналитическое представление в радикалах скорости наплавки выходит за пределы действительных чисел и требует применение комплексного переменного, что затрудняет применение полученных выражений в технологических расчетах и, в качестве альтернативы, обуславливает применение численных методов.

4. Условие сплошности в общем виде определяется не только частотными характеристиками и шириной шва, как в случае применения только колебания сварочного инструмента [1–2] или совместного воздействия колебаний сварочного инструмента и сварочной ванны [3], но и силой тока, газодинамическими параметрами дуги и теплофизическими свойствами свариваемого металла.

5. Влияние растекания металла сварочной ванны под воздействием инерционных сил и сил тяжести не учтено, кроме того, данный расчет производился для постоянного тока, что ограничивает применение данной формулы, т. к. в последнее время применяются виды наплавки с импульсными алгоритмами управления дугой. Данные обстоятельства обуславливают доработку данной формулы на основе дальнейших экспериментальных исследований.

Список литературы

1. Условие сплошности наплавки при движении источника нагрева по синусоидальному закону [Данилов А. И., Гартманова И. С., Колосова Н. А., Миркин М. А.] // Сварочное производство – № 2. – 1980. – 26 с.
2. Лебедев В. А. Определение параметров импульсного механического воздействия на сварочную ванну для структуризации металла при автоматической дуговой

- наплавке / Лебедев В. А., Драган С. В., Новиков С. В. // Збірник наукових праць Національного університету кораблебудування. – № 1. – 2016.
3. Лебедев В. А. Разработка алгоритма сложных колебаний для обеспечения сплошности дуговой наплавки / В. А. Лебедев, С. В. Новиков // Научные технологии в машиностроении – № 8. – 2016.
4. Теория сварочных процессов / [Волченко В. Н., Ямпольский В. М., Винокуров В. А. и др.] ; под ред. Фролова В. В. – М. : Высшая школа, 1988. – С. 208–210.
5. Лесков Г. И. Электрическая сварочная дуга / Лесков Г. И. – М. : Машиностроение, 1970. – 335 с.
6. Курош А. Г. Курс высшей алгебры / Курош А. Г. – М. : Наука, 1968. – С. 239–240.

Одержано 27.04.2016

Лебедев В.О., Новиков С.В. Визначення параметрів процесу дугового наплавлення при програмно змінюваних параметрах механічних коливань

Отримано формулу для визначення швидкості наплавлення, що здійснюється в умовах впливу механічних коливань на зварювальний інструмент, зварювальну ванну і довжину дуги, виходячи з умови суцільності ширини наплавного валика.

Ключові слова: *суцільність, періодичний вплив, швидкість наплавлення, гармонійне коливання, довжина дуги.*

Lebedev V., Novikov S. Determination process arc welding with software to change the parameters of mechanical vibrations

The formula is obtained for velocity of surfacing detection that is realized in condition of mechanical oscillations influence onto the welding tool, pool and the arc length that is proceeding from condition of the welding seam width continuity.

Key words: *a continuity, periodic action, velocity of surfacing, harmonic oscillation, length of welding arc.*

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА НАГРЕВА ПЛОСКИХ СТЕКЛОПЛАСТИКОВ РАДИАЦИОННЫМИ МЕТОДАМИ ОБЛУЧЕНИЯ

Предложенная модель позволяет проанализировать процесс нагрева плоского стеклопластика КТ-11-ТОА с использованием энергии ускоренных электронов. Установлено, что модель облегчает выбор оптимальной температуры и ускоряет проведение экспериментов.

Ключевые слова: композиционные материалы, стеклопластик, интенсификация процесса отверждения, ускоренные электроны, инфракрасный нагрев, температурное поле, источник электронов, граничные условия.

При получении изделий из полимерных композиционных материалов конечным результатом являются стабильные физико-механические характеристики при значительной интенсификации процесса отверждения. С целью интенсификации процесса синтеза отверждение проводили ускоренными электронами и комбинированным способом, включающем предварительный инфракрасный нагрев и доотверждение ускоренными электронами. Поэтому представляет интерес изучение и прогнозирование распределения температурного поля в облучаемом изделии.

В работе исследовали процесс нагрева стеклопластиков КТ-11-ТОА+ЛБС-4.

В качестве объекта исследования рассматривали пластину размером 400×280 мм при толщине от 0,5 до 10 мм, которая перемещается на транспортере с постоянной скоростью V_{mp} (рис. 1). Вне транспортера располагается источник электронов, облучаемый пластину параллельным пучком заданной ширины b .

Применительно к данной задаче дифференциальное уравнение теплопроводности имеет вид:

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial r} \left(\lambda_r \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial \ell} \left(\lambda_\ell \frac{\partial T}{\partial \ell} \right) + q, \quad (1)$$

где ℓ – длина, м.

Упростив 1 можно записать уравнение баланса:

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = \frac{1}{c\rho} \left(\lambda_r \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \lambda_\phi \frac{\partial^2 T}{\partial \ell^2} \right) + \frac{q}{\rho c}, \quad (2)$$

где ϕ – окружная координата.

При этом граничные условия на верхней и нижней поверхностях пластины следующие:

$$\begin{aligned} \lambda_r \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=\frac{r_2}{2}} &= (\alpha_{k_2} + \alpha_c)(T - T_c); & -\lambda_r \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=-\frac{r_2}{2}} &= \alpha_{k_1}(T - T_c); \\ -\lambda_\phi \frac{\partial T}{\partial \ell} \Big|_{\ell=0} &= (\alpha_{k_2} + \alpha_k)(T - T_c); & \lambda_\phi \frac{\partial T}{\partial \ell} \Big|_{\ell=r_1} &= (\alpha_{k_2} + \alpha_c)(T - T_c). \end{aligned}$$

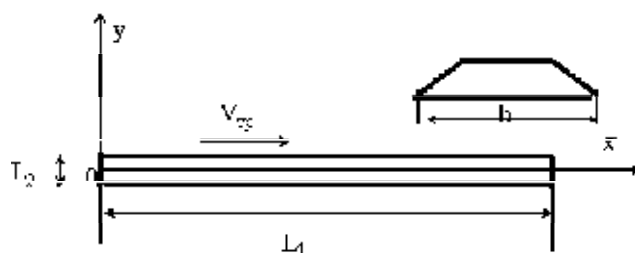


Рис. 1. Схема процесса облучения пластины ускоренными электронами: b – ширина, м; L_1 – длина пластины, м; L_2 – толщина пластины, м; V_{mp} – скорость транспортера, м/мин

Для решения задачи покрывали область сечения пластины регулярной сеткой: $j = 1, 2, \dots, N+1$; $h_{z2} = r_z/N$; $m = 1, 2, \dots, M+1$; $h_t = r_t/M$; $k = 1, 2, \dots$; $h_t = \tau k/L$,

где L – число временных интервалов;

M – число разбиений по длине пластины;

N – число разбиений по ширине пластины.

Конечноразностная аппроксимация уравнения 1 выглядит следующим образом:

$$\frac{T_{j,m}^{k+1} - T_{j,m}^k}{h_t} = \frac{1}{\rho c} \left(\lambda_r \frac{T_{j+1,m}^{k+1} - 2T_{j,m}^{k+1} + T_{j-1,m}^{k+1}}{h_{z2}^2} + \lambda_\ell \frac{T_{j,m+1}^{k+1} - 2T_{j,m}^{k+1} + T_{j,m-1}^{k+1}}{h_\phi^2} \right) + \frac{q_{j,m}^k}{\rho c} \quad (3)$$

В граничных узловых точках конечноразностные соотношения имеют вид:

на нижней кромке

$$T_{1,m}^{k+1} = \frac{T_c + T_{2,m}^{k+1} \cdot a_{1,m} + \frac{q_{j,m}^k}{\rho c}}{1 + a_{1,m}} \quad (4)$$

где $a_{1,m} = \frac{\lambda_r}{\alpha_{k1} h_{z2}} \quad (5)$

на верхней кромке

$$T_{N+1,m}^{k+1} = \frac{T_c + T_{N,m}^{k+1} \cdot a_{N+1,m} + \frac{q_{N+1,m}^k}{2\rho c}}{1 + a_{N+1,m}} \quad (6)$$

где $a_{N+1,m} = \frac{\lambda_r}{(\alpha_{k2} + \alpha_{k1}) h_{z2}} \quad (7)$

Численный расчет проводили при следующих данных: $L_1 = 0,4$ м; $L_2 = 0,28$ м; $b = 0,08$ м; $V_{mp} = 0,0052$ м/с; $\lambda = 0,271$ Вт/м·К; $c = 1,08$ кДж/кг; $\rho = 1950$ кг/м²; $\varepsilon = 0,65$; $\alpha_{k1} = 40$ Вт/м·К; $\alpha_{k2} = 22$ Вт/м·К; $E = 1,5$ МэВ; $I = 7$ мА; $\epsilon_{ps} = 1 \cdot 10^{-5}$. Параметры дискретизации приняты: $N = 15$; $M = 100$; $L = 600$. Время отверждения составило 1 мин.

На рис. 2. показано распределение температуры в пластине при отверждении стеклопластиков ускоренными электронами.

Результаты численных расчетов подтверждают равномерность прогрева плоского стеклопластика по времени и толщине, что подтверждается плавным ходом графика. Заданная температура сохраняется в материале до толщины 2 мм. С увеличением толщины происходит плавное снижение температуры.

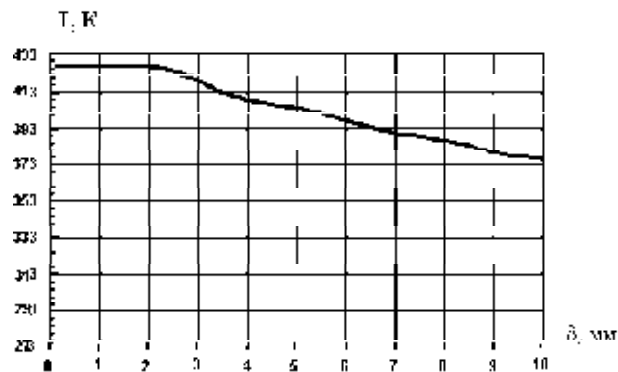


Рис. 2. Распределение температуры в пластине при отверждении стеклопластиков ускоренными электронами

Для реализации инфракрасного нагрева использовали галогенные лампы накаливания, которые располагали «коридором» для обеспечения равномерного температурного поля.

На рис. 3 показана схема нагрева плоской пластины излучателями инфракрасного нагрева. Пластина 33 в процессе формования нагревается с помощью специальной нагревательной системы. Эта система состоит из основных нагревательных элементов 1–7 и кожуха, служащего для предотвращения потерь тепла. Кожух состоит из верхнего 30 и боковых экранов 31, 32. Влияние кожуха на нагрев пластины можно описать посредством введения фиктивных излучателей: верхних 8–14, левых боковых 15–21 и правых боковых 22–28. Все они являются отражениями основных нагревателей 1–7. Отражениями второго порядка пренебрегаем.

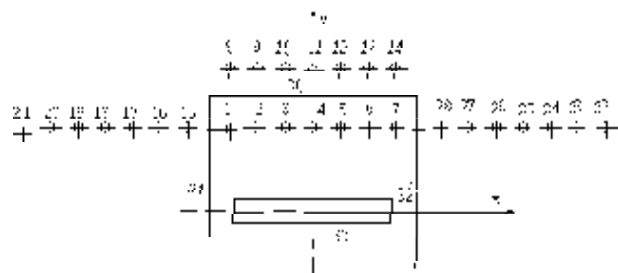


Рис. 3. Схема нагрева плоской пластины излучателями инфракрасного нагрева

Введем систему координат, считая начало координат в середине пластины. Считаем, что координаты основных излучателей заданы и равны (x_i, y_i) , $i = 1, 2, \dots, 7$. В направлении, перпендикулярном оси z излучатели имеют конечную длину L . Тогда координаты фиктивных верхних излучателей можно вычислить по формулам:

$$\begin{cases} x_i = x_{i-7}, \\ y_i = 2y_{30} - y_{i-7}; \end{cases} \quad i = 8, 9, \dots, 14, \quad (8)$$

где y_{20} – координата верхнего экрана.

Координаты фиктивных боковых левых излучателей можно вычислить по формулам:

$$\begin{cases} x_i = 2x_{31} - x_{i-14}, \\ y_i = y_{i-14}; \end{cases} \quad i = 15, 16, \dots, 21, \quad (9)$$

где x_{21} – координата левого бокового экрана.

Координаты фиктивных боковых правых излучателей можно вычислить по формулам:

$$\begin{cases} x_i = 2x_{32} - x_{i-21}, \\ y_i = y_{i-21}; \end{cases} \quad i = 22, 23, \dots, 28, \quad (10)$$

где x_{22} – координата правого бокового экрана.

Поскольку глубина проникновения луча незначительна, допустимо предположить, что эффекты собирания луча стенками пластины и уменьшения плотности энергии луча вследствие увеличения расстояния от источника незначительны и ими можно пренебречь.

Все выше сказанное позволяет описать поведение плотности энергии нагревающего луча такими уравнениями:

$$E_i^0 = \frac{E_{TH} r R}{\pi} \left[\frac{a}{R_i^2 + a^2} + \frac{L-a}{R_i^2 + (L-a)^2} + \frac{1}{R_i} \left(\arctg \frac{a}{R_i} + \arctg \frac{L-a}{R_i} \right) \right], \quad (11)$$

где E_{TH} – плотность излучения нити накала, Вт/м²; r – радиус излучающей нити, м; L – длина нити накала, м; R – коэффициент отражения рефлектора, принимаемый равным единице для основных излучателей; R_i – расстояние от i -го излучателя до рассматриваемой площадки, м; a – расстояние от нормали к рассматриваемой площадке до начала излучателя вдоль оси z , м.

Величину R_i на поверхности пластины для i -го излучателя можно определить по формуле:

$$R_i = \sqrt{(x_i - x_B)^2 + (y_i - y_B)^2}, \quad (12)$$

где (x_B, y_B) – координаты точки входа луча в пластину.

При входе в тело направление луча меняется и его интенсивность уменьшается за счет косоугольного падения. Это можно описать путем умножения исходной плотности на косинус угла между нормалью к поверхности тела и направлением луча. Формула для скалярного произведения позволяет получить в случае пластины следующее выражение:

$$E_i^1 = E_i^0 \frac{(y_B - y_i)}{\sqrt{(x_B - x_i)^2 + (y_B - y_i)^2}}. \quad (13)$$

После входа в материал тела путь лучей от всех источников нагрева одинаков, поэтому можно найти сум-

марную плотность энергии для всех источников:

$$E^1 = \sum_{i=1}^{28} E_i^1. \quad (14)$$

Дальше плотность энергии излучения уменьшается вследствие потерь на нагрев материала:

$$E^{j+1} = E^j \exp(-sp_j), \quad j = 1, 2, \quad (15)$$

где E^j – плотность излучения на глубине s пластины ($j = 2$), Вт/м²;

p_j – коэффициенты затухания излучения в материале пластины ($j = 1$).

Определим плотность рассеянного тепла на глубине s . Для этого возьмем элементарный объем, верхняя грань которого располагается на глубине s пластины, нижняя грань – на глубине $s + \Delta s$ рассматриваемого тела, а боковые грани нормальны к поверхности. Через верхнюю грань в рассматриваемый объем поступает энергия, а через нижнюю она уходит. Поток энергии через боковые грани нет. Составим уравнение баланса энергии для рассматриваемого объема:

$$\begin{aligned} Q^j &= E^j \exp(-sp_j) - E^j \exp(-(s + \Delta s)p_j) = \\ &= E^j \exp(-sp_j) \left(1 - \exp(-\Delta s p_j) \right), \end{aligned} \quad (16)$$

где j принимает значения 1 для пластины.

Плотность рассеянной энергии, то есть количество энергии в единице объема, найдем, разделив плотность Q^j энергии в луче на длину Δs . Устремляя Δs к нулю, получим:

$$\begin{aligned} q^j &= \lim_{\Delta s \rightarrow 0} \frac{Q^j}{\Delta s} = \\ &= \lim_{\Delta s \rightarrow 0} \frac{E^j \exp(-sp_j) \left(1 - \exp(-\Delta s p_j) \right)}{\Delta s} = \\ &= -E^j p_j \exp(-sp_j). \end{aligned} \quad (17)$$

Эту величину подставим в уравнение теплопроводности:

$$\rho c \frac{\partial t}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial t}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial t}{\partial y} \right) + q^j. \quad (18)$$

На рис. 4 приведено распределение температуры при отверждении плоского стеклопластика комбинированным способом. Численный расчет проводили для тех же толщин, что и при отверждении ускоренными электронами. Время отверждения – 16 мин.

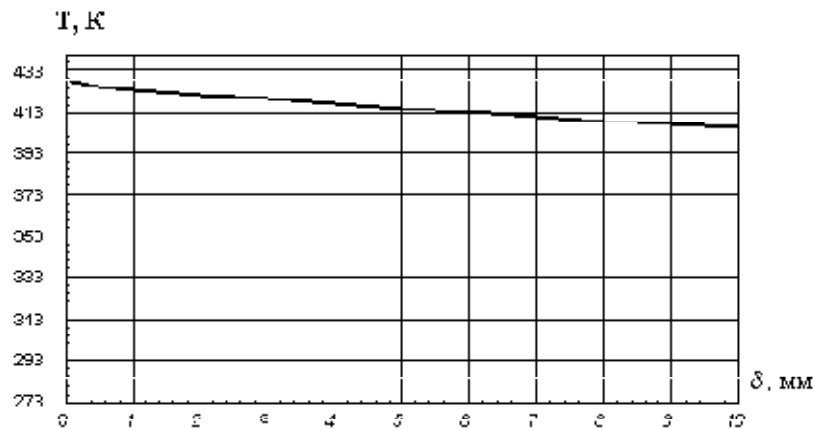


Рис. 4. Распределение температуры в стеклопластиковой пластине при отверждении комбинированным нагревом

Исследования показали, что при отверждении плоского стеклопластика комбинированным способом наблюдается равномерный прогрев по толщине. С увеличением толщины происходит незначительное плавное снижение температуры.

Таким образом, предлагаемая модель позволяет проанализировать распределение температуры в пластине из стеклопластика облучаемой ускоренными электронами и комбинированным способом. Модель способствует назначению оптимальных параметров отверждения, обеспечивающих стабильные физико-механические характеристики материала при значительном сокращении времени отверждения.

Список литературы

1. Беляев Н.М. Математические методы теплопроводности / Беляев Н.М., Рядно А.А. – Высш. шк., 1993. – 415 с.
2. Композиционные материалы. Справочник / Под ред. Д. М. Карпиноса. – К. : Наукова думка, 1985. – 592 с.
3. Зарубин В. С. Инженерные методы решения задач теплопроводности / Зарубин В. С. – М. : Энергоатомиздат, 1983. – 328 с.
4. Исаченко В. П. Теплопередача / Исаченко В. П. Осипова В. А., Сикомел А. С. – М. : Энергия, 1981. – 488 с.

Одержано 12.05.2016

Задоя Н.О. Моделювання процесу нагрівання плоских склопластиків радіаційними методами опромінення

Запропонована модель дозволяє проаналізувати процес нагрівання плоского склопластику КТ-II-ТОВА з використанням енергії прискорених електронів. Установлено, що модель полегшує вибір оптимальної температури і прискорює проведення експериментів.

Ключові слова: композиційні матеріали, склопластик, інтенсифікація процесу затвердіння, прискорені електрони, інфрачервоне нагрівання, температурне поле, джерело електронів, граничні умови.

Zadoya N. Modeling of heat flat fiberglass radiation techniques exposure

The proposed model allows us to analyze the process of heating the flat glass fiber-CT-II TOA using accelerated electrons energy. It was found that the model facilitates the selection of the optimal temperature and accelerates the experiments.

Key words: composite materials, fiberglass, intensification of the curing process, the accelerated electrons, infrared heating, temperature field, the electron source, the boundary conditions.

СИЛОВА ВЗАЄМОДІЯ ЕЛЕМЕНТІВ МУФТИ З ТОРЦЕВОЮ УСТАНОВКОЮ КАНАТІВ ТАНГЕНЦІАЛЬНОГО РОЗТАШУВАННЯ

Розглянуто силову взаємодію елементів муфти з торцевою установкою канатів тангенціального розташування. Отримано розрахункові залежності, що описують вплив на неї деяких компоновочних параметрів. Досліджено вплив одного з найбільш важливих параметрів муфти, а саме співвідношення діаметрів розташування втулок у напівмуфтах на натяг канатів. Отримано вираз, що дозволяє обчислити значення коефіцієнта діаметрів, який забезпечує мінімальний натяг канатів.

Ключові слова: муфта, канат, компоновка, обертальний момент, колова сила, натяг.

Вступ

Муфти з торцевою установкою канатних пружних елементів позбавлені багатьох недоліків муфт поширених конструкцій, поруч із цим для них характерні і переваги існуючих муфт. Такі муфти мають високу навантажувальну здатність порівняно з навантажувальною здатністю зубчастих муфт, вищу від них компенсувальну здатність та нижчу жорсткість, а також низьку вартість, яка мало відрізняється від вартості фланцевих поперечно-звертних муфт. Однак параметри цих муфт на сьогодні досліджені недостатньо.

Аналіз стану проблеми та постановка задачі дослідження

У роботі [1] обґрунтовані основні параметри муфт з торцевою установкою канатів, які розташовані у напівмуфтах хордально. Ця особливість конструкції таких муфт звужує їх компоновочні можливості та обмежує функціональні показники за рахунок обмеження кількості канатів, якими може бути оснащена муфта. Муфти з тангенціальним розташуванням канатів торцевої установки, що розглядаються в цій роботі, позбавлені цього недоліку, проте основні параметри цих муфт, зокрема геометричні та силові, досліджені недостатньо. З огляду на викладене, метою цієї роботи є дослідження геометричних та силових параметрів цих муфт з метою обґрунтування їх параметрів при проектуванні та подальшого створення відповідної методики.

Виклад основного матеріалу

Конструкція муфти з торцевою установкою канатних пружних елементів докладно розглянута в роботі [2]. Конструктивні особливості запропонованої муфти виконано для того, щоб канати не були розміщені на діаметрі розташування пальців хордально, як у базовій муфті. Ця особливість конструкції дає можливість збільшити їх кількість при практично незмінних габаритах, а також дозволяє виконання муфтою запобіжних функцій, щоб при перевантаженні муфти і висмику-

ванні одного з кінців канатів не відбувався удар суміжних пальців і ведуча напівмуфта могла вільно обертатися.

Під час проектування муфти необхідно виконувати розрахунок на міцність її елементів, у тому числі вибрати канати для установлення в ній. Для цього необхідно визначити силу їх натягу F_H . З цієї метою складемо та розглянемо розрахункову схему муфти (рис. 1). На цій схемі зовнішня напівмуфта і відповідна їй (кожна із з встановлених) втулка 1 є ведучими і прикладають до веденої напівмуфти із відповідною втулкою 2 обертальний момент $T_{вч}$. Цей момент, за рахунок колової сили F_{11} спричиняє натяг каната згаданою силою F_H , яка створює на втулці 2 колову силу F_{12} , що створює, врешті, обертальний момент і на внутрішній ведучій напівмуфті, який повинен переважати момент опору $T_{вн}$.

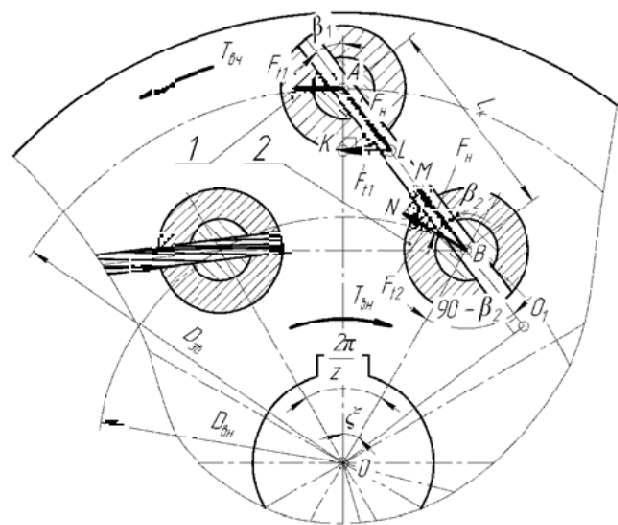


Рис. 1. Розрахункова схема муфти з торцевою установкою прямих канатів тангенціального розташування

Для подальших викладок запишемо спершу деякі відомі рівності:

$$F_{t1} = \frac{2T}{zD_{36}}; F_{t2} = \frac{2T}{zD_{6H}}. \quad (1)$$

З (1), поділивши одне рівняння на інше, отримаємо співвідношення:

$$\frac{F_{t1}}{F_{t2}} = \frac{D_{6H}}{D_{36}}. \quad (2)$$

Розглянувши трикутник AKL (рис. 1), запишемо:

$$KL = AL \times \sin \beta_1 \quad (3)$$

або

$$F_{t1} = F_n \times \sin \beta_1.$$

З трикутника MNB отримаємо:

$$BN = BM \times \cos \beta_2 \quad (4)$$

або

$$F_{t2} = F_n \times \cos \beta_2.$$

З (2), поділивши одне рівняння на інше, отримаємо нове співвідношення:

$$\frac{F_{t1}}{F_{t2}} = \frac{\sin \beta_1}{\cos \beta_2}. \quad (5)$$

Об'єднавши (2) та (5), отримаємо:

$$\frac{F_{t1}}{F_{t2}} = \frac{D_{6H}}{D_{36}} = \frac{\sin \beta_1}{\cos \beta_2}. \quad (6)$$

Аналогічні викладки можна отримати іншим способом, розглянувши трикутники OO_1A та OO_1B . Так, з розгляду трикутника OO_1A можна зробити висновок, що:

$$OA \sin \beta_1 = OO_1 \quad (7)$$

або

$$\frac{D_{36}}{2} \sin \beta_1 = OO_1$$

З трикутника OO_1B отримаємо:

$$\begin{aligned} OB \sin \angle OBO_1 &= OO_1 \\ OB \sin(90 - \beta_2) &= OO_1 \end{aligned} \quad (8)$$

або

$$OB \cos \beta_2 = OO_1,$$

$$\frac{D_{6H}}{2} \cos \beta_2 = OO_1.$$

Поділивши вирази (8) та (7), незалежно від викладок (2)–(6) отримаємо:

$$\frac{D_{6H}}{D_{36}} = \frac{\sin \beta_1}{\cos \beta_2}. \quad (9)$$

Отже, шукана сила F_n становитиме:

$$\begin{aligned} F_n &= \frac{F_{t1}}{\sin \beta_1} = \frac{2T}{zD_{36} \sin \beta_1} = \frac{F_{t2}}{\cos \beta_2} = \\ &= \frac{2T}{zD_{6H} \cos \beta_2}. \end{aligned} \quad (10)$$

Далі постає задача визначення кутів β_1 та β_2 .

З трикутника OAB запишемо згідно з теоремою синусів:

$$\frac{AB}{\sin \xi} = \frac{OB}{\sin \beta_1} \quad (11)$$

або

$$\frac{L_K}{\sin \xi} = \frac{D_{6H}}{2 \sin \beta_1},$$

де $AB = L_K$ – теоретична довжина каната (рис. 2);

ξ – кут монтажного зміщення напівмуфт.

З виразу (11) можна отримати:

$$\sin \beta_1 = \frac{D_{6H} \sin \xi}{2L_K}. \quad (12)$$

А розглядаючи (12) спільно з (6) або (9), отримаємо таку рівність:

$$\cos \beta_2 = \frac{D_{36} \sin \xi}{2L_K}. \quad (13)$$

Підставивши вирази (12) чи (13) у співвідношення (10), отримаємо нову формулу:

$$F_n = \frac{4TL_K}{zD_{36} D_{6H} \sin \xi}. \quad (14)$$

З трикутника OAB отримаємо за теоремою косинусів:

$$\begin{aligned} AB &= \sqrt{OA^2 + OB^2 - 2OA \times OB \times \cos \xi}, \\ L_K &= \sqrt{0,25(D_{36}^2 + D_{6H}^2) - 0,5D_{36} D_{6H} \cos \xi}. \end{aligned} \quad (15)$$

Звідки

$$F_n = \frac{4T \sqrt{0,25(D_{36}^2 + D_{6H}^2) - 0,5D_{36} D_{6H} \cos \xi}}{zD_{36} D_{6H} \sin \xi}. \quad (16)$$

Проаналізуємо формулу (16), вводячи нову величину – діаметрів $\psi_D = \frac{D_{зв}}{D_{вн}}$, отримаємо формулу (16) у вигляді (17):

$$F_H = \frac{4T \sqrt{0,25(\psi_D^2 + 1) - 0,5 \cos \xi \psi_D}}{z D_{вн} \sin \xi \psi_D}. \quad (17)$$

Аналіз формули (16) показує, що на навантаженість канатів у муфті, крім їх кількості z , впливає величина діаметрів розташування канатів у напівмуфтах $D_{зв}$ та $D_{вн}$, а також кут монтажного зміщення напівмуфт ξ . Чисельне моделювання для муфти із $z=6$, $D_{зв} = 145$ мм, $D_{вн} = 95$ мм при $T = 1000$ Нм дало можливість побудувати графік (рис. 3) залежності сили натягу каната F_H , обчисленої за формулою (16), від величини кута ξ .

Аналіз графіка на рис. 2 дозволяє стверджувати, що збільшення коефіцієнта ψ_D від 1,0 до 1,41 спричиняє зменшення натягу канатів зі значення близько 3800 Н до значення 3500 Н або приблизно на 7 %, що спричинить підвищення довговічності канатів та муфти в цілому.

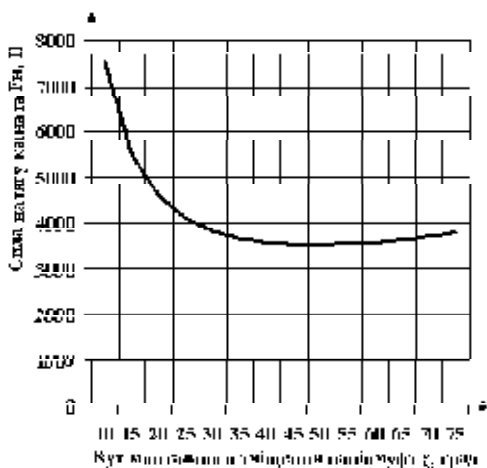


Рис. 2. Графік залежності сили натягу каната F_H від величини кута монтажного зміщення напівмуфт ξ

Аналіз графіка (рис. 2) показує, що при інших рівних умовах існує такий оптимальний кут ξ_F , який відповідає найменшому навантаженню канатів. Для модельної муфти, згідно з рис. 3, цей кут знаходиться в районі 50°.

Очевидно, аналогічний оптимум існує і для коефіцієнта діаметрів ψ_D . Виконане за формулою (17) чисельне моделювання для муфти при $D_{вн} = 95$ мм, $\xi = 45^\circ$ та різних $D_{зв}$, і відповідно ψ_D , дало можливість побудувати графік залежності сили натягу каната F_H від величини коефіцієнта діаметрів ψ_D (рис. 4). Аналіз цього графі-

ка показує, що існує таке значення коефіцієнта ψ_D , при якому забезпечене, при рівних інших умовах, мінімальне значення сили натягу каната F_H . Для модельної муфти із наведеними параметрами, згідно з рис. 4 цей коефіцієнт має значення близько $\psi_D = 1,4$. Очевидно, що для раціонального проектування муфти необхідно отримати вираз для обчислення цього оптимального, з точки зору зниження навантаженості канатів, значення коефіцієнта ψ_{DF} , щоб дати у майбутньому інструмент конструкторам для проектування мінімально навантажених муфт.

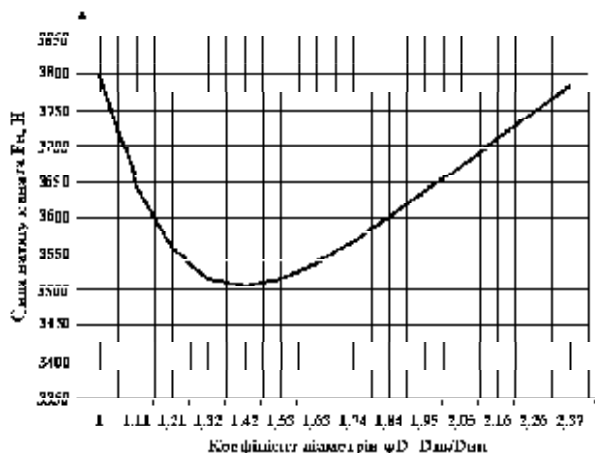


Рис. 3. Графік залежності сили натягу каната F_H від величини коефіцієнта діаметрів

Як видно з рис. 3, при збільшенні кута ξ від 10° до приблизно 50° сила натягу каната F_H зменшується зі значення близько 7500 Н до значення близько 3500 Н, або в 2,15 разів. Тому в розглянутому випадку проектування, при необхідності «вписання» муфти у відомі габарити, постає потреба використання виразу для обчислення кута найменшої навантаженості канатів ξ_F , який необхідно визначати під час розрахунку муфти на міцність та вибору канатів при відомих діаметрах $D_{зв}$ та $D_{вн}$.

Це сприяє подальшим теоретичним дослідженням з метою отримання рівнянь для обчислення оптимального кута монтажного зміщення напівмуфт та коефіцієнта, які забезпечать мінімальне навантаження канатів муфти F_H . Ці залежності потрібні для забезпечення можливості проектування муфти за двома можливими варіантами:

а) задача проектування муфти для заміни встановленої у приводі, що експлуатується, коли відомі діаметри $D_{зв}$ та $D_{вн}$. Прикладом може бути муфта для сполучення маховика дизеля із передачею. У цьому випадку необхідно буде використовувати залежність для визначення кута ;

б) задача проектування нової муфти при невідомих $D_{зв}$ та $D_{вн}$, проте відомих обмеженнях щодо її компонов-

ки [1]. У цьому випадку можна використовувати залежність для визначення коефіцієнта.

Проаналізуємо можливість отримання раціонального співвідношення діаметрів розташування втулок у зовнішній та внутрішній напівмуфтах за умови мінімізації навантаженості канатів силою F_n , що адекватно пошуку мінімуму функції (16).

Для цього візьмемо першу похідну від (16) та прирівняємо її до нуля.

$$F_n' = \left(\frac{\frac{4T}{zD_{вн} \sin \xi} \times \sqrt{0,25\psi_D^2 - 0,5 \cos \xi \psi_D + 0,25}}{\psi_D} \right)' = 0, \quad (18)$$

$$\left(\frac{\frac{4T}{zD_{вн}^2 \sin \xi} \times \left(\left(\sqrt{0,25\psi_D^2 - 0,5 \cos \xi \psi_D + 0,25} \right)' \times \left(\psi_D - \sqrt{0,25\psi_D^2 - 0,5 \cos \xi \psi_D + 0,25} \right) \right)'}{\psi_D^2} \right) = 0. \quad (19)$$

Очевидно, в останньому виразі (19) нулю рівним може бути тільки чисельник, тому матимемо такий вираз:

$$\left(0,25\psi_D^2 - 0,5 \cos \xi \psi_D + 0,25 \right) \times \left(\psi_D - \sqrt{0,25\psi_D^2 - 0,5 \cos \xi \psi_D + 0,25} \right) = 0; \quad (20)$$

$$\frac{\psi_D(0,5\psi_D - 0,5 \cos \xi)}{2\sqrt{0,25\psi_D^2 - 0,5 \cos \xi \psi_D + 0,25}} - \sqrt{0,25\psi_D^2 - 0,5 \cos \xi \psi_D + 0,25} = 0; \quad (21)$$

$$\psi_D(0,5\psi_D - 0,5 \cos \xi) - 2(0,25\psi_D^2 - 0,5 \cos \xi \psi_D + 0,25) = 0; \quad (22)$$

$$0,5\psi_D^2 - 0,5 \cos \xi \psi_D - 0,5\psi_D^2 + \cos \xi \psi_D - 0,5 = 0; \quad (23)$$

$$0,5 \cos \xi \psi_D - 0,5 = 0; \quad (24)$$

$$\cos \xi \times \psi_D = 1; \quad (25)$$

$$\psi_D = \frac{1}{\cos \xi}. \quad (26)$$

Для модельної муфти матимемо:

$$\psi_D = \frac{1}{\cos \xi} = \frac{1}{\cos 45^\circ} = 1,41.$$

З розрахунку та зівставленням його з графіком (рис. 3) очевидно, що вони адекватні одне одному, що свідчить про правильність міркувань та виконаних теоретичних досліджень. Відтак можна стверджувати, що отриманий вираз (26) дозволяє обчислювати оптимальний коефіцієнт діаметрів ψ_{DF} , який дає можливість виконати компоновку муфти з мінімальним натягом канатів.

$$\psi_{DF} = \frac{1}{\cos \xi}. \quad (27)$$

Відповідно, оптимальний кут монтажного зміщення напівмуфт ξ_F , забезпечення якого дозволяє зменшити натяг канатів до мінімуму при відомому коефіцієнті діаметрів ψ_D , можна знайти за формулою (28):

$$\xi_F = \arccos \frac{1}{\psi_D}. \quad (28)$$

Графічне зображення залежності (28) представлено на рис. 5 і являє собою номограму для вибору оптимального коефіцієнта діаметрів ψ_{DF} при відомому куті ξ чи оптимального кута ξ_F при відомому коефіцієнті діаметрів ψ_D під час проектування муфти.

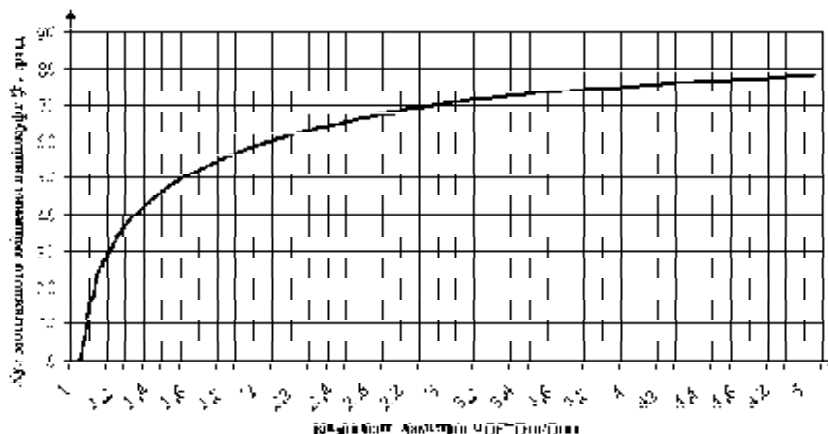


Рис. 4. Графік залежності оптимального коефіцієнта діаметрів ψ_{DF} від величини оптимального кута монтажного зміщення

У результаті проведених теоретичних досліджень можна зробити такі **висновки**:

1. Компонувочні параметри, зокрема коефіцієнт відношення діаметрів ψ_D мають значний вплив на навантаженість елементів муфти з торцевими канатами.

2. Уперше досліджено вплив цього коефіцієнта на натяг канатів та отримано вираз для визначення коефіцієнта ψ_{DF} , який забезпечує мінімальне значення натягу канатів.

3. Показано, що при збільшенні коефіцієнта діаметрів ψ_D з 1,0 до 1,41 сила натягу канатів муфти зменшується з 3800 Н до 3500 Н, або на 7%.

4. Побудована номограма для вибору значень кута монтажного зміщення та коефіцієнта діаметрів, що забезпечують мінімальний натяг каната при проектуванні.

Напрямки подальших досліджень:

1. Дослідження впливу кута монтажного зміщення напівмуфт на натяг канатів.

2. Порівняння основних показників муфт з торцевою установкою канатів тангенціального та хордального розташування.

3. Розроблення методики проектування муфт з торцевою установкою канатів.

4. Дослідження впливу неспіввісності на перерозподіл навантаження між канатами у муфтах.

5. Дослідження впливу неспіввісності на додаткові навантаження від муфт на поєднані вали.

6. Дослідження впливу неспіввісності на довговічність канатів.

7. Дослідження тепловиділення від канатів муфт при їх роботі в умовах неспіввісності.

8. Дослідження міцності та розроблення методики розрахунку фланців напівмуфт.

9. Обґрунтування параметрів пристроїв для затиску канатів у муфтах.

10. Комплексна оптимізація параметрів муфт з торцевими канатами.

Список літератури

1. Проценко В. О. Проектування муфти з торцевою установкою прямих канатів / В. О. Проценко // Гірничі, будівельні, дорожні, меліоративні машини. – К. : КНУБА. – 2011. – Вип. 77 – С. 44–50.
2. Проценко В. О. Геометричні умови існування муфти з торцевими канатами тангенціального розташування / В. О. Проценко, М. В. Бабій, О. Ю. Клементьєва // Науковий вісник Херсонської державної морської академії. – Херсон : ХДМА. – 2015. – № 1(12) – С. 240–246.
3. Лукин М. Г. Муфты сцепные и упругие / Под ред. Б. А. Иванова. – Л. : Советский печатник, 1935. – 284 с.
4. Иванов Е. А. Муфты приводов / Е. А. Иванов. – М. : Машгиз, 1954. – 348 с.
5. Поляков В. С. Муфты. Конструкции и расчет / В. С. Поляков, И. Д. Барбаш. – Л. : Машиностроение, 1973. – 36 с.

Одержано 12.03.2016

Проценко В.А., Клементьєва О.Ю. Силовое взаимодействие элементов муфты с торцевой установкой канатов тангенциального расположения

Рассмотрено силовое взаимодействие элементов муфты с торцевой установкой канатов тангенциального расположения. Получены расчетные зависимости, которые описывают влияние компоновочных параметров на силовое взаимодействие элементов муфты. Исследовано влияние одного соотношения диаметров расположения втулок в полумуфтах на натяжение канатов. Получено выражение, позволяющее вычислить значение коэффициента диаметров, которое обеспечивает минимальное натяжение канатов.

Ключевые слова: муфта, канат, компоновка, крутящий момент, круговая сила, натяжение.

Protsenko V., Klementyeva O. Force interaction of coupling elements with the end position setting tangential rope installation

The power coupling elements interact with face tangential rope installation location is studied. An estimated dependence describing the influence of certain parameters komponovochnyh are found. The influence of one of the most important parameters couplings, namely the ratio of diameters location in sleeves half coupling on tension cables are studied. An expression that allows us to calculate the coefficient of diameters that provides minimal rope tensions is found.

Key words: coupling, rope, arrangement, torque, circular power tension.

УДК 621.791

Д-р техн. наук В. А. Лебедев, С. В. Новиков

ІЗС ім. Е. О. Патона НАН України, г. Київ

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПРОЦЕССОВ СВАРКИ И НАПЛАВКИ С УПРАВЛЯЕМЫМИ ИЗМЕНЕНИЯМИ ВЫЛЕТА ЭЛЕКТРОДНОЙ ПРОВОЛОКИ

Рассмотрен процесс наплавки как периодический, где в первый полупериод происходит формирование капли, а во второй – процесс короткого замыкания. Аналитически рассчитаны зависимости силы тока от величины длины дугового промежутка и плотности тока от длины дуговой перемычки. Ключевой особенностью данной работы является переменное значение дугового промежутка, меняющееся по периодическому, наперёд заданному закону. Полученные зависимости должны помочь в разработке технологии и оборудования для контроля формирования структурных составляющих и размера кристаллитов в металле наплавляемого валика с применением внешних низкочастотных механических колебаний.

Ключевые слова: периодическое воздействие, наплавка, распределение тока, длина дугового промежутка, длина перемычки.

Процессы дуговой сварки і наплавки по-прежнему являются одними из ведущих технологий при создании различных металлоконструкций, придании ими необходимых служебных свойств, восстановлении изношенных узлов и деталей.

Для повышения технологической прочности в настоящее время широко применяются различные способы сварки и наплавки с периодическим тепловым или механическим воздействием на расплав сварочной ванны. К их числу относятся способы с механическими колебаниями ванны жидкого металла. Для изучения влияния механических колебаний ванны, их характеристик на свойства наплавленных валиков в ИЗС им. Патона НАНУ была разработана установка (рис. 1), где

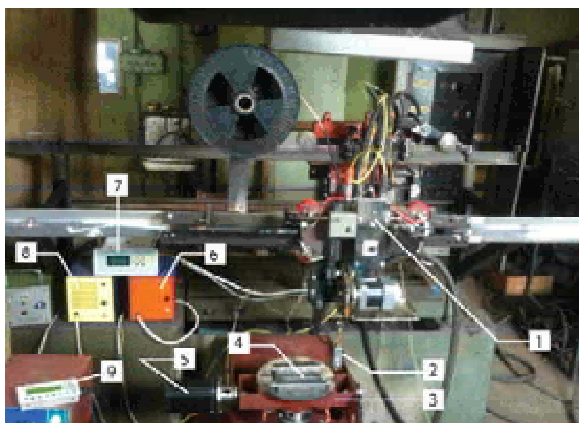


Рис. 1. Схема установки для наплавки с подвижной станиной:

1 – пульт управления перемещения горелки; 2 – горелка; 3 – станина; 4 – наплавляемая деталь; 5 – двигатель, сообщающий колебания станине; 6 – блок питания пульта управления поз.1; 7 – индикатор скорости перемещения горелки; 8 – блок питания двигателя поз. 5; 9 – программируемый пульт управления режима работы двигателя поз. 5

механические колебания ванны осуществляются в 2-х плоскостях (рис. 2). Здесь схема колебаний приводится для понимания принципа колебаний изделия, а следовательно, и самой ванны расплавленного металла.

Осуществляя процесс наплавки на данной установке, можно добиться не только формирования желательной структуры металла шва, но и обеспечить необходимую ширину шва с минимальной глубиной проплавления основного металла.

Целью настоящей работы является получение зависимости силы тока дугового процесса от величины длины дугового промежутка и плотности тока от длины дуговой перемычки, которые дают основание для разработки технологии и оборудования для контроля формирования структурных составляющих и размера кристаллитов в металле наплавляемого валика с применением внешних низкочастотных механических колебаний с управляемыми параметрами.

Как известно, процесс наплавки представляет собой перенос металла сварочной проволоки посредством периодических замыканий между электродом и сварочной ванной. А значит, скорость и устойчивость процесса наплавки будет определяться скоростью формирования и плавления перемычки между электродом и сварочной ванны. Данную величину можно представить зависимостью тока от длины дуги.

Пусть сварочная ванна движется по некоторой дуге вокруг точки A по некоторому периодическому, наперёд заданному закону – $\Psi(t)$. Расстояние от сварочной ванны до точки A также задано и равно a . Тогда длина дугового промежутка l_0 определится выражением [1] (рис. 3):

$$l_0 = \int_0^t \left(V_{nl} - V_{nz} - V_{pk} \pm V_B + a \frac{\partial \Psi(t)}{\partial t} \cos \Psi(t) \right) dt + l_n, \quad (1)$$

где $V_{нл}$ – скорость плавления проволоки, $V_{нэ}$ – скорость подачи электродной проволоки, $V_{рк}$ – скорость роста капли, V_B – скорость точки B – точки пересечения оси электрода с поверхностью ванны, l_H – начальный дуговой промежуток, образовавшийся после разрыва перемычки.



Рис. 2. Принципиальная схема перемещения станины (поз. 3) в процессе колебаний

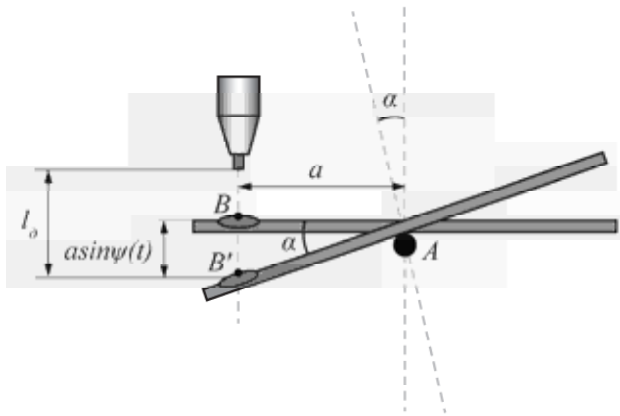


Рис. 3. Иллюстрация к определению длины дуги по уравнению (1)

Скорость изменения дугового промежутка определится из уравнения:

$$\frac{dl_d}{dt} = V_{нл} - V_{нэ} - V_{рк} \pm V_B + a \frac{\partial \psi(t)}{\partial t} \cos \psi(t). \quad (5)$$

Распределение тока по длине дуги до образования перемычки можно определить, считая дугу цилиндром радиуса r , а изменение напряжённости происходящим только вдоль дуги. Тогда значение определится из известного уравнения Гаусса, записанного в цилиндрической системе координат:

$$\frac{\partial E}{\partial l_d} = \pi r^2 \int_0^{t_d} I_d dt, \quad (6)$$

где t_d – время горения дуги. Производная по времени от обеих частей равенства преобразует выражение (3) к виду:

$$\frac{\partial \left(\frac{\partial E}{\partial l_d} \right)}{\partial t} = \pi r^2 I_d. \quad (4)$$

Считая, что дуга горит при атмосферном давлении, напряжённость можно определить по формуле [2]:

$$E = 2,05 \cdot 10^8 \frac{U_i^{29} g_e^{\frac{1}{3}}}{I_d^{\frac{1}{3}} a^3}, \quad (5)$$

где U_i [эВ] – потенциал ионизации атомов газа, a – отношение статистических весов ионов и атомов, g_e [м²] – сечение столкновения частиц с электронами (рамзауэровское сечение). Тогда с учётом того, что сила тока является функцией времени и длины дуги, можно написать систему уравнений:

$$\begin{cases} \frac{\partial \left(\frac{\partial E}{\partial l_d} \right)}{\partial t} = \pi r^2 I_d \\ E = 2,05 \cdot 10^8 \frac{U_i^{29} g_e^{\frac{1}{3}}}{I_d^{\frac{1}{3}} a^3} \\ \frac{\partial I_d}{\partial t} = \frac{\partial I_d}{\partial l_d} \frac{\partial l_d}{\partial t}. \end{cases} \quad (6)$$

С учетом того, что параметры U_i , a , g_e являются характеристиками дуговой плазмы и являются постоянными величинами, можно ввести постоянную

$$G = 2,05 \cdot 10^8 \frac{U_i^{29} g_e^{\frac{1}{3}}}{a^3} \quad (\text{для } \text{CO}_2 \text{ [2]: } U_i = 14,3 \text{ эВ;}$$

$g_e = 25 \cdot 10^{-20} \text{ м}^2$. При наплавке стальной проволокой: $a_{Fe} = 1,55$. Тогда $G \approx 148,95$). Данная система преобразуется в следующее дифференциальное уравнение:

$$\pi r^2 I_d = \frac{4}{9} \frac{G}{I_d^{\frac{7}{3}}} \left(\frac{\partial I_d}{\partial l_d} \right) \left(\frac{\partial l_d}{\partial t} \right) - \frac{1}{3} \frac{G}{I_d^{\frac{4}{3}}} \frac{\partial \left(\frac{\partial I_d}{\partial l_d} \right)}{\partial t}. \quad (7)$$

Или с учётом $\frac{\partial I_d}{\partial t} = \frac{\partial I_d}{\partial l_d} \frac{\partial l_d}{\partial t}$:

$$\pi r^2 I_d = \frac{4}{9} \frac{G}{I_d^{\frac{7}{3}}} \left(\frac{\partial I_d}{\partial l_d} \right)^2 \left(\frac{\partial l_d}{\partial t} \right) - \frac{1}{3} \frac{G}{I_d^{\frac{4}{3}}} \frac{\partial \left(\frac{\partial I_d}{\partial l_d} \right)}{\partial t}. \quad (8)$$

Приведенный вид данного уравнения будет таким:

$$\left\{ \frac{\partial \left(\frac{\partial I_d}{\partial l_d} \right)}{\partial t} - \frac{4}{3} \frac{\left(\frac{\partial I_d}{\partial l_d} \right)^2 \left(\frac{\partial l_d}{\partial t} \right)}{I_d} = - \frac{3\pi r^2 I_d^{\frac{7}{3}}}{G} \right. \\ \left. 0 < t < t_d \right. \quad (9)$$

Решение которого, определяющее зависимость

$\frac{\partial I_\delta}{\partial l_\delta} \left(\frac{\partial l_\delta}{\partial t} \right)$, будет иметь вид:

$$\frac{\partial I_\delta}{\partial l_\delta} = \frac{3}{2} I_{\delta 3}^2 r \sqrt{\frac{\pi}{G \left(\frac{\partial l_\delta}{\partial t} \right)}} \left(\frac{1 + e^{4t_\delta r I_{\delta 3}^2 \sqrt{\frac{\pi}{G \left(\frac{\partial l_\delta}{\partial t} \right)}}}}{1 - e^{4t_\delta r I_{\delta 3}^2 \sqrt{\frac{\pi}{G \left(\frac{\partial l_\delta}{\partial t} \right)}}}} \right). \quad (10)$$

Данное выражение можно выразить через функцию гиперболического котангенса [3]:

$$\frac{\partial I_\delta}{\partial l_\delta} = -\frac{3}{2} I_{\delta 3}^2 r \sqrt{\frac{\pi}{G \left(\frac{\partial l_\delta}{\partial t} \right)}} \operatorname{cth} \left(2t_\delta r I_{\delta 3}^2 \sqrt{\frac{\pi}{G \left(\frac{\partial l_\delta}{\partial t} \right)}} \right). \quad (11)$$

Т. к. значения функции гиперболического котангенса при значениях аргумента, лежащего в пределах $(1 \div 2)$, стремятся к 1, а в промежутке $(2 \div \infty)$ – всегда равны 1 (при $(2 \div -\infty)$ - -1), то выражение (11) примет вид:

$$\frac{\partial I_\delta}{\partial l_\delta} = \frac{3}{2} I_{\delta 3}^2 r \sqrt{\frac{\pi}{G \left(\frac{\partial l_\delta}{\partial t} \right)}}. \quad (12)$$

С учётом $\frac{\partial I_\delta}{\partial t} = \frac{\partial I_\delta}{\partial l_\delta} \frac{\partial l_\delta}{\partial t}$ выражение (12) можно преобразовать в следующее дифференциальное уравнение:

$$\frac{\partial I_\delta}{\partial t} = \frac{3}{2} I_{\delta 3}^2 r \sqrt{\frac{\pi}{G \left(\frac{\partial l_\delta}{\partial t} \right)}}. \quad (13)$$

В случае максимального значения производной

$\frac{\partial I_\delta}{\partial t}$ [1]: $\left(\frac{\partial I_\delta}{\partial t} \right)^{\max} = \frac{k_\delta V_c}{R}$, где k_δ [В/м] – градиент потенциала

в столбе дуги,

$V_c = \left(V_{n3} \pm a \frac{\partial \psi(t)}{\partial t} \cos \psi(t) \right) (1 - k_{\phi\kappa})$ – скорость сокращения дугового промежутка, $k_{\phi\kappa} = (0,2 \div 0,4)$ – коэффициент формы капли, R – эквивалентное сопротивление системы; значение силы тока определится следующим образом:

$$I_\delta = \left(\frac{2}{3} \frac{k_\delta V_c}{R} \frac{1}{r} \sqrt{\frac{G}{\pi \left(\frac{\partial l_\delta}{\partial t} \right)}} \right)^{\frac{3}{2}}, \quad (14)$$

где значение $\frac{\partial l_\delta}{\partial t}$ определяется выражением (2). В общем случае решение уравнения (13) будет иметь вид:

$$I_\delta = \left(\frac{3}{2} r \sqrt{\frac{\pi l_\delta t_\delta}{G}} \right)^3 - I_{\max}. \quad (15)$$

Здесь t_δ – время горения дуги, а значение l_δ задаётся выражением (1); I_{\max} – ток в момент образования дуги, т. е. сразу после разрыва переключки [1].

Зависимость силы тока, протекающего через переключку от её длины, можно определить при некоторых допущениях [4]: форма переключки цилиндрическая, электрод и сварочная ванна неподвижны, физические свойства металла стационарны.

Т. к. переключка представляет собой стержень цилиндрической формы, то в отсутствии дуги нагрев будет осуществляться за счёт джоулева тепла, тогда уравнение теплового баланса для единицы длины переключки будет иметь вид [5]:

$$c_p F \left(\frac{dT}{dt} \right) = \theta j^2 F. \quad (16)$$

где c_p [Дж/(мм³·К)] – объёмная теплоёмкость стали F [мм²] – площадь поперечного сечения переключки,

θ [Ом·мм] – удельное сопротивление, $\frac{dT}{dt}$ [К/с] – скорость изменение температуры, j [А/мм²] – плотность тока.

Т. к. удельное сопротивление является функцией температуры, его можно выразить посредством закона Видемана-Франца [6]. Тогда, принимая материал переключки изотропным, уравнение (7) примет вид:

$$c_p \left(\frac{\partial T}{\partial t} \right) = \frac{\pi^2}{3} \left(\frac{k}{e} \right)^2 \frac{T}{\lambda} j^2, \quad (17)$$

где k [Дж/К] – постоянная Больцмана, λ [Вт/(мм·К)] – коэффициент теплопроводности. Температура и её производная по времени определяется посредством уравнения теплопроводности для стержня [5]:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \left(\frac{\lambda}{c_p} \right) \left(\frac{\partial^2 T}{\partial l_\delta^2} \right) - b(T - T_c), \quad (18)$$

где b [Вт/(мм²·К)] – коэффициент эффективной теплоотдачи. Т. к. время существования переключки составляет примерно $(0,5 - 2,75) \cdot 10^{-3}$ с [4], то можно считать, что потери на теплоотдачу в окружающую среду пренебрежимо малы, тогда с учетом предельного условия, уравнение (18) примет вид:

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{\partial T}{\partial t} = \left(\frac{\lambda}{c_p} \right) \left(\frac{\partial^2 T}{\partial l_\delta^2} \right) \\ 0 < t < t_{\kappa 3} \\ 0 < l < l_n, \end{array} \right. \quad (19)$$

где $t_{кз}$ – время короткого замыкания, l_n – длина пере­мычки, значение которой определяется выражением:

$$l_n = \int_0^{t_{кз}} (V_{nl} - V_{nз} - V_{рк} \pm V_B + a \frac{\partial \psi(t)}{\partial t} \cos \psi(t)) dt. \quad (20)$$

Решение данного уравнения будет таким [7]:

$$T = C_n e^{-\left(\frac{\pi n}{l_n}\right)^2 \left(\frac{\lambda}{ср}\right) t_{кз}} \sin \frac{\pi n}{l_n} l_n, \quad (21)$$

а производная будет иметь вид:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \left[-C_n \left(\frac{\pi}{l_n}\right) \left(\frac{\lambda}{ср}\right) n^2 e^{-\left(\frac{\pi n}{l_n}\right)^2 \left(\frac{\lambda}{ср}\right) t_{кз}} \sin \frac{\pi n}{l_n} l_n \right], \quad (22)$$

где n – любое натуральное число, C_n – константа. Под­ставляя (21) и (22) в (17) и выражая j , получится выраже­ние зависимости плотности тока, протекающего через пере­мычку, от её длины $j(l_n)$:

$$j = \left(\frac{ср e}{\pi k n}\right) \sqrt{\frac{3I_n}{\pi}}, \quad (23)$$

где l_n определяется уравнением (20).

Выводы

1. Представлен аналитический вывод зависимости величины силы тока от длины дугового промежутка $I_0(l_0)$ в процессе формирования капли и зависимость величины плотности тока от длины пере­мычки – $j(l_n)$.

Величина тока дуги в процессе формирования кап­ли прямо пропорциональна величине длины дугового промежутка. Величина плотности тока, протекающего через металлическую пере­мычку, также пропорцио­нальна длине этой пере­мычки, однако зависимость бо­лее слабая, что видно по значениям показателей степе­ней в выражениях (15) и (23). Кроме длины пере­мычки, ток короткого замыкания зависит от теплофизических

свойств металла. А ток дуги, кроме теплофизических свойств плазмы и длины дуги, зависит также от време­ни горения дуги, что позволяет осуществлять его уп­равление за счёт скоростных режимов подачи прово­локи и наплавки, тем самым осуществляя контроль ко­личества тепла, вводимого в металл, что позволяет не только формировать желаемую структуру, но и форму валика, степень проплавления основного металла и ве­личину разбрызгивания. Таким образом, процесс на­плавки с наложением внешних механических колеба­ний может быть эффективно управляемым в полупе­риод формирования капли. В полупериод короткого замыкания происходит просто перенос количества ме­талла, сформированного за счёт тепла, вложенного в первом полупериоде в каплю. Джоулево тепло опреде­ляет скорость расплавления дуговой пере­мычки, что также можно контролировать.

Список литературы

1. Дюргеров Н. Г. Причины периодических замыканий дугового промежутка при сварке короткой дугой / Дюргеров Н. Г. // Сварочное производство – № 9. – 1974. – С. 1–3.
2. Лесков Г. И. Электрическая сварочная дуга Лесков Г. И. – М. : Машиностроение, 1970. – С. 66, 136, 68, 46–47.
3. Фихтенгольц Г. М. Курс дифференциального и интегрального исчисления / Фихтенгольц Г. М. – Т 1. – М. : Наука, 1969. – 107 с.
4. Дюргеров Н. Г. О разрыве пере­мычки между электро­дом и сварочной ванной / Дюргеров Н. Г. // Сварочное производство. – № 3. – 1972. – С. 4–6.
5. Теория сварочных процессов / [Волченко В. Н., Ямпольский В. М., Винокуров В. А. и др.] ; под ред. Фролова В. В. – М. : Высшая школа, 1988. – С. 223, 151.
6. Физическая Энциклопедия / гл. ред. А. М. Прохоров. – М. : Советская Энциклопедия. – 1998. – Т 1. – 275 с.
7. Тихонов А. Н. Уравнения математической физики / Ти­хонов А. Н., Самарский А. А. – М. : Наука, 1977. – С. 197–199.

Одержано 21.04.2016

Лебедєв В.О., Новиков С.В. Математична модель процесів зварювання і наплавлення з керуваннями змінами вильоту електродного дроту

Наплавлення розглядається як періодичний процес, де в перший напівперіод формується крапля, а в другий – відбувається коротке замикання. Аналітично розраховані залежності сили зварювального струму від величини довжини дугового проміжку та щільності струму від довжини дугової пере­мички. Ключовою відмінністю цієї роботи є змінне значення дугового проміжку, що змінюється за періодичним, наперед заданим законом. Отримані залежності повинні допомогти у розробленні технології та обладнання щодо контролю формування структурних складових та розміру кристалітів у металі наплавленого валика, що отриманий із застосуванням низькочастотних механічних коливань.

Ключові слова: періодичний вплив, наплавлення, розподіл струму, довжина дугового проміжку, довжина пере­мички.

Lebedev V., Novikov S. Mathematical model of welding and surfacing with the managing luffing electrode wire

The process of surfacing as periodic, where formation of drop is going to the first half part of period, and in the second – the process of short circuit is considered. The dependencies of the current from value of arc length interval and the current density from length of arc jumper are calculated analytically. The key feature of this job is variable meaning of arc's interval which is changing by a given periodic law. Obtained dependences must help in develop­ment of technology and equipment for a control of formation of structural components and crystallite size in the metal of surfacing bead, which has been obtained with use the external low-frequency mechanical oscillations.

Key words: periodic influence, surfacing, distribution of current, length of arc interval, length of bridge.

УДК 539.312

Д-р фіз.-мат. наук В. І. Пожуєв¹, канд. фіз.-мат. наук А. В. Пожуєв², аспірант А. В. Фасоляк¹

¹Запорізький національний технічний університет, ²Запорізька державна інженерна академія;
м. Запоріжжя

НЕСТАЦІОНАРНА ДЕФОРМАЦІЯ ЦИЛІНДРИЧНОЇ ОБОЛОНКИ У ПРУЖНОМУ НАПІВПРОСТОРІ З ВІЛЬНОЮ ПОВЕРХНЕЮ

Розглядається нескінченна циліндрична оболонка, яка знаходиться у тривимірному пружному інерційному напівпросторі з вільною поверхнею, причому вісь оболонки паралельна поверхні напівпростору. Вивчається випадок, коли до внутрішньої поверхні оболонки прикладаються врівноважені імпульсивні нормальні навантаження. Досліджується вплив нестационарної деформації оболонки на напружено-деформований стан напівпростору і на переміщення поверхні напівпростору. Проведено аналіз впливу глибини залягання оболонки від поверхні напівпростору на напружено-деформований стан такої системи.

Ключові слова: циліндрична оболонка, пружний напівпростір, вільна поверхня напівпростору, динамічне навантаження, метод скінченних елементів.

Вступ

На сьогодні досить добре досліджені динамічні задачі для циліндричних оболонок у необмеженому пружному інерційному просторі (при глибині залягання оболонки більше 5 діаметрів). У роботах [1–3], а також у монографії [4] розглянуто випадок рухомих навантажень, а в роботах [5–8] розглянуті подібні задачі у нестационарній постановці з використанням різних методів моделювання реакції простору.

Для оболонок неглибокого залягання потрібно враховувати вплив вільної поверхні пружного інерційного напівпростору. Подібним задачам для рухомих навантажень присвячена робота [9], а для рухомих періодичних навантажень для багатошарових оболонок – робота [10].

Ця робота присвячена динамічним задачам для пружних оболонок, які мають невелику глибину залягання у пружному інерційному напівпросторі із вільною поверхнею у нестационарній постановці. Також досліджується питання впливу глибини залягання на напружено-деформований стан системи оболонка-напівпростір.

Постановка задачі

Розглядається нестационарна деформація нескінченно довгої циліндричної оболонки, яка знаходиться у лінійно-пружному, однорідному та ізотропному напівпросторі, причому вісь оболонки паралельна границі напівпростору під дією навантажень, що діють на внутрішню поверхню оболонки та залежать від часу, як одинична функція Хевісайда. Нехай оболонка та напівпростір віднесені до нерухомої декартової системи координат $\{x, y, z\}$. Внутрішня поверхня оболонки задається рівнянням $x^2 + y^2 = b^2$, а поверхня контакту між напівпростором та оболонкою – $x^2 + y^2 = a^2$ ($h = a - b$ – товщина оболонки). Контакт між оболон-

кою та напівпростором вважаємо жорстким. Площина, що обмежує напівпростір, задається рівнянням $y = H$ ($H > a$). У момент часу $t < 0$ оболонка та простір знаходяться в стані спокою та вільні від напружень. Потім в момент часу $t = 0$ прикладається імпульсивне, самоврівноважене навантаження, яке діє по нормалі до внутрішньої поверхні оболонки.

Слід зазначити, що в цій роботі приймається, що навантаження, яке діє на внутрішню поверхню оболонки рівномірно розподілене за її довжиною, тобто не залежить від змінної z , тому початкова задача зводиться до плоскої задачі теорії пружності.

Оскільки для оболонки і напівпростору використовуються точні рівняння, тоді потрібно знайти такі вектор-функції $u^{(k)}(x, y, t) = (u_x^{(k)}(x, y, t), u_y^{(k)}(x, y, t))$, що задовольняють динамічному рівнянню теорії пружності, яке у векторній формі має вигляд [11]:

$$(\lambda_k + 2\mu_k) \text{grad div} \left(\bar{u}^{(k)} \right) - \mu_k \text{rot rot} \left(\bar{u}^{(k)} \right) = \rho_k \frac{\partial^2 \bar{u}^{(k)}}{\partial t^2}, \quad (1)$$

де λ_k, μ_k – параметри Ламе, ρ_k – щільність (тут значення індексу $k = 1$ відповідає оболонці, а $k = 2$ – напівпростору, що оточує оболонку).

Тоді граничні умови мають вигляд:

$$\begin{aligned} \sigma_{xx}^{(1)}(x, y, t) \Big|_{\omega_1} &= -f_x(x, y, t), \sigma_{yy}^{(1)}(x, y, t) \Big|_{\omega_1} = -f_y(x, y, t), \\ \sigma_{xy}^{(1)}(x, y, t) \Big|_{\omega_1} &= -f_{xy}(x, y, t), \sigma_{xx}^{(1)}(x, y, t) \Big|_{\omega_2} = \sigma_{xx}^{(2)}(x, y, t) \Big|_{\omega_2}, \\ \sigma_{yy}^{(1)}(x, y, t) \Big|_{\omega_2} &= \sigma_{yy}^{(2)}(x, y, t) \Big|_{\omega_2}, \sigma_{xy}^{(1)}(x, y, t) \Big|_{\omega_2} = \sigma_{xy}^{(2)}(x, y, t) \Big|_{\omega_2}, \\ u_x^{(1)}(x, y, t) \Big|_{\omega_2} &= u_x^{(2)}(x, y, t) \Big|_{\omega_2}, u_y^{(1)}(x, y, t) \Big|_{\omega_2} = u_y^{(2)}(x, y, t) \Big|_{\omega_2}, \\ \sigma_{xx}^{(2)}(x, H, t) &= \sigma_{yy}^{(2)}(x, H, t) = \sigma_{xy}^{(2)}(x, H, t) = 0. \end{aligned} \quad (2)$$

Тут ω_1 – внутрішня поверхня оболонки, ω_2 – границя контакту між оболонкою та напівпростором, $f_x(x, y, t), f_y(x, y, t), f_{xy}(x, y, t)$ – відповідні компоненти навантаження, яке діє по нормалі до внутрішньої поверхні оболонки.

При цьому необхідні для задоволення граничним умовам напруження виражаються через переміщення згідно з формулами:

$$\begin{aligned}\sigma_{xx}^{(k)} &= \frac{2G_k(1-\nu_k)}{1-2\nu_k} \frac{\partial u_x^{(k)}}{\partial x} + \frac{2G_k\nu_k}{1-2\nu_k} \frac{\partial u_y^{(k)}}{\partial y}, \\ \sigma_{yy}^{(k)} &= \frac{2G_k(1-\nu_k)}{1-2\nu_k} \frac{\partial u_y^{(k)}}{\partial y} + \frac{2G_k\nu_k}{1-2\nu_k} \frac{\partial u_x^{(k)}}{\partial x}, \\ \sigma_{xy}^{(k)} &= G_k \left(\frac{\partial u_x^{(k)}}{\partial y} + \frac{\partial u_y^{(k)}}{\partial x} \right),\end{aligned}\quad (3)$$

де ν_k – коефіцієнти Пуасона, G_k – модулі зсуву матеріалу.

Початкові умови приймаються нульовими, тобто всі шукані величини та їх перші похідні за змінною часу при $t = 0$ дорівнюють нулю.

Перейдемо тепер до безрозмірних величин:

$$\begin{aligned}\{U_x^{(k)}, U_y^{(k)}\} &= \frac{1}{a} \{u_x^{(k)}, u_y^{(k)}\}, \\ \{\sigma_{xx}^{(k)}, \sigma_{yy}^{(k)}, \sigma_{xy}^{(k)}\} &= \frac{1}{G_2} \{\sigma_{xx}^{(k)}, \sigma_{yy}^{(k)}, \sigma_{xy}^{(k)}\}; F = \frac{f}{G_2}; \\ \{x_*, y_*\} &= \frac{1}{a} \{x, y\}; \tau = \frac{c_s}{a} t; \kappa = \frac{h}{a}; \gamma = \frac{G_1}{G_2}; \rho^* = \frac{\rho_1}{\rho_2}; \\ d_1 = 1 - \kappa; c_s &= \frac{\sqrt{G_2}}{\sqrt{\rho_2}}; H_* = \frac{H}{a}.\end{aligned}\quad (4)$$

Тоді співвідношення (3) приймуть вигляд:

$$\begin{aligned}\sigma_{x_*x_*}^{-(1)} &= \frac{2\gamma(1-\nu_1)}{1-2\nu_1} \frac{\partial U_{x_*}^{(1)}}{\partial x_*} + \frac{2\gamma\nu_1}{1-2\nu_1} \frac{\partial U_{y_*}^{(1)}}{\partial y_*}, \\ \sigma_{x_*x_*}^{-(2)} &= \frac{2(1-\nu_2)}{1-2\nu_2} \frac{\partial U_{x_*}^{(2)}}{\partial x_*} + \frac{2\nu_2}{1-2\nu_2} \frac{\partial U_{y_*}^{(2)}}{\partial y_*}, \\ \sigma_{y_*y_*}^{-(1)} &= \frac{2\gamma(1-\nu_1)}{1-2\nu_1} \frac{\partial U_{y_*}^{(1)}}{\partial y_*} + \frac{2\gamma\nu_1}{1-2\nu_1} \frac{\partial U_{x_*}^{(1)}}{\partial x_*}, \\ \sigma_{y_*y_*}^{-(2)} &= \frac{2(1-\nu_2)}{1-2\nu_2} \frac{\partial U_{y_*}^{(2)}}{\partial y_*} + \frac{2\nu_2}{1-2\nu_2} \frac{\partial U_{x_*}^{(2)}}{\partial x_*}, \\ \sigma_{x_*y_*}^{-(1)} &= \gamma \left(\frac{\partial U_{x_*}^{(1)}}{\partial y_*} + \frac{\partial U_{y_*}^{(1)}}{\partial x_*} \right), \sigma_{x_*y_*}^{-(2)} = \left(\frac{\partial U_{x_*}^{(2)}}{\partial y_*} + \frac{\partial U_{y_*}^{(2)}}{\partial x_*} \right).\end{aligned}\quad (5)$$

При цьому граничні умови (2) перепишуться так:

$$\begin{aligned}\sigma_{x_*x_*}^{-(1)} \Big|_{\omega_1} &= -F_{x_*}(x_*, y_*, \tau), \\ \sigma_{y_*y_*}^{-(1)} \Big|_{\omega_1} &= -F_{y_*}(x_*, y_*, \tau), \\ \sigma_{x_*y_*}^{-(1)} \Big|_{\omega_1} &= -F_{x_*y_*}(x_*, y_*, \tau), \\ \sigma_{x_*x_*}^{-(1)} \Big|_{\omega_2} &= \sigma_{x_*x_*}^{-(2)} \Big|_{\omega_2}, \\ \sigma_{y_*y_*}^{-(1)} \Big|_{\omega_2} &= \sigma_{y_*y_*}^{-(2)} \Big|_{\omega_2}, \\ \sigma_{x_*y_*}^{-(1)} \Big|_{\omega_2} &= \sigma_{x_*y_*}^{-(2)} \Big|_{\omega_2}, \\ U_{x_*}^{(1)} \Big|_{\omega_2} &= U_{x_*}^{(2)} \Big|_{\omega_2}, \\ U_{y_*}^{(1)} \Big|_{\omega_2} &= U_{y_*}^{(2)} \Big|_{\omega_2}, \\ \sigma_{x_*x_*}^{-(2)}(x_*, H_*, \tau) &= \sigma_{y_*y_*}^{-(2)}(x_*, H_*, \tau) = \sigma_{x_*y_*}^{-(2)}(x_*, H_*, \tau) = 0.\end{aligned}\quad (6)$$

Тут ω_1 – безрозмірна внутрішня поверхня оболонки ($x_*^2 + y_*^2 = d_1^2$), ω_2 – безрозмірна границя контакту між оболонкою та напівпростором ($x_*^2 + y_*^2 = 1$).

Варіаційна постановка задачі

Перейдемо тепер до варіаційної постановки задачі. Нехай $\delta U^{(k)} = (\delta U_{x_*}^{(k)}, \delta U_{y_*}^{(k)})$ – додаткові можливі безрозмірні переміщення точок тіла Ω . Тоді $\delta \varepsilon^{(k)} = (\delta \varepsilon_{x_*x_*}^{(k)}, \delta \varepsilon_{y_*y_*}^{(k)}, \delta \varepsilon_{x_*y_*}^{(k)})$ – можливі безрозмірні деформації, які відповідають можливим переміщенням $\delta U^k = (\delta U_{x_*}^{(k)}, \delta U_{y_*}^{(k)})$ та задаються такими співвідношеннями:

$$\begin{aligned}\delta \varepsilon_{x_*x_*}^{(k)} &= \frac{\partial(\delta U_{x_*}^{(k)})}{\partial x_*}, \delta \varepsilon_{y_*y_*}^{(k)} = \frac{\partial(\delta U_{y_*}^{(k)})}{\partial y_*}, \\ \delta \varepsilon_{x_*y_*}^{(k)} &= \frac{\partial(\delta U_{x_*}^{(k)})}{\partial y_*} + \frac{\partial(\delta U_{y_*}^{(k)})}{\partial x_*}.\end{aligned}$$

Нехай тіло знаходиться у рівновазі під дією поверхневих сил F та внутрішніх сил R . Причому поверхневі сили діють на поверхні ω (у цьому випадку $\omega = \omega_1 \cup \{(x_*, y_*) \in R^2 \mid y_* = H_*\}$), що обмежує тіло Ω , а внутрішні всередині області Ω . Розглянемо тепер варіаційне рівняння Лагранжа [12]:

$$\delta \bar{V}^{(k)} = 0, \quad (7)$$

де $\bar{V}^{(k)} = \bar{U}^{(k)} + \Pi^{(k)}$ – повна безрозмірна потенціальна енергія оболонки та напівпростору, що оточує оболонку. Перетворимо вираз (7) таким чином:

$$\delta \bar{U}^{(k)} = \iint_{\Omega} (\bar{\sigma}_{x^*x^*} \delta \varepsilon_{x^*x^*} + \bar{\sigma}_{y^*y^*} \delta \varepsilon_{y^*y^*} + \bar{\sigma}_{x^*y^*} \delta \varepsilon_{x^*y^*}) d\Omega, \quad (8)$$

$$\delta \Pi^{(k)} = - \iint_{\omega} (\delta U^{(k)})^T F d\omega - \iint_{\Omega} (\delta U^{(k)})^T R d\Omega. \quad (9)$$

Вираз (8) є варіацією безрозмірної енергії деформації, а (9) – варіація безрозмірної роботи зовнішніх сил. Тоді, згідно до варіаційного принципу Лагранжа [12] потрібно знайти такі значення переміщень $\delta U^{(k)}$, для яких повна енергія системи мінімальна, тобто такі переміщення, які задовольняють варіаційному рівнянню Лагранжа (7).

Розв'язання задачі методом скінчених елементів

Отримаємо матрицю жорсткості для плоского трикутного скінченного елемента [13]. Нехай вузли елемента розташовуються на вершинах трикутника і задані координати цих вершин: $(x_{*i}, y_{*i}), (x_{*j}, y_{*j}), (x_{*m}, y_{*m})$ еквівалентні вузлові навантаження. Матриці переміщень та сил для кожного з вузлів складаються з двох елементів. Тоді для вузла i маємо:

$$\begin{bmatrix} \delta V_i \\ \delta V_{iy^*} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \delta V_{ix^*} \\ \delta V_{iy^*} \end{bmatrix}, \quad \begin{bmatrix} F_i^e \\ F_{iy^*}^e \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} F_{ix^*}^e \\ F_{iy^*}^e \end{bmatrix}.$$

При складанні матриць $\begin{bmatrix} \delta V^e \\ F^e \end{bmatrix}$ елемент буде обходити проти годинникової стрілки. Тоді:

$$\begin{bmatrix} \delta V^e \\ F^e \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \delta V_i, \delta V_j, \delta V_k \\ F_i, F_j, F_k \end{bmatrix}.$$

Точки елемента отримують переміщення δU_{x^*} та δU_{y^*} . Тому матриця δU має вигляд:

$$\begin{bmatrix} \delta U \\ \delta U_{y^*} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \delta U_{x^*} \\ \delta U_{y^*} \end{bmatrix}.$$

Ці переміщення можна виразити в такому вигляді [13]:

$$\begin{bmatrix} \delta U \\ \delta U_{y^*} \end{bmatrix} = [\alpha] \begin{bmatrix} \delta V^e \\ F^e \end{bmatrix}, \quad (10)$$

або

$$\begin{bmatrix} \delta U \\ \delta U_{y^*} \end{bmatrix} = [\alpha] \begin{bmatrix} \delta V \\ F \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \alpha_{ix^*} & \alpha_{jx^*} & \alpha_{mx^*} \\ \alpha_{iy^*} & \alpha_{jy^*} & \alpha_{my^*} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \delta V_i \\ \delta V_j \\ \delta V_m \end{bmatrix}.$$

Для отримання матриці $[\alpha]$ будемо вважати, що переміщення δU_{x^*} та δU_{y^*} змінюються за лінійним законом:

$$\delta U_{x^*} = l_1 + l_2 x^* + l_3 y^*, \quad \delta U_{y^*} = l_4 + l_5 x^* + l_6 y^*,$$

де l_i – деякі сталі ($i = \overline{1,6}$).

У вершинах трикутника δU_{x^*} та δU_{y^*} повинні збігатися з вузловими переміщеннями, тому маємо систему з шести рівнянь для відшукування невідомих l_i : при

$$x^* = x_{*r}, y^* = y_{*r} \rightarrow \delta U_{x^*} = \delta V_{x_{*r}}, \delta U_{y^*} = \delta V_{y_{*r}},$$

$$(r = i, j, m).$$

Отримана система буде мати дві незалежні групи рівнянь. Перша система відносно невідомих l_1, l_2, l_3 , а друга група відносно l_4, l_5, l_6 . Розв'язавши першу групу рівнянь, будемо мати:

$$l_1 = \frac{1}{2S} (\alpha_i \delta V_{ix^*} + \alpha_j \delta V_{jx^*} + \alpha_m \delta V_{mx^*}),$$

$$l_2 = \frac{1}{2S} (z_i \delta V_{ix^*} + z_j \delta V_{jx^*} + z_m \delta V_{mx^*}),$$

$$l_3 = \frac{1}{2S} (c_i \delta V_{ix^*} + c_j \delta V_{jx^*} + c_m \delta V_{mx^*}),$$

де $\alpha_i = x_{*j} y_{*m} - x_{*m} y_{*j}$, $z_i = y_{*j} - y_{*m}$, $c_i = x_{*m} - x_{*j}$. Інші коефіцієнти отримуються за допомогою циклічної перестановки індексів. Величина S – площа відповідного трикутника. Коефіцієнти l_4, l_5, l_6 отримуються аналогічно.

Отже, переміщення можна записати у вигляді:

$$\begin{aligned} \begin{bmatrix} \delta U \\ \delta U_{y^*} \end{bmatrix} &= \begin{bmatrix} \delta U_{x^*} \\ \delta U_{y^*} \end{bmatrix} = \\ &= \frac{1}{2S} \begin{bmatrix} \psi_i & 0 & \psi_j & 0 & \psi_m & 0 \\ 0 & \psi_i & 0 & \psi_j & 0 & \psi_m \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \delta V_i \\ \delta V_j \\ \delta V_m \end{bmatrix}, \end{aligned}$$

де $\psi_r = \alpha_r + z_r x^* + c_r y^*$, ($r = i, j, m$).

Таким чином маємо:

$$\begin{bmatrix} \alpha_{x^*r} \\ \alpha_{y^*r} \end{bmatrix} = \frac{1}{2S} [\psi_r \quad 0], \quad \begin{bmatrix} \alpha_{y^*r} \\ \alpha_{x^*r} \end{bmatrix} = \frac{1}{2S} [0 \quad \psi_r],$$

($r = i, j, m$).

Тоді

$$\begin{bmatrix} \alpha_{x^*} \\ \alpha_{y^*} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \alpha_{x^*i} & \alpha_{x^*j} & \alpha_{x^*m} \\ \alpha_{y^*i} & \alpha_{y^*j} & \alpha_{y^*m} \end{bmatrix}.$$

Оскільки матриці $[\alpha_{x^*}]$ та $[\alpha_{y^*}]$, тоді задамо матрицю $[\beta]$ у такому самому вигляді:

$$[\beta] = [\beta_i \quad \beta_j \quad \beta_m],$$

де типова підматриця $[\beta_r]$ обчислюється наступним чином:

$$[\beta_r] = \begin{bmatrix} \frac{\partial \alpha_{x^* r}}{\partial x^*} \\ \frac{\partial \alpha_{y^* r}}{\partial y^*} \\ \frac{\partial \alpha_{x^* r}}{\partial y^*} + \frac{\partial \alpha_{y^* r}}{\partial x^*} \end{bmatrix} = \frac{1}{2S} \begin{bmatrix} z_r & 0 \\ 0 & c_r \\ c_r & z_r \end{bmatrix}.$$

Тоді для деформацій елемента отримаємо:

$$[\varepsilon] = [\beta_i \quad \beta_j \quad \beta_m] \begin{bmatrix} \delta V_i \\ \delta V_j \\ \delta V_m \end{bmatrix},$$

а для матриці напружень:

$$[\sigma] = [D][\varepsilon],$$

де

$$[D] = \begin{bmatrix} \frac{2g_k(1-\nu_k)}{1-2\nu_k} & \frac{2g_k\nu_k}{1-2\nu_k} & 0 \\ \frac{2g_k\nu_k}{1-2\nu_k} & \frac{2g_k(1-\nu_k)}{1-2\nu_k} & 0 \\ 0 & 0 & g_k \end{bmatrix},$$

де $g_k = \begin{cases} \gamma, & k=1; \\ 1, & k=2. \end{cases}$ Тобто, $g_k = \gamma$, якщо відповідний елемент належить оболонці, а $g_k = 1$ – коли елемент належить напівпростору.

Знайдемо, згідно з (8), матрицю жорсткості скінченного елемента [13]:

$$[K^e] = \int_{\Omega^e} [\beta]^T [D] [\beta] d\Omega^e = [\beta]^T [D] [\beta] \int_{\Omega^e} d\Omega^e = S q [\beta]^T [D] [\beta],$$

де q – товщина скінченного елемента. Оскільки ми розглядаємо плоский випадок задачі теорії пружності, тому далі будемо вважати, що $q = 1$.

Маємо:

$$[K^e] = S \begin{bmatrix} \beta_i \\ \beta_j \\ \beta_m \end{bmatrix} [D] [\beta_i \quad \beta_j \quad \beta_m] = \begin{bmatrix} K_{ii}^e & K_{ij}^e & K_{im}^e \\ K_{ji}^e & K_{jj}^e & K_{jm}^e \\ K_{mi}^e & K_{mj}^e & K_{mm}^e \end{bmatrix},$$

де

$$[K_{rn}^e] = S [\beta_r] [D] [\beta_m] = \frac{g_k}{4S} \begin{bmatrix} c_r c_n & c_r z_n \\ z_r c_n & z_r z_n \end{bmatrix} + \frac{g_k}{2(1-2\nu_k)S} \begin{bmatrix} (1-\nu_k)z_r z_n & \nu_k z_r c_n \\ \nu_k c_r z_n & (1-\nu_k)c_r c_n \end{bmatrix},$$

$(r, n = i, j, m).$

Глобальна матриця жорсткості формується шляхом додавання відповідних блоків матриць жорсткості для окремих елементів згідно з глобальною нумерацією вузлів.

Отримаємо тепер вирази для еквівалентних вузлових навантажень. Нехай до тіла прикладена сила F , тоді згідно з (9) маємо [13]:

$$[F^e] = - \int_{\Omega^e} [\alpha] \begin{bmatrix} F_{x^*} \\ F_{y^*} \end{bmatrix} d\Omega^e. \quad (11)$$

Глобальний вектор правих частин формується аналогічно до формування глобальної матриці жорсткості. У результаті отримуємо глобальну систему лінійних алгебраїчних рівнянь статичної рівноваги тіла відносно вузлових переміщень [13]:

$$[K][\delta V] - [F] = 0. \quad (12)$$

Отримаємо тепер скінченно-елементне рівняння для розв'язання динамічних задач. Для отримання динамічного рівняння, сила F в кожен момент часу замінюється еквівалентом [13]:

$$[F] - \bar{\rho} \frac{\partial^2}{\partial \tau^2} [\delta U], \quad (13)$$

де $\bar{\rho} = \rho^*$ для елементів, які належать оболонці; $\bar{\rho} = 1$ для елементів, які належать напівпростору; $[F]$ – динамічне навантаження, яке діє на тіло, що розглядається.

Тоді еквівалентні динамічні вузлові сили, задані співвідношенням (13), мають вигляд [13]:

$$[F^e]_d = - \int_{\Omega^e} [\alpha] [F] d\Omega^e + \int_{\Omega^e} [\alpha] \bar{\rho} \frac{\partial^2}{\partial \tau^2} [\delta U] d\Omega^e = [F^e] + \bar{\rho} \frac{\partial^2}{\partial \tau^2} \int_{\Omega^e} [\alpha] [\delta U] d\Omega^e,$$

де $[F^e]$ – еквівалентні вузлові навантаження, які задаються співвідношенням (11), та залежать від змінної безрозмірного часу.

Враховуємо співвідношення (10) та підставляємо вираз (14) у рівняння рівноваги (12). Отримуємо диференціальне матричне рівняння:

$$[K][\delta V] + [M] \frac{\partial^2}{\partial \tau^2} [\delta V] - [F] = 0, \quad (15)$$

де $[K]$, $[F]$ – матриця жорсткості та еквівалентних вузлових навантажень відповідно. Нова матриця $[M]$ – матриця мас, яка для кожного елемента визначається таким співвідношенням [13]:

$$[M^e] = \int_{\Omega^e} [\alpha] \bar{\rho} [\alpha]^T d\Omega^e = \frac{\bar{\rho} S}{3} \begin{pmatrix} \frac{1}{2} & 0 & \frac{1}{4} & 0 & \frac{1}{4} & 0 \\ 0 & \frac{1}{2} & 0 & \frac{1}{4} & 0 & \frac{1}{4} \\ \frac{1}{4} & 0 & \frac{1}{2} & 0 & \frac{1}{4} & 0 \\ 0 & \frac{1}{4} & 0 & \frac{1}{2} & 0 & \frac{1}{4} \\ \frac{1}{4} & 0 & \frac{1}{4} & 0 & \frac{1}{2} & 0 \\ 0 & \frac{1}{4} & 0 & \frac{1}{4} & 0 & \frac{1}{2} \end{pmatrix}. \quad (16)$$

Глобальна матриця мас формується аналогічним до глобальної матриці жорсткості.

Таким чином статичну задачу можна звести до знаходження вузлових переміщень $[\delta V]$ зі СЛАР (12), а загальні переміщення в межах відповідних елементів задаються співвідношеннями (10), а відповідні напруження – співвідношеннями (5). У свою чергу динамічна задача зводиться до розв’язання матричного диференціального рівняння (15), у результаті чого знаходяться значення вузлових переміщень в кожен момент часу, а відповідні переміщення та напруження всередині елемента знаходяться за допомогою співвідношень (10) та (5) відповідно.

Розв’язання матричного диференціального рівняння

Для розв’язання матричного диференціального рівняння (15) будемо використовувати чисельний метод, який має назву θ -метод Вільсона. Основна ідея полягає у припущенні, що зміна прискорення на розширеному проміжку безрозмірного часу від τ до $\tau + \theta \Delta\tau$ відбувається за лінійним законом [14]:

$$\delta \ddot{V}_{\tau+\phi} = \delta \ddot{V}_{\tau} + \frac{\phi}{\theta \Delta\tau} \left(\delta \ddot{V}_{\tau+\theta \Delta\tau} - \delta \ddot{V}_{\tau} \right), \quad (17)$$

де $0 \leq \tau \leq \theta \Delta\tau$; $\theta \geq 1,37$.

Після інтегрування виразу (17) можна отримати рівняння зміни швидкості та прискорення:

$$\delta \dot{V}_{\tau+\phi} = \delta \dot{V}_{\tau} + \delta \ddot{V}_{\tau} \phi + \frac{\phi^2}{2\theta \Delta\tau} \left(\delta \ddot{V}_{\tau+\theta \Delta\tau} - \delta \ddot{V}_{\tau} \right), \quad (18)$$

$$\begin{aligned} \delta V_{\tau+\phi} &= \delta V_{\tau} + \delta \dot{V}_{\tau} \phi + \frac{1}{2} \delta \ddot{V}_{\tau} \tau^2 + \\ &+ \frac{\phi^3}{6\theta \Delta\tau} \left(\delta \ddot{V}_{\tau+\theta \Delta\tau} - \delta \ddot{V}_{\tau} \right). \end{aligned} \quad (19)$$

Співвідношення (18) и (19) для моменту часу $t + \theta \Delta\tau$ можна переписати у вигляді:

$$\delta \dot{V}_{\tau+\theta \Delta\tau} = \delta \dot{V}_{\tau} + \delta \ddot{V}_{\tau} \tau + \frac{\theta \Delta\tau}{2} \left(\delta \ddot{V}_{\tau+\theta \Delta\tau} + \delta \ddot{V}_{\tau} \right),$$

$$\begin{aligned} \delta V_{\tau+\theta \Delta\tau} &= \delta V_{\tau} + \theta \Delta\tau \delta \dot{V}_{\tau} + \\ &+ \frac{\theta^2 (\Delta\tau)^2}{6} \left(\delta \ddot{V}_{\tau+\theta \Delta\tau} + \delta \ddot{V}_{\tau} \right), \end{aligned}$$

Далі, беремо в якості незалежної змінної стовпець вузлових переміщень $u_{t+\theta h}$, можна отримати:

$$\begin{aligned} \delta \ddot{V}_{\tau+\theta \Delta\tau} &= \frac{6}{\theta^2 (\Delta\tau)^2} \left(\delta V_{\tau+\theta \Delta\tau} - \delta V_{\tau} \right) - \\ &- \frac{6}{\theta \Delta\tau} \delta \dot{V}_{\tau} - 2 \delta \ddot{V}_{\tau}, \end{aligned}$$

$$\delta \dot{V}_{\tau+\theta \Delta\tau} = \frac{3}{\theta \Delta\tau} \left(\delta V_{\tau+\theta \Delta\tau} - \delta V_{\tau} \right) - 2 \delta \dot{V}_{\tau} - \frac{\theta \Delta\tau}{2} \delta \ddot{V}_{\tau}.$$

Оскільки прискорення на відріжку часу $[\tau, \tau + \theta \Delta\tau]$ змінюється лінійно, тоді можна припустити, що і вектор навантаження так само може змінюватися на ньому лінійно. Тоді:

$$F_{\tau+\theta \Delta\tau} = F_{\tau} + \theta (F_{\tau+\theta \Delta\tau} - F_{\tau}). \quad (22)$$

Після підстановки виразів (20)–(22) в (15) можна отримати рівняння квазістатичної рівноваги [14]:

$$\bar{K} \delta V_{\tau+\theta \Delta\tau} = \bar{F}_{\tau+\theta \Delta\tau}, \quad (23)$$

де

$$\bar{K} = K + \frac{6}{\theta^2 (\Delta\tau)^2} M,$$

$$\begin{aligned} \bar{F}_{\tau+\theta \Delta\tau} &= F_{\tau+\theta \Delta\tau} + \\ &+ M \left(\frac{6}{\theta^2 (\Delta\tau)^2} \delta V_{\tau} + \frac{6}{\theta \Delta\tau} \delta \dot{V}_{\tau} + 2 \delta \ddot{V}_{\tau} \right). \end{aligned}$$

Отже, застосувавши θ -метод Вільсона дозволив звести розв’язок нестационарної задачі (15) до розв’язку ітераційної послідовності квазістатичних задач (23).

Метод розв’язання СЛАР

Оскільки матриця системи $[K]$ та $[\bar{K}]$ в рівняннях (12) та (23) симетричні та додатньовизначені [13], тоді для розв’язку цих систем можна застосовувати метод спряжених градієнтів [15]. Наведемо алгоритм даного методу на прикладі системи (23).

Обирається початкове наближення розв'язку δV_0 та похибка ε . На попередньому етапі обчислюються такі величини:

$$R_0 = F - \overline{K} \delta V_0; P_0 = R_0.$$

Далі для $j = 0, 1, 2, 3, \dots$:

$$\xi_j = \frac{(R_j, R_j)}{(K P_j, P_j)}; \delta V_{j+1} = \delta V_j + \xi_j P_j;$$

$$R_{j+1} = R_j - \xi_j \overline{K} P_j; \zeta_j = \frac{(R_{j+1}, R_{j+1})}{(R_j, R_j)}.$$

Якщо $\|R_{j+1}\| = \sqrt{(R_{j+1}, R_{j+1})} < \varepsilon$, тоді отримано розв'язок, в іншому випадку $P_{j+1} = R_{j+1} + \zeta_j P_j$, та збільшити j .

Результати чисельного аналізу

Розглянемо випадок, коли у момент часу $\tau = 0$ прикладається імпульсивне навантаження $F(x_*, y_*, \tau) = F(x_*, y_*) H(\tau)$, яке діє по нормалі до внутрішньої поверхні оболонки на ділянці $x_* \in \left[-\frac{1}{2}, \frac{1}{2}\right]$, $y_* \in \left[-1, -\frac{\sqrt{3}}{2}\right] \cup \left[\frac{\sqrt{3}}{2}, 1\right]$ та залежить від часу як одинична функція Хевісайда. Оскільки навантаження діє симетрично відносно осі $O y_*$, тому можна зробити розріз області Ω по цій осі та врахувати цей розріз за допомогою умови $\delta U_{x_*} \Big|_{x_*=0} = 0$.

Розрахунки, зокрема формування матриць жорсткості та мас, було проведено для таких значень безрозмірних величин:

$$\kappa = 0,02; \gamma = 30; \rho^* = 4; d_1 = 1 - \kappa = 0,98.$$

Величини x_*, y_*, τ, H_* – змінювались.

Спочатку розглянемо ситуацію при $H_* = 2$.

Рис. 1 ілюструє деформацію границі контакту оболонки та напівпростору, причому крива 3 – $\tau = 0,5$, крива 2 – $\tau = 1$, крива 1 – $\tau = 5$, пунктиром позначено статичний розв'язок, а точками – початкове положення границі контакту. На рис 2 та 3 проілюстровано переміщення вільної поверхні у аналогічні моменти часу. На рис. 4–6 проілюстровані напруження у різні моменти часу порівняно зі статичним розв'язком.

На рис. 7, 8 проілюстровано розподіл переміщень U_{y_*} напівпростору по осі $O y_*$ від границі контакту оболонки і напівпростору до вільної поверхні в моменти

часу, як і на рис 1. Зокрема на рис. 7 $H_* = 4$, а на рис. 8 – $H_* = 6$.

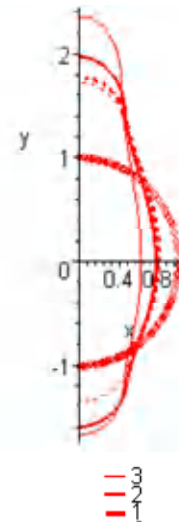


Рис. 1. Деформація границі контакту оболонки та напівпростору в різні моменти часу для навантаження, що залежить від часу як одинична функція Хевісайда

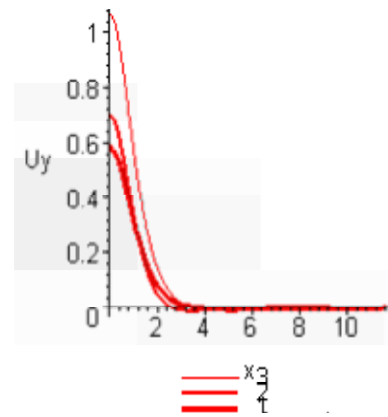


Рис. 2. Переміщення вільної поверхні в різні моменти часу для навантаження, що залежить від часу як одинична функція Хевісайда

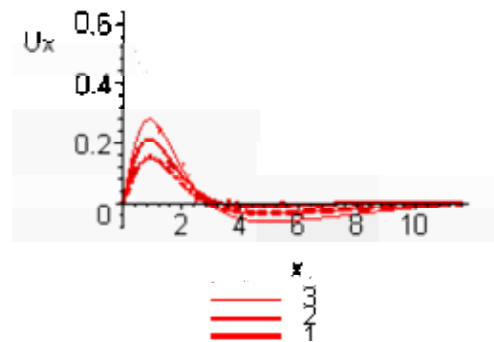


Рис. 3. Переміщення вільної поверхні в різні моменти часу для навантаження, що залежить від часу як одинична функція Хевісайда

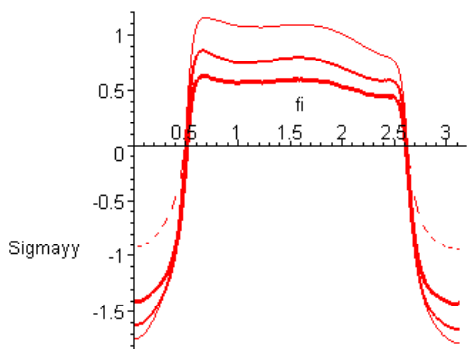


Рис. 4. Розподіл напружень $\bar{\sigma}_{y^*y^*}$ оболонки на гранці контакту з напівпростором за кутовою координатою в різні моменти часу для навантаження, що залежить від часу, як одинична функція Хевісайда

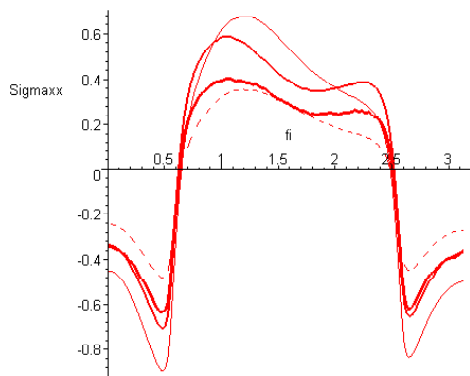


Рис. 5. Розподіл напружень $\bar{\sigma}_{x^*x^*}$ оболонки на гранці контакту з напівпростором за кутовою координатою в різні моменти часу, для навантаження, що залежить від часу, як одинична функція Хевісайда

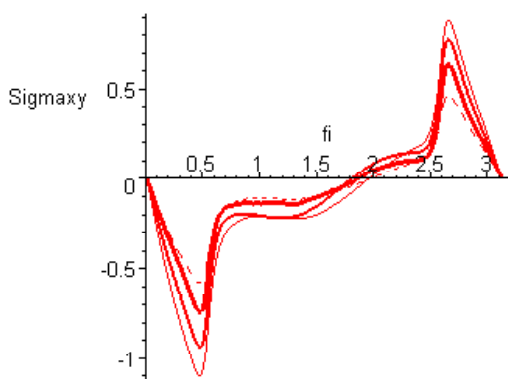


Рис. 6. Розподіл напружень $\bar{\sigma}_{x^*y^*}$ оболонки на гранці контакту з напівпростором за кутовою координатою в різні моменти часу, для навантаження, що залежить від часу, як одинична функція Хевісайда

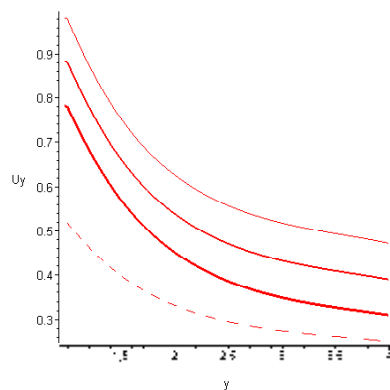


Рис. 7. Розподіл переміщень U_{y^*} напівпростору по осі Oy^* в різні моменти часу, для навантаження, що залежить від часу, як одинична функція Хевісайда

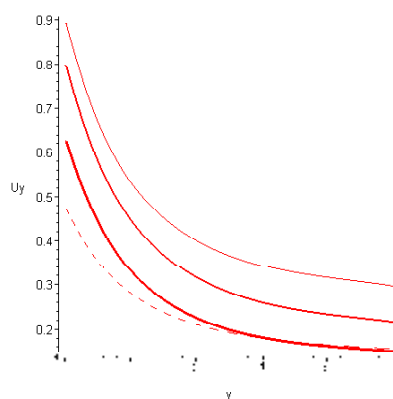


Рис. 8. Розподіл переміщень U_{y^*} напівпростору по осі Oy^* в різні моменти часу для навантаження, що залежить від часу, як одинична функція Хевісайда

Висновки

Отримано розв'язок нестационарної задачі для циліндричної оболонки у пружному інерційному напівпросторі з вільною поверхнею. Для аналізу динамічного напружено-деформованого стану цієї системи застосовано метод скінченних елементів. Для навантаження, яке залежить від часу як одинична функція Хевісайда, отримано збіжність переміщень та напружень оболонки на границі контакту з напівпростором до відповідного статичного розв'язку. Проаналізовано залежність величини переміщень вільної поверхні від глибини залягання оболонки.

Список літератури

1. Львовский В. М. Установившиеся колебания цилиндрической оболочки в упругой среде под действием подвижной нагрузки / Львовский В. М., Онищенко В. И., Пожув В. И. // Вопросы прочности и пластичности. – Днепропетровск, 1974 – С. 98–110.
2. Пожув В. И. Действие подвижной нагрузки на цилиндрическую оболочку в упругой среде / Пожув В. И. //

- Строительная механика и расчет сооружений. – 1976. – № 1. – С. 44–46.
3. Пожуев В. И. Реакция цилиндрической оболочки, находящейся в трансверсально-изотропной среде, на действие подвижной нагрузки / Пожуев В. И. // Прикладная механика. – 1980. – Т. 16. – № 11. – С. 28–35.
 4. Горшков А. Г. Пластины и оболочки на инерционном основании при действии подвижных нагрузок // Горшков А. Г., Пожуев В. И. – М. : Изд-во МАИ, 1992. – 136 с.
 5. Пожуев В. И. Нестационарная реакция цилиндрической оболочки в упругой среде на действие неосесимметрической подвижной нагрузки / Пожуев В. И., Жибитай Мохаммед. – Изв. ВУЗов. Строительство и архитектура. – 1991. – № 6. – С. 33–37.
 6. Пожуев В. И. Нестационарные колебания трубопровода конечной длины, односторонне взаимодействующего с инерционной средой // Пожуев В. И., Жибитай Мохаммед. – Изв. ВУЗов. Строительство. – 1992. – № 4. – С. 48–50.
 7. Пожуев А. В. Нестационарна невісесиметрична деформація циліндричної оболонки у пружному просторі під дією рухомих поверхневих навантажень / Пожуев А. В., Фасоляк А. В. – Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. – № 2. – С. 108–114.
 8. Пожуев А. В. Нестационарна деформація циліндричної оболонки у пружному просторі під дією навантажень, що розширюються / Пожуев А. В. Фасоляк А. В. // Вісник Запорізького національного університету. Фізико-математичні науки. – 2016. – № 1. – С. 200–213.
 9. Алексеева Л. А. Математическое моделирование динамики тоннелей и трубопроводов мелкого заложения / Алексеева Л. А. Украинец В. Н. – Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. – 2011. – № 4–5. – С. 1954–1956.
 10. Задача о действии подвижной периодической нагрузки на многослойную тонкостенную оболочку в упругом полупространстве / [Украинец В. Н. Бейсембаев М. К., Гирнис С. Р., Глеулесов А. К.]. // Наука и техника Казахстана. – 2010 – № 4. – С. 97–104.
 11. Новацкий В. Теория упругости / Новацкий В. – М. : Мир, 1975. – 872 с.
 12. Образцов И. Ф. Метод конечных элементов в задачах строительной механики летательных аппаратов / Образцов И. Ф., Савельев Л. М., Хазанов Х. С. – М. : Высшая школа, 1985. – 393 с.
 13. Зинкевич О. Метод конечных элементов в технике / Зинкевич О. – М. : Мир, 1975. – 543 с.
 14. Бате К. Численные методы анализа и метод конечных элементов / Бате К., Вилсон Е. – М. : Стройиздат, 1982 – 448 с.
 15. Баладин М. Ю. Методы решения СЛАУ большой размерности / Баладин М. Ю. Шурина Э. П. – Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2000. – 70 с.

Одержано 10.03.2016

Пожуев В.И., Пожуев А.В., Фасоляк А.В. Нестационарная деформация цилиндрической оболочки в упругом полупространстве со свободной поверхностью

Рассматривается бесконечная цилиндрическая оболочка, находящаяся в трехмерном упругом инерциальном полупространстве со свободной поверхностью, причем ось оболочки параллельна поверхности полупространства. Изучается случай, когда к внутренней поверхности оболочки прикладываются уравновешенные импульсивные нормальные нагрузки. Изучается влияние нестационарной деформации оболочки на напряженно-деформированное состояние полупространства и на перемещения поверхности полупространства. Проведен анализ влияния глубины заложения оболочки от поверхности полупространства на напряженно-деформированное состояние такой системы.

Ключевые слова: цилиндрическая оболочка, упругое полупространство, свободная поверхность полупространства, динамическая нагрузка, метод конечных элементов.

Pozhuev V., Pozhuev A., Fasoliak A. Non-stationary deformation of the cylindrical shell in the elastic half-space with free surface

An infinite cylindrical shell, located in a three-dimensional elastic inertial half-space with a free surface, the shell axis is parallel to the surface of the half-space is considered. Case when to the inner surface of the shell applied normal balanced impulsive loads is studied. The influence of non-stationary shell deformation on the stress-strain state of half-space and moving of the half-space surface are studied. The influence of the depth of the shell location from the half-space surface on the stress-strain state of that system is analyzed.

Key words: cylindrical shell, elastic half-space, free surface of the half-space, dynamic loads, finite element method.

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

АВТОМАТИЗОВАНИЙ МОДУЛЬНИЙ ДИЛАТОМЕТР З ВЕРТИКАЛЬНИМ РОЗТАШУВАННЯМ КАМЕР

Введение

Композиционные материалы (КМ) на полимерной основе постепенно занимают все большее место в нашей жизни. Области применения композиционных материалов многочисленны. Кроме авиационно-космической, ракетной и других специальных отраслей техники, они могут быть успешно применены в энергетическом турбостроении, в автомобильной, судостроительной, горнорудной, металлургической промышленности, в строительстве и т. д. Диапазон применения таких композитов постоянно увеличивается, поэтому можно утверждать, что это материалы будущего.

В настоящее время полимеры и материалы на их основе серьезно потеснили такие основные конструкционные материалы, как железобетон, металл, дерево. Возможности применения композитных материалов чрезвычайно широки благодаря многообразию полимеров и наполнителей, неисчерпаемой вариативности составов композитов на их основе и методов их модификации [1].

Постановка проблемы

При разработке, испытаниях и внедрении новых материалов важное значение имеет возможность достоверного, оперативного и относительно недорогого исследования их свойств. При этом наибольшей ценностью обладают методы и оборудование, позволяющие, с одной стороны, с хорошей точностью измерять наиболее важные показатели свойств полимерных композитных материалов (ПКМ), с другой стороны, служащие инструментом для исследования структурных превращений и физико-химических процессов, которые могут развиваться в условиях эксплуатации материалов. Используя такие методы и оборудование, можно решать широкий спектр задач по оптимизации состава, технологии изготовления и прогнозирования свойств разрабатываемых материалов.

Обзор литературы

Для ПКМ конструкционного назначения основное внимание исследователей привлекают физико-механические свойства материалов [2–6]. Не менее важны сведения и о температурном расширении, особенно с учетом того, что дисперснонаполненные или армированные пластики обладают анизотропией свойств. Наиболее востребованными являются сведения о деформациях, характеризуемых температурным коэффициентом линейного расширения (ТКЛР) в широком интервале температур [2, 6, 7]. Поэтому термическое расширение твердых тел, в том числе и ПКМ, имеет чрезвычайно большое значение в технике. Оно приводит к изменению размеров деталей конструкций при их нагреве или охлаждении, вследствие чего возникает возникновение механических напряжений, особенно на стыках деталей, может нарушать нормальное функционирование устройств или даже приводить к их разрушению.

Также интерес к дилатометрическим исследованиям материалов обусловлен тем, что любые фазовые превращения в композите зачастую связаны с изменениями структуры, которые в свою очередь практически всегда связаны с изменением ее параметров. При этом чувствительность к изменениям макропараметров образца в дилатометрических установках оказывается гораздо выше, чем чувствительность прямых методов, таких как рентгеновские или нейтронографические [2–4].

Однако измерение ТКЛР является непростой проблемой в прикладных исследованиях, так как приборы (дилатометры) зачастую не обеспечивают необходимой чувствительности и достоверности измерений. При этом они не предназначены для проведения больших объемов исследований из-за большой трудоемкости измерений. Кроме этого, следует заметить, что лучшие из существующих образцов измерительной техники, как правило, зарубежного производства очень дороги.

В настоящее время существует большое количество отечественных и зарубежных экспериментальных установок для проведения дилатометрических измерений [8–11]. Однако при их использовании исследователи сталкиваются с огромной трудоемкостью и большой продолжительностью проведения измерений. Обычно за один рабочий день удается провести измерения в широком интервале температур не более чем для одного-трех образцов. При такой работе часто возникают ошибки, связанные с невнимательностью оператора. Помимо этого, несовершенство систем регистрации микроперемещений и методов обработки получаемой с их помощью информации существенно понижают точность измерений, что особенно критично для материалов, обладающих малыми значениями ТКЛР. При этом существует достаточное количество зарубежных дилатометров, которые позволяют проводить исследования в автоматическом режиме без участия оператора. К примеру, зарубежные фирмы Theta Industries Inc [12],

Netsch [13], Orton [14], ДИЛ, GST производят различные типы дилатометров, в том числе позволяющие производить измерения в вакууме, с высокими скоростями нагрева и т.д. При этом стоимость подобных установок, имеющих сегодня на рынке, составляет от 6 тыс. \$ (китайского производства) до порядка 100 тыс. \$ (американского и европейского производства), что является, в силу экономических трудностей, неприемлемым для подавляющего большинства отечественных исследователей. Не удивительно, что время от времени появляются работы, описывающие новые дилатометрические установки.

Поэтому для измерения теплового расширения при нагревании образцов композитных материалов на полимерной основе малых и средних размеров нами была поставлена задача сконструировать установку, которая отвечает современным требованиям проведения исследований ПКМ.

Цель работы – сконструировать модульный дилатометрический измерительный комплекс с учетом выбора современных технических решений.

Исходя из изложенного выше, задачи реализации современных технических решений состоят в следующем:

- устройство должно работать в условиях обычной исследовательской лаборатории, т. е. без мощных промышленных наводок, агрессивных сред и повышенных требований к надежности;
- сборочные единицы устройства недороги, не содержат дефицитных компонентов и должны быть изготовлены в кратчайшие сроки;
- создать алгоритм, автоматизирующий работу модульного дилатометра с вертикальным расположением камер;
- разработать универсальный и оперативный алгоритм сбора и обработки данных в виде автоматизированного измерения параметров для вычисления термического коэффициента линейного расширения (ТКЛР) образцов.

Результаты

В лаборатории «Полимеркомпозитные материалы в судостроении» Херсонской государственной морской академии разработан прибор, который отвечает современным требованиям исследования ПКМ в условиях воздействия теплового поля, схема которого изображена на рис. 1.

Дилатометр состоит из **механической части, измерительного и приборного блоков**. **Механическая часть** включает: монтажную плиту 1, на которую крепятся унифицированные нагревательные модули. Каждый модуль имеет керамическое основание 2 с направляющими 3 для центровки образцов и цилиндрическую электрическую печь сопротивления 4. Последняя состоит из алюминиевой трубки с наружными винтовыми канавками, покрытыми тонким слоем электроизоляции 5, служащими для укладки фехральной обмотки 6. Снаружи нагревательного элемента нанесен более толстый слой теплоизоляции 7. Сверху электрическая печь сопротивления снабжена кольцевой прокладкой 8 для более плотного прилегания керамических двойных створчатых крышек 12 с целью уменьшения тепловых потерь. Последние крепятся к тонкому стальному корпусу каждого модуля и имеют по бокам в центральной части полуокружности 13, образующие при закрытии крышек отверстия, предназначенные для прохода кварцевого толкателя. Над приборным отсеком расположена консоль 16, прикрепленная к механизму вертикального движения. Этот механизм с помощью электропривода, приводящего в действие электромотором 15, обеспечивает заданные перемещения дымосборных камер 20 со встроенными в них датчиками 17. Функцию охладителя исполняют вентиляторы (кулера) помещенные в диффузоры 19, привинченные на задней внутренней стенке прибора, которые отбирают часть теплового потока от печей электрического сопротивления, предохраняя таким образом пластмассовые вентиляторы от чрезмерного перегрева и, соответственно, вероятного выхода их из строя, а также обеспечивают направление охлаждающего потока воздуха на стенки печей. Для отвода и устранения дыма и прочих продуктов сгорания, которые могут образовываться в процессе физико-химических превращений испытуемого материала под воздействием температуры, на передвижной консоли с помощью фиксаторов установлены дымосборники (дымоотводная камера) 20. Дымосборники состоят из:

- цилиндрической камеры со встроенной в нее кварцевой передающей системой, в виде жестко закрепленной кварцевой трубки 22 диаметром 8 мм, расположенной на головке индикатора перемещений;
- отверстия для отвода дыма 23, к которому герметично подсоединен отводной коллектор с вытяжным вентилятором 24;
- патрубка для отвода дыма 25.

На лицевой части дымосборника установлены два светодиодных индикатора 26: зеленый – оповещающий о работе системы в ждущем режиме, красный – сигнализирующий о начале процесса дымоотвода. В боковые части дымосборника встроенные съёмные датчики газа и дыма (MQ-2 27), призванные отслеживать заданные критические объёмы дыма, выделяющиеся образцом в процессе нагревания. Для защиты от внешней среды выступающей части микросхемы датчика дыма были установлены съёмные защитные кожухи 28.

Основными частями **измерительного блока** являются: электронный цифровой индикатор перемещений 17 с USB разъемом для вывода данных 18. Температурный цифровой индикатор 35, соединенный с датчиком температуры ДТ-3Д, корпус которого изготовлен из латуни, имеет диаметр $d = 5$ мм и длину $l = 20$ мм. Спай расположен вблизи исследуемого образца с целью постоянной фиксации температуры внутри электрической печи и передачи данных

через усилитель-преобразователь сигналов 36 в микропроцессор 37, автоматизирующий процесс работы прибора. Цифровой вольтметр переменного тока $U = 220$ В служит для вывода данных о напряжении, которое регулирует силовой модуль 33, дающий сигнал на цифровой индикатор для возможности установки требуемой нагрузки на электрические печи сопротивления. Это дает возможность выставлять необходимое время нагревания образца.

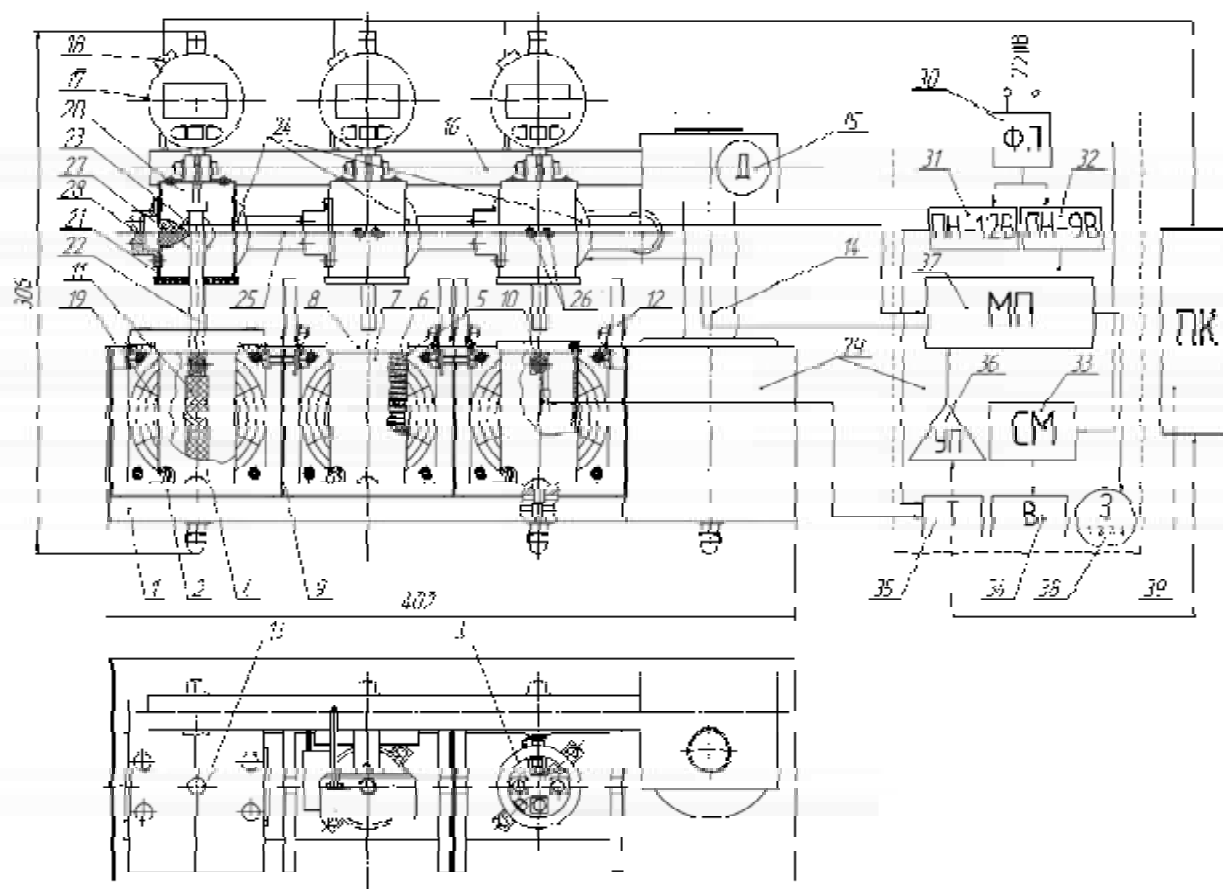


Рис. 1. Схема автоматизированного модульного дилатометра с вертикальным расположением камер:

1 – монтажная плата; 2 – керамическое основание; 3 – направляющие; 4 – электрическая печь сопротивления; 5 – внутренняя электроизоляция; 6 – фехралевая спираль; 7 – внешняя термоэлектроизоляция; 8 – кольцевая прокладка; 9 – стенка; 10 – датчик температуры ДТ-3Д; 11 – образец; 12 – двойные створчатые крышки; 13 – полукруглое сквозное отверстие; 14 – стойка; 15 – электромотор; 16 – передвижная консоль; 17 – электронный цифровой индикатор перемещений; 18 – USB разъем для вывода данных; 19 – вентилятор охлаждения (кулер); 20 – камера-дымосборник (дымоотводная камера); 21 – уплотнение из тепло- электроизолирующего материала; 22 – кварцевая трубка; 23 – отверстие для отвода дыма; 24 – отводной коллектор; 25 – патрубок для отвода дыма; 26 – светодиодные индикаторы (зеленый, красный); 27 – датчик газа, дыма, MQ-2 для Arduino PIC ARM; 28 – защитный кожух датчика; 29 – приборный блок; 30 – фильтр помех; 31 – преобразователь напряжения 12В; 32 – преобразователь напряжения 9В; 33 – силовой модуль (регулятор напряжения); 34 – цифровой вольтметр переменного тока; 35 – температурный цифровой индикатор; 36 – усилитель-преобразователь сигналов; 37 – микропроцессор; 38 – зуммер; 39 – персональный компьютер

Приборный блок состоит из следующих компонентов. Фильтр помех 30 предназначен для сглаживания сетевых помех. Для аварийного отключения при подаче напряжения в приборе встроен предохранитель, который отключает питание в случае возникновения более крупных и сильных сетевых помех. Поскольку помехи создаются распределенной схемой в металлическом корпусе, фильтр размещен как можно ближе к сетевому шнуру с целью замкнуть ток помех внутри корпуса и соединить корпус с самым «чистым» местом схемы. Такое расположение фильтра является важным, поскольку в случае небольших искажений электропитания результаты исследования будут не достоверными, а прибор будет быстрее изнашиваться и при серьезных помехах может выйти из строя. Преобразователь напряжения $U = 12$ В служит для питания температурного цифрового индикатора 31 и его датчика температуры ДТ-3Д 10, а также вентиляторов охлаждения (кулеров) 19. Преобразователь напряжения $U = 9$ В (32) является источником питания для микропроцессора 37 и питающихся от него датчиков дыма, газа MQ-2 27. Для фазовой регулировки мощности, подающейся на электрические печи сопротивления, с целью управления нагревом, использовали силовой модуль

(регулятор напряжения, $P = 2$ кВт), перепаянный до максимального предела на выходе ($U = 120$ В) с целью устранения критической силовой нагрузки, которая может вывести прибор из строя. На микропроцессор 37 приходится сервисные и высокоуровневые функции управления прибором, автоматизирующие рабочий процесс и делающие прибор автономным, не требующим для этого управления извне. На долю персонального компьютера (ПК) 39 положены интерфейсные функции. К нему подсоединены датчики перемещения через USB разъем, а также микропроцессор, через который поступает сигнал от термопар, регистрирующих температуру в печах. Это позволяет определять ТКЛР материалов, основываясь на совместном измерении изменения длины и температуры исследуемых образцов.

Исходя из этого, нами был разработан алгоритм автоматизации работы прибора (рис. 2), который позволяет упростить и ускорить работу над экспериментом [15–19].

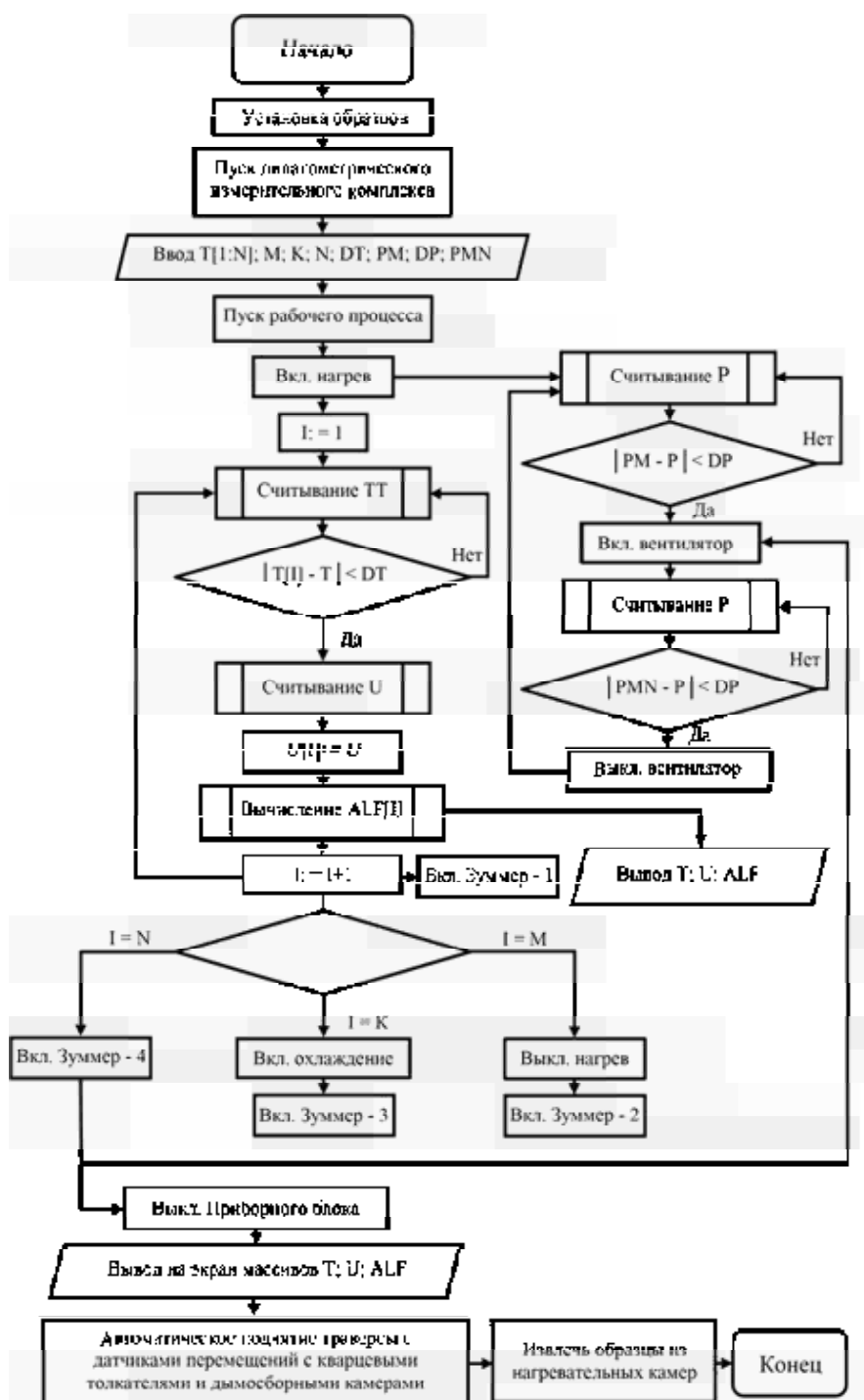


Рис. 2. Блок-схема работы автоматизированного модульного дилатометра с вертикальным расположением камер

Режимы, которые контролируют в процессе испытания образцов, следующие: $T[1:N]$ – массив для ввода значений температуры; $T[M]$ – наибольшая заданная температура; $T[K]$ – температура включения охлаждения; $T[N]$ – наименьшая (конечная) заданная температура; DT – предусмотренная точность измерения температуры; PM – максимальная концентрация дыма; DP – погрешность концентрации дыма; PMN – наименьшая концентрация дыма; $I = I+1$ – температурный шаг.

Измерительный dilatометрический комплекс работает следующим образом. В направляющие фиксаторы электрических печей сопротивления устанавливают образцы, которые сверху закрывают крышками. Затем включают установку. Траверса с электронными цифровыми индикаторами перемещений и дымосборниками, в которых встроены, в виде жестко закрепленных на головке индикаторов кварцевые толкатели, с помощью механизма подачи, опускаются на закрытые створчатые керамические крышки, через отверстия которых подводятся кварцевыми толкателями к образцам. После установки индикаторов, головки которых с помощью кварцевых толкателей контактировали с образцами, зафиксировали соответствующее перемещение – обнуляем их показания. С помощью регулируемого силового модуля выставляется необходимая скорость нагрева, через электрическое напряжение, данные о котором высвечиваются на цифровом вольтметре переменного тока. Таким образом, запускаем нагрев.

Нагрев образца. Пуск рабочего процесса dilatометрического измерительного комплекса в полной мере происходит только тогда, когда начинается нагревание печей электрического сопротивления.

Вместе с нагревом запускают процесс считывания данных с помощью датчиков температуры ДТ-ЗД при температурном режиме внутренней среды печей, где расположены образцы. Одновременно, в процессе измерения температуры происходит ее периодическое сравнение с установленными температурными параметрами рабочего режима ($T[1:N]$; K ; DT). Последние запрограммированы на микропроцессоре, который подает сигнал через USB разъем для вывода данных на персональный компьютер (ПК). При условии периодического сравнения температуры с заданным алгоритмом температурного режима (при этом нагрев происходит до температуры $I = 1$, что равно $T = 30$ °C) и выполняется условие $\%T[I] - T\% < DT$ (ДА) – данные, поступившие на микропроцессор, через USB разъем (для вывода данных) поступают на персональный компьютер (ПК). На ПК считываются показания из электронного цифрового индикатора, которые соотносятся с заданной температурой в массиве температурных значений. При этом оцифровываются получаемые аналоговые сигналы путем их компьютерной математической обработки - $ALF[I]$. Одновременно микропроцессор подает сигнал типа «зуммер 1», который с помощью непродолжительного звукового сигнала оповещает о достигнутой заданной температуре и начале процесса снятия необходимых данных.

Если условие $T[I] - T\% < DT$ не выполняется – (НЕТ), тогда процесс считывания температуры переходит в замкнутый контур и сравнивают температуру с заданными параметрами до тех пор, пока не получают значение, допускающее начало следующих заданных операций. Полученные температурные данные, прошедшие вышеописанный процесс, сразу же проходят следующий этап сравнения с еще одним заданным условием $I = I+1$ – температурным шагом. Если условие $I = I+1$ не выполняется (НЕТ), то процесс переходит в замкнутую систему, где считывание и постоянное сравнение температуры происходит до тех пор, пока не удовлетворяются все условия нижеописанных заданных параметров и не выполняются все операции, связанные с ними. Таким образом заданная операция в виде температурного шага $I = I+1$ имеет циклический характер и будет повторяться до тех пор, пока не выполнится последнее прописанное условие, а именно не будет достигнута $T_{max} = 197$ °C, являющаяся последней ступенью цикла нагревания.

Охлаждение. При условии выполнения процесса $I = I+1$ (ДА), температурные данные поступают в логический блок, где сравниваются с условием $I = M$. Если условие выполняется в процессе нагревания до порогового заданного значения, тогда нагрев автоматически выключается с сопровождением непродолжительного звукового сигнала «зуммера 2». Последний оповещает о начале процесса охлаждения. Алгоритм работы и характер процесса считывания данных остается тем же, что и при нагревании, продолжая считывать температуру охлаждения с быстро периодическим ее сравнением с температурными значениями в массиве данных для ввода – $T[1:N]$. Следует заметить, что в начале процесса охлаждения электрические печи сопротивления относительно равномерно охлаждаются сами по себе, отдавая тепло внешней среде, стремясь достичь с ней термодинамического равновесия. Однако, с понижением температуры в процессе охлаждения этот процесс все больше замедляется из-за тепловой инерционности сборочных единиц прибора. С целью ускорения охлаждения и придания ему более равномерного характера нами была задействована вышеописанная система охлаждения, которая автоматически включается после выполнения условия $I = K$. Данное условие запрограммировано на диапазон температур $\Delta T = 100$ °C с сопровождением непродолжительного звукового сигнала «зуммера 3».

Дымоотвод. Система дымоотвода является вспомогательной. Без нее прибор может работать и выполнять свои основные функции. Его основная задача – отвод дыма, выделенного испытуемым образцом при нагревании. Работает дымоотводная система следующим образом. При нагревании образца в процессе физико-химических реакций может выделяться дым, который в отличие от пыли, более грубодисперсной системы, практически не оседает под действием силы тяжести. Газы поднимаются вверх, просачиваясь сквозь зазор между кварцевым толкателем и отверстием закрытой створчатой керамической крышки, поступая в дымоотводную камеру со встроенным датчиком

MQ-2. В дымоотводной камере начинается процесс накопления дыма и газов, а датчик дыма и газов MQ-2 считывает их концентрацию – P , сравнивая с заданным условием $\%PM - P\% < DP$. Если заданное условие не выполняется (НЕТ), то процесс считывания концентрации дыма и газов переходит в замкнутый контур и сравнивается температура с заданными параметрами до тех пор, пока не получат значение, допускающее начало следующих заданных операций. Когда концентрация дыма и газов достигает максимальной заданной концентрации и выполняется условие (ДА), датчик подает сигнал на микропроцессор, включающий красный индикатор, оповещающий о начале процесса дымоотвода и запускающий вентилятор в отводном коллекторе. Последний работает, втягивая дым в патрубок для отвода до тех пор, пока концентрация не уменьшится до минимальных значений и не выполняется заданное условие: $\%PMN - P\% < DP$ – ДА.

Автоматическое выключение приборного блока. При охлаждении камеры до минимальной температуры, предусмотренной программой измерений ($T_1 = T_N$), происходит кратковременное включение вентиляторов для финальной очистки дымоотводной камеры от оставшегося дыма и газов, а затем выполняется полное отключение приборного блока.

Выводы

На основании проведенной работы можно констатировать следующее:

1. Разработан и изготовлен автоматизированный модульный dilatометр с тремя вертикально расположенными камерами для исследования температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) полимерных композитных материалов согласно ГОСТ – 15173-70 в виде стержней или квадратного поперечного сечения длиной $l = 50 \dots 70$ мм со следующими характеристиками: рабочий диапазон температур $\Delta T = 293 \dots 673$ К; максимально возможный перегрев в камере после выключения прибора (тепловая инерционность) $\Delta I = 3$ К; разрешающая способность $l = 1,0$ мкм; диапазон регистрируемых перемещений $l = 25,4$ мм (25400 мкм); суммарная ошибка $h = \pm 6$ мкм.

2. Разработан алгоритм, автоматизирующий работу модульного dilatометра с вертикальным расположением камер.

3. Предложены универсальные и оперативные алгоритмы сбора и обработки данных в виде автоматизированного измерения параметров для вычисления температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) образцов. Последний основан на измерении температуры внутренней среды печей, в которых находятся испытуемые образцы и одновременной фиксации их перемещений с помощью электронного цифрового индикатора, оцифровке получаемых аналоговых сигналов и их компьютерной математической обработке.

4. Разработана и автоматизирована вспомогательная система дымоотвода.

5. Для проведения измерений на автоматизированном модульном dilatометре с вертикальным расположением камер не требуется трудоемкая подготовка образцов. Также особенностью разработанного прибора является наличие троих вертикально расположенных камер нагрева в виде электрических печей сопротивления. Это означает, что производительность данного прибора в два раза выше по сравнению с обычными dilatометрами с двумя толкателями, в которых возможно исследование только одного образца.

Список литературы

1. Бондалетова Л. И. Б811 Полимерные композиционные материалы (часть 1) : учебное пособие / Л. И. Бондалетова, В. Г. Бондалетов. – Томск : Изд-во Томского политехнического университета, 2013. – 118 с.
2. Амитин Е. Б. Высокочувствительный dilatометр с мостовой схемой измерения емкости / Амитин Е. Б., Ковалевская Ю. А., Набутовская О. А. // ПТЭ. 1981. – № 4. – С. 207–211.
3. Pott R. Apparatus for measuring the thermal expansion of solids between 1.5 and 380 K / Pott R., Schefzyk R. // J. Phys. E: Sci. Instrum. 1983. – Vol. 16. – P. 444–449.
4. Capacity-based dilatometer cell constructed of fused quartz for measuring the thermal expansion of solids / [Neumeier J. J., Bollinger R. K., Timmins G. E. etc.] // Rev. Sci. Instrum. 2008. – Vol. 79. – 33903 p.
5. Polymer matrix composites: Soviet Advanced Composites Technology Series // Edited by R.E. Shalin, Series 4. London: Chapman & Hall, 1995. – 440 p.
6. Проблемы создания новых материалов для авиакосмической отрасли в XXI веке: Труды межотраслевой научно-практической конференции, 25–26 июня 2002 // М. : ФГУП «ВИАМ», 2002. – 124 с.
7. Полимерные композиционные материалы. Структура. Свойства. Технологии / [М. Л. Кербер, В. М. Виноградов, Г. С. Головкин и др.] ; Под общ. ред. А. А. Берлина.// СПб, Профессия, 2008. – 560 с.
8. W.J. Coumans Dilatometer for Use in Tensile Tests / W. J. Coumans, D. Heikens // Polymer, 1980. – Vol. 21. – №8. – P. 957–961.
9. Перепелкин К. Е. Температурные деформации углеродных волокон / К. Е. Перепелкин, А. Б. Геллер. // Мех композ. матер., 1980. – №2. – С. 350–354.
10. Шарипов И. З. Dilatометр для измерения теплового расширения образцов малых размеров. / И. З. Шарипов, Х. Я. Мулюков // Вестник УГАТУ. Электроника, измерительная техника, радиотехника и связь. – 2011. – Уфа : – Т. 15. – № 3 (43). – С. 109–111.
11. Бриндли К. Измерительные преобразователи. Справочное пособие / К. Бриндли – М. : Энергоатомиздат, 1991. – 113 с.

12. Chemical Technology and Metallurgy, 2007. – Vol. 42. – № 3. – P. 285–290.
13. Волков Д. П. Приборы и методы для измерения теплофизических свойств веществ. Методические указания к лабораторным работам по курсу «Теплофизические свойства веществ» / Д. П. Волков, В. А. Кораблев, Ю. П. Заричняк // СПб : СПб ГУ ИТМО, 2006. – 66 с.
14. Миклашевский Д. Е. Разработка и применение аппаратурно-методического комплекса для измерений тепловых свойств горных пород при повышенных термобарических условиях : дисс. ... канд. техн. наук : 25.00.10 / Миклашевский Дмитрий Евгеньевич. – М., 2007. – 120 с.
15. ГОСТ 19.701–90 (ИСО 5807–85) [Электронный ресурс] «Единая система программной документации».
16. Алгоритм. Свойства алгоритма [Электронный ресурс]: Режим доступа: <http://pro-prof.com/archives/578>
17. Алгоритмы сортировки слиянием и быстрой сортировки [Электронный ресурс]: Режим доступа: <http://pro-prof.com/archives/813>
18. Рамбо Дж., Якобсон А., Буч Г. [Электронный ресурс] Режим доступа : [UML]- специальный справочник. – СПб. : Питер, 2002. – 656 с.
19. Шилов Н. В. Верификация шаблонов алгоритмов для метода отката и метода ветвей и границ / Шилов Н. В. // Моделирование и анализ информационных систем. – 2011. – Т. 18. – № 4. – С. 168–180.

Одержано 28.04.2016

© **Д-р техн. наук Букетов А.В., Сметанкін С.О., Юренін К.Ю., Алексенко В.Л.**

Херсонська державна морська академія, м. Херсон

Buketov A., Smetankin S., Yurenin K., Aleksenko V.

Automated modular dilatometer with vertically located chambers

Наукове видання

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні № 1/2016**

Науковий журнал

Головний редактор:

Заступники гол. редактора:

д-р техн. наук, професор С. Б. Бєліков

д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький,

д-р техн. наук, професор Ю. М. Внуков

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 29.11.2016. Формат 60×84/8
Папір офс. Різогр. Ум. др. арк. 15,58
Тираж 300 прим. Зам. № 1136

69063, м. Запоріжжя, ЗНТУ, друкарня, вул. Жуковського, 64

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
ДК № 2394 від 27.12.2005