

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

№ 1'2017

Заснований у грудні 1997 року

Засновник та видавець – Запорізький національний технічний університет

Запоріжжя, ЗНТУ
2017

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 ВІНІТІ (Росія) і «Джерело» (Україна).

Журнал НМТ міститься у міжнародній базі наукових видань Index Copernicus

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

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

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

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

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

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

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

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Головний редактор:

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

Заступники гол. редактора:

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

д-р техн. наук, професор В. В. Наумик (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. Г. Міщенко (ЗНУ), Україна

д-р техн. наук Н. Є. Калініна (ДНУ), Україна

д-р техн. наук С. І. Гоменюк (ЗНУ), Україна

д-р техн. наук С. М. Гребенюк (ЗНУ), Україна

д-р техн. наук Д. В. Лаухін (ПДАБА), Україна

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

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

чл.-кор. НАН України В. М. Федірко (ФМІ ім. Г. В. Карпенка

НАН України)

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

д-р техн. наук О. В. Овчинников (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 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, В. В. Наумик, К. С. Бондарчук, Н. М. Кобзар, 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 09 червня 2017 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, К. С. Бондарчук, І. О. Воронюк

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. Промтранспорт. Рациональное использование металлов;

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

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор:

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

Заместители главного редактора:

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

д-р техн. наук, профессор В. В. Наумик (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. Г. Мищенко (ЗНУ), Украина

д-р техн. наук Н. Е. Калинина (ДНУ), Украина

д-р техн. наук С. И. Гоменюк (ЗНУ), Украина

д-р техн. наук С. Н. Гребенюк (ЗНУ), Украина

д-р техн. наук Д. В. Лаухин (ПГАСА), Украина

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

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

чл.-кор. НАН Украины В. Н. Федирко (ФМИ им. Г. В. Карпенко НАН Украины)

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

д-р техн. наук А. В. Овчинников (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 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, В. В. Наумик, Е. С. Бондарчук, Н. Н. Кобзарь, 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 09 июня 2017 года.

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

Компьютерный дизайн и верстка: Н. А. Савчук

Корректоры: Н. Н. Кобзарь, Е. С. Бондарчук, И. А. Воронюк

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>Лысенко Н.А., Клочихин В.В., Наумик В.В.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ КАЧЕСТВА ЗАГОТОВКИ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ЛИТЬЯ CMSX-4PLUS (США)	7
<i>Жбанова О.М.</i> ЗНИЖЕННЯ ХІМІЧНОЇ НЕОДНОРІДНОСТІ СПЛАВУ 35ГЛ ШЛЯХОМ МОДИФІКУВАННЯ ЕЛЕКТРОІМПУЛЬСНИМ СТРУМОМ В ПРОЦЕСІ КРИСТАЛІЗАЦІЇ	14
<i>Іванов В.Г.</i> ВПЛИВ КРЕМНІЮ НА ГРАФІТИЗАЦІЮ ЗАЕВТЕКТИЧНОГО СИНТЕТИЧНОГО ЧАВУНУ	17
<i>Гуляєва Т.В.</i> ВПЛИВ ЗОВНІШНЬОГО ТИСКУ ТА ЛЕГУВАННЯ МІДДЮ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ КОМПАКТІВ, СПЕЧЕНИХ НА ОСНОВІ ШВИДКО ОХОЛОДЖЕНИХ СПЛАВІВ Nd-Fe-(C,B)-Cu	23
<i>Буря А.И., Ерёменко А.В., Арламова Н.Т., Конг Л.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОРГАНИЧЕСКИХ ВОЛОКОН НА ТЕРМОСТОЙКОСТЬ ПОЛИАРИЛАТА	33

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

<i>Кравчина В.В., Шувалов Ю.Н.</i> КОНСТРУЮВАННЯ, КОНТРОЛЬ ПАРАМЕТРІВ ТА АВТОМАТИЗАЦІЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ПРИ ФОРМУВАННІ ПРУЖНОЇ СТРІЧКИ	42
<i>Белоконь Ю.О., Жеребцов О.А., Белоконь К.В.</i> ДОСЛІДЖЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ ПРОЦЕСІВ ОТРИМАННЯ ІНТЕРМЕТАЛІДНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ ПРИ НЕСТАЦІОНАРНИХ ТЕМПЕРАТУРНИХ УМОВАХ	48
<i>Пономаренко А.М., Хандюк М.В., Роза М.П.</i> ТЕХНОЛОГІЯ РОЗМІРНОГО ЗНІМАННЯ МЕТАЛУ ПРИ ЕЛЕКТРОЛІТНО-ПЛАЗМОВІЙ ОБРОБЦІ ЦИЛІНДРИЧНИХ ПОВЕРХОНЬ	52
<i>Зеленина Е.А., Ершов А.В., Лоскутов С.В., Мацюк С.Н.</i> ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ПЕРЕМЕЩЕНИЯ ПЛАЗМОТРОНА НА ТЕРМОУПРУГИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЯХ	56
<i>Носова Т.В., Калинин А.В.</i> ПОЛУЧЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИЙ НА ОСНОВЕ ТИТАНА ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИМ СИНТЕЗОМ	60
<i>Айкин Н.Д., Шаломеев В.А., Цивирко Э.И., Клочихин В.В.</i> РАЗРАБОТКА И ОПТИМИЗАЦИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НОВОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ АВИАЦИОННОГО ЛИТЬЯ	63
<i>Полещук В.М., Бровкин В.Л., Витер Т.О.</i> ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В НЕПРЕРЫВНОЛИТОМ СЛИТКЕ С ЖИДКОЙ СЕРДЦЕВИНОЙ	67

III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІІ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

<i>Сочава А.І., Мартовицький Л.М., Глушко В.І., Кримов Є.С., Фролов Р.О.</i> ВПЛИВ АСИМЕТРІЇ ЦИКЛУ НА ВЕЛИЧИНУ ЕФЕКТИВНОГО КОЕФІЦІЄНТА КОНЦЕНТРАЦІЇ НАПРУЖЕНЬ	70
<i>Чигиринский В.В., Ленюк А.А.</i> НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ СРЕДЫ ПРИ СЛОЖНОМ ПРОСТРАНСТВЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	77
<i>Пожуев В.І., Пожуев А.В., Фасоляк А.В.</i> ДИНАМІКА КОАКСІАЛЬНИХ ЦИЛІНДРИЧНИХ ОБОЛОНОК У ПРУЖНОМУ СЕРЕДОВИЩІ З ВІЛЬНОЮ ПОВЕРХНЕЮ	84
<i>Дядя С.И.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ВОЗБУЖДЕНИЯ АВТОКОЛЕБАНИЙ ПРИ КОНЦЕВОМ ФРЕЗЕРОВАНИИ ТОНКОСТЕННОГО ЭЛЕМЕНТА ДЕТАЛИ	92
<i>Недоля А.В.</i> МУЛЬТИФІЗИЧНІ МОДЕЛІ: ТЕМПЕРАТУРНІ УМОВИ ФОРМУВАННЯ ТА ВИПАРОВУВАННЯ ЕМІТЕРА	101
<i>Решевская Е.С., Науменко Д.А., Широкоград Д.В., Харченко Е.В.</i> КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНЫЙ АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ЭЛАСТОМЕРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ НА ОСНОВЕ СОВРЕМЕННЫХ КОМПЬЮТЕРНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ	107

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

<i>Ольшанецкий В.Ю., Сніжної Г.В., Сніжної В.Л.</i> ПРО ФОРМУВАННЯ ДВОФАЗНИХ МАРТЕНСИТНИХ СУМІШЕЙ (ϵ - α' - МАРТЕНСИТІВ) В АУСТЕНИТНИХ СТАЛЯХ СИСТЕМ Fe-Cr-Ni ТА Fe-Mn ПРИ ХОЛОДНІЙ ДЕФОРМАЦІЇ СТИСНЕННЯМ	112
<i>Глескач В.М., Ольшанецкий В.Ю.</i> ТЕРМІНИ НОВИХ ТЕХНОЛОГІЙ У ПОРОШКОВІЙ МЕТАЛУРГІЇ	114
<i>Мазур В.І.</i> ДНІПРОПЕТРОВСЬКА НАУКОВА ШКОЛА МЕТАЛОЗНАВСТВА І Ю. Н. ТАРАН	116

I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 621.74.045:669.24:621.981

Н. А. Лысенко¹, В. В. Клочихин¹, д-р техн. наук В. В. Наумик²¹АО «Мотор Сич», ²Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ИССЛЕДОВАНИЕ КАЧЕСТВА ЗАГОТОВКИ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ЛИТЬЯ CMSX-4PLUS (США)

Качество материала прутковой заготовки из жаропрочного никелевого сплава CMSX-4 PLUS (США) соответствует требованиям ISO 17025 и технических условий фирмы-производителя. В материале исследованной заготовки грубые загрязнения металла в виде плен, крупных частиц шлаковых включений и их скоплений не обнаружены. Оксидные включения встречаются практически только в периферийной зоне верхней части заготовки. Микроструктура фрагментов прутковой заготовки из сплава CMSX-4 PLUS характерна для литого состояния высоколегированных жаропрочных никелевых сплавов.

Ключевые слова: жаропрочный никелевый сплав, химический состав, макроструктура, кристаллизационные зоны, ликвация, микропористость, неметаллические включения, микроструктура.

Состояние вопроса

Современные жаропрочные никелевые сплавы для ответственных отливок авиационного машиностроения должны обеспечивать необходимую прочность при всё более высоких рабочих температурах, они характеризуются чрезвычайно сложной системой легирования и высокой стоимостью.

Стоимость современных газотурбинных двигателей составляет 1,5...2,0 тыс. USD за 1 кг, таким образом, удельная стоимость сплавов стала соизмеримой с ней [1].

Главное направление развития системы легирования современных жаропрочных никелевых сплавов, предназначенных для литья монокристаллических лопаток газотурбинных двигателей, связано с введением тантала и рения, а в последние годы – рутения [2, 3].

Рений входит в основном в γ - твердый раствор (содержание его в γ' - фазе невелико – около 0,2 %), способствуя при этом вытеснению из твердого раствора в γ' - фазу таких эффективно стабилизирующих ее элементов, как алюминий и тантал. Таким образом он повышает термостабильность не только матрицы, но и γ' - фазы [4].

Количество рения в сплаве ЖС 47 достигло 9 % [5], элемента платиновой группы рутения – 6 % [6], что привело к резкому повышению стоимости жаропрочных сплавов. Последние сплавы российской разработки легированы существенными количествами рения и рутения (сумма Re + Ru в сплаве ВЖМ-4–10 % и

ВЖМ-6–11 %). В Японии, США и Европе проблема создания газотурбинных двигателей для авиационной техники новых поколений также тесно связана с разработкой никелевых жаропрочных сплавов, легированных рением, или рением и рутением.

Современные экономические и политические условиями делают поставки, как легирующих элементов, так и готовых современных жаропрочных никелевых сплавов для монокристаллического литья из России практически не возможными.

Альтернативой указанным сплавам для изготовления монокристаллических лопаток современных авиационных двигателей являются американские жаропрочные никелевые сплавы типа CMSX-4 PLUS.

Основной материал исследований

На базе АО «Мотор Сич» провели исследование фрагментов ($\varnothing 75$ мм, $h 20$ мм), вырезанных из верхней, средней и нижней частей прутковой заготовки никелевого жаропрочного сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION» (США).

Данные литые прутковые (шихтовые) заготовки из сплава CMSX-4 PLUS (ISO 17025) были получены методом вакуумно-индукционной плавки, рафинированы и предназначены для дальнейшего изготовления отливок с монокристаллической макроструктурой.

Анализ химического состава фрагментов жаропрочного никелевого сплава CMSX-4 PLUS подтвердил их соответствие требованиям стандарта ISO 17025 (табл. 1).

Таблица 1 – Химический состав жаропрочного никелевого сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION»

Место отбора проб	Содержание элементов, % по массе									
	C	Cr	Co	W	Mo	Al	Nb	Ta	Re	Ti
верх	0,05	3,44	9,54	5,66	0,58	5,74	<0,05	8,10	4,90	0,80
середина	0,04	3,44	9,53	5,53	0,60	5,75	<0,05	8,15	4,81	0,82
низ	0,04	3,45	9,55	5,56	0,60	5,71	<0,05	8,10	4,80	0,82
Нормы ISO 17025	≤0,075	3,2...3,5	9,3...9,9	5,3...5,7	0,5...0,7	5,6...5,8	≤0,1	8,1...8,3	4,7...4,9	0,8...0,9
	Fe	Si	S	P	B	Pb	Bi	O ₂	N ₂	
верх	<0,02	<0,04	0,002	0,002	<0,02	0,0001	0,0002	0,00107	0,00045	
середина	<0,02	<0,04	0,002	0,002	<0,02	0,0002	0,0002	0,00070	0,00045	
низ	<0,02	<0,04	0,002	0,002	<0,02	0,0002	0,0002	0,00100	0,00046	
Нормы ISO 17025	≤0,15	≤0,04	≤0,004	≤0,020	≤0,03	≤0,001	≤0,0002	≤0,004	≤0,005	

На поверхности исследованных фрагментов заготовки видимых дефектов не обнаружено.

В макроструктуре поперечных сечений верхней, средней и нижней частей заготовки из сплава CMSX-4 PLUS (рис. 1) наблюдаются зоны мелких подкорковых, столбчатых и равноосных кристаллов.

В центральной зоне средней части заготовки обнаружена осевая усадочная пористость диаметром до ~ 15 мм (рис. 1б); в нижней части – ликвационная неоднородность (рис. 1з).

Анализ макроструктуры исследованных фрагментов показал, что величина макрозерна по высоте заготовки из сплава CMSX-4 PLUS отличается:

- верхняя часть отличается мелкокристаллическим строением с размером зерен ~ 0,2...0,4 мм (см. рис. 1а);

- в средней части размер макрозёрен составляет ~ 1...7мм (см. рис. 1б);

- в нижней части – около 0,5...1,5 мм (см. рис. 1в).

Результаты замера параметров макроструктуры приведены в таблице 2.



а



б



в



з

Рис. 1. Макроструктура в поперечном сечении различных частей заготовки Ш 75 мм из сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION»:

а – верхняя часть; б – средняя часть; в – нижняя часть; з – ликвационная неоднородность в нижней части

Таблица 3 – Параметры структурных составляющих заготовки Ш 75 мм из сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION»

Место замера		Размеры структурных составляющих, мкм				
		карбиды типа МС	эвтектика типа ($\gamma-\gamma'$)	оксиды	микропоры	расстояние между осями дендритов 2 ^{го} порядка
верх	край	до 2	3...30	до 55 (редко)	до 30	10...25
	центр	до 2	5...45	до 6	до 35	30...50
середина	край	до 1	7...30	до 8	до 20	18...35
	центр	до 1	10...90	до 5	до 50	50...90
низ	край	до 1	8...30	до 6	до 20	15...30
	центр	до 1	10...90	до 5	до 50	50...90



a × 200



b × 1000

Рис. 3. Оксидные включения в верхней части заготовки Ø75 мм из сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION»: *a* – край; *b* – центр

Карбиды в материале исследованных фрагментов практически отсутствуют, размер выявленных редко встречающихся мелких карбидных частиц составляет ~ 1...2 мкм (см. табл. 3), что характерно для структуры низкоуглеродистого сплава CMSX-4 PLUS ($C \leq 0,075\%$).

Параметры структурных составляющих в материале заготовки Ø 75 мм из сплава CMSX-4 PLUS представлены в таблице 3.

Микроструктура фрагментов прутковой заготовки Ø 75 мм из сплава CMSX-4 PLUS характерна для литого состояния никелевых высоколегированных жаропрочных сплавов и представляет собой γ - твердый раствор с наличием интерметаллидной γ' - фазы, эвтектической фазы типа ($\gamma-\gamma'$) (рис. 4–6).

В литой структуре наблюдается размерная и морфологическая неоднородность частиц γ' - фазы. При этом размер и форма γ' - частиц в осях и междендритных областях значительно различаются – в межосях частицы γ' - фазы значительно крупнее. Размеры эвтектической ($\gamma-\gamma'$)- фазы в центральной зоне заготовки составляют ~ 45...90 мкм и уменьшаются от центра к периферии (см. рис. 4–6; табл. 3).

Установлено, что в краевой зоне (столбчатых кристаллов) расстояние между осями дендритов примерно в ~ 3 раза меньше чем в центре исследуемых заготовок. Расстояние между осями дендритов второго порядка в краевой зоне составляет 10...35 мкм, в центральной – 30...90 мкм (см. табл. 3).

Металлографическими исследованиями центральной зоны нижней части заготовки установлено, что ликвационная неоднородность материала (рис. 1в) обусловлена образованием зональных выделений эвтектики типа ($\gamma-\gamma'$) в виде скоплений нескольких частиц размером ~55...90 мкм с наличием усадочной пористости (рис. 7).

Выводы

Качество материала прутковой заготовки Ø 75 мм из жаропрочного никелевого сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION» (США) соответствует требованиям ISO 17025 для сплава CMSX-4 PLUS и технических условий фирмы-производителя.

В материале исследуемой заготовки Ø 75 мм грубые загрязнения металла в виде плен, крупных частиц шлаковых включений и их скоплений не обнаружены. При этом следует отметить, что в периферийной зоне верхней части исследованного фрагмента заготовки имеются оксидные включения размером до 55 мкм. Далее по сечению заготовки, а также в средней и нижней её частях оксидные включения практически отсутствуют, размер редко встречающихся включений не превышает 8 мкм.

Микроструктура фрагментов прутковой заготовки Ø 75 мм из сплава CMSX-4 PLUS характерна для литого состояния никелевых высоколегированных жаропрочных сплавов.

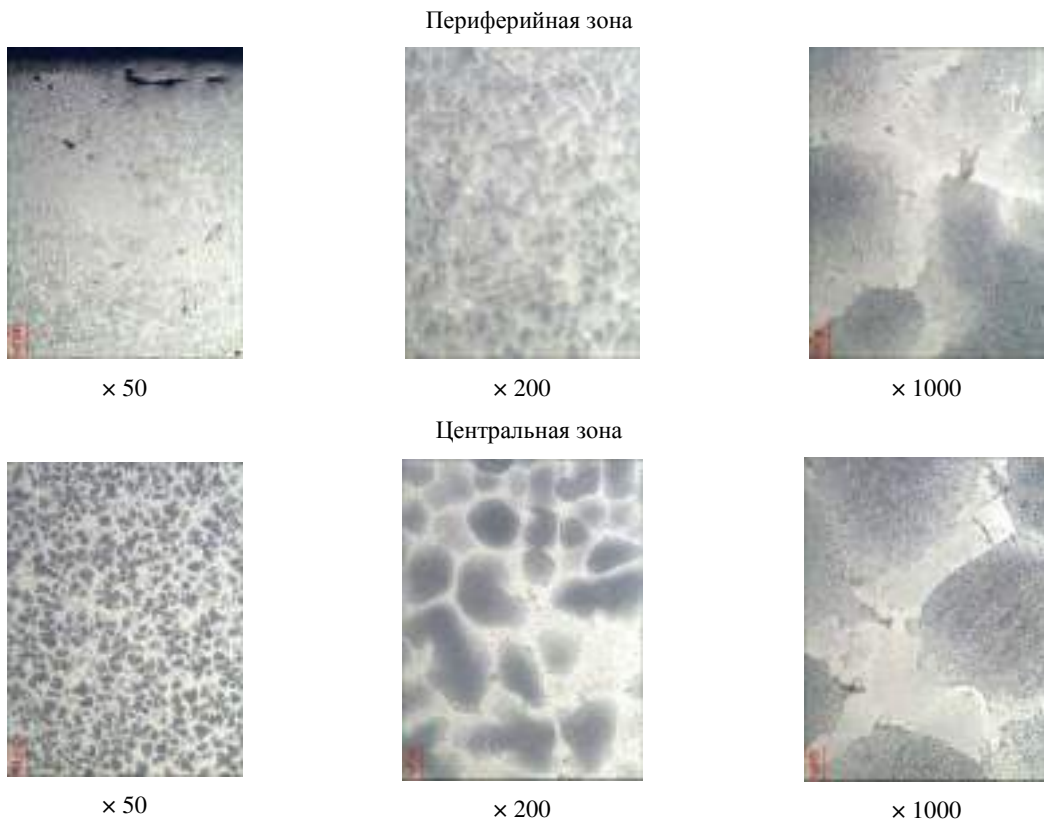


Рис. 4. Микроструктура фрагмента верхней части заготовки \varnothing 75 мм из сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION»

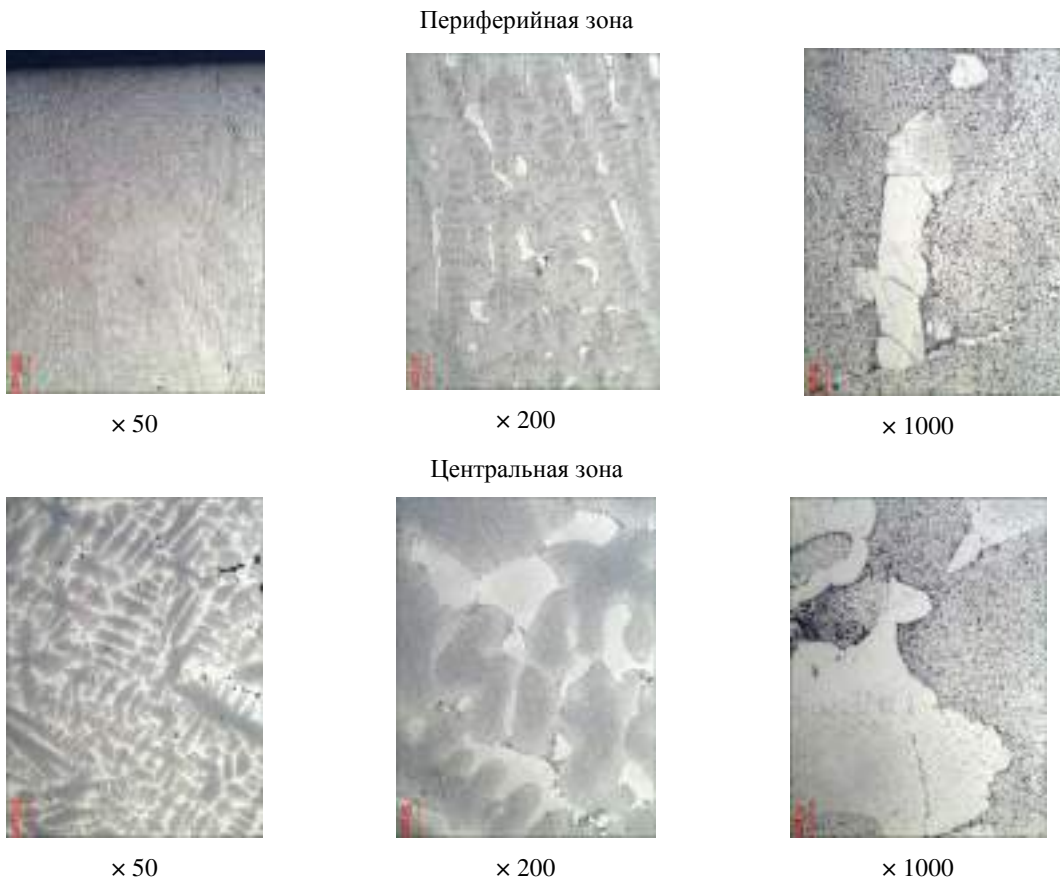


Рис. 5. Микроструктура фрагмента средней части заготовки \varnothing 75 мм из сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION»

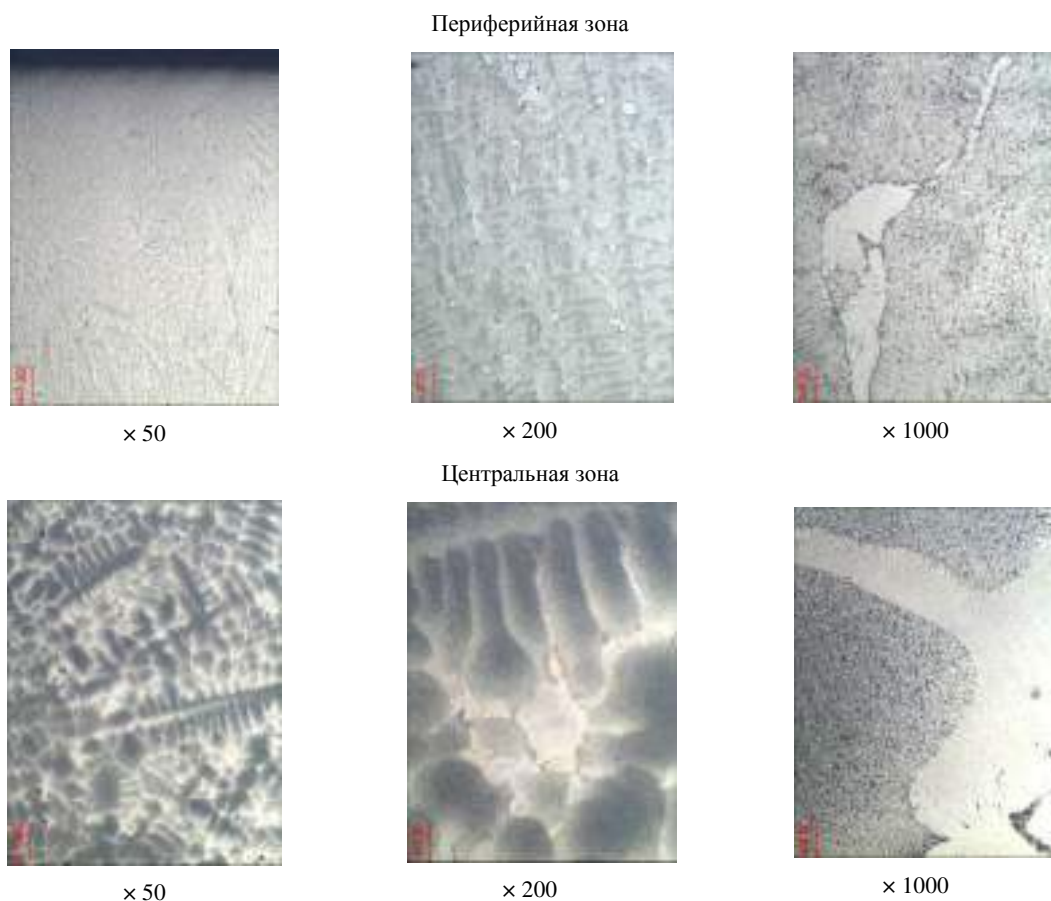


Рис. 6. Микроструктура фрагмента нижней части заготовки \varnothing 75 мм из сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION»

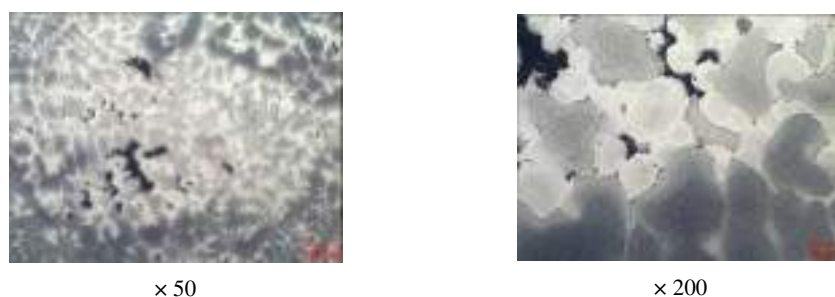


Рис. 7. Микроструктура ликвационной неоднородности в нижней части заготовки \varnothing 75 мм из сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION»

Список литературы

1. Логунов А. В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе (часть 2) / А. В. Логунов, Ю. Н. Шмотин, Д. В. Данилов // Технология металлов. – № 7. – 2014. – С. 3–11.
2. Жаропрочные никелевые сплавы, получаемые методом монокристаллического литья / А. В. Логунов, И. М. Разумовский, В. Н. Ларионов и др. // Перспективные материалы. – 2008. – № 2. – С. 10–18.
3. Reed R.C. The superalloys. Fundamentals and Applications / R.C. Reed. – Cambridge, University Press. – 2006. – 372 p.
4. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления / Патон Б. Е., Строганов Г. Б., Кишкин С. Т. и др. – К. : Наук. думка, 1987. – 256 с.
5. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина. – Научно-техн. сб. – М. : Наука, 2006. – 272 с.
6. Логунов А. В. Тенденции разработки и применения Ni-суперсплавов для лопаток ГТД в современных и перспективных силовых установках авиационного назначения / А. В. Логунов, Ю.Н. Шамотин // ТЛС. – 2011. – № 4. – С. 11–17.

Одержано 16.06.2017

Лисенко Н.А., Ключихін В.В., Наумик В.В. Дослідження якості заготовки з жароміцного нікелевого сплаву для монокристалічного лиття CMSX-4PLUS (США)

Якість матеріалу пруткової заготовки з жароміцного нікелевого сплаву CMSX-4 PLUS (США) відповідає вимогам ISO 17025 та технічних умов фірми-виробника. У матеріалі дослідженої заготовки грубі забруднення металу у вигляді плівок, великих частинок шлакових вкраплень і їх скупчень не виявлені. Оксидні включення зустрічаються практично тільки в периферійній зоні верхньої частини заготовки. Мікроструктура фрагментів пруткової заготовки зі сплаву CMSX-4 PLUS характерна для литого стану високолегованих жароміцних нікелевих сплавів.

Ключові слова: жароміцний нікелевий сплав, хімічний склад, макроструктура, кристалізаційні зони, ізоляція, мікропористість, неметалеві вкраплення, мікроструктура.

Lysenko N., Klochikhin V., Naumyk V. Investigation of the high-temperature nickel alloy for single-crystal casting CMSX-4PLUS (USA) billet quality

The quality of the bar billet material from the heat-resistant nickel alloy CMSX-4 PLUS (USA) complies with the requirements of ISO 17025 and the technical conditions of the manufacturer. In the material of the investigated billet, gross contamination of the metal in the form of a captive, large particles of slag inclusions and their clusters was not detected. Oxide inclusions are found practically only in the peripheral zone of the upper part of the billet. The microstructure of the fragments of the bar stock from the alloy CMSX-4 PLUS is typical for the cast state of high-alloy, high-temperature nickel alloys.

Key words: heat-resistant nickel alloy, chemical composition, macrostructure, crystallization zones, liquation, microporosity, non-metallic inclusions, microstructure.

ЗНИЖЕННЯ ХІМІЧНОЇ НЕОДНОРІДНОСТІ СПЛАВУ 35ГЛ ШЛЯХОМ МОДИФІКУВАННЯ ЕЛЕКТРОІМПУЛЬСНИМ СТРУМОМ В ПРОЦЕСІ КРИСТАЛІЗАЦІЇ

Розглянуто метод обробки розплаву при кристалізації, який дозволяє отримувати якісні виливки сталі марки 35ГЛ. Показано, що електроімпульсна обробка розплаву покращує структуру лиття і зменшує хімічну неоднорідність виливків, а також підвищує швидкість розчинення металевих домішок та інших компонентів у розплаві, що забезпечує дрібнокристалеву структуру та підвищує гомогенність металу виливка, зменшує бал карбідів марганцю, знижує вміст газів і неметалічних включень.

Ключові слова: електроімпульсна обробка, конструкційна сталь, структура, кристалізація сплаву, неметалеві включення, хімічна однорідність, карбіди марганця.

Вступ

У зв'язку з необхідністю економії матеріальних ресурсів у багатьох галузях промисловості, зокрема машинобудуванні, є нагальною потреба в розробці та впровадженні новітніх ресурсозберігальних технологій, які характеризуються достатнім рівнем експлуатаційних властивостей при їх меншій ресурсозатратності.

Актуальним завданням на сьогодні для металургійних підприємств залишається обробка розплаву для поліпшення його фізико-механічних властивостей. Основними факторами, що відповідають за зниження механічних властивостей є: фізична неоднорідність (мікротріщини, пористість, раковини), структурна неоднорідність (різний розмір зерна, різна кількість і характер фаз), хімічна неоднорідність (нерівномірний розподіл компонента).

На сьогодні проблема зменшення хімічної неоднорідності в сталевих виливках вирішується в основному за рахунок впровадження нових технологій. Існуючі методи, які дозволяють впливати на зменшення хімічної неоднорідності, здійснюються за рахунок рафінування металу, використання спеціальної електрометалургії в процесі розливання і затвердіння розплаву та зовнішніх впливів під час кристалізації розплаву. Неможливість повністю усунути хімічну неоднорідність у виливках, використовуючи тільки технологічні заходи, пов'язані з підготовкою розплаву і заливкою його у форму, пояснюється тим, що її утворення відбувається в процесі затвердіння злитка.

Постановка задачі

З метою розширення сфери застосування марганцевмісних конструкційних сталей у промисловості нами було проведено дослідження можливості підвищення якості сталевих виливків без введення додаткових легувальних елементів шляхом модифікування електроім-

пульсним струмом у процесі кристалізації розплаву та вивчення впливу на хімічну однорідність зносостійкої сталі 35ГЛ. Основним завданням авторів було проведення експериментів з метою забезпечення умов зменшення хімічної неоднорідності металу в процесі його кристалізації.

Огляд літератури

Для підвищення якості та властивостей виливків усе більшого застосування знаходить метод струмового впливу на розплав при кристалізації [1]. Накопичені експериментальні та теоретичні дані свідчать про можливість впливу на металевий розплав у ливарній формі електричним струмом з метою управління потоками іонів і зміни вмісту компонентів по перетину виливка [2]. Такий технологічний прийом дає можливість отримувати литі вироби з підвищеним вмістом необхідних компонентів у поверхневому шарі виливка і знижувати їх вміст у тілі виливка [3]. У зв'язку з цим являє собою великий теоретичний і практичний інтерес проведення цілеспрямованого дослідження впливу електроімпульсного струму на кристалізаційні параметри виливків з конструкційних марганцевмісних сталей.

Імпульсний струм характеризується істотно нелінійним короткочасним характером протікання, який забезпечується розрядкою накопичувача електричної енергії на навантаженні. Імпульсно-періодичне струмове навантаження сплаву при кристалізації має певні переваги перед режимами постійного і змінного струму [4]. Насамперед, це більш низькі енерговитрати при одночасному зменшенні втрат на нагрів металу. Але роботи по вивченню механізмів і пошуку оптимальних схем такої обробки поки що тільки розпочато і перебувають у стадії лабораторних досліджень.

Матеріали і методи

Роботи з обробки розплавів електричним струмом у процесі кристалізації, в основному, проводилися на

кольорових металах [5–7]. Є позитивні результати застосування електрообробки при виготовленні виливків із чавунів [8–9]. Для зазначених сплавів обробка електричним струмом справляє позитивний вплив на процеси тепломасоперенесення та структуроутворення, а також обумовлює спрямовану кристалізацію в міжелектродному просторі. Це є особливо важливим при отриманні тонкостінних литих виробів.

Слід зазначити, що електродія струму на марганцевмісні сталеві виливки раніше не вивчалася, тому потрібне проведення комплексу досліджень по вивченню впливу електрообробки сталевого розплаву під час кристалізації на структуру виливків та їх якісні характеристики є не вивченим.

Для аналізу структури сплаву були виготовлені зразки розміром $21 \times 13 \times 11$ мм. Металографічні дослідження проводилися на оптичному мікроскопі МІМ-8 при збільшенні 100. Контроль макроструктури щодо хімічної неоднорідності сплаву здійснювався згідно з ГОСТ 10243–75. Гартування зразка проводили в лабораторній електропечі опору з автоматичним регулюванням температури.

Експерименти

У лабораторних умовах плавильного павільйону ДВНЗ «Криворізький національний університет» була випробувана технологія отримання дослідної партії виливків з металевого сплаву 35ГЛ, що включає модифікування імпульсним електричним струмом при кристалізації у ливарній формі. Обробка сплаву здійснювалась у межах частоти від 5 до 33 Гц, щільності $4000\text{--}7000$ А/см², скважності 5–24 меандрів, сили струму 20–40 А, при підтриманні напруги у межах 180–250В.

Цей спосіб модифікування виливків зі марганцевмісних конструкційних сталей включає: заливання розплаву в піщано-глинисту форму, пропускання електричного струму заданою щільністю крізь виливок за рахунок електродів, розташованих у формі, які контактують безпосередньо з виливком, у процесі знаходження його в рідкому, твердо-рідкому стані і до закінчення кристалізації (рис. 1).

Результати

У результаті електроімпульсної обробки структура литого металу має велику фізичну однорідність на відміну від базового зразка, знижується вміст газів і неметалевих включень та зменшується хімічна неоднорідність (рис. 2).

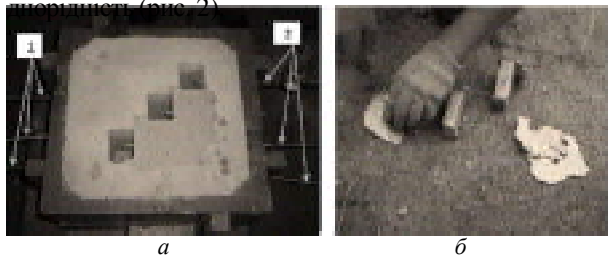


Рис. 1. *a* – піщано-глиниста форма для заливки зразків з підведенням імпульсного струму;

1 – анод, 2 – катод; *б* – вивірка лабораторних зразків

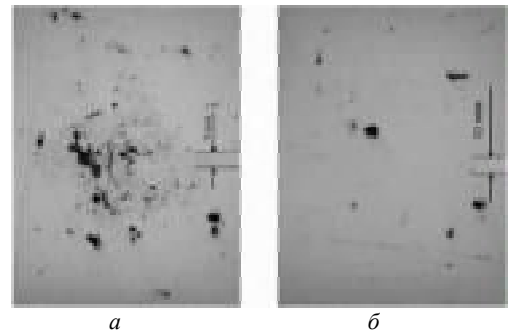


Рис. 2. Неметалічні вкраплення на нетравленому шліфі:

a – базовий зразок; *б* – зразок після електроімпульсної обробки

На нетравленому шліфі базового зразка виявлені окремі скупчення неметалічних вкраплень (екзогенних) (рис. 2*a*). На більшості полів зору шліфа, обробленого під час кристалізації, спостерігали дезорієнтовані включення розміром до 10 мкм (рис. 2*б*). При обробці виливків електроімпульсним струмом кількість неметалевих вкраплень зменшується в 1,4–2,5 рази. Твердість по Брінеллю зросла на 11 од. і становила 113.

Після гартування зразків було виготовлено металографічні шліфи. Для виявлення мікроструктури (рис. 3) шліф труїли в 4 % спиртовому розчині азотної кислоти. Мікроструктура базового зразка була неоднорідною – на тлі аустенітної структури спостерігали ділянки перлітної (рис. 3*a*).

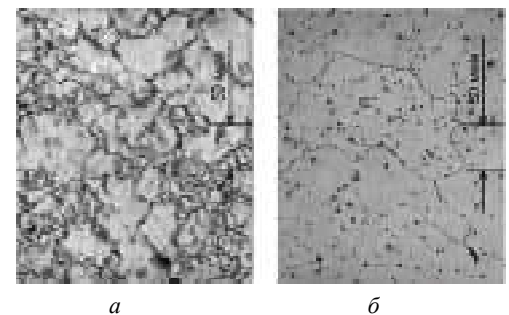


Рис. 3. Мікроструктура:

a – базовий зразок; *б* – зразок після електроімпульсної обробки

Мікроструктура зразка після електрообробки представлена на рисунку 3*б*. Це практично однорідна аустенітна структура з дезорієнтованими частинками карбідів марганцю. Обробка електричним струмом вплинула на розмір і кількість карбідів марганцю. Бал зерна карбідів марганцю зменшився з 7 до 8.

Як показав аналіз мікроструктури зразків сталевого сплаву на кристалізацію металу, електроімпульсний струм чинить модифікувальну дію. Подрібнюється первинне зерно металеві основи, що приводить до поліпшення фізико-механічних властивостей сталі 35ГЛ (табл. 1).

Обговорення

Модифікувальний ефект сталевих марганцевмісних виливків досягається за рахунок структурних перебу-

Таблиця 1 – Фізико-механічні властивості сталі 35ГЛ

Номер зразка	Межа міцності, МПа	Ударна в'язкість, кДж / м ²	Твердість по Брінеллю (без гартування)
№ 1 базовий зразок	503	243	102
№ 2 зразок після модифікування електроімпульсним струмом	540	296	113

дов у розплаві при обробленні його електроімпульсним струмом у процесі кристалізації. Змінюється ближній порядок атомів у кластерах, зменшується їх розмір. Суттєве подрібнення кластерів аж до повного їх розчинення є наслідком резонансних явищ, які відбуваються в процесі енергетичного впливу на розплав імпульсного електричного струму. Це забезпечує значне підвищення рівня механічних властивостей, перш за все міцності та ударної в'язкості без зміни хімічного складу сплавів.

Висновки

1. Результати досліджень показали, що електроімпульсна обробка розплаву сталі 35ГЛ при його кристалізації сприяє більш рівномірному розподілу неметалевих вкраплень, а також зменшення фізичної і хімічної неоднорідності, знижується вміст газів і неметалевих вкраплень.

2. Показані можливості істотного підвищення основних механічних властивостей литої конструкційної сталі 35ГЛ.

3. Установлено, що найбільш ефективний вплив на механічні властивості сталі 35ГЛ можливий при наступних параметрах електроімпульсного струму: сила струму 20–40А з незмінною частотою імпульсів струму в промислових мережах (4–33 Гц) для обробки сплаву при його кристалізації.

Список літератури

1. Иванов А. В. Электротоксовая обработка жидких и кристаллизующихся сплавов в литейных технологиях /

А. В. Иванов, А. В. Синчук, В. Н. Цуркин // Электронная обработка материалов. 2011. – № 5, том 47. – С. 89–98.

2. Sethian J.A. Crystal growth and dendritic solidification / Sethian J.A., Strain J. – J. Comput. Phys. 1992. – Vol. 92. – P. 231–253.

3. Mikheev L. M. Mobility of a diffuse simple crystal-meltinterface / Chernove A.A. //J, Cryst Grow. 1991. – Vol. 112. –P. 591–596.

4. Влияние наследственности на предсудачное расширение сплавов / И. Ф. Селянин, В. Б. Деев, А. П. Войтков и др. // Металлургия машиностроения. – 2005. – № 6. – С. 15–17.

5. Миненко Г. Н. Об энергетическом воздействии на металлический расплав / Г. Н. Миненко // Металлургия машиностроения. – 2006. – № 3. – С. 10–12.

6. Миненко Г. Н. Физическая модель воздействия электрического тока на процесс кристаллизации сплава / Г. Н. Миненко, Ю. А. Смирнова //Металлургия машиностроения. – 2009. – № 3. – С. 48–49.

7. Воздействие электрического тока на жидкий алюминиевый сплав / В. И. Якимов, Б. Н. Марьин, В. В. Зелинский [и др.] // Металлургия машиностроения. – 2003. – № 3. – С. 36–39.

8. Тимченко С. Л. Исследование кристаллизации сплава под действием электрического тока / С. Л. Тимченко // Расплавы. – 2011. – № 4. – С. 53–61.

9. Кольчурина И. Ю. Влияние внешних воздействий на микроструктуру кристаллизующегося сплава / И. Ю. Кольчурина, И. Ф. Селянин // Литейное производство. – 2009. – № 8. – С. 13–15.

Одержано 12.05.2017

Жбанова Е.Н. Снижение химической неоднородности сплава 35ГЛ путем модифицирования электроимпульсным током в процессе кристаллизации

Рассмотрен метод обработки кристаллизующегося сплава, который позволяет получать качественные отливки стали марки 35ГЛ. Показано, что электроимпульсная обработка расплава улучшает структуру литья и уменьшает химическую неоднородность отливок. Обработка расплава током во много раз повышает скорость растворения металлических примесей и других компонентов в расплаве и обеспечивает мелкокристаллическую структуру, повышает однородность металла отливки, уменьшает балл карбидов марганца, снижает содержание газов и неметаллических включений.

Ключевые слова: электроимпульсная обработка, конструкционная сталь, структура, кристаллизация сплава, неметаллические включения, химическая однородность, карбиды марганца.

Zhbanova Ye. Reduction of the chemical inhomogeneity of the 35g alloy by modifying with an electric pulse in the process of crystallization

The method of processing of a crystallizing alloy is considered, which allows obtaining high-quality castings of steel grade 35GL. It is shown that the electro pulse treatment of the melt improves the casting structure and reduces the chemical heterogeneity of the castings. The melt processing by current greatly increases the rate of dissolution of metal impurities and other components in the melt and provides a fine-grained structure, increases the homogeneity of the casting metal, reduces the manganese carbide score, reduces the content of gases and non-metallic inclusions.

Key words: electro impulse treatment, steel, structure, alloy crystallization, nonmetallic inclusions, chemical homogeneity, manganese carbides.

УДК 669.132.3: 669.131.64

Канд. техн. наук В. Г. Іванов

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

ВПЛИВ КРЕМНІЮ НА ГРАФІТИЗАЦІЮ ЗАЕВТЕКТИЧНОГО СИНТЕТИЧНОГО ЧАВУНУ

Установлено, що добавка до 1, 0 % кремнію у заевтектичний синтетичний чавун (4,5 % С) викликає інтенсивну графітизацію внаслідок взаємодії із окисом вуглецю та утворення у чавунах поверхнево-активного монооксиду кремнію, який впливає на морфологію графіту. При збільшенні добавки кремнію до 2,5 % змінюються умови кристалізації заевтектичного чавуну, що може викликати погіршення засвоєння кремнію та привести до утворення висококремністих силікатів, карбідів і складних твердих розчинів Fe-C-Si. У цьому випадку добавка кремнію не сприяє, а навпаки, погіршує графітизацію і, як наслідок, технологічні і службові властивості сірих чавунів.

Ключові слова: графітизація, кремній, заевтектичний чавун, монооксид кремнію, силікати.

Вступ

У технічних чавунах, крім вуглецю, міститься досить значна кількість кремнію. Варіюючи його вмістом у чавунах можна отримувати бажану структуру металевої основи. Відомі структурні діаграми (Мауера, Клінгенштейна, Гіршовича та ін.), які характеризують вплив кремнію на структуру, визначаючи тим самим увесь комплекс фізико-механічних властивостей чавунів. Але головною функцією кремнію вважається його висока сприятливість графітизації чавунів. Тому зважаючи на переважний вплив графітної фази на рівень майже усіх властивостей чавунних виливків, обов'язковою технологічною операцією при їх отриманні є керування формою, розподілом та розмірами графітових вкраплень. Як правило, для цього застосовують спеціальні добавки – модифікатори, основним компонентом яких найчастіше є кремній. І хоча у вітчизняній і закордонній практиці застосовують декілька сотень марок модифікаторів з різною кількістю кремнію та інших елементів, до теперішнього часу розробка нових складів не припиняється. Це багато в чому пояснюється тим, що вплив кремнію на графітизацію чавуну залишається не повністю з'ясованим. Крім того, у зв'язку зі зростанням обсягів виробництва синтетичного чавуну, де ефективність графітизації обумовлює виробничі техніко-економічні показники, дослідження впливу кремнію на формоутворення графіту є актуальними.

Огляд літератури

Вплив кремнію на перетворення у чавунах та його фазовий склад добре ілюструє потрібна діаграма стану Fe-C-Si та її розрізи (рис. 1), що відповідають певному вмісту кремнію [1]. Наявність кремнію у чавунах сприяє протіканню перетворень за стабільною системою з утворенням графіту та появи характерних інтервалів евтектичного та евтектоїдного перетворень. Ширина температурних інтервалів зростає зі збільшенням вмісту

кремнію. Також кремній підвищує температури евтектичного та евтектоїдного перетворення. Зменшуючи розчинність вуглецю в рідкому та твердому розчині, кремній, відповідно, пересуває вліво евтектичну точку (рис. 2). Кремній також зменшує кількість евтектоїду та збільшує кількість фериту. Ферит, у цьому випадку, являє собою складний твердий розчин вуглецю, що легований кремнієм. Кремній у тих кількостях, що зустрічаються у звичайних сірих чавунах, не утворює нових фаз і майже повністю розчиняється у фериті [1–3].

Значно менше вивчено вплив кремнію на морфологію графітної фази. Але відомо [1–3], що кремній, впливаючи на дифузійні процеси, збільшує кількість графіту в чавунах, погрублює його включення та змінює розподілення.

Загальноприйнятою вважається теорія, згідно з якою [1–3] введення кремнію і його розчинення в рідкому чавуні сприяє утворенню збагачених ним мікрооб'ємів, викликаючи тим самим підвищену термодинамічну активність вуглецю і вивільненню останнього у вигляді графіту.

Пізніше ця теорія була доповнена припущенням, що домішки, які присутні у феросиліції (алюміній, кальцій і ін.), підсилюють здатність до графітизації шляхом створення не тільки перенасичених кремнієм мікрооб'ємів рідкого чавуну, а й утворенням хімічних сполук, що служать зародками графіту [5]. Однак наявність таких мікрооб'ємів, збагачених кремнієм, не підтверджується мікрорентгеноспектральним аналізом чавуну [6]. Крім того, розчинення кремнію в рідкому чавуні супроводжується високою швидкістю і рівномірним розподілом за усім об'ємом [7, 8]. А використання карбіду кремнію, що не містить домішок алюмінію, кальцію та інших елементів, обумовлює покращений ефект графітизації порівняно з феросиліцією [9].

Що стосується так званих «зародків» графіту, то тут також немає єдиної думки. Існують гіпотези про гомо-

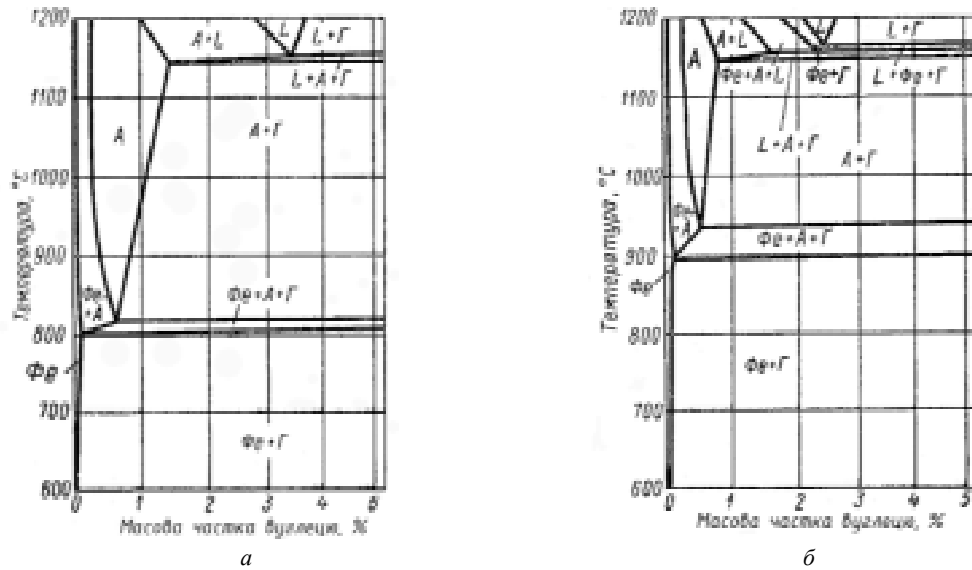


Рис. 1. Розрізи потрійної діаграми стану Fe-C-Si [1]: а – при 3 % Si; б – при 6 % Si

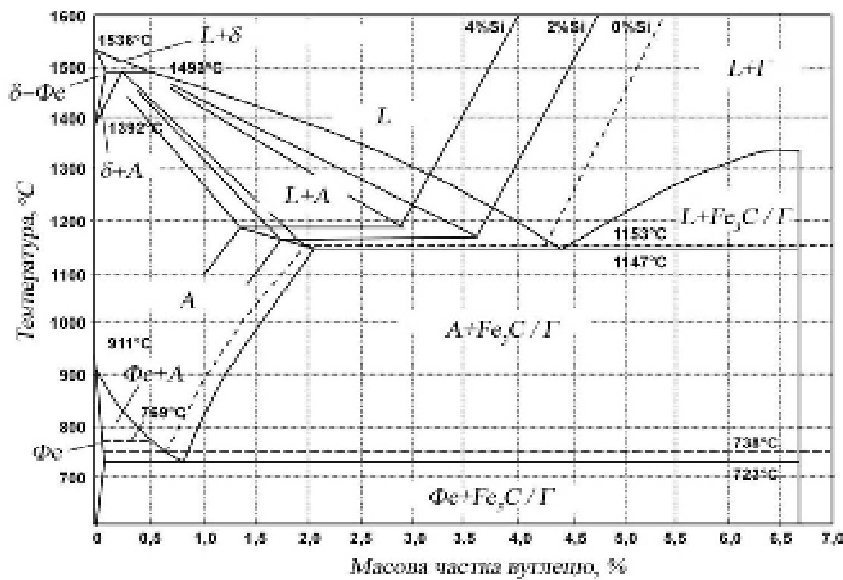


Рис. 2. Вплив кремнію на положення критичних точок подвійної діаграми стану Fe-Fe₃C (Fe-C) [4]

генне та гетерогенне утворення центрів кристалізації графіту.

Прихильники гомогенного утворення доводять, що центрами кристалізації графіту в чавуні служать власне мікрокраплення графіту, що потрапляють з шихти чи модифікаторів, які неповністю розчинилися в розплаві або з'явилися в результаті протікання реакцій в рідкому чавуні [10]. Також графітизацію пов'язують зі зміною характеру міжатомної взаємодії в розплаві при введенні кремнію, викликаного перерозподілом валентних електронів, зменшення взаємодії в системі Fe-C і посилення взаємодії в системі C-C [7]. Утворення графітових вкраплень можуть пов'язувати з коагуляцією часток графіту або графітних комплексів, що викликано зменшенням вмісту кисню і сірки в рідкому чавуні при введенні розкислювачів і десульфураторів [11]. Такі елементи як

алюміній, кремній, ЛЗМ, РЗМ та ін. підвищують активність і коефіцієнт дифузії вуглецю в розплаві, сприяючи зростанню графітових вкраплень.

У гіпотезах про гетерогенне зародження графіту в чавунах найбільш часто згадуються різні неметалеві вкраплення, що слугують підкладками на яких і утворюється графіт. У більшості випадків такими неметалевими вкрапленнями служать різні оксиди і сульфідні. Наприклад, комплексні сульфідні марганцю [12–14] або оксиди алюмінію, кремнію, магнію та інших елементів, що наявні в чавунах [15]. Але роль цих неметалевих вкраплень у зародженні графіту викликає також багато запитань та суперечок.

Значно менше приділяється увага хімічним реакціям, що відбуваються в рідкому чавуні при введенні кремнію. У розплаві вуглець та кисень знаходяться в

рівновазі. При введенні кремнію, що є сильнішим розкислювачем, ніж вуглець при атмосферному плавленні, відбувається зсув цієї рівноваги, виділення графіту та зміна його морфології. Тому ця стаття присвячена вивченню хімізму реакцій графітизації, що відбуваються в сірому чавуні та ролі кремнію у цих процесах.

Постановка задачі

Вивчали вплив кремнію на морфологію графітової фази в синтетичному чавуні, що виплавляли на шихтових матеріалах підвищеної чистоти зі шкідливими домішками.

Матеріали і методи

В ролі шихтових матеріалів для отримання синтетичного чавуну використовували спеціально підготовлені металеві брикети у вигляді циліндрів, діаметром 30 мм та висотою 20 мм. Такі таблетки отримували на пресі ПГ-100 з 95 % порошку заліза (ПЖР 3.200.28, ГОСТ 9849-86) та 5 % малозольного графіту без зв'язуючого. Плавку проводили у відкритій індукційній печі в алундовому тиглі, діаметром 35 мм та висотою 100 мм. Для доведення складу чавуну за кремнієм використовували кристалічний кремній (Кр1, ГОСТ 2169-69).

Структуру чавуну досліджували на металографічних мікроскопах МІМ-8М, Zeiss Axiovert 200 MAT. Оцінку структури дослідних чавунів виконували за допомогою програми Image J. Мікрорентгеноспектральний аналіз проводили за допомогою електронного растрового мікроскопа SUPRA 40 WDS (Karl Zeiss).

Природу графітових вкраплень, їх мікроструктуру та морфологію вивчали металографічним та петрогра-

фічним методами з додатковим використанням мікроскопів МИН-8 та МБИ-6. Металеву матрицю дослідних чавунів аналізували після обробки 4 % розчином азотної кислоти у спирті.

Експерименти

Після розплавлення шихти і досягнення металом температури 1450 °С у метал фракційно додавали кристалічний кремній. Кількість добавки кремнію становила від 0,5 до 2,5 % за масою, розмір фракції добавки складав 0,5–1,0 мм. Після засвоєння кожної добавки відбирали проби металу за допомогою кварцових трубок діаметром 5 мм. Потім з відібраних заготовок виготовляли шліфи для металографічного аналізу. Заевтектичний склад чавуну вибирався навмисно для дослідження виділення графіту як ведучої фази. Остаточний хімічний склад чавуну (мас. частка, %): 4,59 С; 2,48 Si; 0,04 Mn; 0,012 P; 0,005 S

Результати

На рис. 3 показана макроструктура зламів дослідних чавунів. Як і очікувалось, колір зламу дослідних чавунів зі збільшенням вмісту кремнію змінюється від білого (рис. 3а), половинчастого (рис. 3б) до сірого (рис. 3в). Підтверджується, що присадка кремнію діє так саме, як зменшення швидкості охолодження. При вмісті 1,0 % Si чавун вже повністю кристалізується за стабільною діаграмою і має дрібнозернистий оксамитовий злам (рис. 3в). Але при 2,5 % Si злам стає знову половинчастим (рис. 3г).

Форма вкраплень графіту в дослідних чавунах показана на рис. 4 і 5.

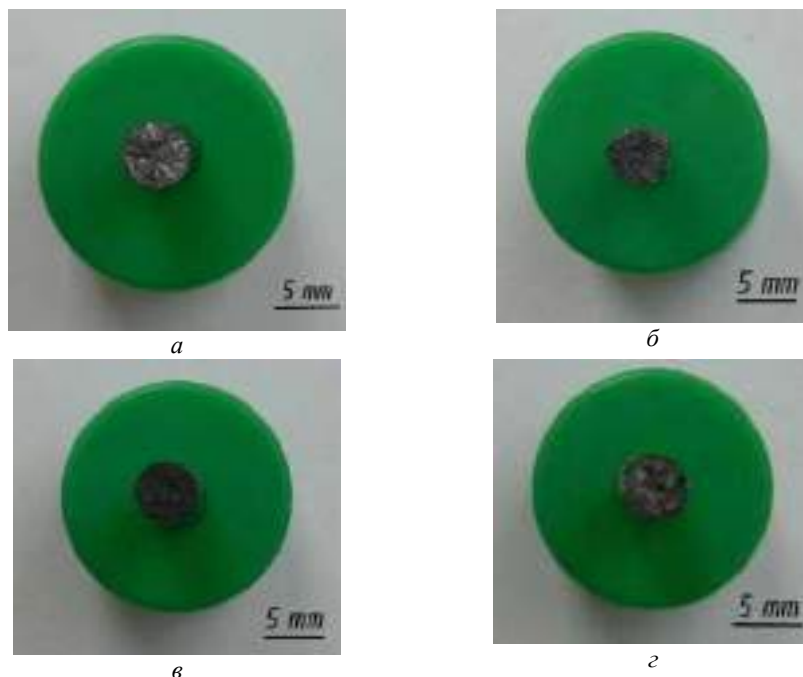


Рис. 3. Макроструктура зламів дослідних чавунів: а – 0,05 % Si; б – 0,5 % Si; в – 1,0 % Si; г – 2,5 % Si

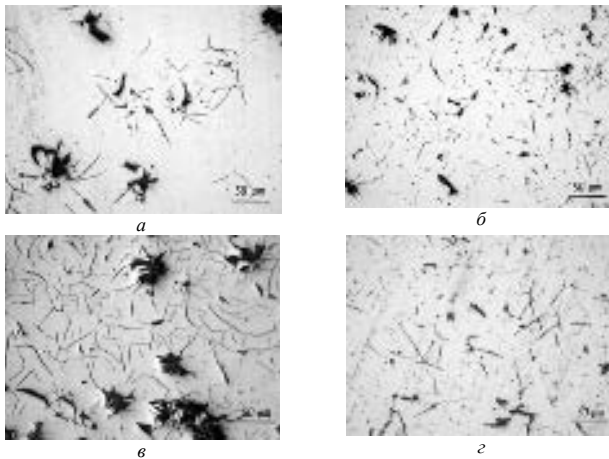


Рис. 4. Графіт у дослідних чавунах: *a* – 0,05 % Si; *б* – 0,5 % Si; *в* – 1,0 % Si; *г* – 2,5 % Si

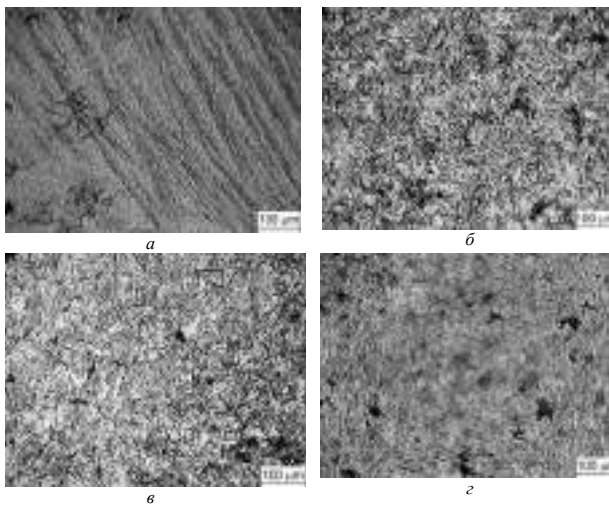


Рис. 5. Мікроструктура дослідних чавунів: *a* – 0,05 % Si; *б* – 0,5 % Si; *в* – 1,0 % Si; *г* – 2,5 % Si

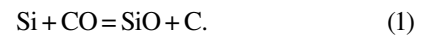
Як видно, морфологія графітових вкраплень суттєво змінюється при збільшенні кількості кремнію у чавуні. У синтетичному чавуні без добавки кремнію (Si менш ніж 0,05 %) вуглець головним чином знаходився у зв'язаному стані – у вигляді цементиту. Зустрічалися лише окремі поодинокі вкраплення первинного графіту у вигляді розеток та прямолінійних пластин (рис. 4*a*). Добавка кремнію до 0,5 % сприяє збільшенню частки графіту. Поряд з первинним графітом з'являється також евтектичний графіт (рис. 4*б*). Найбільша кількість графіту спостерігається в пробах з добавкою кремнію до 1,0 % (рис. 4*в*). Але потім при вмісті кремнію біля 2,5 % кількість графіту на противагу очікуванню, зменшуються (рис. 4*г*).

Металева основа змінюється аналогічно. При збільшенні кількості кремнію спочатку металева основа змінюється з ледебуритної (рис. 5*a*) до перліто-феритної (рис. 5*б, в*), а потім знову утворюються структури, характерні для половинчастих чавунів з наявністю карбідів (рис. 5*г*).

Обговорення

Проведенні дослідження підтвердили головну роль кремнію у процесах графітизації. При введенні кремнію у кількості 0,5–1,0 % проявляється сильний графітизувальний ефект. Кремній добре засвоюється у рідкому чавуні і приводить до збільшення кількості графіту і розмірів його вкраплень, незважаючи на високу швидкість кристалізації. Але при великій кількості добавки кристалічного кремнію (2,5 %) засвоєння його погіршується, ефект графітизації зменшується і кількість графіту стає навіть меншою, ніж було попередньо.

На наш погляд, зміну морфології графітної фази в чавунах треба пов'язувати з поверхневими явищами на межі графіт-розплав. При введенні кремнію у рідкий чавун відбувається взаємодія з киснем окису вуглецю. При цьому утворюється поверхнево-активний монооксид кремнію та графіт:



Утворення монооксиду кремнію виявлялося у промислових чавунах, модифікованих феросилієм, що використовували для виробництва виливниць для колісної сталі [16].

Проведеними додатковими рентгеноспектральними дослідженнями встановлено наявність цих елементів у графітовому вкрапленні (рис. 6 та табл. 1).

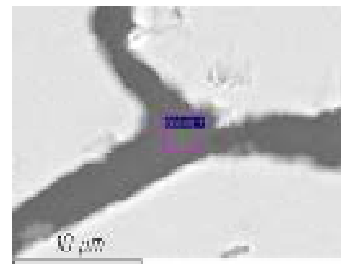


Рис. 6. Місце рентгеноспектрального аналізу

Таблиця 1 – Результати мікрорентгеноспектрального аналізу

Вміст хімічних елементів, масова частка, %				
C	O	Si	Fe	Всього
93,55	4,11	0,05	2,30	100,00

Газоподібний монооксид кремнію сприяє створенню поверхні розділу в розплаві рідкого чавуну, на якій і відкладається вуглець у вигляді графіту. Потім, при охолодженні, газоподібний монооксид кремнію дисоціює за реакцією (2) з утворення оксиду кремнію (IV) та корольків металевого кремнію



При збільшенні кількості добавки кремнію понад 1,0 % засвоєння погіршується. Вірогідно, це пов'язано зі зміною умов кристалізації. Швидкість реакції кремнію з окисом вуглецю зменшується, а інтервал кристалізації, температури ліквідусу, солідусу та евтектичного пере-

творення навпаки збільшуються. Взаємодія кремнію з окисом вуглецю відбувається з утворенням монооксиду кремнію та карбіду кремнію:



Наявність високотемпературного карбіду кремнію збільшувало твердість чавуну, погіршувало здатність до полірування при виготовленні шліфів. Петрографічними дослідженнями встановлені високі показники світлозаломлення ($N_q = 2,697$; $N_p = 2,654$), характерні для високотемпературного карбіду кремнію. Утворенням карбіду кремнію замість графіту приводило до зменшення його кількості та розмірів вкраплень, тобто до зниження ефекту графітизації.

Подальше збільшення кількості SiO також негативно впливає на графітизацію, бо у присутності кисню відбувається його інтенсивне окислення. Утворюються багаті киснем нестехіометричні тверді розчини SiO–SiO₂, які змінюють умови кристалізації чавуну та пригнічують утворення вкраплень графіту.

Тобто для заевтектичних синтетичних чавунів надлишкова добавка кремнію, не тільки не сприяє графітизації, а навпаки, знижує кількість графітної фази, погіршує техніко-економічні показники плавки та властивості литих виробів.

Висновки

Установлено, що графітизувальна здатність кремнію пов'язана з його інтенсивною реакцією з киснем окису вуглецю, що приводить до утворення а чавунах поверхнево-активного монооксиду кремнію, який впливає на морфологію графіту. При збільшенні кількості кремнію у заевтектичному чавуні відбувається підвищення температур ліквідусу, солідусу, евтектичного перетворення, тобто змінюються умови кристалізації, що може викликати погіршення засвоєння наступних добавок кремнію та призвести до утворення висококремністих силікатів, карбідів і твердих розчинів Fe–C–Si. У цьому випадку добавка кремнію не сприяє, а навпаки, погіршує графітизацію, а також технологічні і службові властивості чавунів.

Список літератури

1. Справочник по чугуному литью / под ред Н. Г. Гиршовича. – Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1978. – 758 с.
2. Богачев И. Н. Металлография чугуна / И. Н. Богачев. – Свердловськ: Металлургия, 1962. – 392 с.
3. Бунин К. П. Основы металлографии чугуна / К. П. Бунин, Я. Н. Малиночка, Ю. Н. Таран. – М.: Металлургия, 1969. – 414 с.

Иванов В.Г. Влияние кремния на графитизацию заэвтектического синтетического чугуна

Установлено, что добавка до 1,0 % кремния в заэвтектический синтетический чугун (4,5 % C) вызывает интенсивную графитизацию вследствие взаимодействия с окисью углерода и образования в чугунах поверхностно-активной монооксида кремния, влияющей на морфологию графита. При увеличении добавки кремния до 2,5 % меняются условия кристаллизации заэвтектического чугуна, что может вызвать ухудшение усвоения кремния и привести к образованию высококремнистых силикатов, карбидов и сложных твердых

4. Vondrбk V. Metallurgy of cast irons. Out-of-furnace processing of molten cast iron / V. Vondrбk, J. Hampl, A. Hanus. – Ostrava: Technical University of Ostrava, 2014. – 144 p.
5. Писаренко Л. З. Роль кремния как модификатора чугуна / Писаренко Л. З. // Литейное производство. – 2000. – № 5. – 24 с.
6. Новое в теории графитизации. Инокулирующее модифицирование чугуна / А. А. Жуков, И. В. Дыбенко, Э. Ф. Абдулаев, А. В. Афонаскин // Материаловедение и термическая обработка металлов. – 1989. – № 2. – С. 11 – 18.
7. К вопросу о роли кремния как модификатора чугуна / Г. М. Кимстач, Б. М. Драпкин, Д. А. Уртаев, И. Г. Кимстач // Литейное производство. – 2002. – № 7. – С. 12–13.
8. Redistribution and Effect of Various Elements on the Morphology of Primary Graphite in Cast Iron / J. Lacaze, N. Valle, K. Theuwissen et al. // Advances in Materials Science and Engineering. – 2013. – P. 1–9.
9. Edalati K. Influence of inoculant and/or SiC addition on characteristics of grey cast iron / K. Edalati, F. Akhlaghi, M. Nili-Ahmadabadi // International Journal of Cast Metals Research. – 2004. – Vol. 17. – № 3. – С. 147–151.
10. Кульбовский И. К. Влияние наследственности шихты на формирование центров кристаллизации графита в расплаве промышленного чугуна / И. К. Кульбовский, А. Н. Поддубный, Р. А. Богданов // Вестник Брянского государственного технического университета. – 2008. – № 2(18). – С. 5–11.
11. Марукович Е. И. Механизм графитообразования в расплаве / Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., Дозмаров В. В. // Литейное производство. – 1999. – № 9. – С. 30–31.
12. A new approach to graphite nucleation mechanism in gray irons / I. Riposan, M. Chisamera, S. Stan, T. Skaland // Proceedings of the AFS Cast Iron Inoculation Conference. Illinois, EEUU. – 2005. – P. 31–41.
13. Complex (Mn, X) S compounds-major sites for graphite nucleation in grey cast iron / I. Riposan, M. Chisamera, S. Stan, D. White // China Foundry. – 2009. – № 6(4). – P. 352–358.
14. Sommerfeld A. Theory of graphite nucleation in lamellar graphite cast iron / A. Sommerfeld, B. Tonn // International Journal of Metalcasting. – 2009. – №3 (4). – P. 39–47.
15. Effect of various dopant elements on primary graphite growth / N. Valle, K. Theuwissen, J. Sertucha, J. Lacaze // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2012. – Vol. 27. – N1. – P. 12–26.
16. Причины низкой эксплуатационной стойкости изложниц из модифицированного чугуна / В. Г. Иванов, В. П. Пирожкова, В. В. Лунев, Н. М. Бурова // Теория и практика металлургии. – 2006. – № 1–2. – С. 13–20.

Одержано 25.04.2017

растворов Fe-C-Si. В этом случае добавка кремния не способствует, а наоборот, ухудшает графитизацию и, как следствие, технологические и служебные свойства серых чугунов.

Ключевые слова: *графитизация, кремний, заэвтектический чугун, монооксид кремния, силикаты.*

Ivanov V. Influence of silicon on graphitization of hypereutectic synthetic cast-iron

It has been established that the addition of up to 1.0 % of silicon to hypereutectic synthetic iron (4.5 % C) causes intense graphitization due to interaction with carbon monoxide and the formation of surface-active silicon monoxide in cast iron, which affects the morphology of graphite. The silicon additive increasing up to 2.5 %, the crystallization conditions of the hypereutectic cast iron change, which can lead to deteriorated absorption of silicon and to the formation of high-silica silicates, carbides and complex solid solutions of Fe-C-Si. In this case the addition of silicon does not contribute, but on the contrary, worsens the graphitization and, as a consequence, the technological and service properties of gray cast irons.

Key words: *graphitization, silicon, hypereutectic cast-iron, monoxide silicon, silicates.*

УДК 621.762.8:538.9:669.017.1

Канд. техн. наук Т. В. Гуляєва

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

ВПЛИВ ЗОВНІШНЬОГО ТИСКУ ТА ЛЕГУВАННЯ МІДДЮ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ КОМПАКТІВ, СПЕЧЕНИХ НА ОСНОВІ ШВИДКО ОХОЛОДЖЕНИХ СПЛАВІВ Nd-Fe-(C,B)-Cu

У роботі досліджувалися структурно-фазові перетворення у процесі вакуумного спікання плівок сплавів $Nd_{20}Fe_{70-x}B_{0.5}C_{9.5}Cu_x$, отриманих гартуванням із рідкого стану. Перед спіканням плівки ущільнювали під пресом (зовнішній тиск 0,5МПа, 3МПа, 6МПа) та в стиснутому стані поміщали у вакуумну піч. Плівки у вихідному стані були аморфними або аморфно-кристалічними з метастабільною фазою $Nd_2Fe_{14}C$ та зародками метастабільної фази $NdCu_2$. При спіканні відбувається кристалізація аморфної складової та ріст метастабільної фази $Nd_2Fe_{14}C$ за рахунок перитектоїдного перетворення ($Fe + Nd_2Fe_{17} + Nd_4FeC_6 \leftrightarrow Nd_2Fe_{14}C$). Збільшення вмісту міді у сплаві прискорює перитектоїдне перетворення. Підвищення зовнішнього тиску сприяє ущільненню компактів, оптимізації структури та зростанню їх магнітних властивостей (Hc, Br) після відпалу.

Ключові слова: спікання, метастабільна фаза, перитектоїдне перетворення, зовнішній тиск, коерцитивна сила, залишкова індукція.

Вступ

Сучасне промислове виробництво прецизійної техніки, мікроелектроніки, літакобудування, ракетобудування ставить високі вимоги до матеріалів. Основними критеріями, які повинні характеризувати матеріали, є висока якість, мала собівартість, мінімальна матеріалоємність при збереженні найкращих фізико-механічних властивостей виробів у робочих умовах.

Магнітні матеріали – це особливий клас матеріалів, які використовуються в сучасній науці та техніці. Розрізняють магнітні, які та магнітожорсткі матеріали. На базі магнітожорстких матеріалів виготовляють постійні магніти, які використовуються майже у всіх галузях сучасної техніки. Одним із найважливіших фізичних параметрів постійних магнітів є коерцитивна сила. Робоча точка магніту може бути підвищена за рахунок збільшення коерцитивної сили та прямокутності петлі гістерезису. Величина добутку коерцитивної сили H_c та залишкової індукції B_r характеризує енергію постійного магніту, яка вирішує проблему мініатюризації виробу.

На сьогодні основою для виробництва постійних магнітів є сплави перехідних металів (Т) з рідкісноземельними (R), або сплави, у яких необхідний рівень магнітних властивостей забезпечується наявністю інтерметалічних сполук типу RT_5 , R_2T_{17} , $R_2T_{14}B$ [1]. Аналіз літературних джерел свідчить про те, що, технологія виробництва сполук типу $R_2Fe_{14}B$ постійно вдосконалюється. Не зважаючи на те, що відкрито досить велику кількість магнітожорстких сполук, на сьогодні домінують магніти на основі фази $Nd_2Fe_{14}B$.

Одним із засобів підвищення магнітних характеристик у матеріалах на основі сплавів РЗМ-ПМ є комплексне легування та розроблення методів первинної обробки сплавів для досягнення високих значень коерцитивної сили і залишкової індукції в постійних магнітах, що є актуальною проблемою сучасного матеріалознавства. На сьогодні найбільш перспективними системами є системи Nd-Fe-B та Nd-Fe-C. Більш поширеним у використанні є сплав «Неомах» на основі системи Nd-Fe-B, легований кобальтом, тербієм, диспрозієм, гадолінієм та іншими важкими РЗМ. У зв'язку з дороговизною вище названих легувальних елементів, готові магніти мають високу собівартість. При заміні цих елементів на більш дешеві, такі як вуглець, титан та мідь із збереженням та навіть підвищенням магнітних характеристик, собівартість готових виробів зменшується в кілька разів. Тому пошук оптимальних концентрацій легувальних елементів та методів термообробки для отримання дешевих високоенергетичних магнітів на сьогодні є актуальним.

Окрім пошуку методів комплексного легування та створення нових сполук, таких як $Nd_2Fe_{14}C$, у світовій та вітчизняній літературі мало приділяється уваги розробці нових способів виготовлення постійних магнітів, а саме використанню одного з термодинамічних параметрів тиску для управління процесами кристалізації та спікання постійних магнітів. Тому в цій роботі застосовано комплексний підхід під час дослідження залежності коерцитивної сили від легування та термообробки магнітожорсткого сплаву Nd-Fe-C, який отриманий швидкісним охолодженням, спіканням у компакт під тиском

до 1 ГПа. У такій постановці задачі проблема отримання висококоерцитивних магнітів є актуальною і своєчасною.

Матеріали та методи досліджень

Як вихідні матеріали для одержання спечених компактів використовували швидко загартовані стрічки. Швидко загартовані стрічки виготовляли методом спінінгування розплаву на вакуумній установці швидкісного гартування «Лента-3» (ННЦ «ХФТІ», м.Харків). Хімічний склад сплавів, що отримані у роботі, наведено у табл. 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад вихідних сплавів системи Nd-Fe-(B,C)-Cu

№ зразка	Хімічний склад, % ат.				
	Nd	Fe	Cu	B	C
1	20	69,5	0,5	0,5	9,5
2	20	69,0	1,0	0,5	9,5
3	20	68,5	1,5	0,5	9,5
4	20	68,0	2,0	0,5	9,5
5	20	67,5	2,5	0,5	9,5

Спінання проводили для сплаву $Nd_{20}Fe_{70-x}C_{9,5}B_{0,5}Cu_x$ (x: 0,5...2,5 % ат. через 0,5 % ат.) після ущільнення під механічним пресом при різному початковому тиску

[2–5]. Відомо, що фаза $Nd_2Fe_{14}C$ у сплавах Nd-Fe-C утворюється за перитектоїдною реакцією в інтервалі температур 1123...1223 К [6, 7]. Як видно з рисунка 1, максимум коерцитивної сили та залишкової індукції спостерігається при температурі відпалу 1223 К, тому для спікання вибрано 1173 К. Відпал відбувся при 1113 К.

Вірогідність отриманих наукових результатів підтверджена використанням сучасних дослідних приладів (оптичний мікроскоп OLIMPYS IX-70, дифрактометр Дрон-3, растровий електронний мікроскоп JEOL JSM-6360LA, вібраційний магнітометр, магнітометр замкненого кола); похибка при відтворенні результатів становить 3...10 %.

Таким чином, на цьому етапі проведено комплексне дослідження впливу зовнішнього тиску та легування продуктів швидкого охолодження на структуру та властивості готових компактів.

Результати досліджень

У роботі використовували швидко охолоджені вихідні півки, які були отримані методом спінінгування розплаву у вакуумній установці швидкісного гартування з рідкого стану «Лента-3» (ННЦ «ХФТІ», м. Харків). Ширина півок від 0,5 до 3 мм, товщина від 25 до 70 мкм, довжина від 5 до 25 мм. Мікроструктура лусочок представлена на рисунку 2.

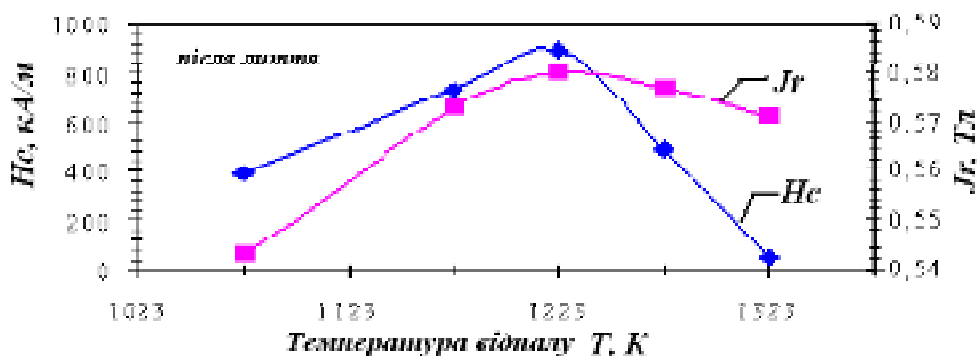


Рис. 1. Залежність коерцитивної сили та залишкової індукції від температури відпалу для магнітів складу $Nd_{20}Fe_{68}Cu_2B_{0,5}C_{9,5}$ (час відпалу 5 годин) [8]

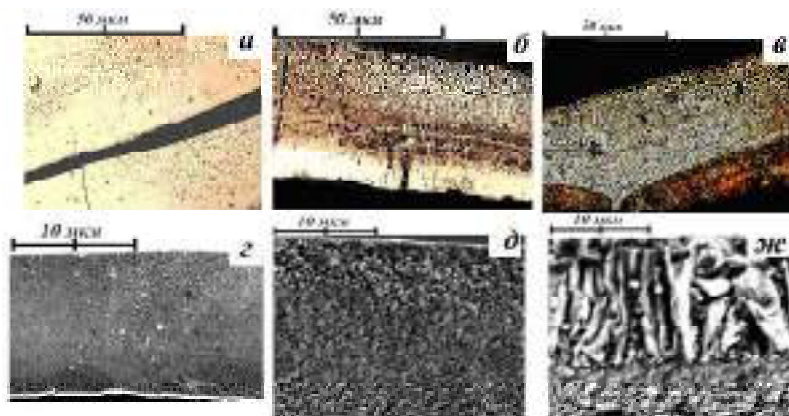


Рис. 2. Мікроструктура вихідних стрічок сплаву складу $Nd_{20}Fe_{70-x}C_{9,5}B_{0,5}Cu_x$: а, з – 0,5% ат. Cu, сплав №1; б, д – 1,5 % ат. Cu, сплав № 3; в, ж – 2,5 % ат. Cu, сплав № 5

Металографічний, рентгеноструктурний (рис. 3) та рентгеноспектральний мікроаналізи (Дрон-3, Co-K_α випромінювання, JEOLJSM-6360LA) показали, що швидко охолоджені лусочки мали аморфну (див. рис. 2а, з, рис. 3, № 1) або аморфно-кристалічну (див. рис. 2б-д, рис. 3, № 2) структуру.

Раніше [9] було показано, що основними структурно-фазовими складовими лусочок є магнітом'яка фаза Nd₂Fe₁₇C_x та магнітожорстка фаза Nd₂Fe₁₄C, причому чим більший вміст міді, тим більше кристалітів основної магнітної фази Nd₂Fe₁₄C. Більш детальний аналіз рентгенограм показав, що у швидко охолоджених плівках окрім названих фаз, також наявна парамагнітна фаза NdCu₂.

У роботах [10,11] показано, що при спіканні в прес-формі виникає додатковий тиск на матеріал компакту за рахунок різниці коефіцієнтів лінійного розширення прес-форми та болтів. Теоретичні розрахунки показали, що тиск може досягати 0,9 ГПа; тобто спікання проходить в умовах високого тиску. На рисунку 4 наведені структури та мікроструктури спечених зі сплаву №3 компактів при різних збільшеннях.

Результати металографічних досліджень спечених компактів показали, що вони мають багатозфазну структуру (див. рис. 4). Спільною особливістю для всіх спечених компактів до відпалу є наявність фраг-

ментів фаз різних розмірів без чітких меж. Збільшення початкового тиску від 0,5 МПа до 6 МПа сприяє ущільненню зразків, зменшенню кількості пор, покращенню спікливості по границям лусочок, але характер мікроструктури практично не змінюється. Фрагменти фази Nd₂Fe₁₄C (див. рис. 4 з-жс, ділянки світло-жовтого кольору) мають більш правильну округлу форму, хоча границі залишаються розмитими. Також видно, що процес перитектоїдного (Fe+Nd₂Fe₁₇+Nd₄FeC₆ → Nd₂Fe₁₄C+Nd₂Fe₁₇C_x) перетворення пройшов не повністю, про що свідчить неоднорідність структури, а також нагромадження однієї фази на іншу (фази різного кольору). Видно наявність великої кількості пор.

Окрім металографічних досліджень, у роботі виконані рентгенографічні зйомки спечених компактів на установці «Дрон-3» у Co-K_α випромінюванні. Дифракційні максимуми на дифрактограмах після спікання мають «розмитий» характер, а також значні флуктуації фону. Це дає підставу стверджувати, що безпосередньо після спікання у структурі зразка наявні мікронапруження (напруження II-го роду), а також наявна значна мікронеоднорідність. Аналіз і розрахунок дифрактограм показав, що в процесі спікання й відпалу змінюється фазовий склад сплавів залежно від кількості міді у вихідних сплавах (табл. 2).

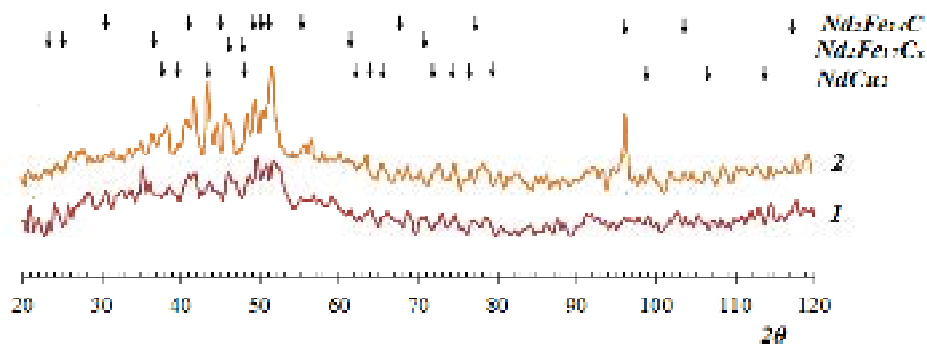


Рис. 3. Рентгенограми від поверхні швидко охолоджених сплавів Nd₂₀Fe_{70-x}Cu_xC_{9,5}B_{0,5}-1 – сплав № 1; 2 – сплав № 5

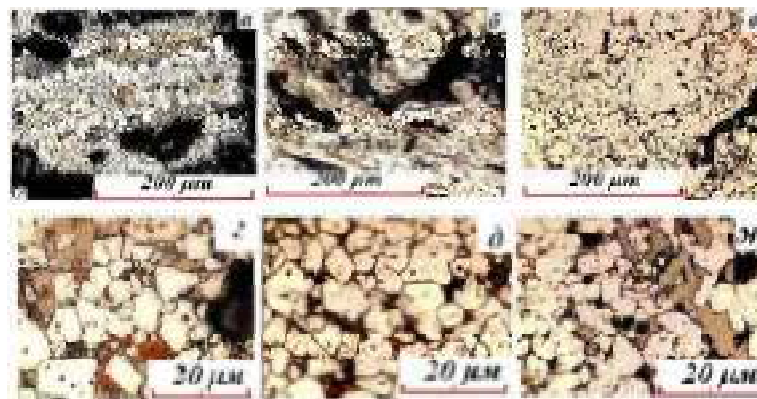


Рис. 4. Структури та мікроструктури компактів після пресування та спікання сплаву А3 у вакуумі при температурі 1173 К: а, з – 0,5 МПа; б, д – 3 МПа; в, жс – 6 МПа

Таблиця 2 – Фазовий склад компактів до відпалу, що спечені зі сплаву $Nd_{20}Fe_{70-x}Cu_xC_{9,5}B_{0,5}$

Фазовий склад	№ зразка				
	№ 1	№ 2	№ 3	№ 4	№ 5
$Nd_2Fe_{14}C$	+	+	+	+	+
$Nd_2Fe_{17}C_{0,4}$	+	+	+	+	–
$NdCu_2$	–	–	–	+	+

Зі збільшенням вмісту міді від 0,5 % до 2,5 % ат. спостерігається перерозподіл інтенсивностей дифракційних максимумів у різних фазах. Так, інтенсивність ліній фази $Nd_2Fe_{14}C$ зростає, а фаз Nd_2Fe_{17} і $Nd_2Fe_{17}C_x$, які беруть участь у перитектоїдному перетворенні, зменшуються. Крім того, в компактах спостерігається поява фази з міддю. Тобто мідь прискорює перитектоїдне перетворення під час спікання в умовах високого тиску: спочатку мідь розчиняється у фазі $Nd_2Fe_{14}C$, а потім залишкова мідь утворює фазу $NdCu_2$.

Відомо [12], що атоми міді можуть заміщати атоми заліза в ґратці, що не призводить до суттєвої зміни енергії ґратки (див. рис. 5). Як видно з рис. 5, заміна атомів Fe на атоми Cu (позиції $16K_2$ і $8J_2$) та атомів C на атоми B (позиції $4f$) збільшують як параметр a , так і параметр c ($R_{атCu} > R_{атFe}$ на 0,004 нм, $R_{атB} > R_{атC}$ на 0,02 нм). Таким чином в цьому випадку необхідно очікувати комплексний вплив атомів Cu та B на параметри ґратки a , c , c/a , які, згідно з правилом Вегарда, повинні зростати.

Результати розрахунків рентгенограм, які зняті на установці Дрон-3, наведені на рис. 6. З цих рисунків видно, що параметри a та c фази $Nd_2Fe_{14}C$ після спікання залежно від вмісту Cu спочатку збільшуються до 0,92 нм (0,5...1 % ат.), потім зменшуються до табличного значення (1,5...2 % ат. Cu) та при 2,5 % ат. Cu знову збільшуються.

Отриманий результат можна пояснити таким чином: при незначному вмісті Cu (0,5...1 % ат.) майже вся мідь розчиняється у ґратці фази $Nd_2Fe_{14}C$, де вона заміщає атоми Fe (1–2 положення). При подальшому збільшенні вмісту міді (1,5...2 % ат.) майже всі наявні атоми беруть участь у створенні неферромагнітної фази $NdCu_2$, що

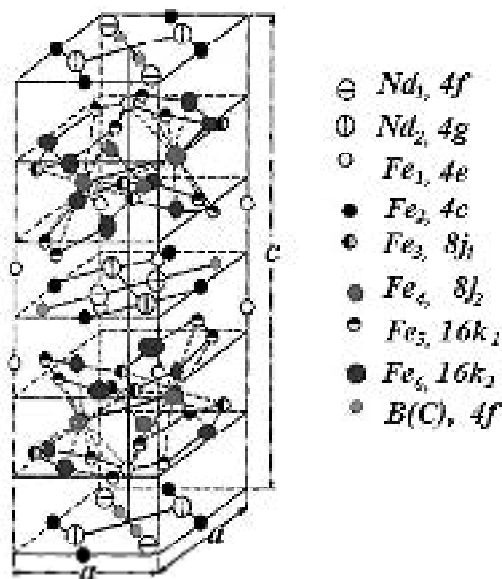


Рис. 5. Елементарна комірка фази $Nd_2Fe_{14}B(C)$ [13]

підтверджується даними рентгенографічного аналізу. При 2,5 % ат. Cu частина атомів бере участь у створенні фази $NdCu_2$, а частина розчиняється в ґратці фази $Nd_2Fe_{14}C$. Крім того, частина атомів C може бути замінена на атоми B.

При детальному аналізі мікроструктури в електронному мікроскопі (JEOL JSM-6360LA) в сканувальному режимі (рис. 7, табл. 3) видно, що перитектоїдне перетворення найбільш завершено у зразку після спікання з попереднім пресуванням під тиском 6 МПа та вмістом міді 2,5 % ат. Крім того, на рисунку 7 подано розподіл елементів по поверхні. Більш насичений колір відповідає більшому вмісту цього елемента в цій точці поверхні. З рисунку видно, що мідь присутня у всіх фазових складових компактів. Для уточнення фазового складу спечених компактів після спікання виконали спектральні дослідження зразків. Методом рентгеноспектрального мікроаналізу встановлено, що фрагменти правильної форми світлого кольору являють собою

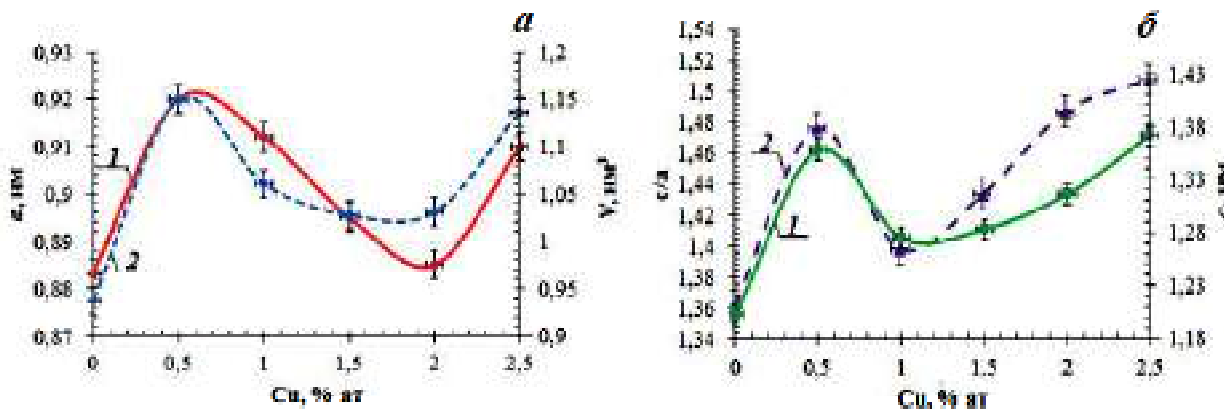


Рис. 6. Зміна: а – параметрів a , нм (1) та об'єму V , нм³ (2), б – параметру c , нм (1) та тетрагональності c/a (2) фази $Nd_2Fe_{14}C$ після спікання в залежності від вмісту міді для сплавів $Nd_{20}Fe_{70-x}C_{9,5}B_{0,5}Cu_x$

ϕ - фази ($\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$), а фрагменти темного-сірого кольору відповідають фазі $\text{Nd}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$. Наявність фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ підтверджує припущення, що перитектоїдне перетворення пройшло не повністю. Результати рентгеноспектрального аналізу показали, що не спостерігається точного збігу зі стехіометричним складом для структурних складових у спечених компактах. У міжзеренному просторі спостерігаються включення карбідів.

Після відпалу у вакуумі при температурі 1113 К відбуваються деякі морфологічні зміни в зразках (рис. 8, 9).

З рис. 8 видно, що відбувається здрібнення структури, фрагменти фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$ набувають більш правильної геометричної форми з тонкою та чіткою границею

та мінімальним міжзеренним простором. Розміри фрагментів коливаються у межах 2,4...3,4 мкм. Збільшення вмісту міді сприяє оптимізації структури: основний об'єм компактів займає ϕ - фаза ($\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$), кількість пор і площа міжзеренного простору мінімальна, границі фрагментів тонкі та чіткі.

Після відпалу зразків у вакуумі характер рентгенограм змінився: дифракційні максимуми стають чіткими, без розмиття, а також зменшуються фонові флуктуації. Тобто після відпалу значно зменшуються мікронапруження, а також збільшується структурна однорідність фаз, які входять до складу сплавів. Аналіз і розрахунок дифрактограм показав, що в процесі спікання й відпалу змінюється фазовий склад сплавів залежно

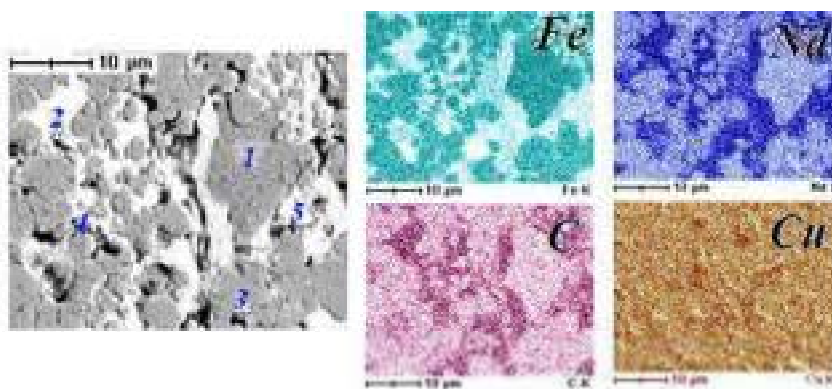


Рис. 7. Розподіл елементів по поверхні компакту, що спечений зі сплаву №5 у вакуумі при $T = 1173$ К

Таблиця 3 – Хімічний склад структурних складових сплаву № 5, мікроструктура якого наведена на рис. 7

№ точки	Вміст елементів, % ат.				Фаза
	Nd	Fe	C	Cu	
1	5,78	91,97	2,12	0,13	$\text{Nd}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$
2	41,2	3,54	54,88	0,31	Nd_2C_3
3	11,51	82,32	5,52	-	$\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$
4	2,38	72,2	25,42	-	Fe_3C
5	25,2	5,64	18,58	50,58	NdCu_2

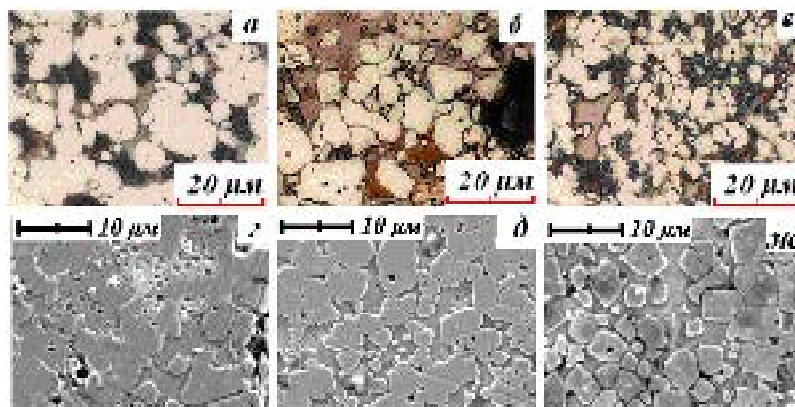


Рис. 8. Структура та мікроструктура спечених компактів після відпалу при температурі 1113 К сплаву № 5: а, г – 0,5 МПа; б, д – 3 МПа; в, ж – 6 МПа

від кількості міді у вихідних сплавах. Зі збільшенням вмісту міді з 0,5 % ат. до 2,5 % ат спостерігається перерозподіл інтенсивностей дифракційних максимумів у різних фазах. Так, інтенсивність ліній фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$ зростає, а фаз $\text{Nd}_2\text{Fe}_{17}$ та $\text{Nd}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_{0,4}$, які беруть участь у перитектоїдному перетворенні, зменшується. Крім того, у компактах спостерігається поява фази з міддю, яка ідентифікована як фаза з обмеженою метастабільністю NdCu_2 [14].

Для підтвердження зменшення дефектності структури після відпалу за дифрактограмами розраховували параметри a , c , c/a тетрагональної кристалічної ґратки основної магнітної фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$ після відпалу. Результати розрахунків наведені на рис. 9.

З рис. 9а видно, що параметр a та об'єм фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$ після відпалу поступово зменшується. Разом з тим параметр c , а також відношення c/a мають мінімум на графіку (див. рис. 9б). Особливою точкою зміни параметрів та тетрагональності ґратки є концентрація в 1,5 % ат. Cu . Це можна пояснити тим, що при відпалі у вільній стані з решітки на границю виходить частина атомів міді, які потім формують парамагнітну фазу NdCu_2 .

Паралельно з рентгеноструктурними дослідженнями проводили загальний та локальний мікрорентгеноспектральний аналіз поверхні зразків. На рис. 10 та в табл. 4 наведено мікроструктури та фазовий склад зразків після відпалу для зразка № 5, які отриманий при початковому тиску 6 МПа.

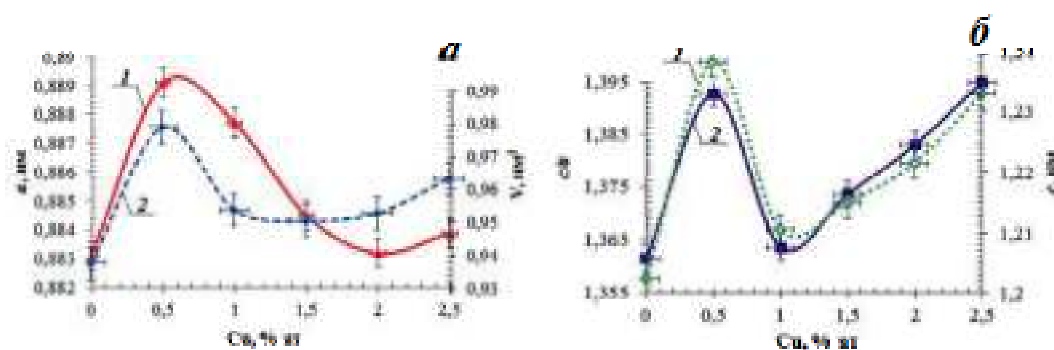


Рис. 9. Зміна: a – параметру a , нм (1) та об'єму V , нм³ (2) та b – параметру c , нм (1) та тетрагональності c/a (2) фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$ після відпалу при температурі 1113 К в залежності від вмісту міді для сплавів $\text{Nd}_{20}\text{Fe}_{70-x}\text{C}_{9,5}\text{B}_{0,5}\text{Cu}_x$

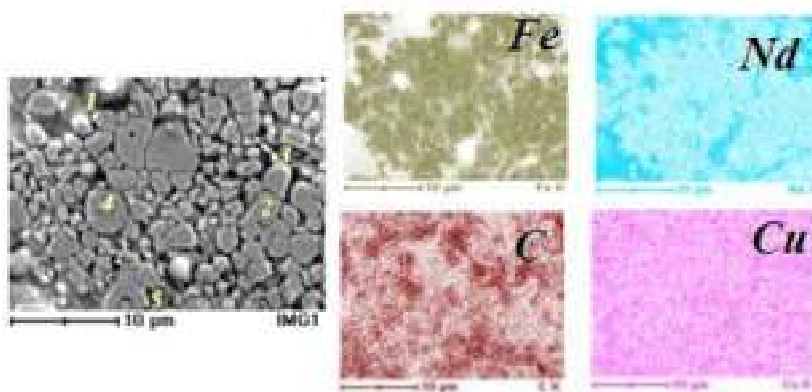


Рис. 10. Розподіл елементів по поверхні компакту, що спечений зі сплаву № 5, після відпалу при $T = 1113$ К

Таблиця 4 – Хімічний склад структурних складових сплаву № 5 після відпалу, мікроструктура якого наведена на рисунку 10

№ точки	Вміст елементів, % ат.				Фаза
	Nd	Fe	C	Cu	
1	25,3	14,95	8,35	51,4	NdCu_2
2	14,6	76,47	3,13	5,8	$\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$
3	24,64	14,11	11,95	49,3	NdCu_2
4	11,5	81,01	5,95	1,54	$\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$
5	22,8	18,95	12,85	45,4	NdCu_2

Отже, з наведених вище рисунка та даних таблиці видно, що в місцях підвищеної концентрації неодиму також підвищена концентрація міді та вуглецю. Дані таблиць та наведених рисунків дають підставу стверджувати про наявність навколо зерен магнітожорсткої фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$ парамагнітної фази NdCu_2 .

На наступному етапі досліджень було проведено вимірювання коерцитивної сили H_c та залишкової індукції B_r в спечених компактах, які ущільнювали при різному початковому тиску, після спікання та після відпалу за допомогою вібраційного магнітометра (петлі гістерезису). На розмагнічувальних частинах петель гістерезису спостерігається «перетяжка» (рис. 11а). Причиною виникнення «перетяжки» є наявність у вихідних плівках мікроструктур 2-х типів (рис. 11б). Як видно з рис. 11б, з контактної сторони плівки спостерігається аморфна та мікрокристалічна структура, яка переходить у зону стовбчастих кристалів. Таким чином, кожна плівка (лусочка) складається з анізотропної складової (текстура росту, див. рис. 11б, 1) та ізотропної (див. рис. 11б, 2) дисперсної структури.

При спіканні в аморфній складовій спостерігається зародження та ріст довільно орієнтованих кристалів фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$. Тобто після спікання кожна плівка являє собою сукупність «ізотропного» та «анізотропного» магнітів. При намагнічуванні та розмагнічуванні анізотропна частина мікромагніту буде давати криву розмагнічування, близьку до прямокутної (див. рис. 11а), а ізотропна частина – пологую криву (див. рис. 11а). Сума цих двох кривих розмагнічування і дає петлю гістерезису з «перетяжкою» (рис. 11).

Аналіз розмагнічувальних частин петель гістерезису для спечених при початковому тиску 0,5 МПа компактів після спікання та після відпалу показав, що після відпалу відбувається значне зростання коерцитивної сили (від 15 кА/м до 250 кА/м) та залишкової індукції магнітного поля (від 0,13 Тл до 0,28 Тл). Найбільші значення коерцитивної сили як до, так і після відпалу спостерігаються для компакта № 5 (2,5 % ат. Cu). Мінімальні значення коерцитивної сили спостерігаються для компакта № 2 (1 % ат. Cu).

Аналіз петель гістерезису для магнітів, які спечені при початкових тисках 3 МПа та 6 МПа після спікання та після відпалу показав, що значення H_{C1} коерцитивної

сили зростає зі збільшенням вмісту міді. Максимальне значення $H_{C1} = 110$ кА/м (до відпалу), $H_{C1} = 264$ кА/м (після відпалу) (початковий тиск 3 МПа) та для початкового тиску 6 МПа спостерігається максимальне значення $H_{C1} = 232$ кА/м (до відпалу), $H_{C1} = 304$ кА/м (після відпалу). Деяко менша величина коерцитивної сили спостерігається у сплаві з 1 ат. % міді. При подальшому збільшенні концентрації міді в компактах до та після відпалу коерцитивна сила H_{C1} зростає.

Такі відмінності можна пояснити тим, що для компакта № 2 як до, так і після відпалу спостерігаються найбільші фрагменти φ - фази та наявність фрагментів магнітомагнітної фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{17}$, які сприяють виникненню полів розсіювання. Навпаки, для зразка № 5 спостерігається оптимальна мікроструктура малими фрагментами φ - фази та з найменшим об'ємом міжфрагментного простору.

Для встановлення дійсного значення магнітних характеристик спеченого компакту, виконано його подібнення, отримані частки зорієнтували в магнітному полі та виготовили з них анізотропний магнітопласт. На рис. 12 показано розмагнічувальну частину петель гістерезису для компакту складу № 5 та анізотропного магнітопласту, який був виготовлений з нього. Додатково наведена частина петлі гістерезису для теоретично розрахованого анізотропного магніту. Магнітна енергія, якої можна досягти у цих випадках, становить відповідно 50 кДж/м³, 90 кДж/м³ та 125 кДж/м³.

Обговорення результатів

Аналізуючи отримані результати, можна констатувати, що гартування з рідкого стану сплавів $\text{Nd}_{20}\text{Fe}_{70-x}\text{Cu}_x\text{C}_{9,5}\text{B}_{0,5}$ дає можливість одержати основну магнітну фазу $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$ безпосередньо з рідини. Крім того, одержання метастабільної φ - фази не виключає кристалізації фази типу $\text{Nd}_2\text{Fe}_{17}$, що відповідає рівноважній діаграмі стану та бере участь у перитектоїдному перетворенні ($\text{Fe} + \text{Nd}_2\text{Fe}_{17} + \text{Nd}_4\text{FeC}_6 \leftrightarrow \text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$). Крім наведеного факту відомо також, що бор та мідь сприяють прискоренню перетворення фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{17}$ у $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$ [15, 16]. У цій роботі введено ще один термодинамічний параметр – зовнішній тиск (стиск продуктів гартування в струбціні 0,5 МПа, 3 МПа, 6 МПа) і досліджується його вплив на процес перитектоїдного перетворення. Необ-

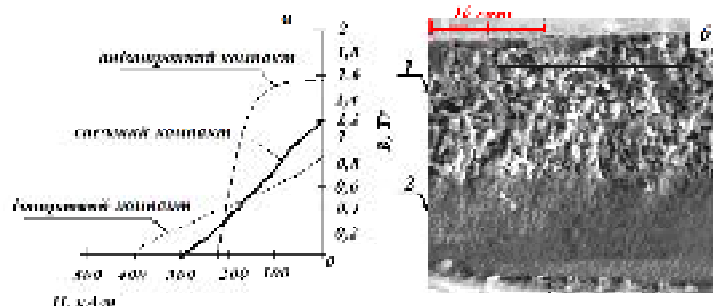


Рис. 11. Теоретичні криві для ізотропного та анізотропного компактів (а); Мікроструктура вихідної плівки (б):

1 – анізотропна складова плівки; 2 – ізотропна складова плівки

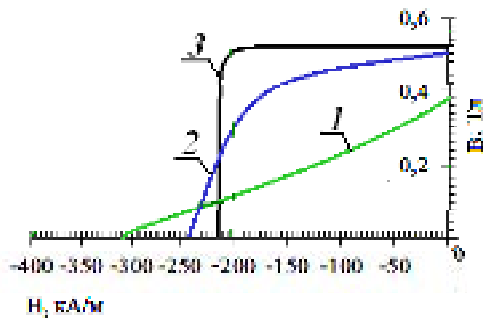


Рис. 12. Розмагнічувальна частина петлі гістерезису для спеченого компакту (1), анізотропного магнітопласту (2) та теоретично розрахованого анізотропного магніту (3)

хідно також відзначити, що мідь та залізо, які входять до складу сплавів, є перехідними елементами. Відомо також, що в елементарній ґратці фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$ існують позиції, у яких заміна атомів заліза на атоми міді, наприклад, $16K_2$ і $8J_2$ [17] не призводить до істотної зміни ефективних магнітних полів, але може привести до зміни параметрів ґратки. Результати розрахунків параметрів ґратки фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$ залежно від вмісту міді показані на рис. 10, 11. Як видно з цих рисунків, відношення c/a в спечених компактах залежить від процентного вмісту міді та тільки після відпалу добігає до табличних значень. Змінюється також вид дифрактограм до відпалу (після спікання) і після відпалу спечених компактів: значно зменшуються флукутації інтенсивності фону, збільшується «гострота» дифракційних максимумів, а також збільшується інтенсивність максимумів, які відповідають ϕ -фазі. Це означає, що після гартування з рідкого стану у фазі $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$ є надлишкова кількість атомів міді, які при спіканні під тиском не встигають покинути решітку та тільки при тривалому відпалі дифундують на границю фрагментів, де утворюється складна фаза на основі Nd, Cu, C, Fe, що ідентифікована як фаза NdCu_2 .

У такий спосіб зовнішній тиск сприяє ущільненню зразка та спіканню по границях лусочок, але в той же час дифузійні процеси в об'ємі напруженої лусочки прискорюються [18], а по границях спечених лусочок

ускладнені. У результаті перитектоїдна реакція при такому прискоренні відбувається не повністю, тому для завершення перитектоїдного перетворення та створення оптимальної структури для одержання високих магнітних властивостей необхідно виконати додатковий відпал після спікання без зовнішніх навантажень.

Збільшення початкового зовнішнього тиску у межах 0,5...6 МПа [2, 4, 5] сприяє підвищенню коерцитивної сили та залишкової індукції компактів ($H_c = 240...304$ кА/м, $B_r = 0,24...0,4$ Тл відповідно). По-перше, при більшому початковому тиску покращується щільність компакту, зменшується кількість пор та міжфрагментного простору ($\uparrow B_r$), а по-друге, при спіканні у міжзеренному просторі утворюється неферомагнітна фаза NdCu_2 , яка перешкоджає утворенню доменів зворотньої намагніченості.

Підвищення магнітних характеристик після відпалу можна пояснити оптимізацією структури та збільшенням у міжзеренному просторі об'ємної частки фази NdCu_2 , особливо при вмісті 2,5 % ат. міді. Збільшення коерцитивної сили компактів (рис. 13) після відпалу пояснюється також перетворенням майже всієї кількості магнітом'якої фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{17}$ у магнітожорстку фазу $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$, зменшенням об'єму зернограничних областей і кількості включень карбідів та оксидів, а також збільшенням довжини границь фрагментів фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$.

Збільшення початкового тиску сприяє підвищенню коерцитивної сили. Низькі значення H_c можна пояснити зміщенням точок фазової рівноваги згідно рівняння Клапейрона-Клаузіуса та попаданням в температурний інтервал утворення магнітом'якої фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{17}$.

Тобто в роботі виконано дослідження щодо залежності завершеності перитектоїдної реакції від відсоткового (%) вмісту міді при постійному первинному тиску 6 МПа. З даних рисунків видно, що мідь сприяє фазовому перетворенню згідно з перитектоїдною реакцією при постійному часі спікання та відпалу, тобто збільшується кількість фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$. У зразку з 2,5 % ат. міді кількість фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$ перевищує 80 %, але при цьому ще наявна фаза $\text{Nd}_2\text{Fe}_{17}$.

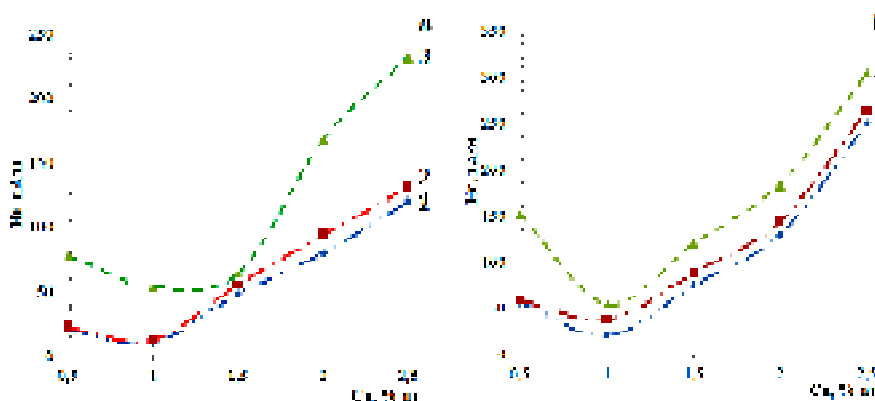


Рис. 13. Графік залежності коерцитивної сили від вмісту міді для компактів № 1 – №5 після спікання (а) та після відпалу (б):

1 – 0,5 МПа; 2 – 3 МПа; 3 – 6 МПа

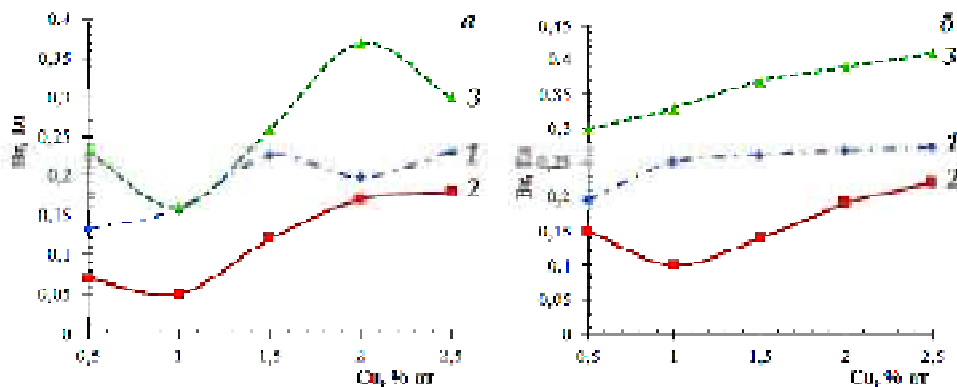


Рис. 14. Графік залежності залишкової індукції від вмісту міді для компактів А1 – А5 після спікання (а) та після відпалу (б): 1 – 0,5 МПа; 2 – 3 МПа; 3 – 6 МПа

Висновки

1. Легування бором, міддю та швидке охолодження сплавів Nd-Fe-C дає змогу отримати немагнітну метастабільну фазу NdCu₂ та основну магнітну фазу Nd₂Fe₁₄C безпосередньо з рідини, не виключаючи кристалізацію магнітом'якої фази Nd₂Fe₁₇C_x.

2. Пресування швидко охолоджених лусочок під тиском 0,5...6 МПа і спікання при температурі перитектоїдного перетворення 1073...1173 К дає змогу отримати ущільнений зразок з хорошим спіканням по границям лусочок та забезпечити прискорення процесу перитектоїдного перетворення під впливом зовнішнього тиску.

3. Відпал спечених компактів без зовнішнього тиску практично завершує перитектоїдне перетворення, а також сприяє формуванню структури зі складною неферомагнітною фазою NdCu₂ по границях фрагментів, яка перешкоджає отриманню доменів зворотної намагніченості.

4. Встановлено, що легування міддю, бором та спікання під зовнішнім тиском дає змогу підвищити магнітні характеристики вдвічі після відпалу. Магнітна енергія, якої можна досягти в таких магнітах становить 153 кДж/м³.

Список літератури

1. Current Status of Global NdFeB Magnet Industry [Proc. Of the 18th Int. Workshop on HPMA, September, 2004, Annecy, France, v 1/Y. Luo. – Annecy (France). – 2004. – P. 28–39.
2. Вплив стискальних напружень на фазоутворення та магнітні властивості спечених компактів системи Nd-Fe-C,B,Cu / Г. П. Брехаря, Т. В. Гуляєва, А. Г. Равлік [та ін.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2010. – № 2. – С. 26–32.
3. Вплив зовнішніх тисків на структуру та магнітні властивості спечених магнітів / Г. П. Брехаря, Т. В. Гуляєва, О. А. Харитоновна [та ін.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2013. – № 2. – С. 23–29.
4. Исследование структурно-фазовых превращений при спекании закаленных сплавов системы Nd-Fe-C / В. М. Ажажа, Г. П. Брехаря, Т. В. Демченко [и др.] // Вопросы атомной науки и техники. Харьков : Национальный на-

учный центр «Харьковский физико-технический институт», Серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники (16). – 2007. – № 4. – С. 155–160.

5. Брехаря Н. Дослідження структурно-фазових перетворень під час спікання у системі Nd-Fe-B,C,Cu, загартованих з рідкого стану / Н. Брехаря, Т. Гуляєва, Т. Николаєва // Вісник ЛНУ, Серія фізична. – Львів : ЛНУ. – 2008. – Вип. 42. – С. 126–137.
6. Grieb V. As-cast magnets based on Fe-Nd-C / V. Grieb, K. Fritz // J. Appl.Phys. – 1991, Vol. 70. – P. 6447–6449.
7. Васильєва О. О. Вплив термічної обробки на структуру та властивості литих магнітів Nd-Fe-C, легуваних міддю / О. О. Васильєва, В. В. Виставкіна // Фізика та хімія твердого тіла. – 2003. – № 3. – С. 40–47.
8. Виставкіна В. В. Структура та фазовий склад сплавів Nd₂₀Fe_{70-x}Cu_xC_{9,5}B_{0,5}, твердіючих в умовах надшвидкісного охолодження / В.В. Виставкіна, Г. П. Брехаря // Міжнародна наукова конференція студентів і молодих науковців з теоретичної та експериментальної фізики ЕВРИКА – 2005 : тези доповідей, (Львів, Україна, 20–22 травня, 2005). – Львів : ЛНУ, 2005. – С. 110–111.
9. Виставкіна В. В. Вплив нерівноважних умов охолодження на фазоутворення у легуваних міддю магнітотвердих сплавах системи Nd-Fe-C: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. фіз.-мат. наук.: спец. 01.04.07 «Фізика твердого тіла» / В. В. Виставкіна – Дніпропетровськ, 2006. – 19 с. – укр.
10. Брехаря Г. П. Свойства постоянных магнитов системы Nd-Fe-B, легированной Cu, Ti, C, полученных порошковым методом или спеканием пленок в условиях высокого давления / Г. П. Брехаря, Е. А. Харитоновна, Т. В. Гуляєва // Успехи физики металлов. – К. : ИМФ. – 2014. – Т. 15. – С. 35–53.
11. Пат. на корисну модель 92390 Україна, МПК H01F 1/00 H01F 1/053 H01F 1/057. Спосіб одержання постійного магніту на основі сплавів Nd-Fe-B / Брехаря Г. П., Гуляєва Т. В., Харитоновна О. А., Гуляєв В. І., Гнезділова В. О., Прибора Т. І., Литвиненко Ю. М. ; заявник та патентовласник Київ, інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України. – № u 2014 03132 ; заяв. 28.03.2014 ; опубл. 11.08.2014, Бюл. № 15.
12. Luo Y. Current Status of Global NdFeB Magnet Industry / Y. Luo // Proc. of the 18 th Int. Workshop on HPMA. Annecy (France). – 2004. – P. 28–39.
13. Relationships between crystal structure and magnetic properties in Nd₂Fe₁₄B / J. F. Herbst, J. J. Croat,

- FE. Pinkerton [and other] // Phys.Rev. – 1984. – B29. – 4176 p.
14. Mottram R. S. The effects of blending additions of copper and cobalt to $\text{Nd}_{16}\text{Fe}_{76}\text{B}_8$ milled powder to produce sintered magnets / R. S. Mottram, A. J. Williams, I. R. Harris // J. Magn and Magn. Mater. – 2001. – Vol. 234. – 80 p.
15. Дослідження впливу міді та вуглецю на властивості постійних магнітів, виготовлених на основі стопу $\text{Fe}_{76}\text{Nd}_{16}\text{B}_8$ / Г.П. Брехаря, В.В. Савин, О.М. Бовда [и др.] // Металлофізика и новейшие технологии. – 2006. – Т. 28. – № 3. – С. 383–395.
16. Buschow K.H.J. New permanent magnet materials / K.H.J. Buschow. – North-Holland, Amstrdam. – 1986. – 63 p.
17. Mottram R. S. The effects of blending additions of copper and cobalt to $\text{Nd}_{16}\text{Fe}_{76}\text{B}_8$ milled powder to produce sintered magnets / R. S. Mottram, A.J. Williams, I.R. Harris // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 2001. – Vol. 234. – Issue 1. – P. 80–89.
18. Шьюмон П. Диффузия в твердых телах / П. Шьюмон ; [пер. с англ.]. – М. : Metallургия, 1966. – 195 с.

Одержано 15.07.2017

Гуляева Т.В. Влияние внешнего давления и легирования медью на структурообразование и свойства компактов, спеченных на основе быстро охлажденных сплавов Nd-Fe- (C, B)-Cu

В работе исследовались структурно-фазовые превращения в процессе вакуумного спекания пленок сплавов $\text{Nd}_{20}\text{Fe}_{70-x}\text{B}_{0,5}\text{C}_{9,5}\text{Cu}_x$ полученных закалкой из жидкого состояния. Перед спеканием пленки уплотняли под прессом (внешнее давление 0,5МПа, 3МПа, 6МПа) и в сжатом состоянии помещали в вакуумную печь. Пленки в исходном состоянии были аморфными или аморфно-кристаллическими с метастабильной фазой $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$ и зародышами метастабильной фазы NdCu_2 . При спекании происходит кристаллизация аморфной составляющей и рост метастабильной фазы $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$ за счет перитектоидного преобразования ($\text{Fe} + \text{Nd}_2\text{Fe}_{17} + \text{Nd}_4\text{FeC}_6 \leftrightarrow \text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$). Увеличение содержания меди в сплаве ускоряет перитектоидное превращение. Повышение внешнего давления способствует уплотнению компактов, оптимизации структуры и росту их магнитных свойств (H_c , B_r) после отжига.

Ключевые слова: спекания, метастабильная фаза, перитектоидные преобразования, внешнее давление, коэрцитивная сила, остаточная индукция.

Gulyaeva T. Influence of external pressure and mudding lubrication on structuring and properties of compounds which was easy based on quantitated cold Nd-Fe- (C, B)-Cu

In this work structural-phase transformations in the process of vacuum sintering of films of $\text{Nd}_{20}\text{Fe}_{70-x}\text{B}_{0,5}\text{C}_{9,5}\text{Cu}_x$ alloys obtained by quenching from a liquid state were investigated. Before sintering, the film was sealed under press (external pressure of 0.5 MPa, 3 MPa, 6 MPa) and compressed in a vacuum oven. The films in the initial state were amorphous or amorphous-crystalline with the metastable phase of $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$ and the nuclei of the metastable phase of NdCu_2 . The crystallization of the amorphous component and the growth of the metastable phase of $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$ by the periticoid conversion ($\text{Fe} + \text{Nd}_2\text{Fe}_{17} + \text{Nd}_4\text{FeC}_6 \leftrightarrow \text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$) occurs during the sintering. Increasing the copper content in the alloy accelerates the perithecoid transformation. An increase in external pressure contributes to compacting compacts, optimizing stroktura and increasing their magnetic properties (H_s , B_r) after annealing.

Key words: sintering, metastable phase, perithecoid transformation, external pressure, coercivity, residual induction.

УДК 547.992

Канд. техн. наук А. И. Буря¹, А. В. Ерёмченко¹, канд. техн. наук Н. Т. Арламова¹, Л. Конг²¹ Днепропетровский государственный технический университет, г. Каменское² Пекинский университет химических технологий, Пекин, Китай

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОРГАНИЧЕСКИХ ВОЛОКОН НА ТЕРМОСТОЙКОСТЬ ПОЛИАРИЛАТА

Исследован процесс термического разложения органопластиков на основе полиарилата. Экспериментально измерена термостойкость разработанных материалов. По данным термического анализа определены механизм и кинетические параметры процесса термической деструкции полиарилата и органопластиков на его основе с использованием метода Коатса-Редферна. Структурные превращения на молекулярном уровне в органопластиках исследованы методом ИК-спектроскопии.

Ключевые слова: органопластики, полиарилат, волокно, ИК-спектр, термостойкость, кинетические параметры, механизм термодеструкции.

Введение

Уникальный комплекс свойств полимерных материалов позволяет широко применять их как конструкционные материалы в различных отраслях. Однако долгое время максимальному использованию полимеров препятствовали такие недостатки, как их низкие (по сравнению с марочными сталями) прочность и теплостойкость. Рубеж прочностных свойств удалось преодолеть переходом к полимерным композиционным материалам.

Повышению надежности и долговечности изделий конструкционного назначения в значительной мере способствует применение органопластиков на основе различных полимерных связующих. Свойства органопластиков в значительной степени определяются свойствами входящих в них компонентов - связующего и наполнителя. Высокая термическая устойчивость органопластиков, работающих в условиях повышенных температур, может быть достигнута путем введения в исходный полимер термостойких наполнителей.

Цель работы

В данной работе представлено исследование процесса термического разложения органопластиков на основе полиарилата.

Полиарилаты являются перспективными термопластичными полимерами [1]. Составленные из жестких макромолекул, насыщенных ароматическими ядрами, они имеют высокие температуры размягчения и в этом отношении часто намного превосходят традиционные, широко используемые полимеры. Высокие температуры размягчения позволяют применять полиарилаты в различных областях, где требуется сочетание достаточ-

но высокой прочности, термо- и химической стойкости, хороших диэлектрических и других характеристик.

Обзор литературы

Для улучшения свойств органопластиков на основе полиарилата в них вводят наполнители, которые снижают коэффициент трения, повышают износостойкость, придают КМ жесткость, необходимые прочностные и теплофизические свойства [2]. Наряду с этим введение порошкообразных наполнителей сопровождается существенным снижением физико-механических показателей [3]. Поэтому в мировой практике все чаще используют в качестве наполнителей не только углеродные, стеклянные, но и органические волокна.

К числу эффективных методов повышения эксплуатационных характеристик полиарилатов следует отнести армирование их органическими волокнами: высококомодульными термостойкими вниивлон и терлон. Они являются самым прочными из известных химических волокон, но и относятся к термо- и химстойким волокнам. Эти волокна не плавятся вплоть до температуры разложения; при 673К сохраняют 50 % исходной прочности, превосходя поэтому показателю многие термостойкие волокна, не поддаются усадке ни после выдержки в кипящей воде, ни при нагревании до 573 К. Обладают высокой химической стойкостью к большинству известных реагентов.

Объекты и методы исследований

В качестве объектов исследования были выбраны органопластики на основе сложного ароматического полиэфира на основе диана и смеси тере- и изофталевой кислот (при соотношении кислот – 50/50) – полиарилат (ПАР), имеет следующую структурную формулу:

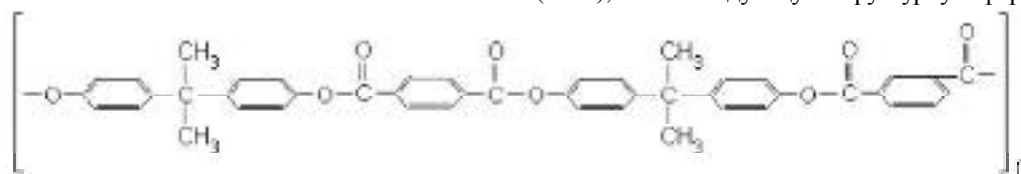


Рис. 1. Структурная формула сложного ароматического полиэфира полиарилата

Волокно Терлон представляет собой ароматический сополиамид на основе парафенилендиамин и терефталевой кислоты, а вниивлонарамидное волокно, получаемое из ароматического жесткоцепного полигетероарилена.

Состав прессккомпозиций на основе полиарилата приведен в табл. 1.

Таблица 1 – Состав прессккомпозиций

Волокно	Содержание, масс. %	Связующее	Содержание, масс. %
–	–	Полиарилат	100
Вниивлон	25		75
Терлон	25		75

Для проведения термогравиметрических испытаний использовали микротермовесы TG 209 F3 Tarsus производства Германии.

Этот прибор для термогравиметрических измерений работает в диапазоне температур от комнатной до 1000 °С с возможностью выбора скорости нагрева от 0,001 К/мин до 100 К/мин. Точная температура образца определяется встроенной в держатель образца термопарой с прямым контактом с тиглем. Благодаря надежной вертикальной конструкции, верхней загрузке образца и отсутствию хрупких деталей, термовесы просты и надежны в эксплуатации.

Расчетный ДТА-сигнал *c-DTA* идеально подходит для температурной калибровки. При измерениях он является важной информацией как об эндотермических процессах (например, испарение с потерей массы либо плавление без потери массы), так и об экзотермических реакциях.

Для осуществления ИК-спектрального анализа использовали ИК-спектрометр VERTEX 70 (Германия, фирма Bruker). Этот прибор открывает широчайшие возможности для решения сложных аналитических и исследовательских задач. Сбор данных осуществляли с помощью двух 24-битных аналого-цифровых преобразователей, которые встроены в предусилитель детектора и работают параллельно. Передовая технология DigiTest предотвращает появление помех и обеспечивает высокое соотношение сигнал/шум.

Таблица 2 – Термостойкость материалов, °С

Материал	T_5	T_{10}	T_{20}	T_{30}	$T_{экз}$
Полиарилат	411	447	483	497	503; 562
Полиарилат + 25 масс. % волокна Вниивлон	407	442	478	508	590
Полиарилат + 25 масс. % волокна Терлон	415	449	487	513	582

$T_5, T_{10}, T_{20}, T_{30}$ – температуры 5, 10, 20 и 30 % потери массы; $T_{экз}$ – температура, при которой наблюдается экзотермический пик, соответствующий деполимеризации (в случае полиарилата их два).

Эксперименты

Термические испытания проводились в воздушной среде в интервале температур 298–1273 К. Скорость подъема температуры – 283 К/мин, в качестве эталонного вещества использовался Al_2O_3 , навеска вещества составляла 200 мг.

Исследования в ИК-спектрометре проводились по следующей схеме: устанавливали спрессованный порошок массой 1 мг (таблетка \varnothing 13 мм: навеска 150 мг КВг) или пленку. Сканировали 16 раз и усредняли результат.

Результаты

Результаты термического анализа (табл. 2) свидетельствуют о высокой термостойкости как исходного полиарилата, так и композитов на его основе. Анализ зависимости потеря массы–температура для исследованных материалов показал, что процесс разложения композитов протекает подобно исходному полимеру (рис. 1, 2).

Данные термогравиметрического анализа (табл. 2, рис. 2 кривые 1) свидетельствуют о том, что армирование волокном Вниивлон незначительно снижает термостойкость исходного полимерного связующего. Что же касается введения волокна Терлон, то наблюдается повышение термостойкости на 4–13 градусов.

Анализируя общий вид ДТГ (рис. 2, кривые 2), следует отметить, что как в случае исходного ПАР, так и композитов на его основе окислительные процессы, преобладающие при термическом разложении, начинают развиваться при высоких температурах (табл. 2): а в случае исходного ПАР наблюдается два узких интенсивных экзотермических пика, соответствующих процессу деполимеризации.

С целью выбора оптимальной кинетической модели для описания термической деструкции исследуемых органопластиков на основе ПАР по экспериментальным данным была рассмотрена возможность применения математических моделей различных гетерогенных процессов [4, 5].

Результаты расчета кинетических параметров термодеструкции полиарилата: коэффициента корреляции R , минимума функции S , энергии активации $E_{акт}$, предэкспоненциального множителя $\lg Z$, рассчитанные по программе [6, 7], разработанной для IBM, приведены в табл. 3.

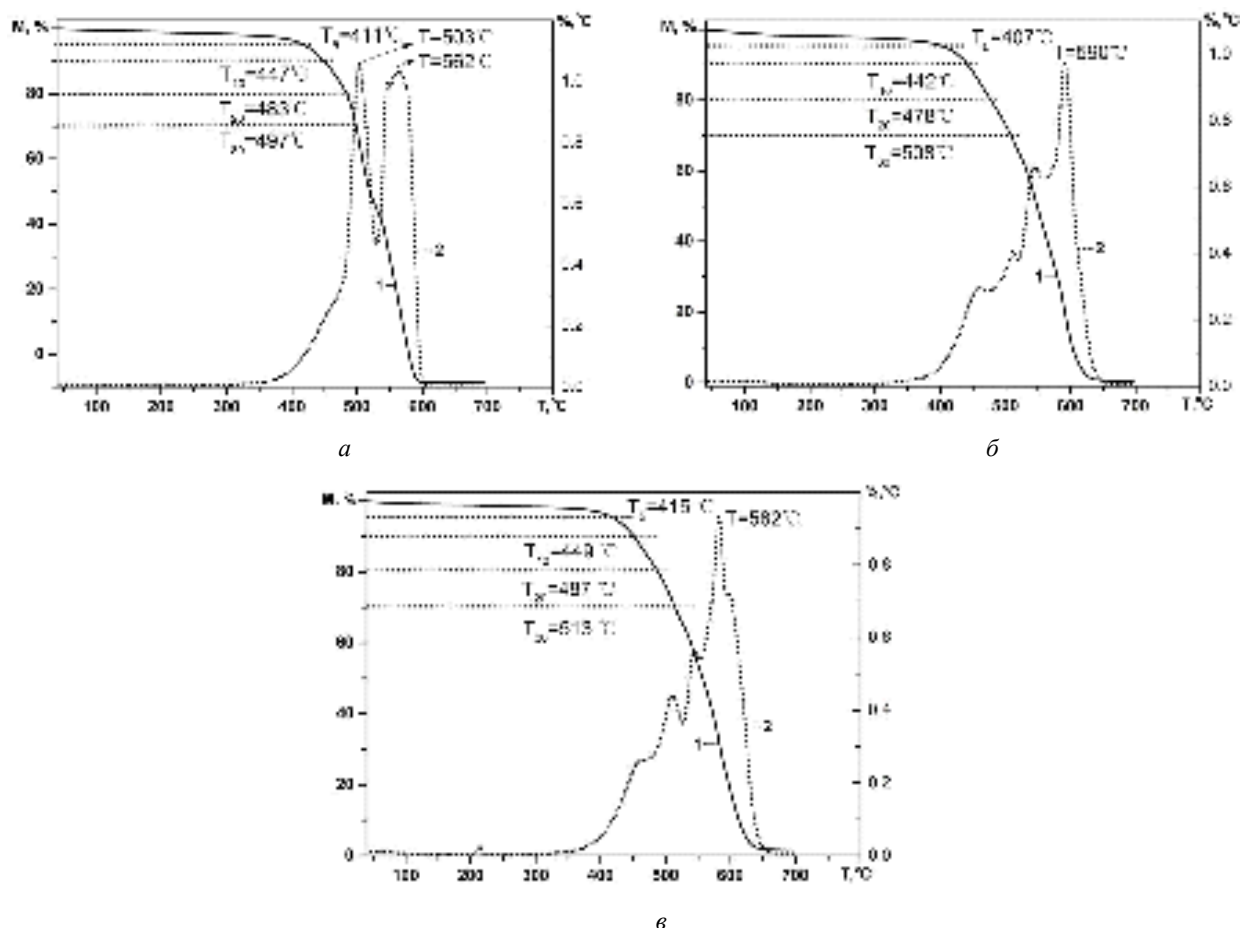


Рис. 2. Кривые термогравиметрического (1) и дифференциально-термогравиметрического (2) анализов полиакрилата (а) и органопластиков на его основе, содержащих 25 масс. % волокна Вниивлон (б) и волокна Терлон (в)

Термодеструкция полимеров, при которой весьма вероятно относительно высокая концентрация свободных радикалов, в большинстве случаев имеет радикально-цепной механизм [4], состоящий из следующих стадий: I – иницирование; II – развитие цепи; III – передача цепи; IV – обрыв цепи.

Высокие значения коэффициента корреляции (табл. 3) получены по кинетическим уравнениям (1)–(3), (9)–(12). Поэтому в качестве основного критерия выбора оптимальной математической модели процесса термодеструкции использовали минимальное значение S . Таким образом, исходя из данных табл. 4, установлено, что наилучшим образом процесс термодеструкции полиакрилата описывает уравнение реакции 1-го порядка (1), которое с учетом ΔT принимает вид:

$$Z \exp[E_{акт}/R(T \pm \Delta T)]\tau = -\ln(1 - \alpha), \quad (1)$$

где $+\Delta T$ и $-\Delta T$ соответствуют отклонениям температуры при экзо- и эндотермических физико-химических превращениях в процессе термодеструкции материала. Аналогичным образом ΔT учитывалось в расчетах по всем представленным (1)–(12) уравнениям.

Как известно [8], при термической деструкции полимеров, содержащих в цепи ароматические ядра, ос-

новной является стадия иницирования цепи. Это подтвердилось и в результате расчета, так как кинетическое уравнение (1) описывает процесс зародышеобразования: ПАР претерпевает мономолекулярные превращения, в результате которых из валентно-насыщенных молекул образуются радикалы, обладающие сравнительно малой реакционной способностью.

Адекватно отражает процесс и математическая модель [9], характеризующая процесс одномерной диффузии – частицы цилиндрической формы диффундируют к слою золы, накапливающейся по мере сгорания ПАР. Очевидно, это наиболее медленный процесс, так как он требует большой энергии активации (табл. 3).

Аналогичным образом был проведен расчет кинетических параметров органопластиков на основе ПАР (табл. 4).

Как и следовало ожидать, термодеструкцию органопластиков адекватно описывают те же математические модели, что и в случае исходного полиакрилата. Исходя из результатов установлено, что введение 25 масс. % волокна Терлон приводит к увеличению энергии активации процесса термодеструкции на 10 %, что и коррелирует с данными табл. 2.

Таблица 3 – Расчетные кинетические параметры термодеструкции ПАР

Математическая модель процесса	R	$S \cdot 10^{-2}$	$E_{акт.}$, кДж/моль	$\lg Z$
$K\tau = \alpha$ (1)	0,998	0,683	70,242	-1,79
$K\tau = 2\alpha^{1/2}$ (2)	0,996	0,684	30,086	-0,87
$K\tau = 2[1 - (1 - \alpha)^{1/2}]$ (3)	0,992	1,290	112,674	5,13
$K\tau = 3[1 - (1 - \alpha)^{1/3}]$ (4)	0,989	1,520	130,550	6,52
$K\tau = -\ln(1 - \alpha)$ (5)	0,982	1,960	172,446	9,79
$K\tau = 2[-\ln(1 - \alpha)]^{1/2}$ (6)	0,980	17,40	82,210	3,13
$K\tau = 3[-\ln(1 - \alpha)]$ (7)	0,977	23,90	50,754	6,98
$K\tau = 4[-\ln(1 - \alpha)]^{1/4}$ (8)	0,973	26,14	35,525	6,05
$K\tau = 1/2 \alpha^2$ (9)	0,998	0,685	150,607	7,42
$K\tau = (1 - \alpha)\ln(1 - \alpha) + \alpha$ (10)	0,996	3,86	198,298	11,18
$K\tau = 3/2[1 - (1 - \alpha)^{1/3}]^2$ (11)	0,990	36,0	271,230	16,41
$K\tau = 3/2[(1 - 2/3\alpha) - (1 - \alpha)^{2/3}]$ (12)	0,994	2,66	221,834	12,55

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

Таблица 4 – Кинетические параметры термолитиза композитов на основе полиарилата

Математическая модель процесса	R	$S \cdot 10^{-1}$	$E_{акт.}$, кДж/моль	$\lg Z$
Полиарилат + 25 масс. % волокна Вниивлон				
(1)	0,991	0,130	43,434	0,22
(2)	0,987	0,131	19,199	1,65
(3)	0,978	0,214	78,753	2,67
(4)	0,973	0,240	91,489	3,69
(5)	0,963	0,292	121,28	6,09
(6)	0,956	1,74	55,597	1,28
(7)	0,948	2,39	33,723	-0,24
(8)	0,937	2,64	22,763	-0,97
(9)	0,993	0,132	106,692	4,27
(10)	0,987	0,539	141,126	7,05
(11)	0,976	3,60	193,021	10,75
(12)	0,93	2,68	157,892	7,93
Полиарилат + 25 масс. % волокна Терлон				
(1)	0,998	0,0475	77,10	2,28
(2)	0,999	0,0470	33,53	-0,62
(3)	0,991	0,135	123,02	5,89
(4)	0,988	0,162	142,30	7,36
(5)	0,979	0,214	187,55	10,85
(6)	0,977	1,73	88,745	3,66
(7)	0,975	2,39	55,794	1,34
(8)	0,971	2,64	33,34	9,22
(9)	0,999	0,047	164,39	8,40
(10)	0,996	0,335	215,98	12,43
(11)	0,988	3,60	294,72	18,07
(12)	0,993	2,66	241,42	13,93

Обсуждение результатов

Анализ ИК-спектра исходного связующего показали (табл. 5, рис. 3, кр. 1), что в полиарилате имеются небольшие участки фрагмента л, д - сопряжения. Концевые группы связаны внутримолекулярной Н-связью или находятся в виде карбоксилат-иона. Активные характеристические группы - $\nu_{(C-O)} = 1734 \text{ см}^{-1}$; $\nu_{(C=O)} = 1197, 1295 \text{ см}^{-1}$.

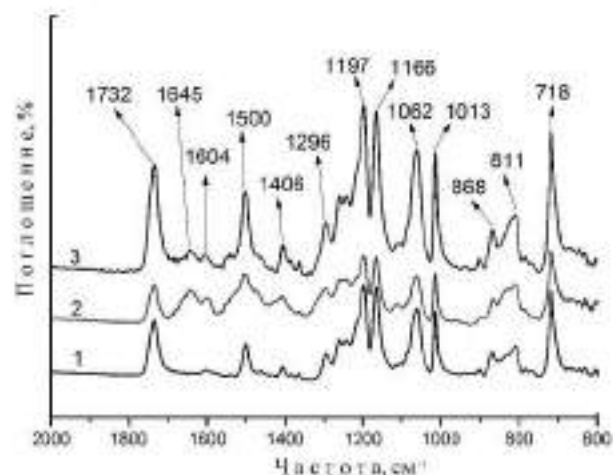


Рис. 3. ИК-спектры полиарилата (1) и органопластиков на его основе, содержащих 25 масс. % волокна Вивиялон (2) и волокна Терлон (3)

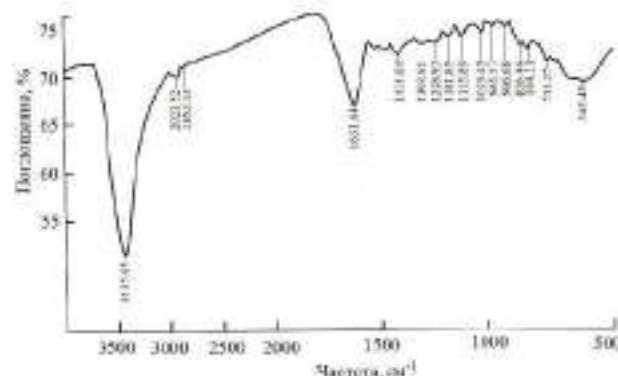


Рис. 4. ИК-спектр арамидного волокна Вивиялон

Это взаимодействие происходит за счет:

- сопряженных в пара-положении эстерных и амидных групп: уменьшается интенсивность $\nu_{(C=O)}$ (пара-эстерная группа) - 810 см^{-1} ; появляется новое колебание $\nu = 868 \text{ см}^{-1}$ (связанная амидная группа в пара-положении);
- проявляется колебание $\nu_{(C-N)}$ и $\nu_{(C=O)}$ в Амидной полосе II $\nu_{(C-N)} = 1408 \text{ см}^{-1}$;
- пропадают полосы деформационных колебаний $\delta_{(O-H)}$ в -COOH, что свидетельствует о взаимодействии концевых -COOH групп;
- изменяется тип ассоциации амидных и аминогрупп в волокне, а именно: в области колебаний ассоциированной C=O-группы в амидной полосе I (с $1631,6 \text{ см}^{-1}$ до 1645 см^{-1}) и появляются колебания $\delta_{(N-H)}$ в аминогруппе при 3300 см^{-1} ;

Таблица 5 – Отнесение полос в ИК-спектре чистого полиарилата (ПАР)

$\nu_{(C=O)}$ (с.) [9]	$\nu_{(C=O)}$ (с.) [9]		Исходный фрагмент	Безопасные колебания	1,4-замещение	1,3-замещение	Концевые группы	
	свободная	сопряж. в сопряж. вл. с сопряж. вл. с					$\delta_{(O-H)}$ в ArOH	$\nu_{(C=O)}$ в ArOH
1735	1734 (мета-)	1734 (мета-)	$\delta_{(O-H)}$ - дублет 1385, 1370 (ср.) 1145, 1170 (ср.) [9]	$\nu_{(C-C)}$ колеб. $\nu_{(C-C)}$ колеб. 1600 см ⁻¹ 1500 см ⁻¹ [9]	840-810 [9]	810-750 710-690 [9]	$\delta_{(O-H)}$ в COOH или в карбоксилат-ионе 1610-1550, 1400, 1300-1050 [9]	$\delta_{(O-H)}$ в ArOH $\nu_{(C=O)}$ - 3600, $\nu_{(C-O)}$ - 1200 $\nu_{(C=O)}$ - 1410-1310
1197	1197 (ср. с. узк.) 1295 (ср. с. узк.)	1197 (ср. с. узк.) 1295 (ср. с. узк.)	$\delta_{(O-H)}$ деформационные колебания 1370 (сл.), 1166 (с.) $\delta_{(O-H)}$ валентные колебания $\nu_{(C=O)}$ - 2962 (с.) $\nu_{(C=O)}$ - 2872 (с.) 2972 (сл. с. узк.) [9]	1665 (ср.) 1500 (ср.)	810 868	810 718	1605 1406 1295**	1197* 1406 1295**

* наличие колебаний 1,4- и 1,3-замещенных колебаний сложноэфирной группы в пара- и мета-положениях (что свидетельствует о сопряжении пара-групп с ароматическими фрагментами изофтора $\nu_{(C-O-C)} = 1197 \text{ см}^{-1}$, а также $\nu_{(O-H)}$ в концевых карбоксильных групп и фенольных гидроксильных $\nu = 1197 \text{ см}^{-1}$).

** свидетельствует о сопряжении атома кислорода с диалкил, так как имеет пиксодат $\nu_{(C-O-C)}$ и $\delta_{(O-H)}$ а также деформационные колебания бензольного кольца 1605 см^{-1} с валентными колебаниями $\nu_{(C-C)}$ сложноэфирной связи.

- появляются межмолекулярные межполимерные Н-связи $\delta_{\text{NH}}^{\text{NH}}$ связанные с тах при 3300cm^{-1} (сл., шир.) в области колебаний концевых аминогрупп.

- уменьшается интенсивность колебаний изопропильного фрагмента, что свидетельствует об его экранировании.

Таким образом, в органопластиках на основе полиарилатного связующего (75 масс.%) и волокна Внивлон (25 масс.%) есть взаимодействие. Причем, большее – со стороны волокна. Взаимодействие происходит по цепям сопряжений и по концевым группам (-COOH, -NH₂), фенольный гидроксил не принимает участие в этом взаимодействии. Возникают также межполимерные Н-связи и ионные взаимодействия между -NH₃⁺ и -COO⁻. Возможно также гидрофобное взаимодействие изопропильных радикалов.

ИК-спектр волокна Терлон и органопластиков на основе полиарилата, армированного им представлен соответственно на рис. 5 и 3 (кр. 3), а отнесение полос – в табл. 8.

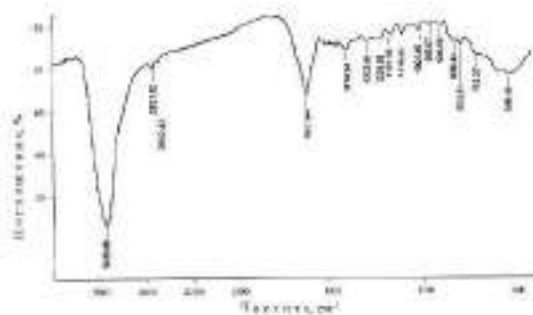


Рис. 5. ИК-спектр органического волокна Терлон

Взаимодействие в органопластике на основе полиарилата и органического волокна Терлон происходит на уровне амидных и аминогрупп: исчезают внутримолекулярные Н-связи в Терлоне и заряженные концевые группы. Возникает единое π -электронное облако за счет p , π - и π , π -сопряжений, прерываемое изопропильным фрагментом. Возникают также межмолекулярные Н-связи между -NH₂, -NH-группами Терлона и эстерными группами ПАР. Терлон как бы пластифицируется пара-замещенными фрагментами полиарилата. Вероятно, изменение надмолекулярной структуры молекул волокна Терлон.

Таблица 6 – Отнесение полос в ИК-спектре арамидного волокна Внивлон

Соответствие полосам Внивлон, масс. %	Амид I (с) $\nu_{\text{C=O}}$		Амид II (с) δ_{NH}		Амид III $\nu_{\text{C-N}}$		Углекислоты $\nu_{\text{асим}} > \text{cm}^{-1}$ и $\delta_{\text{сим}}$ в ближней (3500-2500) и дальней* (900-450) областях		Замещения в безводном кольце		Примечания
	Свободная форма	Ассоциированная форма	Свободная форма	Ассоциированная форма	Полосы Амид II и Амид III перекрываются	Свободная форма	Ассоциированная форма	1,3- замещения	1,4- замещения		
100	1705, 1665, 1650 (с.)	1665-1625	1530, 1260	1570, 1300-1250, 1250, 1515 (ср.)	1420-1405, 1300-1250	3440, 3460, 3120	3300, 3300-3070	810-760, 710-690, 3-4 колебания с плечом	840-810 2 полосы, плечом 840>810	838,44 804,11 (оч. сл., утк.)	713,27 (оч. сл., утк.) 545,45 (ср., шир.) → 600-450

Обозначения колебаний: с – сильная; ср. – средняя; сл. – слабая; оч. сл. – очень слабая. Другие обозначения: шир. – широкая; утк. – утонкая; п. – переметная; ν – валентные колебания; δ – деформационные колебания. *Дальняя область колебаний и (N-H) перекрывается с окрестной областью δ_{NH} в аллилах, а также $\nu_{\text{C-O}}$, $\delta_{\text{C-H}}$ в аллилах $\text{HC}=\text{CH}$. Средняя область ИК-спектра характерна также для ступенчатых колебаний бензольного кольца $\nu_{\text{C-C}}$ – 1600-1580 cm^{-1} и 1500-1450 cm^{-1} , причем 1500 cm^{-1} интенсивней, чем линия 1600 cm^{-1} , есть сопряжения, то интенсивность – увеличивается, а частота – уменьшается. В области 1690-1655 (cm^{-1}) (ср.) и 1665-1630 (cm^{-1}) могут также быть и $\nu_{\text{C=O}}$

Таблица 8 – Отнесение полос в ИК-спектре органопластика на основе связующего полиарилата и волокна Терлон

Эксперим. слой, ПАР, см ²	Эксперим. слой, ПАР, см ²		Замещ. в белк.		Амидные полосы, см ⁻¹				1,4-замещ. в белк. кольцев. $\delta_{\text{C-H}}$		
	$\nu_{\text{C=O}}$ (с.), $\nu_{\text{C-N}}$		$\nu_{\text{C=O}}$ (с.)		Амид I, $\nu_{\text{C=O}}$		Амид II, $\delta_{\text{N-H}}$			Амино-группы в ближайшей и дальней областях	
	свободная (лигн.)	ассиметр. (пара-)	свобод. форма	ассим. форма	свобод. форма	ассим. форма	свобод. форма	ассим. форма			
Полиарилат / Терлон 0 / 100	1735	$\nu_{\text{C=O}}$ 1100-1000	1260, 1200	1300-1050	1705-1165, 1650 (с.)	1665-1625 (с.)	1530, 1260, 1530	перекр. с водородной Амид II, 1420, 1405, 1300-1250	3440, 3460, 3320	3360-3070, 300-450	шир., ср. полоса с пик при 545,15
0 / 100	1734 (с., утк.)	$\nu_{\text{C=O}}$ 1166 (ср. с., утк.) $\nu_{\text{C-N}}$ 1062 (с., утк.)	-	-	-	1631,6	+ не идентифицир. (ср. сл., шир.)	1415 (сл. шир.) 1303,8 (сл. шир.)	3435,6 (с., шир.)	838,4 804,3 713,27 (сл. шир.) 545,15 (ср. шир.)	804 810 868
75 / 25	1732	$\nu_{\text{C=O}}$ 1166 (ср. с., утк.) $\nu_{\text{C-N}}$ 1062 (с., утк.)	-	-	-	1645 (ср. сл., утк.)	-	-	+ сл., ср. шир. обл. от 3400 до 1800 см ⁻¹ ж. ж.-срнр., прерывное поглощение	718 (с., утк.) - 1,3-замещ. 811 (ср., утк.) 868 (сл., утк.)	718

Выводы

В результате проведенных исследований изучен процесс термического разложения органопластиков состава: полиарилат - органическое волокно. Установлено, что изучаемые органопластики имеют достаточно высокую термостойкость и энергию активации процесса термодеструкции.

По результатам термического анализа определены механизм и кинетические параметры процесса термической деструкции исследуемых материалов с использованием метода Коатса-Редферна.

Методом ИК-спектроскопии установлено, что в органопластике на основе полиарилатного связующего (75 масс. %) и волокна Внивлон (25 масс. %) есть взаимодействие, причем, большее – со стороны волокна. Взаимодействие происходит по цепям сопряжений и по концевым группам (-COOH, -NH₂), фенольный гидроксил не принимает участие в этом взаимодействии. Возникают также межполимерные Н-связи и ионные взаимодействия между -NH₃⁺ и -COO⁻. Взаимодействие между связующим полиарилатом и волокном Терлон происходит на уровне амидных и амино-групп. Вероятно, вследствие изменения надмолекулярной структуры молекул волокна Терлон.

Список литературы

1. Бура А.И. Полиарилаты. Синтез, свойства, композиционные материалы / Бура А.И., Чигвинцева О.П., Сушилина-Соколова С.П. – Днепропетровск : Наука и освіта, 2001. – 152 с.
2. Бура А. И. Разработка способа получения и исследование свойств армированных пластиков / А. И. Бура, О. И. Паличенко, Т. И. Рыбак // VI Konferencja Naukowo-Techniczna [«Nowe kierunki modyfikacji i zastosowan tworzyw sztucznych»], (Rydzyń, 15-17 мая 1995 г.). – 1995. – С.44-53.
3. Липатов Ю. С. Физическая химия наполненных полимеров / Липатов Ю. С. – М. : Химия, 1977. – 99 с.
4. Шестак Я. Теория термического анализа : пер. с англ. / Шестак Я. – М. : Мир, 1987. – 456 с.
5. Zuni A.A. A new technique for determination of the possible reaction mechanism from non-isothermal thermogravimetric data / Zuni A.A., Whitehead R., Criffiths D.L. // Thermochim. Acta, 164, 1990. – P. 285-305.
6. Исследование термодеструкции фенолона и углепластиков на его основе / Бура А.И., Арламова Н.Т., Холодильников О.В., Сытник С.В. // Материалы. Технологии. Инструменты. – 2001. – Том 6, № 1. – С. 58-61.
7. Эмануэль Н.М. Курс химической кинетики / Эмануэль Н.М., Кнорре Д.Г. – М. : Высшая школа, 1969. – 432 с.

8. Коршак В. В. Химическое строение и температурные характеристики полимеров / Коршак В.В. – М. : Наука, 1970. – 367 с. нове полисульфонамида, армированного волокном Кевлар / Буря А.И., Арламова Н.Т., Ван Сюйфэнь и др. // Полімерний журнал. – 2015. – 37, №4. – С. 387–395.
9. Гордон А. Спутник химика : пер. с англ. / Гордон А., Форд Р. – М. : Мир, 1976. – 541 с. Одержано 21.06.2017
10. Исследование термостойкости органопластиков на ос-

Буря О.І., Єрмоєнко О.В., Арламова Н.Т., Конг Л. Дослідження впливу органічних волокон на термостійкість поліарилату

Досліджено процес термічного розкладу органопластиків на основі поліарилату. Експериментально виміряна термостійкість розроблених матеріалів. За даними термічного аналізу визначено механізм і кінетичні параметри процесу термічної деструкції органопластиків на його основі з використанням методу Коатса-Редферна. Структурні перетворення на молекулярному рівні в органопластиках досліджені методом ІЧ-спектроскопії.

Ключові слова: органопластики, поліарилат, волокно, ІЧ-спектр, термостійкість, кінетичні параметри, механізм термодеструкції.

Burya A., Yeromenko A., Arlamova N., Kong L. Investigation the influence of the organic fibers by thermo resistant of polyarilate

The process of thermal destruction of organic plastics based on polyarilate was investigated. Thermal resistant of the developed materials was experimentally measured. According to the thermal analysis mechanism and kinetic parameters of thermal destruction process of organic plastics using by Coates-Redfern method were identified. Structural transformations at the molecular level in organic plastics were studied using by IR-spectroscopy.

Key words: organic plastics, polyarilate, fiber, IR- spectrum, thermal resistant, kinetic parameters, thermal destruction mechanism.

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 621.785:681.5

Канд. техн. наук В. В. Кравчина¹, Ю. Н. Шувалов²

¹ Запорізька державна інженерна академія, ² ТОВ «Селт»; м. Запоріжжя

КОНСТРУЮВАННЯ, КОНТРОЛЬ ПАРАМЕТРІВ ТА АВТОМАТИЗАЦІЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ПРИ ФОРМУВАННІ ПРУЖНОЇ СТРІЧКИ

У роботі проведено розрахунок параметрів процесів відпалу при формування пружної стрічки. Потужність високотемпературного відпалу до ($T = 900$ °C) становить 655 Вт, напруга та струм, які прикладається до локальної ділянки полоси відпалу, становлять величини відповідно $U = 5,35$ В та $I = 113$ А, а коефіцієнт корисної дії ККД $\eta = 0,94$. Потужність, яка витрачається на низькотемпературний відпал ($T = 280$ °C) при відпусканні, становить 147 Вт. У роботі також наведені розроблена конструкція, електричні принципи схеми локального відпалу рухомої полоси та контролера автоматичного підтримування температури відпалу при відпусканні полоси.

Ключові слова: відпал, електрична схема, контроль параметрів, пружна смуга, температура.

Вступ

Процеси відпалу в технології термічної обробки, мають добре відпрацьовані режими для формування пружних матеріалів великих об'ємів. Застосовування такого обладнання для формування малогабаритної пружної стрічки малих об'ємів призводить до значних втрат енергії і отже стає економічно не вигідним. Можливості прямого перетворення електричної енергії в теплову енергію є ключем вирішення задачі економічного формування складових матеріалів, необхідних для створення нового обладнання, яке привертає увагу багатьох установ. Формування пружної стрічки для стрічкових ножів необхідне для створення продуктивних установок ефективного розрізання різної продукції, наприклад, продукції тваринництва. Виготовлення пружної стрічки для стрічкових пил дозволяє проводити процеси формування заготовок в установках автоматизованого розпилювання брусів деревини та металу, що важливо в цілому для промисловості країни. Є й інші галузі, які мають потребу у використанні пружної смуги.

При створенні конструкції установки одночасного відпалу, гартування та відпускання важливим етапом є розрахунок та контроль параметрів процесу відпалу при термічній обробці смуги.

Постановка задачі

Малі габаритні розміри, висока економічність, надійність процесів та легкість керування є визначаль-

ними вимогами, якими координувалися при конструюванні установки з безпосереднім локальним відпалом електричним струмом.

Печі для відпалу при 900 °C, як правило мають потужність до 10 кВт та більше. Тому важливою є розробка економічної установки, де досягається зменшення затрат при відпалі, підвищення економічності та продуктивності при формуванні пружної смуги в цілому. Відповідно метою роботи є створення конструкції та технології, яка дозволяє досягти зменшення затрат при відпалі стрічки матеріалу, підвищення економічності та продуктивності при формуванні пружної смуги. Задачею роботи є розрахунок параметрів процесу відпалу, розробка конструкції та електричної принципової схеми установки, проведення розрахунків для визначення параметрів режиму економічного технологічного процесу.

Огляд літератури

Для виготовлення пружної стрічки застосовують пружинну сталь. У роботі застосовувалася сталь 65Г. Твердість пружин знаходиться в межах $R_c = 40 \dots 50$. При прийманні пружини перевіряють на твердість і на пружність. Метод перевірки повинен, по можливості, наближатися до фактичних умов роботи пружин (розтягування, стискування або вигину). Пружини, виготовлені з термічно обробленої стрічки класів Н, П і В, проходять додатковий відпуск при температурі 250...350 °C для зняття внутрішньої напруги, що виникла

при їх гартуванні, і для підвищення пружних властивостей пружин (розтягування, стискування або вигину) зі сталі 65Г та інших пружино-ресорних сталей [1, 3–5].

Конструкція таблеткових силових напівпровідникових приладів передбачає застосування пружних стрічок у вигляді кілець, які притискають та утримують ізоляційну плівку по периметру бокової поверхні металокерамічного корпусу. Ці стрічки при аварійній ситуації забезпечують направлене поверхнєве каналювання струмів електричного замикання і перешкоджають виникненню об'ємних каналів струму, які можуть призводити до об'ємного проплавлення напівпровідникового елемента та катастрофічного замкнення електричної апаратури в цілому.

Матеріали та методи. Розрахунок параметрів процесів відпалу

Формування пружної полоси проводиться із листа сталі 65Г товщиною 0,5 мм. Лист розрізається на стрічки необхідної ширини. При фізичному виконанні формувалися стрічки шириною 5 мм. Для надання стрічці сталі 65Г пружних властивостей необхідно проводити процеси відпалу, гартування та відпускання.

При проведенні розрахунків визначається струм локального шару відпалу стрічки, опір цієї ділянки, кількість Джоулевої теплоти, теплоти, яка втрачається в навколишньому просторі при проведенні процесу, коефіцієнт корисної дії (ККД) установки.

Кількість теплоти Q_k (кал/с), яка витрачається в статичному режимі при кондукції, визначається (законом Фур'є) за виразом:

$$Q_T = \alpha_T \frac{S}{l} \Delta T, \quad (1)$$

де α_T – коефіцієнт теплопровідності, кал/(с см²Н⁰С); S – площа, через яку передається тепловий потік, см²; l – довжина шляху передавання теплоти, см; ΔT – різниця температур між охолоджуваним елементом та навколишнім середовищем, °С. Але для рухомої стрічки в місці введення полоси теплопередача кондуктивним способом відсутня, а з протилежної сторони відбувається корисна зміна енергії, яка витрачається на протікання процесу гартування. Тому кондуктивний вид теплових втрат при розрахунку ККД не враховувався.

Потужність теплового потоку теплопередачі випромінюванням визначається законом Стефана-Больцмана і, в загальному вигляді, виражається співвідношенням:

$$P_T = \alpha_B \cdot (T_i - T_j) \cdot F, \quad (2)$$

де α_B – коефіцієнт теплообміну випромінюванням, Вт/(м²К), F – площа випромінювальної поверхні, T_i, T_j – температура випромінювальних поверхонь. Коефіцієнт теплопередачі випромінюванням у простому випадку визначається за допомогою виразу:

$$\alpha_B = 5,6710^{-8} \varepsilon \Phi_{ij} \frac{(T_i + 273)^4 - (T_j + 273)^4}{T_i - T_j}, \quad (3)$$

де $c_0 = 5,673 \cdot 10^{-8}$ (Вт/м²·К⁴) – коефіцієнт випромінювання абсолютно чорного тіла, ε – наведена ступінь чорноти випромінювальної поверхні, Φ_{ij} – коефіцієнт, який показує, яка частина енергії тіла і потрапляє на тіло j .

Теплопередача конвекцією має місце в середовищі газу або рідини, дотичної з нагрітими або охолодженими поверхнями твердого тіла, і визначається законом Ньютона-Рімана. Кількість теплоти, яка вилучається з поверхні природною конвекцією в середовищі повітря, визначається законом Ньютона-Рімана:

$$Q_K = 4,187 \cdot 10^{-4} h_c F \Delta T, \quad (4)$$

де h_c – коефіцієнт конвективної теплопередачі конвекцією, визначуваний з виразу $h_c = 0,52C \left(\frac{55\Delta T}{l} \right)^{0,25}$, де

C – постійна, яка залежить від орієнтації поверхні (для вертикальної поверхні $C = 0,56$; для верхньої горизонтальної поверхні $C = 0,52$; для нижньої горизонтальної поверхні $C = 0,26$); l – довжина шляху теплового потоку для горизонтальної поверхні визначається відношенням подвоєного добутку довжини на ширину до суми довжини та ширини.

Для проведення розрахунків сформуємо початкові умови: $\delta = 20$ см – довжина ділянки локального відпалу; $h = 0,05$ см – товщина смуги; $b = 0,5$ см – ширина смуги; площа перетину смуги $S_n = h \cdot b = 0,025$ см²; площа ділянки смуги локального відпалу – $F = 2 \delta (h + b) = 22$ см²; значення температур в крайніх положеннях ділянки смуги локального відпалу – $t_1 = 20$ °С, $t_2 = 900$ °С, та середня температура – $t_c = \frac{t_1 + t_2}{2} = 460$ °С; $C = 700$ Дж/(кг К) – середня питома теплоємність; $\gamma = 7,731 \dots 7,671$ г/см³ – питома щільність смуги 65 Г.

Визначимо масу ділянки смуги локального відпалу $m = \gamma S \delta / 1000 = 3,865 \cdot 10^{-3}$ кг та розрахуємо його опір:

$$R = \rho l / S = 0,063 \text{ Ом}, \quad (5)$$

де $\rho = 66 \cdot 10^{-6}$ Ом·см визначається як напівсума питомих опорів участка полоси локального відпалу, який змінюється від $17,5 \cdot 10^{-6}$ до $114 \cdot 10^{-6}$.

Втрати теплоти з участка полоси локального відпалу за рахунок випромінювання розрахуємо за формулами (2) та (3). Рахуючи, що приведена ступінь чорноти випромінюючої поверхні $\varepsilon = 0,8$ знайдемо $P_T = 23,233$ Вт.

Втрати кількості теплоти, яка вилучається з поверхні природною конвекцією визначимо за формулою (4).

Відповідно, $Q_K = 12,223$ Вт.

Швидкість руху смуги становить $V = 5,2$ см/с, а тривалість часу відпалу складає $\tau = l/V = 3,846$ с. Корисна потужність, яка витрачається на нагрівання ділянки смуги локального відпалу:

$$P_0 = mC(t_2 - t_1) / \tau. \quad (6)$$

Відповідно $P_0 = 619,098$ Вт. Коефіцієнт корисної дії (ККД) визначається за формулою:

$$\eta = P_0 / (P_0 + P_T + Q_K) = 0,946. \quad (7)$$

Енергія, яка виділяється при протіканні електричного струму і яка витрачається на відпал у вигляді джоулевої теплоти, визначається за формулою:

$$Q_K = I^2 R \tau, \quad (8)$$

де τ є тривалість часу відпалу. Порівняння виразів (6) та (8) дозволяє визначити величину струму I :

$$I = 0,032 \cdot S_n \sqrt{\gamma \cdot C \frac{t_2 - t_1}{\rho t \eta}}. \quad (9)$$

Величина струму $I = 113$ А.

Використовуючи вираз (9), визначимо величину падіння напруги на відрізку локального відпалу смуги наступним чином:

$$U = 0,032 \cdot \sqrt{l \cdot \gamma \cdot C \rho (t_2 - t_1) \frac{V}{\eta}}. \quad (10)$$

Відповідно, $U = 5,35$ В.

Повна потужність, яка витрачається в процесі локального відпалу ділянки смуги, із врахуванням формул (6) та (7), визначається за виразом:

$$N = mc(t_2 - t_1) / \tau \cdot \eta = 655 \text{ Вт}. \quad (11)$$

При визначенні параметрів режиму відпускання, за рахунок пропускання електричного струму, уточнювалися такі зміни до початкових умов: $t_{21} = 20$ °С;

$t_{22} = 280$ °С; $\gamma_2 = 7,81$ г/см³ – питома щільність полоси 65Г. Потужність, яка витрачається на відпал при відпусканні, визначається за формулою:

$$P_{02} = h \cdot b \cdot \gamma_2 \cdot c (t_{22} - t_{12}) V = 140 \text{ Вт}, \quad (12)$$

яка забезпечується ефективною напругою 60 В та струмом в 2,5 А.

Для більш зручного моделювання процесу формування пружної смуги використовувався опосередкований відпал відпускання. У цьому випадку повна потужність процесу відпускання при ККД $\eta = 0,5$ становить 280 Вт, яка забезпечується ефективною напругою 70 В та струмом в 4 А.

Економічність установки досягається шляхом локального підведення електричної енергії до ділянки смуги, де відбувається відпал шарів матеріалу.

Результати експерименту

У роботі розроблено установку потужністю 0,6–0,7 кВт, де до мінімуму зменшенні втрати електроенергії та покращена економічність порівняно з серійно використовуваними процесами. Крім економічності, розроблена установка відзначається високою продуктивністю за рахунок об'єднання в одній установці трьох складових процесів: відпалу, гартування та відпускання. На рис. 1 наведено загальний вид та габаритні розміри установки формування пружної смуги. На рисунку видно структурні складові та їх функціональне призначення. Пружні контакти 1 та 2 забезпечують омичне підведення електричного струму до участка локального відпалу рухомої смуги.

Для установки, показаної на рис. 1, для процесу відпускання застосовано піч у вигляді кварцової труби із зовнішнім резистивним елементом. Така конструкція більш зручна для проведення дослідницьких та налаштувальних робіт. Блоки живлення установки забезпечують створення, у разі печі відпускання, ефективної напруги в 60...70 В та величини струму в 2,0...4,5 А, а в разі високотемпературного відпалу 900 °С, напруги в 5...7 В та величини струму в 100...150 А.

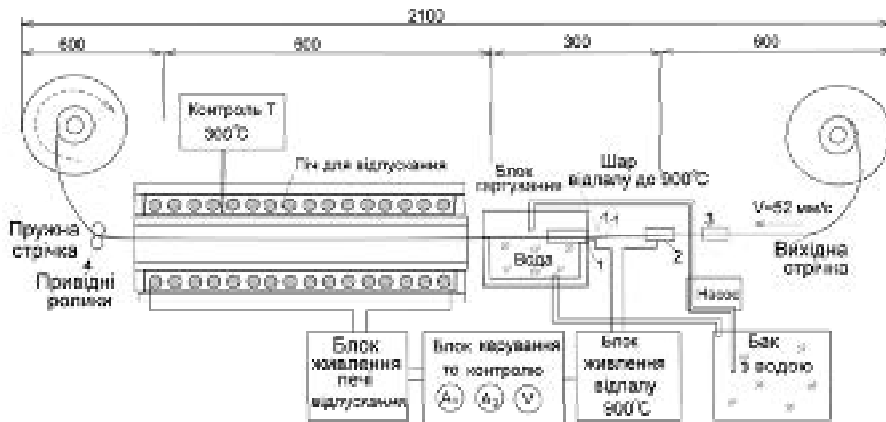


Рис. 1. Загальний вигляд та габаритні розміри установки формування пружної смуги, де 1 та 2 – підпружинені електричні контакти ділянки локального відпалу рухомої смуги, 3 – пружні контакти зі вставками з наждака для зачищення смуги

У кінематичній схемі установки використовується електричний асинхронний двошвидкісний двигун типу АИР71/2. Подібні двигуни призначені для комплектації електроприводів різних механізмів побутової техніки (деревообробні верстати, насоси, компресори та ін.) і засобів малої механізації побутового призначення. Живлення від мережі змінного струму напругою 220 В. Електродвигун зі спеціальними валами і фланцями, приводить в дію зубчастий мотор-редуктор, з якого рух передається на прийомну касету пружної смуги, що забезпечує необхідну швидкість переміщення смуги.

Конструкція блоку гартування установки формування пружної смуги як охолоджувальної рідини передбачає використання проточної води.

Електрична принципова схема керування джерелами живлення кіл відпалу установки патентування показана на рис. 2. Фазове регулювання потужності відпалу в електричному колі відпускання ($R5$, $T = 280\text{ }^\circ\text{C}$) здійснюється електричним колом мікросхеми $D1$ за допомогою резистора $R1$ та симістора $T1$, а в електричному колі висотемпературного відпалу ділянки смуги, позначеного $R6$, $T_{\text{max}} = 900\text{ }^\circ\text{C}$, проводиться за допомогою резистора $R2$, мікросхем $D2$ та $D3$ та симістора $T2$. Час плавного включення регулюється зміною конденсаторів $C1$ – $C4$ і становить від десятих долей секунди (для захисту від перевантаження) до декількох секунд (візуальне сприйняття плавності).

Фотографія смуги в момент її відпалу електричним струмом на установці патентування смуги 65Г показана на рис. 3.

Важливим моментом термічної обробки стрічки є точність контролю параметрів процесу відпалу, в тому числі і величини температури, які забезпечують відтво-

рюваність режиму та необхідні властивості сформованих пружних плівок. При контролі ізотермічного процесу відпалу на операції відпускання (температура $T = 280\text{ }^\circ\text{C}$), контроль температури процесу проводиться за допомогою термопари (хромель-копель). На рис. 4 наведена принципова електрична схема контролера температури.

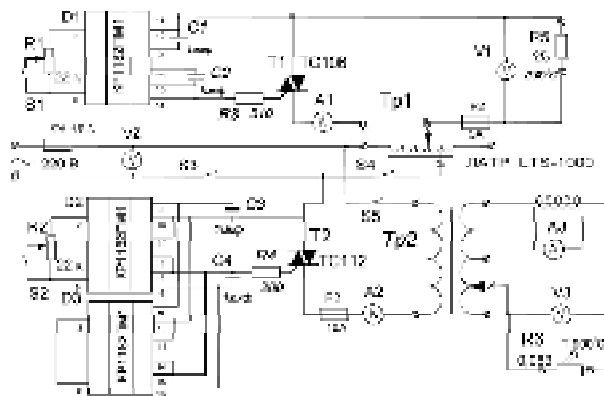


Рис. 2. Електрична принципова схема блоків живлення установки формування пружної смуги

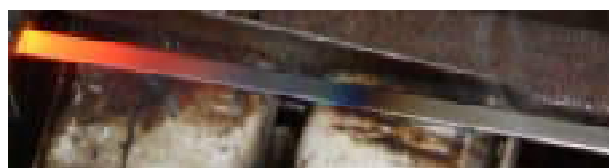


Рис. 3. Розжарювання рухомої смуги в момент її відпалу електричним струмом

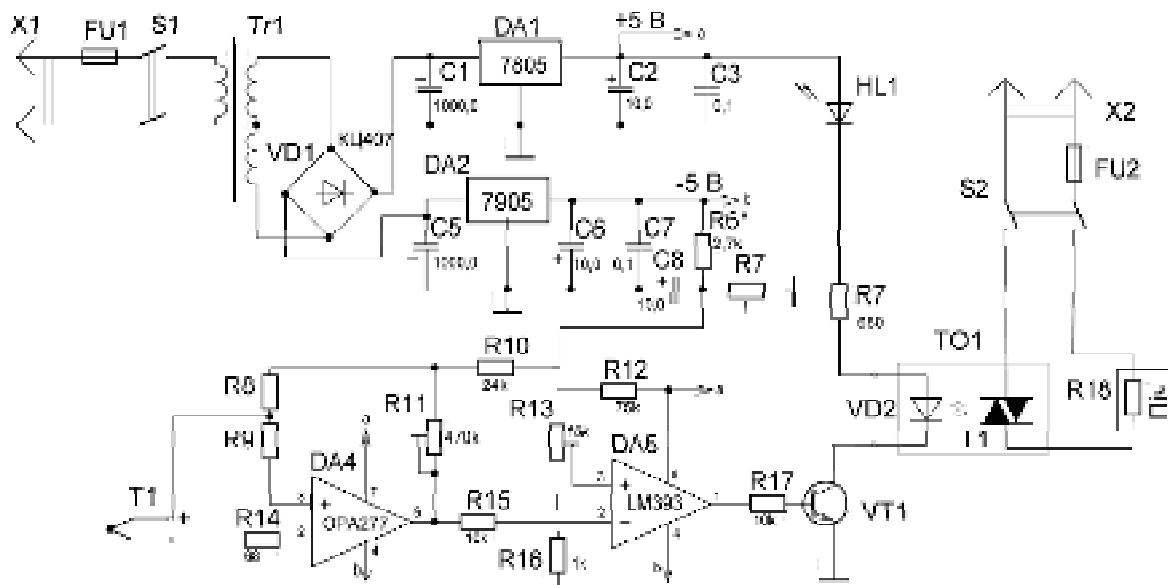


Рис. 4. Електрична принципова схема контролера температури

Сигнал термопары поступає на IC OPA277, яка має високу чутливість по входу. Схема передбачає можливість проведення її юстирування за допомогою резистора R11 для відомих з високою точністю температурних точок фазових переходів: наприклад танення льоду, плавлення свинцю, припою конкретних марок та ін. Це дозволяє задавати температуру нагріву з малою похибкою. При роботі контролер (рис. 5) автоматично підтримує температуру за допомогою ввімкнення та вимкнення оптосимистора ТО1, який відповідно до стану термопары вмикає джерело енергії до резистивного елемента печі, Температура в 300 °С на зовнішній поверхні кварцової труби печі відпускання (рис. 1) задається резистором R13. У кінці труби температура рухомої стрічки становить близько 280 °С. Контролер, який спроектовано та зроблено разом з індикатором температури в 2005 році, відзначається надійністю конструкції і широко використовується в різних технологічних процесах відпалу [2].

Для проведення налаштування та узгодження використовуваних датчиків температури з мікросхемами підсилення сигналу використовується регульовальний стенд, для чого розроблено відповідні методики його застосування.

Керування процесом високотемпературного відпалу проводиться коригуванням електричних параметрів джерела живлення, які визначають величину напруги та струму розжарювання, а також електричними параметрами джерела живлення електродвигуна, які визначають швидкість обертання вала і, відповідно, швидкість руху стрічки. Критерієм оптимальності процесу відпалу є забезпечення виробленою стрічкою необхідних пружних властивостей.

Для автоматизованого контролю температурного режиму процесу відпалу застосовується контроль локальної інтенсивності випромінювання, яка залежить від температури стрічки. Для цього використовується датчики у вигляді фотоактивних пристроїв, наприклад фотодіода. Збільшення локальності контролю забезпечується за допомогою діафрагми та лінзи з вузьким фокусом, які захищені екраном. Фокальні ділянки лінзи узгоджені з робочими поверхнями розжареної полоси та фотоприймача. Така конструкція дозволяє точно контролювати локальні зміни освітленості рухомої смуги, оптимізувати зворотний зв'язок та проводити коригування режиму відпалу в автоматичному режимі. У цьому випадку використовується контролер температури, який розроблено на основі мікроконтролера «АТmega-48». Конструкція цього контролера розглядається у другій частині статті.

Кравчина В.В., Шувалов Ю.Н. Конструирование, контроль параметров и автоматизация технологических процессов при формировании упругой ленты

В работе рассчитаны параметры процессов отжига при формировании упругой ленты. Мощность высокотемпературного отжига ($T = 900$ °С) составляет 655 Вт, напряжение и ток, которые прикладываются к локальному участку отжигаемой полосы, составляют величины соответственно $U = 5,35$ В и $I = 113$ А, а

Обговорення

Наведені конструкції, методики, параметри режиму відпалу, такі як електрична напруга, струм, ККД, електричні схеми, дозволили реалізувати технологічний процес економічного формування пружної смуги.

Установка термічної обробки стрічки використовується протягом більше двох років. За час експлуатації підтверджена її надійність, висока відтворюваність результатів, що стало можливим завдяки впровадженню нових технічних рішень та конструкційних вдосконалень. Висока економічність та продуктивність робить установку затребуваною на вітчизняному ринку.

Висновки

У роботі проведено розрахунок параметрів процесів відпалу при формуванні пружної смуги. Потужність високотемпературного відпалу до ($T = 900$ °С) становить 655 Вт, напруга та струм, які прикладаються до локальної ділянки смуги відпалу становлять величини відповідно $U = 5,35$ В та $I = 113$ А, а коефіцієнт корисної дії ККД $\eta = 0,94$. Потужність, яка витрачається на низькотемпературний відпал ($T = 280$ °С) при відпусканні, становить 280 Вт. Загальна потужність установки, враховуючи струм електродвигуна привода та насоса для подачі води, становить приблизно 1,5 кВт. У роботі також наведені розроблені конструкція, електричні принципові схеми локального відпалу рухомої стрічки та контролеру для автоматичного підтримування температури відпалу при відпусканні стрічки.

При необхідності або зацікавленості підприємств, імовірних споживачів, можливе опробування процесу формування необхідної пружної стрічки.

Список літератури

1. Дичковська О. В. Системи технологій промисловості : навч. посібник [для студ. вищих навч. закладів екон. спец.] / О. В. Дичковська ; вид. 3, доп. і перероб. – К. : Знання, 2007. – 271 с.
2. Особенности формирования быстровосстанавливающихся диодов / А. Н. Горбань, Д. М. Гомольский, В. В. Кравчина и др. // Технология и конструирование в электронной аппаратуре. – 2008. – № 3(75). – С. 36–40.
3. Рубин Г. К. Электрические печи скоростного нагрева / Рубин Г. К. – М. : Энергия, 1969. – 128 с.
4. Казанцев Е. И. Промышленные печи / Казанцев Е. И. ; изд. 2, доп. и перераб. – М. : Металлургия, 1975. – 368 с.
5. Коврев Г. С. Электроконтактный нагрев при обработке цветных металлов / Коврев Г. С. – М. : Металлургия, 1975. – 341 с.

Одержано 24.03.2017

коэффициент полезного действия КПД $\eta = 0,94$. Мощность, которая расходуется на низкотемпературный отжиг ($T = 280$ °C), составляет 147 Вт. В работе также приведены разработанная конструкция, электрические принципиальные схемы локального отжига подвижной полосы и контролера автоматического поддержания температуры отжига при отпуске полосы.

Ключевые слова: *отжиг, электрическая схема, контроль параметров, упругая полоса, температура.*

Kravchina V., Shuvalov Yu. Design, control of parameters and automation of technological processes during creation of the elastic stripe

The paper describes the parameters of the annealing process in the formation of a spring strip. Power high-temperature annealing ($T = 900$ °C) is 655 watts, voltage and current which are applied to local portion annealing of the strip comprise the values $U = 5,35$ V and $I = 113$ A, and the coefficient of efficiency $\eta = 0,94$. The power which is consumed at the low-temperature annealing ($T = 280$ °C) is 147 watts. The paper also shows the developed design, electrical circuit diagrams of the local annealing of the moving strip and electrical schematic of automatic controller of maintaining the annealing temperature of the releasing strip.

Key words: *annealing treatment, circuitry, control parameters, spring strip, temperature.*

ДОСЛІДЖЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ ПРОЦЕСІВ ОТРИМАННЯ ІНТЕРМЕТАЛІДНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ ПРИ НЕСТАЦІОНАРНИХ ТЕМПЕРАТУРНИХ УМОВАХ

Розглянуто особливості отримання інтерметалідних титанових сплавів на базі дослідження процесів структуроутворення алюмінідів титану в режимі теплового самозапалювання. Проаналізовані температурні умови процесу фазоутворення в бінарній системі Ti-Al. Теоретичні викладки підтверджено експериментально за допомогою металографічних досліджень.

Ключові слова: інтерметаліди, система Ti-Al, структуроутворення, СВС.

Вступ

Розробка новітніх матеріалів з покращеними фізико-хімічними характеристиками для роботи при екстремальних умовах є актуальною темою в авіаційній галузі [1].

Відомо, що велика увага серед розробників та науковців надається сплавам на інтерметалідній основі системи Ti-Al [2]. Це обумовлено цілою ланкою високих показників властивостей цих сполук [3]. Попри це, деякі недоліки цих сплавів пов'язані зі складностями і особливостями їхньої технології отримання [4]. Так, процес спікання порошків металів, що мають діаграму стану з інтерметалідними з'єднаннями, протікає при нестационарних температурних умовах, що ускладнює умови дослідження фазоутворення під час реакційного синтезу легкоплавкого та тугоплавкого компонентів.

Однією з перспективних технологій отримання цих сплавів є саморозповсюджувальний високотемпературний синтез, що при режимі теплового самозапалювання надає можливість дослідження кінетики реакцій, які обумовлюють процес горіння та факторів, що впливають на зміни об'ємів у реакційних брикетах.

При тепловому самозапаленні дослідний матеріал являє собою екзотермічну суміш порошкових компонентів у насипному або спресованому стані [5]. Ця технологія зазвичай протікає при неізотермічних умовах та супроводжується об'ємним змінням заготовок, що пов'язано з дифузією атомів легкоплавкого компонента до часток тугоплавкого [6]. При цьому практично не встановлені умови, при яких можливий направлений потік з рідкої фази до твердих часток і вплив інтерметалідних фаз на процес синтезу.

Метою цієї роботи є встановлення закономірностей об'ємних та структурних змін при тепловому самозапаленні інтерметалідних титанових сплавів.

Матеріали та методика досліджень

Об'єктом дослідження обрані інтерметалідні сплави системи Ti-Al, діаграма стану якої наведена на ри-

сунку 1. Ця система належить до групи інтерметалідних систем, у яких адіабатична температура синтезу нижча за температуру плавлення отриманого з'єднання ($T_m < T_{ad}$) (таблиця 1).

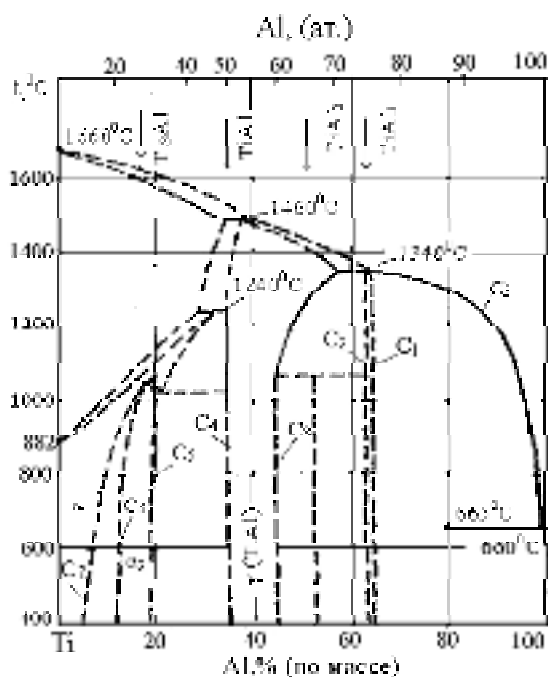


Рис. 1. Діаграма стану системи Ti-Al

Таблиця 1 – Параметри дослідної системи

Реакція $R_1 + R_2 \rightarrow P$	$T_{пл}(R_1),$ К	$T_{пл}(R_2),$ К	$T_{пл}(P),$ К	$T_{ад},$ К
Ti + Al \rightarrow TiAl	1941	933	1733	1654

Під час дослідження використовували порошки алюмінію (АСД -1) та титану (губка титанова подрібнена (середній розмір фракції – 100±50 мкм). Для рівномірності розподілу часток у суміші порошки піддавали змішуванню у «п'яній діжці» протягом 2 годин. Суміш

порошків піддавали пресуванню з виготовленням циліндричних брикетів розмірами 20x36 мм. Процес синтезу проводили у спеціально виготовленому СВС-реакторі з інертним середовищем при постійному тиску 1 атм.

Зразки синтезованого продукту піддавали дослідженням на кінетику реакційного спікання, на початкову та кінцеву щільність. Структуру та фазовий склад отриманих зразків досліджували за допомогою рентгеноструктурного, мікрорентгеноспектрального та металографічного аналізів.

Теорія та аналіз отриманих результатів

У роботі розглянуто закономірності зміни об'ємних і структурних параметрів пористих тіл у процесі синтезу при таких співвідношеннях температурних умов:

- температура синтезу перевищує точку плавлення кінцевого продукту;
- температура синтезу нижча від точки плавлення кінцевого продукту, проте вища за точку плавлення проміжних фаз;
- температура синтезу нижча від точки плавлення кінцевого продукту та проміжних фаз.

Експериментальні дослідження показують, що екзотермічний ефект та приріст зразків визначаються процесами змішування компонентів у рідкій фазі й появою фаз на границі тверді частки – розплав. Установлено, що під час синтезу в системі Ti-Al розвиваються такі процеси: утворення рідкої фази завдяки контактному плавленню та плавленню рідкого компонента; змочування часток твердого компонента й розтікання рідкої фази в об'ємі брикета; розчин часток твердого компонента в рідкій фазі; виникнення нових фаз шляхом реакційної дифузії й кристалізації сплаву (рисунк 2).

Металографічний аналіз показав, що на поверхні часток титану утворюється шар інтерметаліду, який розтріскується і робить частки пористими. У деяких шарах утворення тріщин спостерігається усередині часток, у зонах чистого титану, віддалених від зони формування інтерметаліду, причому, судячи з деяких ознак, рідкий алюміній дифундує в межах цих тріщин. Розтріскування інтерметаліду на поверхні часток може бути обумовлено тим, що його зростання відбувається на кордоні з титаном, куди дифундує алюміній з розплаву через сформований шар. Оскільки утворення інтерметаліду на основі решітки титану пов'язано зі збільшенням об'єму (внаслідок зародження в ньому нових вузлів для розміщення атомів алюмінію), внутрішній шар інтерметаліду, що межує з чистим металом, відчуває напруження стискування, тоді як зовнішній – розтягування. У зв'язку з низькою пластичністю інтерметалід руйнується після досягнення показників напруження розтягування границі його міцності. Одночасно, внаслідок арочного ефекту, обумовленого замкнутою формою часток і напруженнями стискування в зростаючому шарі інтерметаліду, в центральній його частині також виникають напруження розтягування, які можуть викликати зародження і зростання пор і тріщин всередині часток.

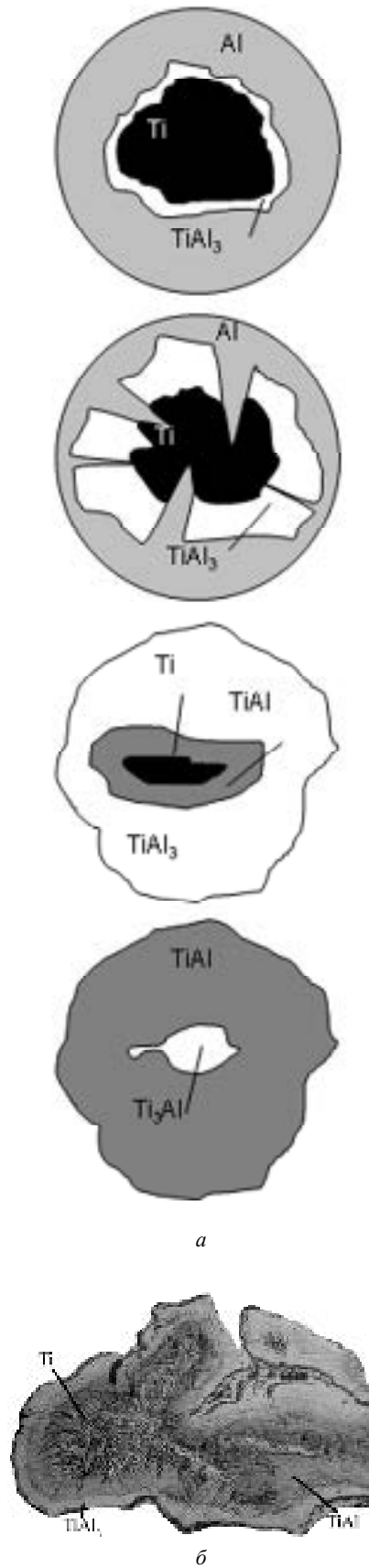


Рис. 2. Основні стадії структуроутворення інтерметалідних фаз (а) та мікроструктура інтерметалідного зразка на перехідній стадії (б)

Установлено, що температура синтезу TiAl сплавів нижча від точки плавлення кінцевого продукту і тугоплавкого компоненту, однак вища точки плавлення проміжних фаз (у цьому випадку $TiAl_3$ – 1613 K, та $TiAl_2$ – 1273 K). Взаємодія часток титану та рідкого алюмінію в зоні синтезу носить гетерогенний характер і призводить до утворення шару тугоплавкого продукту $TiAl_3$, який розділяє реагенти. Лімітувальною стадією процесу є дифузія атомів через шар цього з'єднання, який підкорюється параболічному закону (слабке кінетичне гальмування) і визначається парціальними коефіцієнтами дифузії і структурою осередку. У результаті реакційної дифузії процес протікає у вузькій зоні та без зміни об'єму, тому що другий компонент, у якому повинна йти переважна дифузія, знаходиться у рідкому стані.

Проведені розрахунки зміни вільної енергії Гіббсу ΔG при утворенні різних алюмінідів титану підтвердили, що у всьому температурному діапазоні найменшою енергією зі стабільних інтерметалідів володіє фаза $TiAl_3$ (рис. 3). Дещо нижча ΔG є у метастабільних фазах $TiAl_2$ і Ti_2Al_3 , але вони можуть формуватися тільки крізь декілька проміжних реакцій трансформування $TiAl$, що термодинамічно малоймовірно.

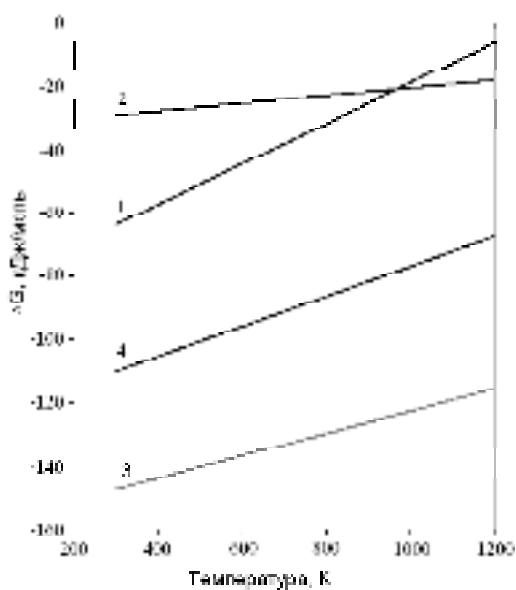


Рис. 3. Результати розрахунків термодинамічних властивостей інтерметалідної системи Ti-Al: 1 – TiAl; 2 – TiAl₂; 3 – TiAl₃; 4 – Ti₂Al₃

Проведені мікрорентгеноспектральні (рисунок 4) дослідження наочно підтвердили описані вище процеси структуроутворення. У результаті кількісного аналізу встановлено, що матриця (сіра область) γ -TiAl сплаву має такий склад (у відсотках масових): 36,17 % Al і 63,83 % Ti, що відповідає інтерметалідній фазі TiAl (рис. 4, спектр 2). Білі за кольором витягнуті області, згідно з результатами мікрорентгеноспектрального аналізу (рис. 4, спектр 1), являють собою інтерметаліди складу α_2 -Ti₃Al, зі вмістом елементів: 22,83 % Al і 77,17 % Ti.

Поблизу цих включень, а у деяких випадках і в їхньому центрі, виявлені дисперсні зміцнюючі фази. Показники точечного хімічного аналізу (рис. 4, спектр 3) дозволили ідентифікувати їх як інтерметаліди α_2 -Ti₃Al, що містять 11,42 % Al і 88,58 % Ti. Це збігається з результатами, що отримані в попередніх роботах з моделювання процесів структуроутворення алюмінідів титану в умовах СВС [7, 8].

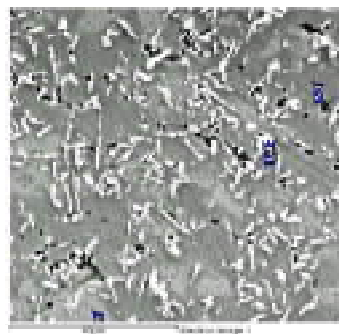


Рис. 4. Мікрорентгеноспектральний аналіз синтезованого продукту: 1 – α_2 -Ti₃Al; 2 – γ -TiAl; 3 – Ti₃Al

Загальний вигляд синтезованого в режимі теплового самоzapалювання зразка зі сплаву на основі алюмініду титану TiAl наведено на рис. 5.



Рис. 5. Зразки синтезованого алюмініду титану в режимі теплового самоzapалювання

Дослідження пористості методом гідростатичного зважування показали, що зразок, який не піддавався подальшому пресуванню після проходження синтезу, мав загальну пористість $30 \pm 1,5$ %. У нашому випадку при відсутності зовнішніх сил існує внутрішній осередок деформації: утворення на поверхні часток фази, яка має інший, ніж у матриці, питомий об'єм і забезпечує переважну дифузію легкоплавкого компонента в тугоплавкий. У результаті об'єм окремих часток або конгломератів збільшується, що викликає макроскопічне розширення брикета на всі боки за умови, що свобода переміщення часток порошку в брикеті обмежена.

Висновки

Таким чином розглянуто особливості отримання інтерметалідних титанових сплавів на базі дослідження процесів структуроутворення алюмінідів титану у режимі теплового самоzapалення. Установлено, що взаємодія часток титану та рідкого алюмінію в зоні синтезу носить гетерогенний характер і призводить до утворення шару тугоплавкого продукту $TiAl_3$, який розділяє реагенти.

Усадка після синтезу інтерметалідів складу TiAl не відбувається, об'єм і форма зразків у цьому випадку залишаються практично незмінними, через те що рідка фаза утворюється й існує у вузькій реакційній зоні контакту.

Список літератури

1. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Под ред. Симса Ч. Т., Столофа И. О., Хагеля У. К. ; пер. с англ. В 2-х кн. Кн. 1 / Под ред. Р. Е. Шалина. – М. : Металлургия, 1995.
2. Цудзимото Т. Легкие жаропрочные сплавы на основе интерметаллида Ti-Al / Цудзимото Т. – НИИ Металлов, Токио, ВЦП №11-41192.
3. Huang S.C., Chesnutt J.C. Gamma TiAl and its alloys // Intermetallic compounds. – 1994. – Vol. 2. – P. 73–88.
4. Имаев В. И. Влияние скорости деформации и размера зерен на пластичность интерметаллида TiAl при комнатной температуре / Имаев В. И., Имаев Р. М., Салищев М. Р. // Металлы. – № 5. – 1996. – С. 135–145.
5. Мержанов А. Г. Твердопламенное горение // А. Г. Мержанов – Черноголовка : ИСМАН, 2000. – 224 с.
6. Обробка металів тиском при нестационарних температурних умовах: монографія / Б. П. Серета, І. В. Кругляк, О. А. Жеребцов, Ю. А. Белоконь. – Запоріжжя : Видавництво ЗДІА, 2009 – 252 с.
7. Sereda B. The Modeling and Processes Research of Titan Aluminides Structurization Received by SHS Technology / B. Sereda, A. Zherebtsov, Y. Belokon' // TMS 2010. – Seattle. Washington, USA. – 2010. – P. 99–108.
8. The Processes Research of Structurization of Titan Aluminides Received by SHS / B. Sereda, I. Kruglyak, A. Zherebtsov, Y. Belokon' // Material Science & Technology. – Pittsburg, USA. – 2009. – P. 2069–2073.

Одержано 15.05.2017

Белоконь Ю.А., Жеребцов А.А., Белоконь К.В. Исследование особенностей процессов получения интерметаллических титановых сплавов при нестационарных температурных условиях

Рассмотрены особенности получения интерметаллических титановых сплавов на базе исследования процессов структурообразования алюминидов титана в режиме теплового самовоспламенения. Проанализированы температурные условия процесса фазообразования в бинарной системе Ti-Al. Теоретические выкладки экспериментально подтверждены при помощи металлографических исследований.

Ключевые слова: интерметаллиды, система Ti-Al, структурообразование, СВС.

Belokon Yu., Zherebtsov A., Belokon K. The features research of intermetallic titan alloys process obtaining at non stationary heat conditions

The features of intermetallic titan alloys process obtaining are shown on the base of titan aluminides structurization researching at combustion synthesis. The heat conditions at phase structure formation processes in Ti-Al binary system are analyzed. The theoretical approachings are confirmed experimentally owing to metallographic researches.

Key words: intermetallic compounds, Ti-Al system, structurization, combustion synthesis.

ТЕХНОЛОГІЯ РОЗМІРНОГО ЗНІМАННЯ МЕТАЛУ ПРИ ЕЛЕКТРОЛІТНО-ПЛАЗМОВІЙ ОБРОБЦІ ЦИЛІНДРИЧНИХ ПОВЕРХОНЬ

Представлено розроблену технологію електролітно-плазмової обробки циліндричних поверхонь, яка за своїм якісним представленням є безпечною та більш продуктивною технологією порівняно з альтернативними видами (електрохімічна, механічна обробка). Розроблено модель розмірного знімання матеріалу для кількісної оцінки розмірного знімання в процесі електролітно-плазмової обробки. Встановлено зв'язок інтенсивності розмірної електролітно-плазмової обробки з технологічними параметрами процесу та геометрією оброблюваної деталі обертання.

Ключові слова: електролітно-плазмова обробка, оброблювана деталь-анод, електроліт, анодне розчинення металу, міжелектродний простір, щільність струму, радіус кривизни поверхні.

Електролітно-плазмова обробка (ЕПО) широко застосовується для очищення поверхні, зниження шорсткості та зняття задирок на виробах, виготовлених з різних металевих матеріалів. ЕПО є безпечною та більш продуктивною технологією порівнянн з альтернативними видами (електрохімічна, механічна обробка).

Сутність процесу полягає в наступному. Навколо поверхні оброблюваної деталі-анода, зануреної в електроліт, відбувається локальне плівкове скипання електроліту та утворення стабільної парогазової оболонки (ПГО). Сформована в такий спосіб оболонка з пари та газу відтискає електроліт від поверхні деталі та значно збільшує електричний опір у ланцюзі деталь – електроліт. При цьому сила струму різко зменшується, і напруга джерела живлення майже повністю прикладається до парогазової оболонки, що утворилася. Таким чином, через високу локальну напруженість електричного поля виникає часткова іонізація газу із протіканням електричного струму через парогазову оболонку у вигляді імпульсних і дифузійних електричних розрядів [1].

Експериментальні дослідження показали, що при збільшенні тривалості ЕПО можливе застосування технології для точної розмірної обробки деталей обертання. Розмірна ЕПО не вимагає створення складних схем обробки та здійснюється у звичайній ванні-катоді без використання електродів – інструментів спеціальної форми. При цьому на відміну від розмірної електрохімічної обробки не потрібно здійснювати прокачування електроліту через міжелектродний простір.

Продуктивність розмірного знімання при ЕПО можна охарактеризувати швидкістю анодного розчинення металу, що виражається в лінійних (мм/хв) або в об'ємних (мм³/хв) одиницях. При обробці деталей обертання доцільно використовувати об'ємні одиниці.

Розробка моделі розмірного знімання матеріалу

Для кількісної оцінки розмірного знімання в процесі ЕПО встановимо зв'язок інтенсивності розмірної ЕПО з технологічними параметрами процесу та геометрією оброблюваної деталі обертання. Як деталь обертання розглянемо циліндр.

Згідно із законом Фарадея маса (або обсяг) речовини ΔV , розчиненого на електроді, прямо пропорційна електричному заряду, що пройшов через електроліт. Стосовно до процесів електрохімічної обробки, у тому числі та для ЕПО, закон Фарадея можна представити в наступному виді [2]:

$$\Delta V = k_v \eta_a I t, \quad (1)$$

де k_v – об'ємний електрохімічний еквівалент речовини, см³/(АЕ·хв);

η_a – коефіцієнт виходу по струму (для процесів ЕПО становить 0,215);

I – сила струму, що проходить через електроліт, А;

t – тривалість обробки, хв.

Із закону випливає, що з підвищенням сили струму, що проходить через оброблювану поверхню за однаковий проміжок часу, розмірне знімання металу збільшується. Відповідно, чим вища щільність струму, тим інтенсивніше йде процес обробки. Тому щільність струму є величиною, що визначає інтенсивність розмірного знімання металу в процесі ЕПО.

Щільність струму у свою чергу визначається технологічними параметрами процесу ЕПО (напруга, температура електроліту, глибина занурення, концентрація електроліту), а також формою оброблюваної поверхні. Помічено, що обробка на виступаючих частинах заготовок, таких як гострі крайки, задирки, закрутлення,

іде значно інтенсивніше, чим на плоских, та тим більше ввігнутих ділянках. Причому швидкість знімання металу залежить від радіуса кривизни: чим менший радіус кривизни, тим інтенсивніше знімання. Це явище ускладнює розрахунки процесів формоутворення циліндричних поверхонь методом розмірної ЕПО, оскільки при такій обробці відбувається поступове зменшення радіуса циліндра та зміна швидкості знімання.

Визначимо залежність, що характеризує вплив кривизни оброблюваної циліндричної поверхні на щільність струму. Для цього розглянемо анод, на якому наявні прямо- і криволінійні ділянки (рис. 1). Товщина ПГО на прямолінійній ділянці l_0 , на криволінійному l_1 .

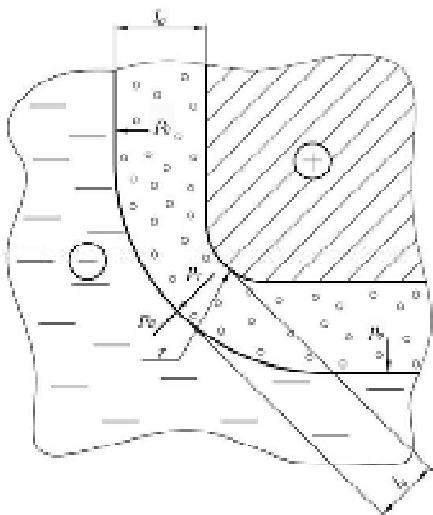


Рис. 1. Розрахункова схема

Будемо вважати, що гідростатичний тиск, що діє на парогозову оболонку навколо всіх ділянок анода, однаковий. Систему анод – ПГО – електроліт будемо розглядати як плоский конденсатор. На плоскій ділянці зовнішній гідростатичний тиск компенсується тиском p_0 , створюваним силою впливу поверхні анода з поверхні електроліту, який визначається за формулою [3]

$$p_0 = \frac{\varepsilon \varepsilon_0 U^2}{2l_0^2}, \quad (2)$$

де ε – відносна діелектрична проникність ПГО;

ε_0 – електрична постійна;

U – напруга, прикладена до анода.

На криволінійній ділянці гідростатичний тиск компенсується тиском p_1

$$p_0 = \frac{\varepsilon \varepsilon_0 U^2}{2l_1^2} \quad (3)$$

і тиском p_σ , створюваним силою поверхневого натягу, який для поверхні з зовнішнім радіусом r становитиме

$$p_\sigma = \frac{\sigma}{r}, \quad (4)$$

де σ – коефіцієнт поверхневого натягу.

Тиск p_σ притискає ПГО до поверхні анода, тобто діє в напрямку, протилежному p_1 . Тому товщина ПГО на криволінійній ділянці поверхні буде менша, ніж на прямолінійній $l_1 < l_0$.

Виходячи зі сказаного вище, справедливою є рівність

$$p_0 = p_1 - p_\sigma. \quad (5)$$

Підставимо в рівність (5) значення p_0 , p_1 і p_σ з формул (2)–(4). Після перетворень одержимо рівняння

$$\frac{1}{2l_1^2} = \frac{1}{2l_0^2} + \frac{\sigma}{\varepsilon \varepsilon_0 U^2 r}. \quad (6)$$

Розглянемо ділянку прямолінійної поверхні площею ΔS_0 , через яку протікає струм силою I_0 . Щільність струму на прямолінійній ділянці j_0 становитиме:

$$j_0 = \frac{I_0}{\Delta S_0}. \quad (7)$$

Скориставшись законом Ома, (7) можна записати у вигляді

$$j_0 = \frac{U}{R_0 \Delta S_0}, \quad (8)$$

де R_0 – опір парогозової оболонки на прямолінійній ділянці.

Виразимо опір ПГО через питомий опір парогозової оболонки ρ :

$$R_0 = \rho \frac{l_0}{\Delta S_0}. \quad (9)$$

Після підстановки (9) у вираз (8) і перетворення одержимо:

$$j_0 = \frac{U}{\rho l_0}. \quad (10)$$

Щільність струму на криволінійній ділянці j_1 можна представити аналогічно (10)

$$j_1 = \frac{U}{\rho l_1}. \quad (11)$$

Виразивши з (10) і (11) значення l_0 і l_1 і підставивши їх в (5), після перетворення одержимо

$$j_1 = \sqrt{j_0^2 + \frac{2\sigma}{\rho^2 \varepsilon \varepsilon_0 r}}. \quad (12)$$

Аналіз рівнянь (10) і (11) дозволяє стверджувати, що добуток щільності струму та товщини парогозової оболонки є рівною величиною для будь-якої ділянки поверхні. Назвемо цю величину k . Тоді

$$k = j_0 l_0 = j_1 l_1 = \frac{U}{\rho} \quad (13)$$

З (13) виразимо питомий опір через напругу та коефіцієнт k і підставимо у вираз (12). Одержимо:

$$j_1 = \sqrt{j_0^2 + \frac{2k^2\sigma}{U^2\epsilon\epsilon_0 r}} \quad (14)$$

Ця формула описує вплив радіуса кривизни оброблюваної поверхні та робочої напруги на щільність струму та дозволяє визначити щільність струму навколо циліндричної поверхні на будь-якій стадії розмірної обробки.

Величина j_0 характеризує щільність струму на плоскій поверхні при рівних із циліндричною поверхнею умовах обробки (температура електроліту, робоча напруга, глибина занурення). Її значення визначається з отриманих експериментальним шляхом номограм залежно від напруги, температури та глибини занурення (рис. 2).

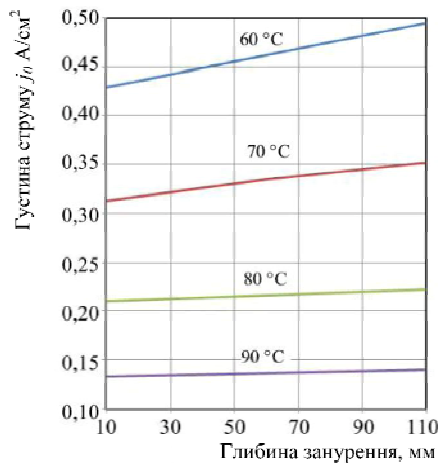


Рис. 2. Залежність j_0 від температури електроліту та глибини занурення при робочій напрузі 280 В

Для експериментальної перевірки залежності (14) проводили вимір робочого струму при обробці циліндричних зразків зі сталі 12Х18Н9 довжиною 50 мм діаметром 0,5; 1,0; 1,5; 1,8; 2,0; 2,5; 4,0 і 6,0 мм. Обробку здійснювали в 4 %-м розчині сульфату амонію при робочій напрузі 280 В. Температура електроліту становила $(80 \pm 2)^\circ\text{C}$. Глибина занурення зразків в електроліт – 20 мм. Вимірювання сили струму проводили за допомогою цифрового амперметра, послідовно включеного в ланцюг.

За обмірюваними значенням сили струму була розрахована щільність струму для кожного зі зразків. На підставі отриманих даних побудована залежність, що характеризує вплив радіуса кривизни на щільність струму (рис. 3). Експериментальна залежність підтверджує дані, отримані розрахунковим методом за формулою (14).

При розрахунках величина j_0 згідно з вищевказаною номограмою (рис. 2) приймається рівною $0,21 \text{ А/см}^2$, а

також використовувався коефіцієнт $m = \frac{2k^2\sigma}{\epsilon\epsilon_0}$, що скла-

дається з постійних величин. Його експериментально встановлене значення становить $8,02 \cdot 10^3$.

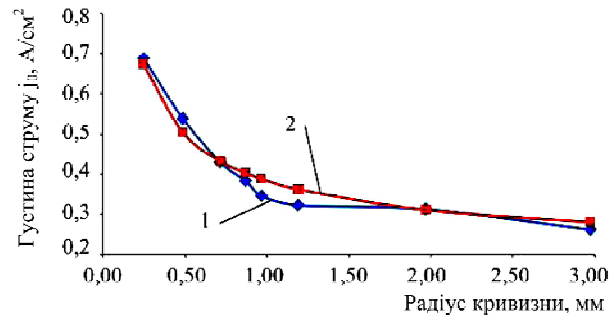


Рис. 3. Експериментальна та розрахункова залежності щільності струму від радіуса кривизни:

1 – експериментальні; 2 – розрахункові дані

З формули (1) випливає, що об'ємна швидкість розмірного знімання при обробці становить

$$v = Ik_V \eta_a \quad (15)$$

Замінивши в (15) силу струму I добутком щільності струму j_1 на площу поверхні циліндра, після перетворень одержимо

$$v_{\text{цил}} = 2\pi r L k_V \eta_a \sqrt{j_0^2 + \frac{2k^2\sigma}{U^2\epsilon\epsilon_0 r}} \quad (16)$$

де L – довжина циліндра.

Виведемо формулу для розрахунків тривалості розмірної обробки. Нехай за проміжок часу dt із циліндричної поверхні радіусом r віддаляється нескінченно малий шар металу товщиною dr .

Об'ємну швидкість розмірного знімання можна представити як відношення видаленого обсягу шару до проміжку часу, за який цей шар видаляється:

$$v_{\text{цил}} = \frac{2\pi r L dr}{dt} \quad (17)$$

Після підстановки (17) в (16) і перетворення одержимо

$$dt = \frac{1}{k_V \eta_a} \frac{dr}{\sqrt{j_0^2 + \frac{2k^2\sigma}{U^2\epsilon\epsilon_0 r}}} \quad (18)$$

Загальний час, необхідний для знімання металу із циліндра з вихідним радіусом R_0 до кінцевого радіуса R_1 , визначиться за формулою:

$$t = \frac{1}{k_V \eta_a} \int_{R_1}^{R_0} \frac{dr}{\sqrt{j_0^2 + \frac{2k^2 \sigma}{U^2 \epsilon \epsilon_0 r}}}. \quad (19)$$

Висновки

1. Проведені теоретичні та експериментальні дослідження розмірного знімання показують, що щільність струму є величиною, яка визначає інтенсивність останнього.

2. Щільність струму залежить від технологічних параметрів процесу ЕПО та зменшується зі зростанням температури та підвищенням робочої напруги. Зі збільшенням глибини занурення щільність струму зростає.

3. Фактором, що виявляє основний вплив на щільність струму на розмірне знімання при ЕПО циліндричних поверхонь, є радіус кривизни. Залежність щільності струму від радіуса кривизни носить гіперболічний характер. При зменшенні радіуса кривизни значно збільшується щільність струму. При температурі

електроліту 80 °С, глибині занурення 20 мм і робочій напрузі 280 В щільність струму для циліндра діаметром 6 мм становить 0,28 А/см², а для циліндра діаметром 1 мм – 0,50 А/см².

4. Отримані математичні залежності дозволяють виконувати розрахунки при розробці технологічних процесів формоутворення точних деталей обертання методом ЕПО. Результати роботи були використані при створенні технології виготовлення циліндричних багатоступінчастих ультразвукових хвилеводів для руйнування тромбів.

Список літератури

1. Станишевский В. К. Способ электрохимической обработки / Станишевский В. К. – М. : Наука, 1995. – 345 с.
2. Справочник по электрохимическим и электрофизическим методам обработки / [Г. Л. Амитан, И. А. Байсулов, Ю. М. Барон и др.] ; под общ. ред. В. А. Волосатова ; под. общ. ред. В. А. Волосатова. – Л. : Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1988. – 719 с.
3. Шубин А. С. Курс общей физики / А. С. Шубин. – 2-е изд. – М. : Высш. шк., 1996. – 480 с.

Одержано 22.05.2017

Пономаренко А.М., Хандюк Н.В., Рога М.П. Технология размерного съема металла при электролитно-плазменной обработке цилиндрических поверхностей

Представлена разработанная технология электролитно-плазменной обработки цилиндрических поверхностей, которая по своему качественному представлению является безопасной и более продуктивной технологией в сравнении с альтернативными видами (электрохимическая, механическая обработка). Разработана модель размерного снятия материала для количественной оценки размерного снятия в процессе электролитно-плазменной обработки. Установлена связь интенсивности размерной электролитно-плазменной обработки с технологическими параметрами процесса и геометрией обрабатываемой детали обращения.

Ключевые слова: электролитно-плазменная обработка, обрабатываемая деталь-анод, электролит, анодное растворение металла, междуэлектродное пространство, плотность тока, радиус кривизны поверхности.

Ponomarenko A., Khanduk N, Roga M. Technology dimensional metal removal in electrolyte-plasma treatment of cylindrical surfaces

The developed technology of electrolytic-plasma treatment of cylindrical surfaces, which, by its quality presentation is safer and more productive technology in comparison with alternative types (electrochemical machining) was presents. The dimensional model of material removal for the quantitative assessment of dimensional lifting in the process of electrolyte-plasma processing was designed. The relation of the intensity dimension plasma electrolytic treatment technological process parameters and geometry of the workpiece treatment was established.

Key words: electrolytic-plasma treatment, the workpiece is the anode, the electrolyte, the anodic dissolution of metal, interelectrode space, the current density, the radius of curvature of the surface.

Е. А. Зеленина¹, д-р техн. наук А. В. Ершов¹, д-р физ.-мат. наук С. В. Лоскутов¹,
С. Н. Мацюк²

¹ Запорожский национальный технический университет, ² АО «Мотор Сич»; г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ПЕРЕМЕЩЕНИЯ ПЛАЗМОТРОНА НА ТЕРМОУПРУГИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЯХ

Плазменное напыление сопровождается нагревом и возникновением температурной неравномерности в поверхностной зоне покрытия. При остывании детали указанная температурная неравномерность является причиной появления остаточных термических напряжений, которые могут привести к разрушению покрытия и к потере работоспособности детали и устройства в целом. Поэтому исследование термических напряжений является актуальной проблемой. На основании модели нестационарного теплообмена при осаждении плазменного покрытия разработана модель влияния скорости перемещения плазматрона на температуру поверхности, глубину зоны нагрева подложки, термическое напряжение и несущую способность плазменного покрытия. Использование предложенной модели расчета показало, что при увеличении скорости перемещения плазматрона вдоль поверхности происходит снижение температуры и термических напряжений, вследствие чего повышается несущая способность покрытия. Одновременно снижается и толщина температурного слоя в зоне нагрева. Полученные зависимости использованы для выбора технологических параметров режима плазменного напыления покрытий толщиной более 1 мм, что позволило снизить термические напряжения и устранить растрескивание покрытия на детали.

Ключевые слова: термическое напряжение, когезионная прочность, нестационарная теплопроводность, температуропроводность.

Осаждение плазменного покрытия на поверхность приводит к возникновению температурной неравномерности в поверхностной зоне подложки и в слое сформированного покрытия. На возрастание температурной неравномерности влияет увеличение толщины покрытий в условиях ограниченного осевого перемещения плазматрона. При остывании детали указанная температурная неравномерность приводит к появлению термических напряжений, величина которых может быть сопоставима с пределом прочности покрытия. В этом случае даже небольшое внешнее воздействие приводит к разрушению покрытия и к потере работоспособности детали и устройства в целом. Поэтому исследование термических напряжений является актуальной проблемой.

Исследованию этой проблемы посвящено большое количество работ [1–9]. Однако в этих работах, в основном, приводятся экспериментальные результаты без конкретных рекомендаций по изменению технологических режимов с целью снижения термических напряжений. Отсутствуют модели влияния скорости перемещения плазменного источника на величину термоупругих напряжений в покрытии.

Для разработки таких рекомендаций следует изучить механизмы влияния скорости перемещения плазматрона на неравномерность температурного поля в покрытии и подложке. Поэтому целью работы является разработка модели температурного поля в зависимости от скорости перемещения плазматрона и оценка термического напряжения, возникающего в покрытии.

Метод исследования

Процесс нанесения плазменного покрытия сопровождается перемещением поверхностного теплового источника. Схема плазменного напыления показана на рис. 1.

При распылении проволоки она служит анодом электрической дуги, а при распылении порошка анодом является сопло плазматрона.

Для расчета температурного поля, которое создается источником теплового потока постоянной плотности, на плоской поверхности однородной среды, можно воспользоваться решением уравнения нестационарной теплопроводности [10] в виде:

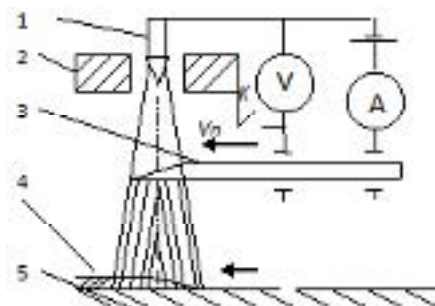


Рис. 1. Схема нанесения плазменного покрытия на поверхность детали: 1 и 2 – катод и сопло плазматрона, 3 – подача распыляемой проволоки-анода или порошка, 4 – покрытие, 5 – подложка

При распылении проволоки она служит анодом электрической дуги, а при распылении порошка анодом является сопло плазмотрона.

Для расчета температурного поля, которое создается источником теплового потока постоянной плотности на плоской поверхности однородной среды, можно воспользоваться решением уравнения нестационарной теплопроводности [10] в виде:

$$\Delta t = \frac{q}{2\lambda\delta}(\delta - x)^2, \quad (1)$$

где Δt – изменение температура среды, q – плотность поверхностного теплового потока, λ – теплопроводность, $\delta = \sqrt{6\alpha\tau}$ – глубина зоны нагрева металла, $\alpha = \lambda/\rho c$ – коэффициент температуропроводности, ρ – плотность, c – теплоемкость среды, τ – время нагрева.

Обычно теплопроводность покрытия значительно ниже теплопроводности подложки. Поэтому разность температур в подложке при нанесении первых слоев меньше, чем в покрытии. Однако для коротких цилиндрических деталей увеличение толщины покрытия при отсутствии осевого перемещения плазмотрона сопровождается более интенсивным ростом температуры подложки, чем для длинных деталей. Поскольку допустимая температура покрытия ограничена условием растрескивания при термических напряжениях, то возникает необходимость снижения разности температур в покрытии. Анализ формулы (1) показывает, что для снижения температуры в зоне нагрева следует уменьшить время нагрева поверхности, например, за счет повышения скорости перемещения плазмотрона. При напылении на поверхность вращения время нагрева отдельной точки покрытия определится отношением диаметра пятна нагрева – D к скорости перемещения плазмотрона относительно подложки – v или $\tau = D/v$. Вычислим глубину зоны нагрева и сопоставим ее с толщиной покрытия. Принимая значения коэффициентов для хромоникелевого покрытия ПРНХ15СР2 $\lambda = 10$ Вт/м·К, [11] $\rho = 8 \cdot 10^3$ кг/м³, $c = 420$ Дж/кг·К [12], находим коэффициент температуропроводности $\alpha = 3 \cdot 10^{-6}$ м²/с. Глубина зоны нагрева покрытия в зависимости от скорости плазмотрона имеет вид

$$\delta = \sqrt{6\alpha D/v}, \text{ град.} \quad (2)$$

При $D = 0,015$ м $v = 0,57$ м/с, время нагрева $\tau = D/v = 0,026$ с, а $\delta = 0,68 \cdot 10^{-3}$ м, что сопоставимо с толщиной покрытия. Из (1) и (2) видно, что температура покрытия в зоне нагрева снижается при увеличении скорости перемещения плазмотрона.

При нанесении следующих слоев покрытия происходит повышение температуры поверхности покрытия пропорционально толщине уже нанесенных слоев покрытия. При непрерывном нанесении покрытия до тол-

щины 0,3 мм, без осевого перемещения плазмотрона, температура поверхности покрытия, перед нанесением следующего слоя, повышалась до $t_2 = 120$ °С. Для охлаждения покрытия и подложки делались перерывы на 15–20 минут. Таким образом, максимальную температуру в зоне осаждения покрытия можно представить как сумму повышения температуры в зоне плазменного нагрева согласно (1), и температуру поверхности покрытия перед нанесением слоя – $t_2 = 120$ °С

$$t = \frac{q}{2\lambda} \sqrt{6\alpha D/v} + t_2, \text{ град.} \quad (3)$$

Регулируемым технологическим параметром является скорость плазмотрона относительно подложки v , которая вместе с температурой t_2 определяет температуру поверхности покрытия в зоне нагрева при $x = 0$ в соответствии с (3).

При осаждении покрытия на нагретой поверхности можно пренебречь макронапряжениями в поверхностном слое, поскольку сцепление частиц покрытия происходит при отсутствии существенных механических воздействий. Однако при остывании покрытия на жесткой подложке в нем возникают растягивающие термические напряжения, которые пропорциональны температуре поверхности в момент осаждения покрытия. Величину окружных разрывающих термонапряжений для кольцевого покрытия можно определить аналогично случаю жестко закрепленного стержня:

$$\sigma_t = E\alpha t = E\alpha \left(\frac{q}{2\lambda} \delta + 120 \right), \text{ Па} \quad (4)$$

где $E = 0,6 \cdot 10^{11}$ Па – модуль упругости покрытия, $\alpha = 1,3 \cdot 10^{-5}$ К⁻¹ [3] – коэффициент термического расширения.

Предварительно проведенные эксперименты показали, что прочность покрытия на разрыв равна $\sigma_B = PL/W = 192$ МПа, где P – поперечная изгибающая сила, L – длина консольного образца, W – момент сопротивления поперечного сечения. Термическое напряжение, при котором происходит разрушение образца, равно напряжению разрыва $\sigma_B = \sigma_{t\max}$ и возникает при параметрах напыления: напряжении 50 В токе дуги 450 А, и скорости плазмотрона $v = 0,58$ м/с. Тогда зависимость термического напряжения от напряжения разрыва и скорости плазмотрона определится в соответствии с (4):

$$\sigma_t = (\sigma_B - 94 \text{ МПа}) \sqrt{\frac{0,58}{v}} + 94 \text{ МПа.} \quad (5)$$

Несущая способность покрытия при растяжении определится как разность между прочностью покрытия σ_B и величиной разрывающего термического напряжения $\sigma = \sigma_B - \sigma_t$.

Анализ результатов

Расчет температуры, термического напряжения, несущей способности при растяжении покрытия на подложке и толщины температурного поля в покрытии приведены в табл. 1, в зависимости от скорости плазмотрона.

Таблица 1 – Зависимость характеристик покрытия от скорости плазмотрона при температуре поверхности покрытия перед нанесением слоя – $t_2 = 120\text{ }^\circ\text{C}$

v , м/с	0,58	1,16	1,74	2,32	2,90
δ , 10^{-3} м	0,68	0,49	0,39	0,34	0,30
t_s , $^\circ\text{C}$	244	208	192	182	175
σ_t , МПа	192	164	151	143	137
σ , МПа	0	28	41	49	55

Как видно из табл. 1, увеличение скорости плазмотрона приводит к снижению термического напряжения и повышению несущей способности покрытия. Эксперимент показал, что при повышении скорости перемещения плазмотрона с 0,58 до 1,16 м/с термические напряжения уменьшаются на 15 % и уже не приводят к разрыву покрытия.

Графики зависимости расчетных величин от скорости перемещения плазмотрона приведены на рис. 2–4. Как показано на рис. 2, температура поверхности снижается при увеличении скорости перемещения плазмотрона, что связано с уменьшением времени прохождения плазмотрона через площадку нагрева.

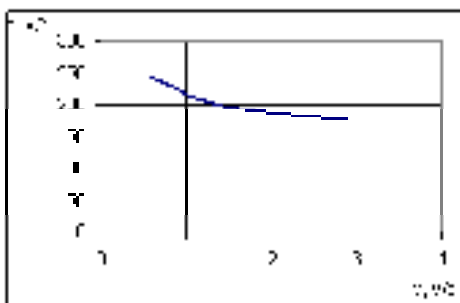


Рис. 2. Зависимость температуры поверхности покрытия от скорости перемещения плазмотрона

Влияние скорости плазмотрона на толщину температурного слоя в зоне нагрева покрытия показано на рис. 3.

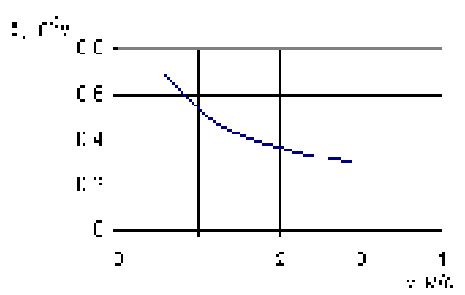


Рис. 3. Зависимость толщины температурного слоя в зоне нагрева покрытия от скорости перемещения плазмотрона

Графическое выражение формул (5) и (6) и (7) для оценки термоупругого напряжения и несущей способности при растяжении покрытия представлено на рис. 4. Снижение термоупругого напряжения при возрастании скорости плазмотрона связано со снижением температуры поверхности покрытия. Предполагается, что температура $250\text{ }^\circ\text{C}$ недостаточна для релаксации термических напряжений. Поскольку покрытие на подложке находится в напряженном состоянии, то несущая способность при растяжении оказывается меньше когезионной прочности на величину термического напряжения, что и представлено на рис. 4. Поэтому при возрастании скорости плазмотрона несущая способность покрытия возрастает.

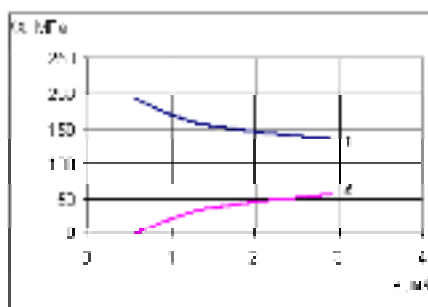


Рис. 4. Влияние скорости перемещения плазмотрона на термическое напряжение в покрытии 1 и на несущую способность при растяжении покрытия на подложке 2

Полученные зависимости позволили снизить термические напряжения и устранить растрескивание покрытия при нанесении покрытия на опорную поверхность соплового аппарата двигателя Д-36.

Выводы

1. При увеличении толщины покрытий в условиях ограниченного осевого перемещения плазмотрона происходит их разрушение под действием термических напряжений. Для оценки термических напряжений определена температура поверхности в зоне осаждения покрытия как сумма температуры подложки и температуры нагрева поверхности покрытия в этой зоне. Показано, что термические напряжения в покрытии можно ограничить за счет перерывов на охлаждение и путем увеличения скорости перемещения плазмотрона относительно детали.

2. Проведенные расчеты показали, что при температуре нагрева поверхности подложки $120\text{ }^\circ\text{C}$, увеличение скорости перемещения плазмотрона с 0,58 до 1,16 м/с снижает термические напряжения с 192 до 164 МПа и повышает несущую способность покрытия на подложке на 28 МПа. Экспериментально показано, что полученные рекомендации позволили снизить термические напряжения и устранить растрескивание покрытий.

Список литературы

1. Пузырьков А. Ф. Теоретические основы технологии плазменного напыления /А.Ф. Пузырьков. – М. : Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003. – 360 с.

2. Возникновение и перераспределение внутренних напряжений в электродуговых покрытиях во время их формирования. / В. И. Похмурский, М. М. Студент, В. М. Довгунук и др. // Автомат. сварка. – 2006. – №10. – С. 15–19.
3. Лузан С. А. Газотермическое напыление покрытий : Монография / Лузан С. А. – Харьков : Издательство «НТМТ», 2009. – 134 с.
4. Лузан С. А. Повышение технологических свойств покрытий / С. А. Лузан, Е. С. Дерябкина // Тезисы на Международный научно-технический Конгресс ОТТОМ-9, Харьков-2008. – С. 334–336.
5. Дерябкина Е. С. Влияние щеточной обработки на уровень остаточных напряжений в газопламенных покрытиях/ Е. С. Дерябкина // Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии. – 2013. – № 59. – 178 с.
6. Барвинок В. А. Управление напряженным состоянием и свойствами плазменных покрытий / В. А. Барвинок. – М. : Машиностроение, 1990. – 272 с.
7. Скворцов Б. П. Расчет остаточных напряжений в газотермическом напыленном слое / Скворцов Б. П., Сидоренко Ю. А. // Сб. на- уч. тр. Белорус. сельскохозяй. акад. – Минск, 1984. – С. 28–35.
8. Студент М. М. Залежність рівня залишкових напружень від складу покриття і режимів електродугової металізації / Студент М. М., Піх В. С. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1993. – № 5. – С. 46–52.
9. Похмурський В. І. Виникнення та перерозподіл внутрішніх напружень в покриттях в процесі їх нанесення / Похмурський В. І., Студент М. М. // Мат. методи та фізико-механічні поля. – 1998. – № 2. – С. 105–108.
10. Урюков Б. А. Теория эрозии электродов в нестационарных пятнах электрической дуги / Б. А. Урюков // Экспериментальное исследование плазмотронов. – Новосибирск : Наука, 1977. – С. 371–383.
11. Хасуй А. Наплавка и напыление / А. Хасуй, О. Моригаки. – М. : Машиностроение. 1985. – 239 с.
12. Кухлинг Х. Справочник по физике / Кухлинг Х. – М. : Мир, 1982. – 519 с.

Одержано 24.03.2017

Зеленіна О.А., Єршов А.В., Лоскутов С.В., Мацюк С.М. Вплив швидкості переміщення плазмотрона на термопружні напруження в плазмових покриттях

Плазмове напилення супроводжується нагріванням і виникненням температурної нерівномірності в поверхневій зоні покриття. При охолодженні деталі зазначена температурна нерівномірність є причиною появи залишкових термічних напружень, які можуть призвести до руйнування покриття і до втрати працездатності деталі і пристрою в цілому. Тому дослідження термічних напруг є актуальною проблемою. На підставі моделі нестационарного теплообміну при осадженні плазмового покриття розроблена модель впливу швидкості переміщення плазмотрона на температуру поверхні, глибину зони нагріву підкладки, термічне напруження і несучу здатність плазмового покриття. Використання запропонованої моделі розрахунку показало, що при збільшенні швидкості переміщення плазмотрона уздовж поверхні відбувається зниження температури і термічних напружень, внаслідок чого підвищується несуча здатність покриття. Одночасно знижується і товщина температурного шару в зоні нагріву. Отримані залежності використані для вибору технологічних параметрів режиму плазмового напилення покриттів товщиною понад 1 мм, що дозволило знизити термічні напруження і усунути розтріскування покриття на деталі.

Ключові слова: термічна напруга, когезійна міцність, нестационарна теплопровідність, температуропровідність.

Zelenina Ye., Ershov A., Loskutov S., Matsyuk S. The influence of the speed of movement of the plasmatron for thermoelastic stresses in plasma coatings

Plasma spraying is accompanied by heat and the occurrence of temperature unevenness in a surface area coverage. During cooling of the part specified temperature unevenness is the cause of residual thermal stresses, which can lead to failure of the coating and loss of efficiency parts and devices in General. Therefore the research of thermal stresses is an important issue. Based on the model of unsteady heat transfer during the deposition of the plasma coating a model of influence of speed of movement of the plasma torch on the surface temperature, the depth of the zone of heating of the substrate, thermal stress and load carrying ability to plasma coat was developed. Using the proposed calculation model it was shown that increasing the speed of movement of the torch along the surface reduces the temperature and thermal stresses, thereby increasing the bearing capacity of the coating. At the same time and the thickness of the temperature layer in the heating zone are reduced. The dependences were used for selection of technological parameters of plasma spraying of coatings of a thickness of > 1 mm, which allowed to reduce thermal stresses and eliminate cracking of the coatings on the parts.

Key words: thermal stress, cohesive strength, non-stationary thermal conductivity, thermal diffusivity.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИЙ НА ОСНОВЕ ТИТАНА ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИМ СИНТЕЗОМ

На основе анализа существующих способов получения наноматериалов обосновано применение плазмохимического синтеза для получения нанодispersных тугоплавких композиций на основе титана. Разработаны технологические параметры синтеза порошков карбидов, нитридов, карбонитридов титана с размером частиц 50...100 нм. Получены наноконпозиции TiC, TiN, Ti (C, N) заданной формы и размеров. Изучены кристаллографические параметры и физические свойства наночастиц, доказывающие их кристаллическое строение. Проведен анализ особенностей строения и свойств нанопорошковых композиций по сравнению с обычными порошками того же состава. Полученные наноконпозиции плазмохимического синтеза применены в качестве основы модификаторов железо-углеродистых сплавов и цветных металлов.

Ключевые слова: наноконпозиции, порошки, титан, плазмохимический синтез, модификатор.

Введение

Повышение качества физико-механических и эксплуатационных свойств изделий машиностроения, авиационной и космической техники может быть решено при разработке новых материалов с принципиально отличающимся составом, структурой и технологией получения. К таким материалам относятся наноструктурные материалы на основе нанопорошков металлов, сплавов, оксидов, нитридов, карбидов и эти же вещества в компактном состоянии с зёрнами нанометрового диапазона, а также нанополимеры и наноконпозиты [1–3]. Создание наноматериалов связано с разработкой и применением нанотехнологий. Изучение наноматериалов выявило много проблем в фундаментальных знаниях о природе нанокристаллического состояния и его стабильности при различных условиях [4, 5]. Решение этих проблем связано в первую очередь с изучением способов получения, особенностями строения и свойств нанопорошков тугоплавких металлов.

Постановка задачи

Задача материаловедения заключается в создании современных высокопрочных сталей и сплавов со стабильной структурой, способных работать в широком диапазоне температур, статических и динамических воздействий [9–10]. Целью данной работы является разработка технологических параметров получения нанодispersных тугоплавких композиций на основе титана. Необходимо изучить существующие способы получения нанопорошков и обоснованно выбрать метод получения наноконпозиций на основе титана, являющихся эффективными модификаторами сталей и сплавов.

Материалом исследования служили наноконпозиции на основе карбидов, нитридов, карбонитридов ти-

тана с заданными кристаллографическими параметрами и размером частиц от 50 до 100 нм.

Результаты исследований

Для всех методов получения нанопорошков, отличающих их от методов получения обычных порошков, характерно:

- высокая скорость образования центров зарождения частиц;
- малая скорость роста частиц;
- размер получаемых частиц не более 100 нм;
- узкий диапазон распределения частиц по размерам;
- стабильность получения частиц заданного размерного диапазона;
- воспроизводимость химического и фазового состава частиц;
- повышенные требования к контролю и управлению параметрами процесса получения.

Общей особенностью наночастиц порошков, полученных любым методом, является их склонность к объединению в агрегаты и агломераты. В результате необходимо учитывать не только размеры, но и формы их объединений. В агрегатах связь между кристаллитами прочнее, а межкристаллитная пористость меньше. При последующем компактировании для достижения заданной пористости материала агрегатированные порошки требуют высоких температур и давлений по сравнению с неагрегатированными.

Все группы методов получения нанопорошков можно условно разделить на две группы (рис. 1). К первой группе можно отнести технологии, основанные на химических процессах, ко второй группе – на физических процессах.



Рис. 1. Основные методы получения нанопорошков [5, 7]

Наиболее перспективным способом получения нанодисперсных композиций на основе титана является плазмохимический синтез. Схема установки приведена на рис. 2. В качестве исходного сырья использовали порошки титана размером 0.3...0.5 мм. Источником углерода служил природный газ. За счет высокой температуры плазмы (до 10000 К) и высоких скоростей взаимодействия обеспечивается переход всех исходных веществ в газообразное состояние, их последующее взаимодействие и конденсация продуктов в виде нанопорошка с частицами правильной формы размерами от 10 до 200 нм.

Источником энергии для получения плазмы азота является высокочастотный генератор ВЧИ 11-60/1.76, работающий на частоте 1,76 МГц при напряжении питания 380 В. Температура потока азотной плазмы составляла 5800 К [8].

На приведенной высокочастотной установке получали нанопорошки TiC, TiN, Ti (C,N) гранулометрического состава 50...100 нм. Выбор скорости охлаждения позволил получить порошки заданного состава, формы и размеров (табл. 1).

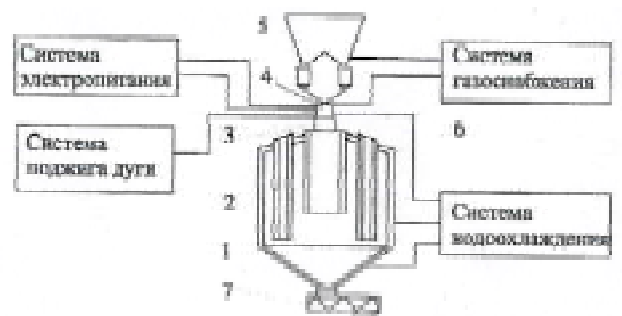


Рис. 2. Схема установки для получения нанопорошков методом плазмохимического синтеза [8]: 1 – корпус установки, 2 – рукавные фильтры, 3 – реакционная камера, 4 – плазматрон, 5 – устройство ввода продукта в плазменную струю, 6 – труба отжига порошка, 7 – разгрузочное устройство

Полученные нанопорошки имеют правильную геометрическую форму в виде кубов и многогранников, а также кристаллическое строение.

Кристаллографические параметры и физические свойства полученных композиций приведены в табл. 2.

Таблица 1 – Фазовый состав нанопорошков на основе титана

Соединения	Концентрация элементов, % мас.					
	C свободный	C связанный	N свободный	N связанный	Ti свободный	Ti связанный
TiC	1.0...1.5	18...21	-	-	1.0...1.5	76...80
TiN	-	-	-	20...23	1.0...1.5	75...78
Ti (C,N)	0.5	15...17	0.5...1.0	19...22	0.5...1.0	60...65

Таблица 2 – Кристаллографические параметры дисперсных композиций на основе титана

Формула соединения	Сингония	Тип фазы	Период решетки, нм	Плотность, кг/м ³	Температура плавления, °С
TiC	кубическая	внедрения	0,4349	4920	3140
TiN	кубическая	внедрения	0,4243	5430	2950
Ti(C,N)	кубическая	внедрения	0,4256	4950	3120

Нанодисперсные композиции применяли для получения комплексных модификаторов железо-углеродистых сплавов и цветных металлов.

Заключение

Проведен обзор современных публикаций, способов получения и особенностей свойств наноматериалов. Приведена классификация способов получения наноматериалов. Обосновано применение метода плазмохимического синтеза для получения тугоплавких соединений на основе титана. Разработаны технологические параметры процесса. Получены нанопорошки TiC, TiN, Ti (C,N) с размером частиц 50...100 нм.

Изучены кристаллографические параметры и физические свойства наноконпозиций, доказывающие их кристаллическое строение. Нанодисперсные композиции применены в качестве основы модификаторов железо-углеродистых и цветных сплавов.

Список литературы

1. Гусев А. И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии / А. И. Гусев. – М. : Физматлит. – 2005. – 426 с.
2. Морохов И. Д. Ультрадисперсные металлические среды / И. Д. Морохов, Л. И. Трусов, Е. П. Чирик. – М. : Атомиздат. – 1977. – 264 с.
3. Петров Ю. И. Кластеры и малые частицы / Ю. И. Петров. – М. : Наука. – 1986. – 368 с.
4. Борисенко В. Е. Наноматериалы и нанотехнологии / В. Е. Борисенко, Н. К. Толочко. – Минск : ИЦБГУ. – 2008. – 375 с.
5. Наноматериалы / [Б. М. Балоян, А. Г. Колмаков, М. И. Алимов, А. М. Крогов]. – М. : Угреша. – 2007. – 386 с.
6. Наноматериали та нанотехнології : підручник / [В. О. Богуслаєв, О. Я. Качан, Н. Е. Калініна та ін.] – Запоріжжя : Мотор Січ. – 2015. – 200 с.
7. Saunders N. The Application of CALPHAD Calculations to Ni-based Superalloys / N. Saunders, M. Fahrman, C. Small// In «Superalloys 2000», eds. K.A. Green;- TMS, Warrendate. – 2000. – 803 p.
8. Особенности наномодифицирования многокомпонентных никелевых сплавов / [Н. Е. Калинина, А. Е. Калиновская, В. Т. Калинин и др.] // Авиационно-космическая техника и технология. – 2012. – № 7(94). – С. 23–26.
9. Патон Б. Е. Современные направления повышения прочности и ресурса сварных конструкций / Б. Е. Патон // Автоматическая сварка. – 2000.–№ 9.– С. 3–14.
10. Мешков Ю. Я. Прочность как основа конструкционной надежности сталей и сплавов / Ю. А. Мешков // Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. науч. тр. ПГАСА. – Вып.80. – Днепропетровск. – 2015. – С. 204–210.

Одержано 15.05.2017

Носова Т.В., Калінін О.В. Одержання нанокристалічних композицій на основі титану плазмохімічним синтезом

На основі аналізу наявних способів отримання наноматеріалів обґрунтовано застосування плазмохімічного синтезу для отримання нанодисперсних тугоплавких композицій на основі титану. Розроблені технологічні параметри синтезу порошків карбідів, нітридів, карбонітридів титану з розміром часток 50...100 нм. Отримані наноконпозиції TiC, TiN, Ti (C, N) заданої форми і розмірів. Вивчені кристалографічні параметри і фізичні властивості наночасток, що доводять їх кристалічну будову. Проведений аналіз особливостей будови і властивостей нанопорошкових композицій порівняно із звичайними порошками того самого складу. Отримані наноконпозиції плазмохімічного синтезу застосовані як основа модифікаторів залізо-вуглецевих сплавів і кольорових металів.

Ключові слова: наноконпозиції, порошки, титан, плазмохімічний синтез, модифікатор.

Nosova T., Kalinin A. Obtaining nanocrystalline compositions of titanium based making by plasmachemical synthesis

On the basis of analysis of existent methods of receipt the nanomaterials application plasmachemical synthesis is reasonable for the receipt of nanodispersible refractory compositions on the basis of titan. The technological parameters of synthesis of powders the carbides, nitrides, carbonitrides titan with particles size for 50...100 nm are worked out. Nanocompositions TiC, TiN, Ti (C, N) true-to-shape and sizes, are got. Crystallographic parameters and physical properties of nanoparticles, proving them crystall structure, are studied. The analysis of features structure and properties of nanopowder-like compositions is conducted as compared to ordinary powders of the same composition. Obtaining nanocompositions of plasmachemical synthesis are applied on basis of modifiers the iron-carbon alloys and coloured metals.

Key words: nanocompositions, powders, titanium, plasmachemical synthesis, modifier.

УДК 669.721.5

Н. Д. Айкин, д-р техн. наук В. А. Шаломеев, д-р техн. наук Э. И. Цивирко, В. В. Клочихин

¹Запорожский национальный технический университет, ²АО «Мотор Сич», г. Запорожье

РАЗРАБОТКА И ОПТИМИЗАЦИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НОВОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ АВИАЦИОННОГО ЛИТЬЯ

Изучено влияние основных легирующих элементов (Zr, Nd, Zn) на механические свойства нового магниевого сплава. Построена матрица планирования эксперимента по плану 2³. Проведена оптимизация химического состава сплава для получения повышенного комплекса свойств.

Ключевые слова: магниевый сплав, неодим, цирконий, предел растворимости, матрица планирования эксперимента, графическая оптимизация.

В авиационной технике широко используют сплавы на основе легких цветных металлов, которые обладают широким диапазоном свойств и удовлетворяют требуемым условиям эксплуатации [1]. Литейные магниевые сплавы – одни из самых легких конструкционных материалов, что позволяет широко их использовать в авиадвигателестроении [2]. Развитие научно-технического прогресса приводит к усложнению конструкции и количества структурных элементов двигателей и агрегатов, что приводит к повышению их массы. Поэтому применение легких сплавов на основе магния при производстве авиационных двигателей является актуальной задачей.

При производстве авиадвигателей на предприятии АО «Мотор Сич» для ряда ответственных отливок широко применяют магниевый сплав МЛ10, легирующими элементами которого являются неодим (2,2–2,8 %), цирконий (0,4–1,0 %) и цинк (0,1–0,7 %) и имеющего следующий уровень механических свойств: $\sigma_B = 230$ МПа, $\delta = 3$ % [3].

Различное содержание данных элементов может изменять структуру и физико-механические свойства сплава. Согласно диаграммам состояния Mg-Nd и Mg-Zr, пределы растворимости неодима и циркония в твердом состоянии – соответственно 3,36 % и 1,5 %. Приведенные значения превышают максимальные содержания соответствующих легирующих элементов по ГОСТ, что дает возможность повысить механические свойства сплава за счет увеличения содержания неодима и циркония. Анализ диаграмм состояния показал, что повышение содержания неодима в сплаве приведет к дополнительному легированию твердого раствора, а также к образованию большего количества упрочняющей фазы $(MgZn)_{12}Nd$, что приведет к увеличению предела прочности (σ_B) [4]. Увеличение количества циркония в сплаве положительно скажется на пластичности за счет увеличения количества центров кристаллизации и последующего измельче-

ния зерна, тем самым повысив его относительное удлинение (δ) [5]. Таким образом, дополнительное легирование магниевого сплава неодимом и цирконием является перспективным для повышения общего комплекса механических свойств.

При разработке нового магниевого сплава и анализе его свойств был использован метод активного многофакторного эксперимента 2³ [6]. Данный метод позволяет получить достоверную информацию на базе небольшого количества исследовательского материала.

Изучали влияние (сод.) магниевого сплава в следующих пределах: Zr – 0,4...1,5 %; Nd – 2,2...3,36 %; Zn – 0,1...0,7 %.

Образцы для эксперимента из магниевого сплава системы Mg-Zr-Nd выплавляли в индукционной тигельной печи типа ИПМ-500 по серийной технологии. Рафинирование расплава проводили флюсом ВИ-2 в раздаточной печи, из которой порционно отбирали ковшем металл и вводили возрастающие присадки лигатур, содержащих Zr, Nd, Zn, заливали стандартные образцы для механических испытаний в песчано-глинистую форму. Полученные образцы проходили термическую обработку в печах типа Бельвью и ПАП-4М по режиму: закал от 415^{±5}°С, выдержка 15 ч, охлаждение на воздухе и старение при 200^{±5}°С, выдержка 8 ч, охлаждение на воздухе. Временное сопротивление разрыва (σ) и относительное удлинение (δ) образцов с рабочим диаметром 12 мм. определяли на разрывной машине Р5 при комнатной температуре.

Были построены матрицы планирования эксперимента по плану 2³ для изучения влияния неодима и циркония на (табл. 1) и (табл. 2) соответственно. Количество опытов для каждого уровня матриц планирования равнялась восьми, а количество серий опытов на нулевом уровне – трем. Влияние Zr в матрице закодировано под номером X₁, Nd – соответственно X₂, Zn – X₃, совместное влияние элементов Zr и Nd – X₁₂, Zr и Zn – X₁₃, Nd и Zn – X₂₃, Zr, Nd и Zn – X₁₂₃.

Таблица 1 – Матрица планирования и результаты исследований по анализу предела прочности магниевого сплава

№ опыта	X ₁	X ₂	X ₃	X ₁₂	X ₁₃	X ₂₃	X ₁₂₃	σ _B
1	-1	-1	-1	1	1	1	-1	230
2	1	-1	-1	-1	-1	1	1	238
3	-1	1	-1	-1	1	-1	1	279
4	1	1	-1	1	-1	-1	-1	255
5	-1	-1	1	1	-1	-1	1	232
6	1	-1	1	-1	1	-1	-1	243
7	-1	1	1	-1	-1	1	-1	282
8	1	1	1	1	1	1	1	254
9	0	0	0	0	0	0	0	274
10	0	0	0	0	0	0	0	267
11	0	0	0	0	0	0	0	264

При расчете погрешности эксперимента получено значение дисперсии воспроизведения $G = 0,11$, что при величине критического значения критерия Кохрена

$G_{кр} = 0,331$ для доверительной вероятности 0,95 является целиком удовлетворительным результатом.

В процессе расчета были получены следующие значения коэффициентов регрессии: $B_0 = 251,62$; $B_1 = -4,125$; $B_2 = 15,875$; $B_3 = 1,125$; $B_{12} = -8,875$; $B_{13} = -0,125$; $B_{23} = -0,625$; $B_{123} = -0,875$. Проведен анализ уровня влияния коэффициентов с помощью критерия Стьюдента. Было определено, что критическое значение критерия Стьюдента равняется 3,182, поэтому значимыми для уравнения регрессии будут лишь коэффициенты B_2 и B_{12} . Окончательный вид уравнения регрессии (1), которое описывает влияние исследуемых химических элементов на предел прочности сплава имеет следующий вид:

$$\sigma_B = 251,63 + 15,875x_2 - 8,875x_1x_2 \pm 0,14 \text{ (МПа)}. \quad (1)$$

Анализ полученной математической модели показывает, что повышение содержания неодима существенно увеличивает уровень прочности сплава. Совместное влияние содержания неодима и циркония на значение предела прочности имеет отрицательный эффект. Влияние цинка было не значимым.

Металлографические исследования опытного металла показали, что исходная структура сплава состоит из твердого раствора неодима, циркония и цинка в магнии, эвтектики $\alpha + (\text{MgZn})_{12}\text{Nd}$ и интерметаллидов

$(\text{MgZn})_{12}\text{Nd}$ (рис. 1а). Увеличение содержания Nd приводило к повышению количества и размера упрочняющей фазы, что повышало предел прочности (рис. 1б, в).

Аналогичная модель матрицы планирования была построена для изучения влияния химического состава на относительное удлинение.

Погрешность эксперимента составила 0,13 % для доверительной вероятности 0,95. При критическом значении критерия Кохрена $G_{кр} = 0,331$ эту погрешность можно считать вполне допустимой. Значения коэффициентов регрессии были получены следующие: $B_0 = 4,0375$; $B_1 = 0,6125$; $B_2 = -0,0625$; $B_3 = 0,1125$; $B_{12} = -0,7875$; $B_{13} = -0,0125$; $B_{23} = 0,0125$; $B_{123} = -0,0125$.

Анализ значимости полученных коэффициентов с помощью критерия Стьюдента показал, что наиболее значимыми являются коэффициенты B_1 , B_{12} . Уравнение регрессии принимает вид:

$$\delta = 4,0375 + 0,6125x_1 - 0,788x_1x_2 \pm 0,13 \text{ (%)}. \quad (2)$$

Полученное уравнение регрессии показывает, что цирконий увеличивает пластичность, а совместное влияние неодима и циркония ее снижает. Влияние цинка было не значимым.

Микроструктура образцов с повышенным содержанием циркония (рис. 2) отличалась более мелким зерном, что положительно сказывалось на пластичности сплава. При этом, наибольшая пластичность наблюдается при максимальном содержании циркония.

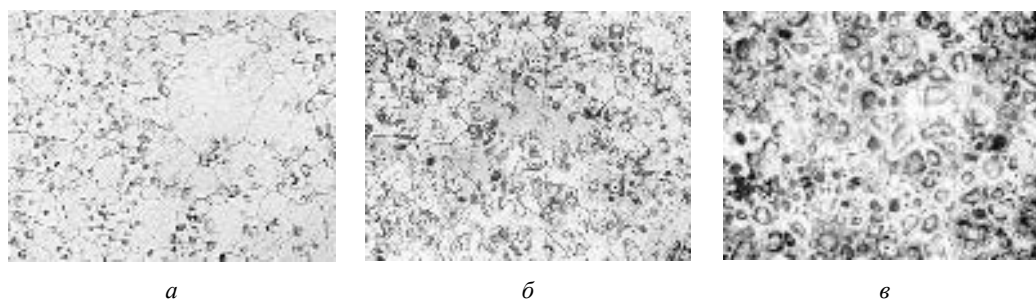


Рис. 1. Микроструктуры образцов из магниевого сплава при разном содержании неодима, $\times 350$:

а – 2,2 % Nd; б – 2,78 % Nd; в – 3,36 % Nd

Таблиця 2 – Матриця планування та результати досліджень по аналізу відносительного удлиннения магниевого сплава

№ опыта	X ₁	X ₂	X ₃	X ₁₂	X ₁₃	X ₂₃	X ₁₂₃	δ
1	-1	-1	-1	1	1	1	-1	2,6
2	1	-1	-1	-1	-1	1	1	5,4
3	-1	1	-1	-1	1	-1	1	4
4	1	1	-1	1	-1	-1	-1	3,7
5	-1	-1	1	1	-1	-1	1	2,8
6	1	-1	1	-1	1	-1	-1	5,6
7	-1	1	1	-1	-1	1	-1	4,3
8	1	1	1	1	1	1	1	3,9
9	0	0	0	0	0	0	0	3,8
10	0	0	0	0	0	0	0	3,4
11	0	0	0	0	0	0	0	3,9

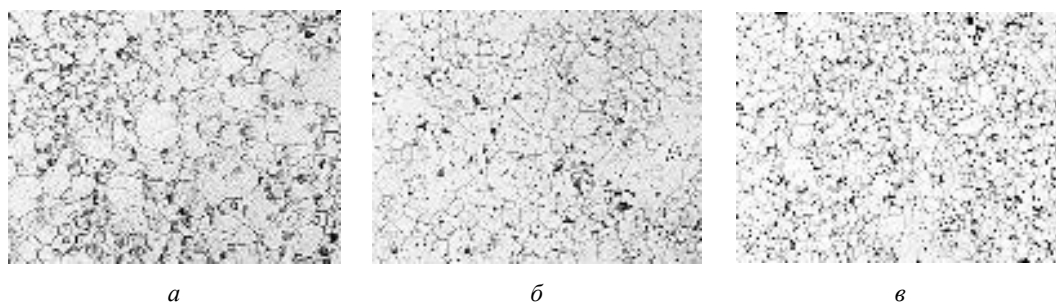


Рис. 2. Микроструктуры образцов из магниевого сплава при разном содержании Zr, × 100
a – 0,4 % Zr; *б* – 0,8 % Zr; *в* – 1,5 % Zr

Учитывая, что исследуемый сплав должен обладать максимальным уровнем механических свойств, проводили оптимизацию его химического состава.

Для получения оптимального комплекса механических свойств была проведена графическая оптимизация влияния легирующих элементов на соответствующие механические характеристики (рис. 3).

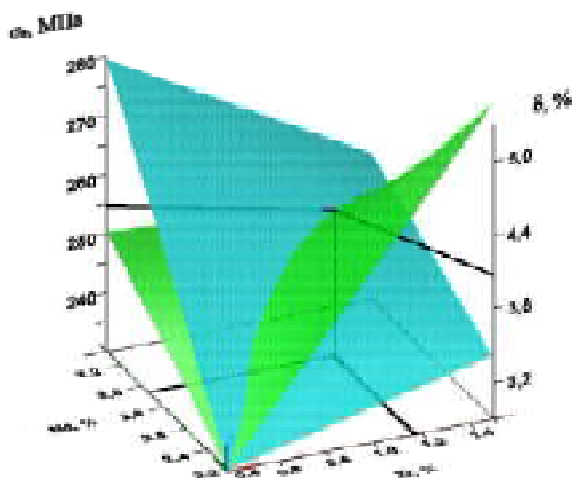


Рис. 3. Графическая оптимизация химического состава сплава системы Mg-Zr-Nd

В результате оптимизации был получен максимальный комплекс механических свойств ($\sigma_B = 255$ МПа; $\delta = 4,0\%$), что соответствует следующему содержанию легирующих элементов: Zr = 1,1 – 1,2%, Nd = 2,9 – 3,0%.

Разработанный новый магниевый сплав с повышенным комплексом свойств является перспективным материалом для создания современных авиационных двигателей с высоким уровнем эксплуатационных характеристик.

Выводы

1. Изучено влияние Nd, Zr и Zn на микроструктуру и механические свойства магниевого сплава. Были получены зависимости влияния химического состава на предел прочности (σ_B) и относительное удлинение (δ).

2. Проведена графическая оптимизация результатов эксперимента. Установлено, что содержание исследуемых легирующих элементов (Zr = 1,1– 1,2 %, Nd = 2,9 – 3,0 %) обеспечивает максимальный комплекс механических характеристик сплава ($\sigma_B = 255$ МПа, $\delta = 4,0\%$).

3. Применение разработанного магниевого сплава повысит эксплуатационную надежность и долговечность деталей авиационных двигателей при одновременном уменьшении их веса.

Список литературы

1. Антипов В. В. Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов / В. В. Антипов // *Авиационные материалы и технологии*. – 2012. – № 5. – С. 157–167.
2. Магниевые и литейные алюминиевые сплавы / И. С. Корнышева, Е. Ф. Волкова, Е. С. Гончаренко, И. Ю. Мухина // *Авиационные материалы. Избранные труды 1932-2007. Юбилейный научно-технический сборник*. – М. : ВИАМ, 2007. – 353 с.
3. ГОСТ 2856-79. Сплавы магниевые литейные. Марки / [Действ. От 01.01.81]. – М. : Изд-во стандартов, 1981. – 4 с.
4. Gill L. Microstructure/property relationships of three Mg-RE-Zn-Zr alloys / L. Gill, G. W. Lorimer, P. Lyon // *Magnesium: Proceedings of the 6th international conference*. – 2005. – С. 421–426.
5. Колтыгин А. В. Анализ возможных фазовых превращений при кристаллизации и их влияние на литую структуру в сплаве МЛ10 / А. В. Колтыгин // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2013. – № 8. – С. 25–28.
6. Самарский А. А. Математическое моделирование / А. А. Самарский, А. П. Михайлов. – М. : Физматлит – 2001. – 256 с.

Одержано 29.06.2017

Айкін М.Д., Шаломєєв В.А., Цивірко Е.І., Клочихін В.В. Розробка та оптимізація хімічного складу нового магнієвого сплаву для авіаційного лиття

Вивчено вплив основних легувальних елементів (Zr, Nd, Zn) на механічні властивості нового магнієвого сплаву. Побудована матриця планування експерименту за планом 2³. Проведено оптимізацію хімічного складу сплаву для отримання підвищеного комплексу властивостей.

Ключові слова: *магнієвий сплав, неодим, цирконій, границя розчинності, матриця планування експерименту, графічна оптимізація.*

Aikin M., Shalomeev V., Tsivirko E., Klochikhin V. Development and optimization of chemical composition of the new magnesium alloy for aircraft casting

The influence of the basic alloying elements (Zr, Nd, Zn) on the mechanical properties of the alloy of a new magnesium alloy is studied. The experimental planning matrix is constructed according to the plan 2³. Optimization of the chemical composition of the alloy for obtaining an increased complex of properties was carried out.

Key words: *magnesium alloy, neodymium, zirconium, solubility limit, experimental design matrix, graphical optimization.*

УДК 669–147:621.77

Канд. техн. наук В. М. Полещук¹, канд. техн. наук В. Л. Бровкин², Т. О. Витер²¹ Асоціація научних організацій горно-металургічного комплексу України, ² Національна металургічна академія України, г. Дніпр

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В НЕПРЕРЫВНОЛИТОМ СЛИТКЕ С ЖИДКОЙ СЕРДЦЕВИНОЙ

Работа направлена на повышение производительности машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) и исследования термических напряжений, возникающих в непрерывнолитом слитке прямоугольного сечения. Для повышения производительности МНЛЗ предлагается использовать принцип локального обжата слитка с жидкой сердцевиной перед порезкой. Расчет термических напряжений в твердой оболочке непрерывнолитого слитка с жидкой сердцевиной проводился на основе известных решений задач термоупругости. Полученные результаты могут быть использованы на практике для улучшения существующих МНЛЗ.

Ключевые слова: термические напряжения, непрерывная разливка, производительность, локальное обжатие.

Введение

В связи с увеличением скорости разливки, расширением марочного состава и возрастающих требований к качеству металла вопросы, связанные с изучением природы возникновения трещин в непрерывнолитых слитках, принимают большое значение. В большинстве случаев непрерывнолитой металл не является конечной продукцией, – он поступает на прокатные станы, где из него получают сортовой металл, трубы, рельсы и т. д. Рациональная технология, очевидно, должна обеспечивать сочетание процессов литья и обработки давлением, в первую очередь, для получения продукции высокого качества при низких затратах энергии и небольших потерях металла.

Современные прокатные станы обеспечивают процесс прокатки с минимальной скоростью 5–10 м/мин, тогда как скорость разливки на МНЛЗ при сечениях от 100×100 мм до 150×150 мм не превышает 6 м/мин [1]. С этим связаны сложности в совмещении процессов разливки и прокатки сортового металла. Повысить скорость разливки на действующих машинах непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) пока не представляется возможным, так как при порезке это может привести к вытеканию жидкой сердцевины слитка.

Одним из способов повышения производительности МНЛЗ является принцип локального обжата слитка перед порезкой [2, 3]. Он позволяет отделить заготовку от непрерывнолитого слитка, что приведет к вытеснению жидкой сердцевины из зоны порезки и исключит ее вытекание. Согласно [4] метод локального обжата позволяет повысить теплосодержание непрерывнолитой заготовки на 20 %.

Локальную деформацию слитка производят до смыкания закристаллизовавшихся поверхностных слоев заготовки при содержании закристаллизовавшейся час-

ти поверхностных слоев более 50 % от общей площади сечения заготовки [5].

Проблема получения качественной непрерывнолитой заготовки, не пораженной трещинами и другими дефектами, несмотря на большой накопленный опыт, пока еще остается нерешенной. Одним из факторов, предопределяющих появление внутренних трещин, являются термонапряжения, возникающие по толщине слитка в зоне вторичного охлаждения (ЗВО) [6]. В решении этой проблемы, наряду с экспериментальными работами, большое значение имеет математическое моделирование термонапряженного состояния непрерывнолитого слитка.

Постановка задачи

Задача решалась применительно к условиям непрерывной разливки сортовой заготовки одного из металлургических заводов Украины. Методика и результаты расчетов температурных режимов охлаждения непрерывнолитого слитка по длине МНЛЗ подробно рассмотрены в работах [4, 7, 8].

Термические напряжения в оболочке твердого слитка рассчитываются в одномерном приближении с учетом эффекта наращивания твердой корочки по методике [9, 10].

Исходные данные расчета:

- сталь 3;
- температура перегрева стали: 15 °С;
- размеры поперечного сечения слитка: 0,13×0,13 м;
- скорость вытягивания слитка: $V_p = 4,2; 6$ м/мин;
- зона охлаждения состоит из 8 участков:
- кристаллизатор 0,85 м;
- зона вторичного охлаждения (ЗВО) – 4 участка.

Длина каждого участка составляет, соответственно: 0,5 м; 2,65 м; 3,05 м; 3,5 м;

- зона охлаждения на открытом воздухе – 3 участка: участок выпрямления слитка 15 м, участок локального обжата 5 м, участок перед порезкой 5,5 м.

Удельный расход воды на ЗВО для охлаждения заготовок определен по заводским данным из условий эксплуатации существующей сортовой МНЛЗ: 1-й участок ЗВО: $34 \text{ м}^3/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})$; 2-й участок ЗВО: $10 \text{ м}^3/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})$; 3-й участок ЗВО: $4 \text{ м}^3/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})$; 4-й участок ЗВО: $2 \text{ м}^3/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})$.

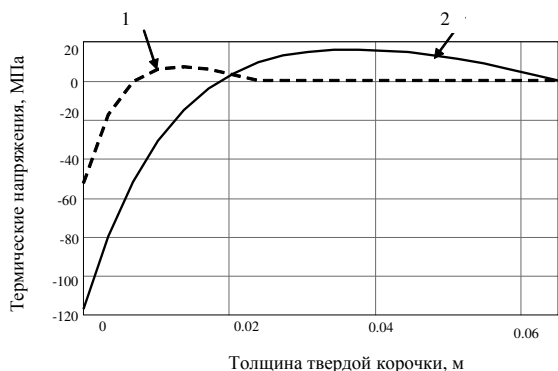


Рис. 1. Распределение термических напряжений при реальном распределении температур при скорости разливки 4,2 м/мин: 1 – распределение термических напряжений в слитке на выходе из ЗВО; 2 – распределение термических напряжений в слитке перед началом реза

На рисунке 2 представлены значения температурных напряжений по сечению слитка при скорости разливки 6 м/мин с применением локального обжата слитка.

Как видно из рисунка 2 толщина твердой корочки на выходе из зоны вторичного охлаждения (кривая 1) составляет 17 мм (время разливки 105 с) слиток имеет жидкую сердцевину, на поверхности слитка величина термических напряжений составляет 40 МПа. Перед началом реза (кривая 2) слиток имеет жидкую сердцевину, а толщина твердой корочки составляет 40 мм (время разливки 305 с). На поверхности слитка перед началом реза величина термических напряжений составляет 72 МПа. В приповерхностных слоях слитка растягивающий характер напряжений, а в средней части слитка – сжимающий.

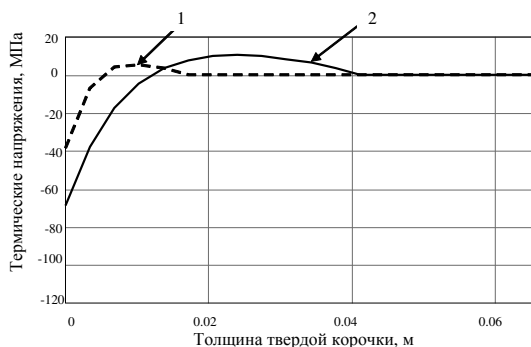


Рис. 2. Распределение термических напряжений при реальном распределении температур при скорости разливки 6 м/мин: 1 – распределение термических напряжений в слитке на выходе из ЗВО; 2 – распределение термических напряжений в слитке перед началом реза

Как видно из рисунков 1 и 2 увеличение скорости разливки с 4,2 м/мин до 6 м/мин приводит к снижению термических напряжений по сечению твердой корочки. Вследствие этого уменьшается вероятность возникновения трещин на поверхности непрерывнолитых заготовок.

Выводы

1. Выполнен анализ термических напряжений при непрерывной разливке сортовой заготовки при разных скоростях разливки.

2. Установлено, что увеличение скорости разливки с 4,2 м/мин до 6 м/мин приводит к снижению термических напряжений по сечению твердой корочки и вследствие этого уменьшается вероятность возникновения поверхностных трещин.

Список литературы

1. Бровман М. Я. Непрерывная разливка металлов / М. Я. Бровман. – М. : «ЭКОМЕТ», 2007. – 484 с.
2. Пат. 175. Россия. МПК В 22 D 11/126. Способ получения непрерывнолитых заготовок / Полещук В.М., Кривченко Ю.С., Бычков С.В. – №2433016 ; заявл. 17.11.2008 ; опубл. 10.11.2011, Бюл. № 2.
3. Киселев А. П. Основные направления развития способов снижения обрести при переработке непрерывнолитых заготовок / Киселев А. П. // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 1998. – № 4. – С. 31–33.
4. Полещук В. М. Повышение теплосодержания непрерывнолитого слитка сортовой МНЛЗ / Полещук В. М., Бровкин В. Л., Витер Т. О. // *Техническая теплофизика и промышленная теплоэнергетика.* – 2016. – № 8. – Днепро, 2016. – С. 149–155.
5. Математическая модель и расчет параметров мягкого обжата непрерывнолитых заготовок / [Буланов Л. В., Юровский Н. А., Химич Т. Г., Масаев М. В.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 2003. – № 8. – С. 124–130.
6. Тепловые процессы при непрерывном литье стали / [Самойлович Ю. А., Крулевецкий С. А., Горяинов В. А., Кабаков З. К.]. – М. : *Металлургия*, 1982. – 152 с.
7. Research of temperature fields and thermal stresses in the continuous casting ingot / V. Polyeshchuk, V. Brovkin, T. Viter and etc. // 14 th International Scientific Conference «Energy transformations in industry», September 23-25, 2015, Stara Lubovna. – 2015. – P. 136–141.
8. Полещук В. М. Определение перепада температур по длине непрерывнолитой заготовки сортовой МНЛЗ / Полещук В. М., Бровкин В. Л., Витер Т. О. / *Наукові праці всеукраїнської науково-технічної конференції «Актуальні проблеми розвитку металургійної науки та освіти»*, 4–5 квітня 2017 р., НМетАУ, м. Дніпро, – С. 326–329.
9. Самойлович Ю. А. Микрокомпьютер в решении задач кристаллизации слитка / Самойлович Ю. А. – М. : *Металлургия*, 1982. – 182 с.
10. Сюй Чень-Ян Определение условий теплообмена при затвердевании непрерывнолитых заготовок в кристаллизаторе / Сюй Чень-Ян, Ольшанский В. М. Коваль Н. П. // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 2000. – №3. – С. 82–85.

Одержано 29.06.2017

Полющук В.М., Бровкін В.Л., Вітер Т.О. Визначення термічних напруг в безперервнолитому зливку з рідкою серцевиною

Робота спрямована на підвищення продуктивності машини безперервного лиття заготовок (МБЛЗ) і дослідження термічних напружень, що виникають в безперервнолитому зливку прямокутного перетину. Для підвищення продуктивності МБЛЗ пропонується використовувати принцип локального обтиснення зливка з рідкою серцевиною перед порізкою. Розрахунок термічних напружень у твердій оболонці безперервнолитого зливка з рідкою серцевиною проводиться на основі відомих рішень задач термопружності. Отримані результати можуть бути використані на практиці для поліпшення наявних МБЛЗ.

Ключові слова: термічні напруги, безперервне розливання, продуктивність, локальне обтиснення.

Poleshchuk V., Brovkin V., Viter T. Determination of thermal voltages in continuous mixture with liquid heart

The work is aimed at increasing the productivity of the continuous casting machine (CCM) and the study of thermal stresses arising in a continuous cast ingot of rectangular cross-section. To increase the productivity of the continuous casting machine, it is proposed to use the principle of local reduction of the ingot with the liquid core before cutting. Calculation of thermal stresses in the solid shell of a continuously cast ingot with a liquid core was carried out on the basis of known solutions of thermoelasticity problems. The obtained results can be used in practice to improve the existing caster.

Key words: thermal stresses, continuous casting, productivity, local reduction.

III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 620.178.3

Канд. техн. наук А. І. Сочава, канд. техн. наук Л. М. Мартовицький,
канд. техн. наук В. І. Глушко, Є. С. Кримов, Р. О. Фролов

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

ВПЛИВ АСИМЕТРІЇ ЦИКЛУ НА ВЕЛИЧИНУ ЕФЕКТИВНОГО КОЕФІЦІЄНТА КОНЦЕНТРАЦІЇ НАПРУЖЕНЬ

Проведені дослідження на опір втомі зразків з концентратором із сталі 09Г2С. Розглянуто механізм формування в зоні концентратора залишкових напружень в умовах асиметрії циклу. Представлені діаграми граничних амплітуд.

Ключові слова: асиметрія циклу, залишкові напруження, коефіцієнт концентрації.

Постановка проблеми

В практиці машинобудування деталі машин при проектуванні розраховують на опір втомі у відповідності до діючих в реальних умовах експлуатації подібних циклів з урахуванням коефіцієнта асиметрії. Довідкові джерела рідко надають дані про опір конструкційних матеріалів втомі при асиметричних циклах навантаження і обмежуються в основному симетричним циклом, оскільки даний режим навантаження не складно реалізувати на машинах системи Шенка (деформація згину з обертанням).

Рідкісними є також дані про опір конструкційних матеріалів втомі з наявністю концентраторів напружень, які мають місце у більшості деталей машин.

Місця з концентраторами напружень вважають небезпечними, оскільки вони найчастіше стають причинами відмови. Існує певний дефіцит теоретичних і практичних знань про опір втомі конструкційних матеріалів з концентраторами напружень. В роботі [1] вказується, що концентрація напружень впливає тільки на амплітуду і не залежить від рівня середніх напружень циклу, що на наш погляд є сумнівним, оскільки в умовах асиметрії циклу концентратори можуть сприяти релаксації напружень, що призводить до формування залишкових напружень, здатних впливати на довговічність деталі.

Мета роботи. Метою роботи є дослідження впливу асиметрії циклу на величину ефективного коефіцієнта концентрації напружень низьколегованої сталі.

Зміст дослідження

У відповідності з метою роботи проведені дослідження плоских, з концентратором зразків зі сталі 09Г2С ($\sigma_s = 500$ МПа, $\sigma_T = 400$ МПа). Ця сталь є базовим конструкційним матеріалом для виготовлення металоконструкцій вантажопідійомних кранів. Зразки виготовлені із листа товщиною 5 мм поздовжнього прокату в

стані поставки. Ширина зразка – 25 мм, діаметр центрального отвору – 5 мм (теоретичний коефіцієнт концентрації напружень $\alpha_\sigma = 2,5$ [1]). Випробування проведені на установці, створеній в Запорізькому національному технічному університеті, яка дозволяє здійснювати випробування на опір втомі при будь-якому коефіцієнті асиметрії циклу при розтягуючих і стискаючих середніх напруженнях [2].

Дослідження виконані при наступних середніх напруженнях циклу: 0, +100, +200, +300, -100, -200 МПа. Результати експерименту представлені на рис. 1 у вигляді сімейства кривих втомі.

Аналіз кривих свідчить, що перегин їх у горизонтальне положення здійснюється при довговічності, близько $1,5 \cdot 10^6$ циклів навантаження. Взаємне розміщення кривих не викликає сумнівів. Криві при розтягуючих середніх напруженнях розміщуються під кривою втомі симетричного циклу, а криві втомі при стискаючих середніх напруженнях σ_m розташовані вище.

Виникає питання щодо наукових пояснень причин перетину кривих із середніми напруженнями розтягання 100 і 200 МПа при довговічності 10^6 циклів. Ймовірно дане явище можна пояснити особливостями дії пластичних деформацій. Відомо, що малі пластичні деформації розтягання знижують втомну міцність металу, а значні, навпаки, його зміцнюють. При $\sigma_m = 100$ МПа і амплітуді $\sigma_a = 80$ МПа зразки мають сумарне напруження $\sigma_{\max} = 180$ МПа, яке в зоні концентратора при теоретичному коефіцієнті концентрації $\alpha_\sigma = 2,5$ може створити локальне напруження 450 МПа, що буде причиною невеликих пластичних деформацій розтягання.

По кривій втомі 3 (рис. 1), що відповідає $\sigma_m = 200$ МПа і $\sigma_a = 80$ МПа, максимальні напру-

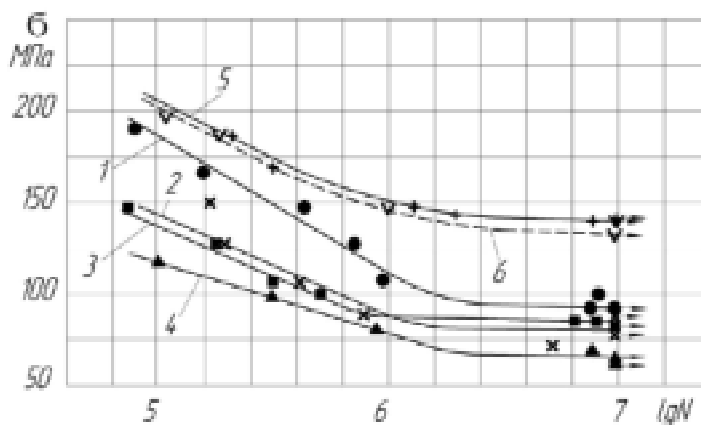


Рис. 1. Криві втоми зразків з концентратором: 1 – при $\sigma_m = 0$; 2 – 100 МПа; 3 – 200 МПа; 4 – 300 МПа; 5 – (-100 МПа); 6 – (-200 МПа)

ження в зоні концентратора можуть досягати величини 700 МПа. Ці напруження можуть призвести до місцевого зміцнення матеріалу зразка, як завдяки наклепу, так і внаслідок релаксації напружень.

При цьому виникають стискаючі залишкові напруження, які декілька зменшують напруження розтягання та створюють сприятливі умови для підвищення опору втомі матеріалу зразка.

На рис. 2 представлені діаграми граничних амплітуд зразків суцільних та з концентратором для кривих однакової довговічностей 10^6 і 10^7 циклів, де 1 – суцільні зразки для 10^6 циклів, 2 – суцільні зразки для $N = 10^7$ циклів, 3 – зразки з концентратором для $N = 10^6$ циклів, 4 – зразки з концентратором для $N = 10^7$ циклів.

Криві суцільних зразків побудовані за даними роботи [3]. Криві зразків з концентратором є результатом даного дослідження, побудовані на підставі сімейства кривих втоми (рис. 1).

Для апроксимації кривих однакової довговічності гладких зразків використана формула [4]

$$\sigma_a^{(N)} = \sigma_{-1}^{(N)} \cdot \left(\frac{LgN}{LgN_B} \right)^{\frac{2\sigma_m}{\sigma_e - \sigma_{ec}}} \times \frac{(\sigma_m - \sigma_e)(\sigma_m - \sigma_{ec})}{\sigma_e \sigma_{ec}}, \quad (1)$$

де $\sigma_a^{(N)}$ – амплітуда циклу при даній розрахунковій довговічності N циклів, МПа;

$\sigma_{-1}^{(N)}$ – границя витривалості симетричного циклу при розрахунковій довговічності N , МПа;

N_B – база випробувань до необмеженої витривалості (для сталі $N_B = 10^7$ циклів);

σ_e – границя міцності при розтягнанні, МПа;

σ_{ec} – границя міцності при стисканні (приймається зі знаком «-»), МПа.

На основі даної діаграми граничних амплітуд можна оцінити значення ефективного коефіцієнта концентрації напружень k_σ і коефіцієнта чутливості до концентрації q_σ в залежності від величини σ_m . Результати оцінки зведені до табл. 1. В таблиці σ_{ak} – значення амплітуди циклу зразків з концентратором.

Коефіцієнт чутливості до концентрації напружень визначено за формулою [1]

$$q_\sigma = (k_\sigma - 1) / (\alpha_\sigma - 1). \quad (2)$$

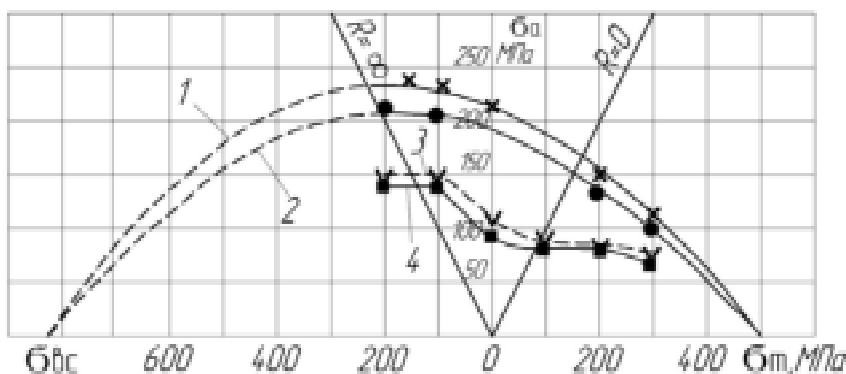


Рис. 2. Діаграми граничних амплітуд сталі 09Г2С

Таблиця 1 – Оцінка ефективного коефіцієнта концентрації напружень

σ_m , МПа	Циклів $N = 10^6$				Циклів $N = 10^7$			
	σ_a , МПа	σ_{ak} , МПа	k_σ	q_σ	σ_a , МПа	σ_{ak} , МПа	k_σ	q_σ
0	215	110,0	1,95	0,63	195	92,2	2,1	0,73
100	195	87,5	2,23	0,82	170	81,3	2,1	0,73
200	147	87,5	1,68	0,45	130	83,7	1,55	0,37
300	115	77,5	1,53	0,35	100	67,5	1,54	0,36
-100	235	152,5	1,54	0,36	208	142,5	1,46	0,31
-200	240	150,0	1,60	0,40	215	142,5	1,51	0,45

Як свідчить таблиця, то твердження, що ефективний коефіцієнт концентрації не залежить від середнього напруження циклу, а є залежним тільки від амплітуди, є сумнівним. Чутливість зразків до концентрації напружень найбільша при симетричному циклі і при $\sigma_m = 100$ МПа, коли ймовірність виникнення зміцнюючих факторів мала, а інтенсивність навантажень значна. При збільшенні асиметрії циклу з'являються сприятливі умови для підвищення опору втомному руйнуванню виробу, завдяки зміцнюючим факторам, якими можуть бути залишкові напруження і наклеп.

Розглянемо гіпотетичний механізм формування залишкових напружень та їх вплив на напружений стан зразків при симетричному навантаженні і в умовах асиметрії циклу.

Симетричне навантаження

Механізм формування напруженого стану та епюри напружень зразка в місці концентратора при симетричному циклі представлено на рис. 3.

Припустимо, що первинне навантаження здійснює півцикл (амплітуда) розтягання. В зразку виникає напруження, яке відповідає епюрі 1 (рис. 3а). Місцеві напруження в зоні концентратора складають $\alpha_\sigma \cdot \sigma_a$, де σ_a – амплітуда напруження, визначеного за нетто-перетином.

Якщо $\alpha_\sigma \cdot \sigma_a$ перевищує границю текучості σ_T , то може відбутися релаксація напружень і епюра прийме вид 2. При знятті навантаження в зразку виникають залишкові напруження відповідно епюрі 3 (рис. 3б).

При черговому навантаженні амплітудою стиску маємо в зоні концентратора епюру 4 (рис. 3в), яка чисельно дорівнює епюрі 1, але з протилежним знаком. В результаті підсумовування епюр 3 і 4 маємо напруження зразка відповідно епюрі 5. Можна припустити, що в наступному півциклі розтягання в об'єкті випробувань виникнуть аналогічні перетворення і напруження епюри 5 створять залишкові напруження відповідно епюрі 6 (рис. 3г). В результаті складання епюри 6 з черговим

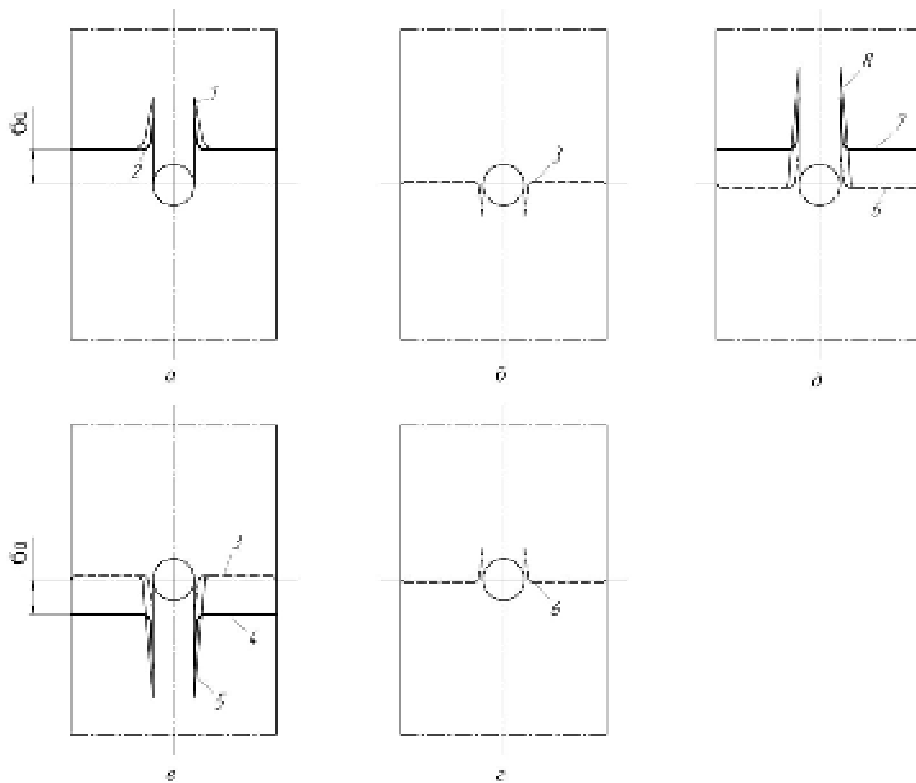


Рис. 3. Епюри напружень при симетричному циклі

півциклом розтягання, представленого епюрою 7 (рис. 3д), можна очікувати напруження, які відповідають епюрі 8. Остання є симетричною епюрі 5, розміщеною в зоні розтягання.

Отже, в зоні концентратора півцикли розтягання породжують (додаткові) залишкові напруження стискання для півциклу стискання, а півцикли стискання формують (додаткові) залишкові напруження розтягання для півциклу розтягання, збільшуючи при цьому амплітудні напруження циклу на величину залишкових напружень. Тобто, фактичні амплітуди циклу в зоні концентратора будуть більші, ніж розрахункові за нетто-перетином, що посилює вплив концентрації напружень.

Асиметричне розтягання

Розглянемо гіпотетичний механізм формування залишкових напружень при віддільному розтяганні. Коefіцієнт асиметрії циклу $R = 0$. У відповідності до конструкції випробувальної машини навантаження зразка здійснюється за формулою

$$\sigma = \sigma_m + \sigma_a \cdot \sin \omega t, \quad (3)$$

де σ_m – середнє напруження циклу (статична складова), МПа;

ω – кутова частота силозбуджуючої голівки, s^{-1} .

При випробуваннях з наявністю статичної складової, коли $\sigma_{max} = \sigma_m + \sigma_a$ перевищує границю текучості, можуть мати місце циклічна повзучість і релаксація напружень, які сформують залишкові напруження.

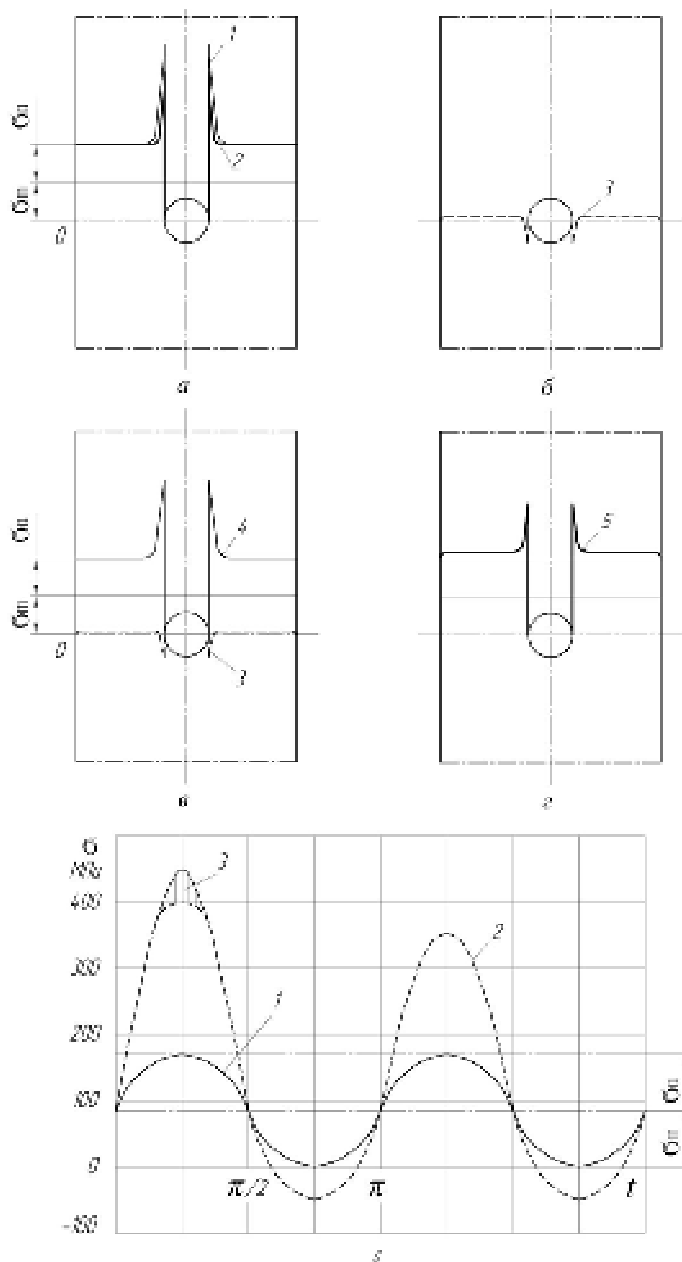


Рис. 4. Епюри напружень та графік навантаження зразка при $R = 0$

Очікуваний механізм формування залишкових напружень при віднульовому циклі розтягання представлено на рис. 4. Прийнято режим, що відповідає довговічності 10^6 циклів з напруженнями $\sigma_m = 90$ МПа, $\sigma_a = 90$ МПа, які визначені за нетто-перетином. При теоретичному коефіцієнті концентрації $\alpha_\sigma = 2,5$ пік напруження в зоні концентратора сягає величини $\sigma_{\max} = 450$ МПа, що перевищує границю текучості (рис. 4а).

Нехай при первинному навантаженні в указаній зоні відбувається релаксація напружень на 50 МПа (епюра 2) і в зоні концентратора залишається напруження зменшені до σ_T . При знятті навантаження в зразку виникають залишкові напруження стискування, які відповідатимуть епюрі 3 (рис. 4б). При повторному навантаженні в зоні концентратора будемо мати напруження, які відповідають значенню σ_T епюрі 4 (рис. 4в). В результаті підсумовування епюр 3 і 4 отримаємо епюру 5, пік якої зменшено на величину стискаючих напружень епюрі 3. При подальших навантаженнях в зоні концентратора буде мати місце напруження (епюра 5, рис. 4г). В півциклі розвантаження в зразку в зоні концентратора будуть виникати стискаючі напруження (епюра 3), а розтягаючи напруження, які притаманні решті перетину, будуть надто малі. Таким чином, стискаючі залишкові напруження відіграють позитивну роль, знижуючи основні напруження розтягання і тим самим зменшуючи вплив концентратора.

Суміщений графік навантаження зразка і напружень в зоні концентратора представлено на рис. 4д, де 1 – крива зовнішнього навантаження; 2 – апріорна крива напружень в зоні концентратора; 3 – зона релаксації.

Релаксація, яка відбувається лише при первинному навантаженні сприяє зниженню напруження в зоні концентратора і тим самим зменшує дію концентратора. Через наявність стискаючої складової в зоні концентратора режим стає не чисто віднульовим розтягання.

Асиметричне стискання

Для визначення впливу асиметрії циклу на концентрацію при середніх напруженнях стиску розглянемо механізм формування залишкових напружень при віднульовому стисканні (коефіцієнт асиметрії $R = \infty$).

Приймаємо режим, що відповідає довговічності 10^7 циклів з параметрами: середнє напруження $\sigma_{m_c} = -140$ МПа, амплітуда $\sigma_a = 140$ МПа, які визначені за нетто-перетином.

Механізм формування та епюри залишкових напружень представлено на рис. 5.

При теоретичному коефіцієнті концентрації $\alpha_\sigma = 2,5$ максимальне напруження стискування в зоні концентрації дорівнює

$$|\sigma_{\max}| = \left(|\sigma_{m_c}| + \sigma_a \right) \cdot \alpha_\sigma = (140 + 140) \cdot 2,5 = 700 \text{ МПа}$$

Таке напруження на 300 МПа перевищує границю текучості, але менше границі міцності $\sigma_{sc} = -835$ МПа.

При даному напруженні ($\sigma_{\max} = -700$ МПа) в зоні концентратора здійснюються такі фізичні процеси: циклічна повзучість, ефект «кування», релаксація напружень. Все це породжує залишкові напруження, оскільки названі явища мають місцевий характер.

Вважаємо, що первинне навантаження здійснюється півциклом розтягання, що відповідає епюрі 1 (рис. 5а) ($\sigma_{\max_c} = -700$ МПа). В результаті приведених фізичних перетворень в зоні концентратора напруження знижуються до рівня $\sigma_{T_c} = -400$ МПа (епюра 2). При знятті навантаження в зразку виникають залишкові напруження, які відповідають епюрі 3 (рис. 5б). Приймаємо апріорі, що залишкові напруження в зоні концентратора складають 50 МПа, як і при віднульовому розтяганні. При повторному навантаженні попереднє напруження, яке виникло після релаксації (-400 МПа), буде зменшене на величину залишкових напружень (епюра 3, рис. 5в). Після складання епюр 3 і 4 отримаємо епюру 5 (рис. 5г).

Апріорний графік напружень зразка представлено на рис. 5д, де 1 – крива зовнішнього навантаження, 2 – апріорна крива напружень в зоні концентратора, 3 – пластична деформація.

Із рисунка видно, що напружений стан зразка фактично формується на перших двох циклах навантаження. Далі при навантаженні в зразку будуть виникати напруження, які відповідають епюрі 5, а при розвантаженні – епюрі 3. Таким чином, хоча зовнішнє навантаження не має розтягуючої складової, розтягуючи складову залишкових напружень (епюра 3) буде сприяти виникненню і розвитку тріщини втоми. Інтенсивність цих напружень є невелика, і розвиток тріщин буде гальмуватися стискаючою складовою циклу, в результаті чого вплив концентратора зменшується.

На підставі аналізу результатів експериментальних досліджень і теоретичних міркувань напрошується висновок, що з точки зору виникнення і дії залишкових напружень даний конструкційний матеріал є більш чутливим до дії концентратора при симетричному циклі навантаження. Тобто пошкодження від концентратора є більш дієвим при симетричному циклі, ніж коли матеріал працює в умовах асиметрії циклу.

Розглянемо залежність ефективного коефіцієнта концентрації від коефіцієнта асиметрії циклу. При цьому буде враховуватись вплив на ефективний коефіцієнт концентрації k_{σ_R} , як величина середнього напруження, так і амплітуда циклу. Діаграма вказаних залежностей представлена на рис. 6 для різних значень коефіцієнтів асиметрії R , які показані у вигляді променів, проведених під кутом γ , для якого $tg\gamma = (1 - R)/(1 + R)$.

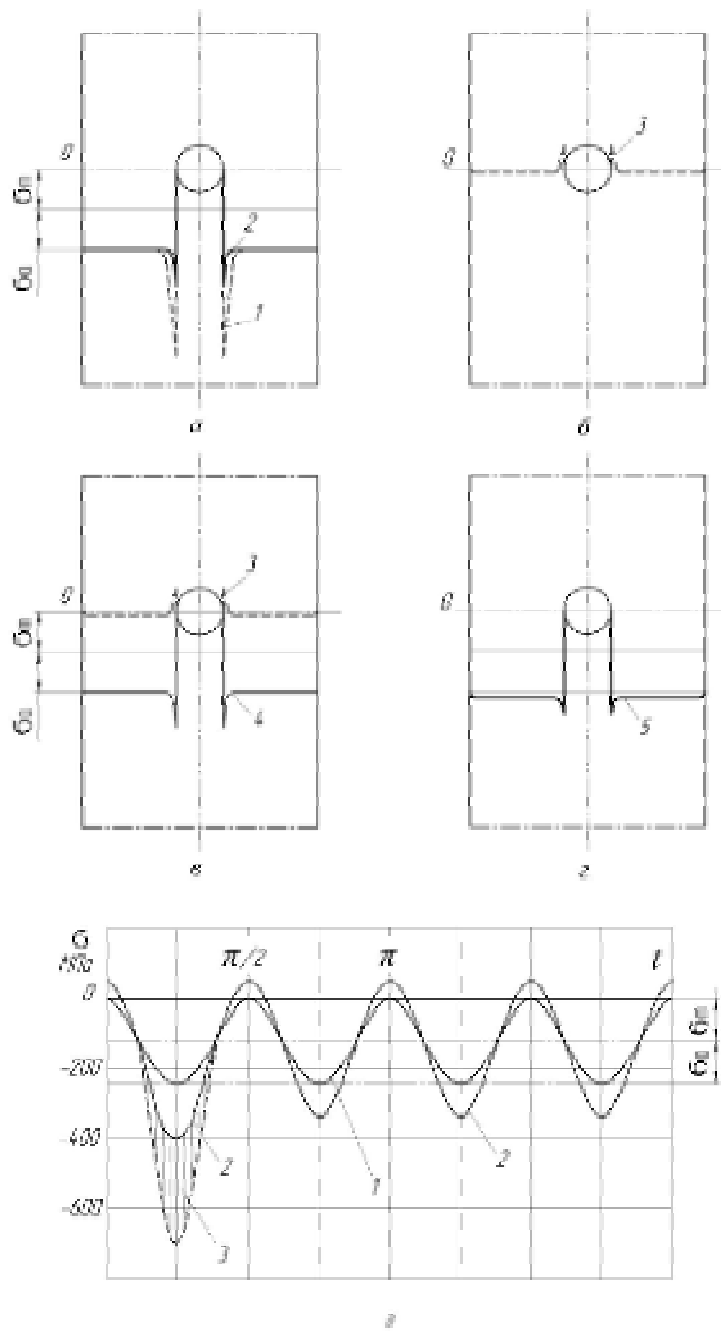


Рис. 5. Епюри напружень та графік навантаження зразка при

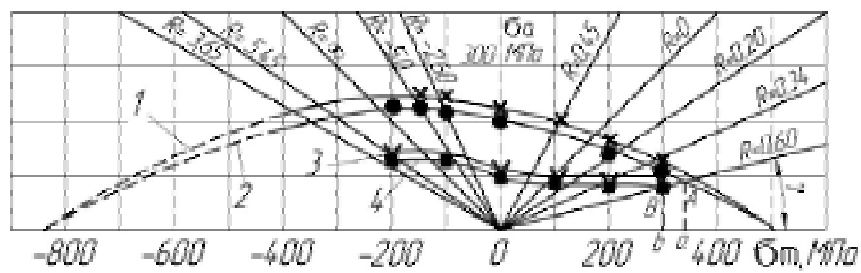


Рис. 6. Діаграма для визначення залежності ефективного коефіцієнта концентрації напружень від асиметрії циклу

На рис. 6 позначення кривих однакової довговічності аналогічно рис. 2. Апроксимація кривих однакової довговічності гладких зразків виконала також за допомогою формули (1).

Промені діаграми описуються формулою

$$\sigma_a^{(N)} = \frac{1-R}{1+R} \cdot \sigma_m \quad (4)$$

Як приклад, розглянемо спосіб визначення ефективного коефіцієнта концентрації напружень в залежності від коефіцієнта асиметрії циклу для $R = 0,60$ при довговічності $N = 10^7$ циклів (рис. 6). Позначимо на діаграмі точки A і B перетину променя $R = 0,60$, з кривими однакоких довговічностей гладких зразків і зразків з концентратором.

Опустимо перпендикуляри Aa і Bb . Тоді ефективний коефіцієнт концентрації в залежності від коефіцієнта асиметрії циклу k_{σ_R} визначиться як відношення довжин відповідних відрізків

$$k_{\sigma_R} = \frac{Aa}{Bb} = \frac{\sigma_a}{\sigma_{a_k}} = \frac{\sigma_m}{\sigma_{m_k}} \quad (5)$$

де σ_a – гранична амплітуда для гладкого зразка, МПа;

σ_{a_k} – гранична амплітуда для зразка з концентратором, МПа;

σ_m – середнє напруження циклу для гладкого зразка, МПа;

σ_{m_k} – середнє напруження циклу для зразка з концентратором, МПа.

Визначені вказаним способом ефективні коефіцієнти концентрації k_{σ_R} для відповідних коефіцієнтів асиметрії циклу R зведені до табл. 2.

Результати оцінки свідчать, що найбільші значення k_{σ_R} мають місце при симетричному навантаженні і невеликій асиметрії (для $R = -0,45$, $R = -2,6$). При збільшенні асиметрії циклу значення k_{σ_R} зменшуються завдяки впливу залишкових напружень в зоні концентратора.

Висновки

Результати експериментальних досліджень та теоретичні основи механізму формування напруженого стану сталі 09Г2С з концентратором напружень, що приведені в даній роботі, можуть бути корисними конструкторам для більш повного використання службових характеристик конструкційних матеріалів з метою оптимізації маси і довговічності металоконструкцій кранів та інших виробів.

Список літератури

1. Серенсен С. В. Несущая способность и расчет деталей машин на прочность / Серенсен С. В., Когаев В. П., Шнейдерович Р. М. – М. : Машиностроение, 1975. – 488 с.
2. Стенд для испытания металлов при осевых нагрузках в условиях асимметрии цикла: Реферативная информация о законных научно-исследовательских работах в вузах УССР / Михайлов П. А., Сочава А.И. – К. : Вища школа, 1974. – Вып. 13.
3. Дослідження низьколегованих сталей на опір втомі в умовах асиметрії циклу / Сочава А. І., Глушко В. І., Мартовицкий Л. М., Курлаева Ю. С. // Нові матеріали і технології в металургії і машинобудуванні. – 2012. – № 1. – С. 55–60.
4. Сочава А. І. Методика розрахунку деталей машин, що працюють в умовах нестационарного навантаження / Сочава А. І. // Нові матеріали і технології в металургії і машинобудуванні. 2000. – № 2. – С. 66–68.

Одержано 08.06.2017

Таблиця 2 – Оцінка впливу асиметрії циклу на значення ефективного коефіцієнта концентрації напружень

R	Циклів $N = 10^6$				Циклів $N = 10^7$			
	σ_a , МПа	σ_{a_k} , МПа	k_{σ_R}	q_R	σ_a , МПа	σ_{a_k} , МПа	k_{σ_R}	q_R
-1	215	110	1,95	0,63	195	92,2	2,1	0,73
-0,45	195	95	2,05	0,70	170	80	2,12	0,75
0	175	100	1,75	0,5	150	80	1,87	0,58
0,2	150	90	1,67	0,45	135	78	1,73	0,49
0,34	125	90	1,39	0,26	119	80	1,47	0,31
0,60	90	80	1,13	0,09	82*	68	1,21	0,14
-2,60	230	130	1,75	0,5	210	110	1,91	0,60
-5,0	240	140	1,70	0,47	220	125	1,76	0,51
∞	235*	135	1,68	0,45	218	125	1,74	0,49
5,45	220*	135	1,63	0,42	200*	120	1,67	0,45

Сочава А.И., Мартовицкий Л.М., Глушко В.И., Кривов Е.С., Фролов Р.А. Влияние асимметрии цикла на величину эффективного коэффициента концентраций напряжений

Проведены исследования на сопротивление усталости образцов с концентратором со стали 09Г2С. Рассмотрен механизм формирования в зоне концентратора остаточных напряжений в условиях асимметрии цикла. Представлены диаграммы предельных амплитуд.

Ключевые слова: асимметрия цикла, остаточные напряжения, коэффициент концентрации.

Sochava A., Martovitsky L., Glushko V., Krimov E., Frolov R. It is influence of asymmetry cycle on the value effective concentration factor tensions

Samples of low-alloyed steel with stress concentration are investigated in asymmetrical cycles conditions. Mechanism of forming of residual stresses is described. Limit amplitude diagrams are presented.

Key words: asymmetrical cycles, residual stresses, stress concentration.

УДК 539.374.001.8

Д-р техн. наук В. В. Чигиринский, А. А. Ленюк

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ СРЕДЫ ПРИ СЛОЖНОМ ПРОСТРАНСТВЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Представлено аналитическое решение пространственной задачи с анализом напряженного состояния среды при двухкупольной эпюре контактных напряжений. Представлены компоненты тензоров напряжений.

Присутствие тригонометрических функций в решении позволяет задать разнознаковый характер изменения напряжений и описать единым выражением его особенности в разных зонах очага деформации. Дифференциальные соотношения Коши-Римана определяют выпуклый характер эпюры контактных напряжений. Появление двух новых функций обеспечивают необходимый характер изменения контактного напряжения по ширине и подпор со стороны контактного трения.

Показаны качественные и количественные характеристики изменения напряженного состояния металла для двухкупольной пространственной схемы нагружения. Представленный результат имеет место для широких очагов деформации, с двумя линиями раздела течения металла.

Ключевые слова: напряженное состояние, двухкупольная эпюра, пространственная задача, фактор формы, коэффициент трения.

Введение

Разные физические модели пластического формоизменения определяются разными режимами деформирования в условиях неоднородного напряженно-деформированного состояния металла. В работах [1–3] представлено аналитическое решение пространственной задачи с анализом напряженного состояния среды при однокупольной эпюре контактных напряжений. Такая модель соответствует схеме течения металла с одной линией раздела в поперечном направлении. В зоне перехода формируется купол нормальных контактных напряжений, в этой же зоне касательные контактные напряжения изменяют свой знак.

На основании экспериментальных данных [4–5] установлено, что возможно существование двух линий раздела течения металла, которым соответствует двухкупольная эпюра нормальных контактных напряжений. При этом соответствующим образом изменяются не только нормальные, но и контактные касательные напряжения, рис. 1.

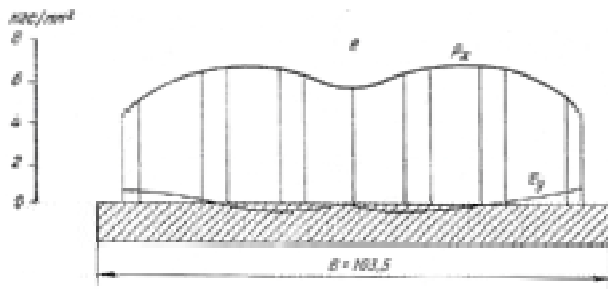


Рис. 1. Эпюра контактных напряжений в соответствии с работой [4]

Постановка задачи

В соответствии с работами [1–3] можно записать компоненты тензора напряжений для пространственной задачи в виде

$$\sigma'_x = +C_{\sigma 3} \cdot \exp \theta'_3 \cdot \cos(A_3 \Phi_3) + \sigma_0 + C,$$

$$\sigma'_y = +C_{\sigma 2} \cdot \exp \theta'_2 \cdot \cos(A_2 \Phi_2) + \sigma_0 + C,$$

$$\sigma'_z = -C_{\sigma 3} \cdot \exp \theta'_3 \cdot \cos(A_3 \Phi_3) - C_{\sigma 2} \cdot \exp \theta'_2 \cdot \cos(A_2 \Phi_2) + \sigma_0 + C,$$

$$\tau_{yz} = C_{\sigma 2} \cdot \exp \theta'_2 \cdot \sin A_2 \Phi_2,$$

$$\tau_{xz} = C_{\sigma 3} \cdot \exp \theta'_3 \cdot \sin A_3 \Phi_3, \quad (1)$$

где σ_i – нормальное напряжение; τ_{ij} – касательное напряжение; σ_0 – гидростатическое напряжение; A_i – постоянная величина, характеризующая тригонометрическую функцию для напряженного состояния пластической среды; Φ_i – неизвестная гармоническая функция, зависящая от координат очага; θ'_{ij} и θ''_{ij} – неизвестные гармонические функции, показатели экспонент, характеризующие распределение напряжений и скоростей деформации в очаге деформации; $C_{\sigma i}$ – постоянные величины, характеризующие напряженное состояние пластической среды и поле деформаций.

Следует подчеркнуть, что присутствие тригонометрических функций в решении позволяет задать разнознаковый характер изменения напряжений и описать

единым выражением его особенности в разных зонах очага деформации.

Дифференциальные соотношения Коши-Римана (1) определяют выпуклый характер эпюры контактных напряжений, и являются ограничениями, которые удовлетворяют условиям задачи и определяют вид самих функций. Для гидростатического напряжения можно принять [6]

$$\sigma_0 = -2 \cdot C_{\sigma_2}' \cdot \exp \theta_2'' \cdot \cos A_2 \Phi_2' - 2 \cdot C_{\sigma_3}' \cdot \exp \theta_3' \cdot \cos A_3 \Phi_3. \quad (2)$$

Вид выражения (2) определен использованием граничных условий, задаваемых угловыми значениями напряжений, рис. 2. В этом случае принимается, что нормальные компоненты тензора напряжений в угловых точках соответствуют минимальным значениям. Следует подчеркнуть, что тригонометрические функции $A_2 \Phi_2$ и $A_2 \Phi_2'$ несколько отличаются друг от друга постоянной величиной π таким образом, чтобы в угловой точке, их значения были равны. Такая модель не противоречит общим положениям задачи, и позволяет изменить характер контактных напряжений в соответствии с двухкупольной эпюрой. Постоянная C_{σ_2} будет одинаковой при использовании функций $A_2 \Phi_2'$ и $A_2 \Phi_2$. Покажем это.

Подставляя (2) в (1) получим выражения для дальнейшего анализа и расчетов.

$$\begin{aligned} \sigma_x &= -2 \cdot C_{\sigma_3}' \cdot \exp \theta_2'' \cdot \cos A_2 \Phi_2' - C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta_3' \cdot \cos A_3 \Phi_3 + C, \\ \sigma_y &= -(2C_{\sigma_2}' \exp \theta_2'' \cdot \cos A_2 \Phi_2' - C_{\sigma_2} \exp \theta_2' \cos A_2 \Phi_2) - 2C_{\sigma_3}' \cdot \exp \theta_3' \cos A_3 \Phi_3 + C, \\ \sigma_z &= -(C_{\sigma_2} \exp \theta_2' \cos A_2 \Phi_2 + 2C_{\sigma_2}' \exp \theta_2'' \cdot \cos A_2 \Phi_2') - -3C_{\sigma_3} \exp \theta_3' \cdot \cos A_3 \Phi_3 + C, \\ \tau_{yz} &= C_{\sigma_2} \cdot \exp \theta_2' \cdot \sin A_2 \Phi_2, \\ \tau_{xz} &= C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta_3' \cdot \sin A_3 \Phi_3. \end{aligned} \quad (3)$$

Решение задачи

Для определения постоянных интегрирования C_{σ_2} , C_{σ_3} , C и подтверждения функциональной зависимости для напряжения σ_0 и воспользуемся угловыми значениями функций, рис. 2, запишем граничные условия в виде, при

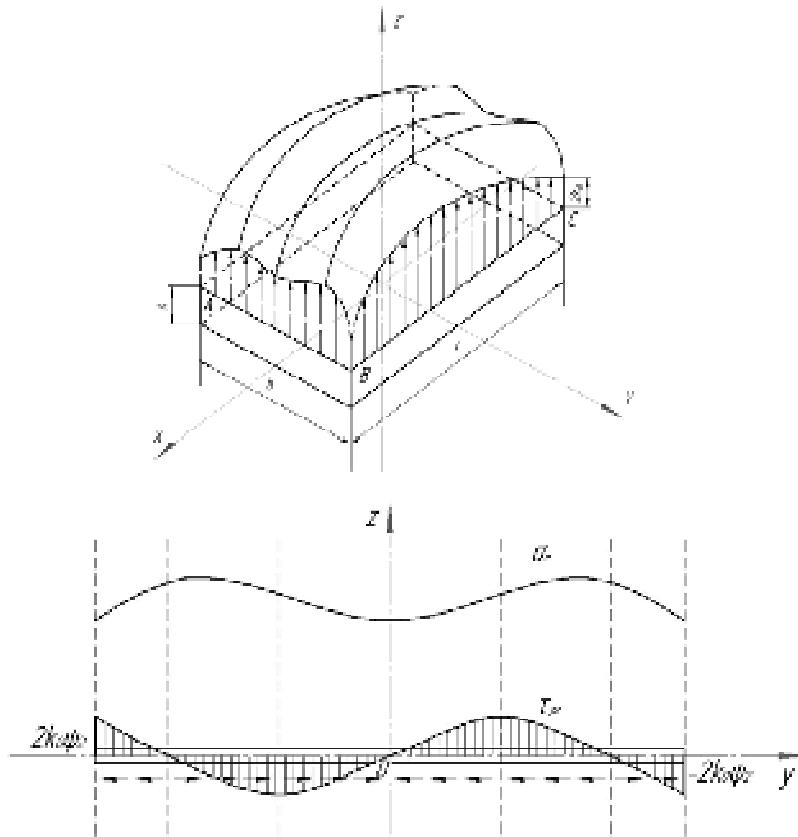


Рис. 2. Объемная эпюра контактных напряжений в поперечном направлении

$$x = \frac{l}{2}, y = \frac{b}{2}, z = \frac{h}{2}, \theta_2' = \theta_{20}', \theta_2'' = \theta_{20}'' ,$$

$$\theta_3' = \theta_{30}', A_2\Phi_2 = A_2\Phi_{20}, A_2\Phi_2' = A_2\Phi_{20}' ,$$

$$A_3\Phi_3 = A_3\Phi_{30}, \sigma_z = -2 \cdot k_0, \sigma_x = \sigma_y = 0 . \quad (4)$$

Следует подчеркнуть, что в угловой зоне, определяемой продольным и поперечным направлениями, вертикальные нормальные напряжения σ_z характеризуется одинаковым напряжением k_0 , которое необходимо учитывать при подстановке граничных условий.

В угловой точке возможно выполнение условия $A_2\Phi_{20} = A_2\Phi_{20}'$. Записывая равенство продольного и поперечного напряжений в угловой точке с учетом граничных условий, имеем

$$C_{\sigma 3} \cdot \exp \theta_{30}' \cdot \cos(A_3\Phi_{30}) = C_{\sigma 2} \cdot \exp \theta_{20}' \cdot \cos(A_2\Phi_{20}) ,$$

или
$$C_{\sigma 3} = C_{\sigma 2} \cdot \frac{\exp \theta_{20}' \cdot \cos(A_2\Phi_{20})}{\exp \theta_{30}' \cdot \cos(A_3\Phi_{30})} , \quad (5)$$

Подставляя (4), (5) в (3) получим

$$C_{\sigma 3} = \frac{2 \cdot k_0}{3 \cdot \exp \theta_{30}' \cdot \cos A_3\Phi_{30}} ,$$

$$C_{\sigma 2} = \frac{2 \cdot k_0}{3 \cdot \exp \theta_{20}' \cdot \cos A_2\Phi_{20}} , C = 2 \cdot k_0 , \quad (6)$$

где k_0 – сопротивление пластическому сдвигу в угловой части очага деформации на контакте без наклепа.

Появление двух функций $A_2\Phi_2$, $A_2\Phi_2'$ обеспечивают, с одной стороны, необходимый характер изменения контактного напряжения по ширине, с другой, подпор со стороны контактного трения.

Если в выражения (3) подставить соответствующие граничные условия и постоянную $C_{\sigma 2}'$, то соотношения (6) по форме, останутся неизменными, т. е.

$$C_{\sigma 3} = C_{\sigma 2}' \cdot \frac{\exp \theta_{20}'' \cdot \cos(A_2\Phi_{20}')}{\exp \theta_{30}' \cdot \cos(A_3\Phi_{30})} , \quad (7)$$

$$C_{\sigma 3} = \frac{2 \cdot k_0}{3 \cdot \exp \theta_{30}' \cdot \cos A_3\Phi_{30}} ,$$

$$C_{\sigma 2} = \frac{2 \cdot k_0}{3 \cdot \exp \theta_{20}'' \cdot \cos A_2\Phi_{20}'} , C = 2 \cdot k_0 , \quad (8)$$

Единый очаг деформации требует, чтобы соседние участки имели одинаковые постоянные и функции, т. е.

$$\theta_2' = \theta_2'' , \theta_{20}' = \theta_{20}'' .$$

Функции $A_2\Phi_{20}'$, $A_2\Phi_{20}$ отличаются только тем, что позволяют перейти в соседний квадрант, изменив знак косинуса функции $A_2\Phi_2'$.

С учетом (8) компоненты тензора напряжений

$$\sigma_x = -2 \frac{2k_0}{3 \cos A_2\Phi_{20}} \exp(\theta_2' - \theta_{20}') \cos A_2\Phi_2 - \frac{2k_0}{3 \cos A_3\Phi_{30}} \exp(\theta_3' - \theta_{30}') \cos A_3\Phi_3 + 2 \cdot k_0 ,$$

$$\sigma_y = -\frac{2k_0}{3} \exp(\theta_2' - \theta_{20}') \left(2 \frac{\cos A_2\Phi_2'}{\cos A_2\Phi_{20}'} - \frac{\cos A_2\Phi_2}{\cos A_2\Phi_{20}} \right) - 2 \frac{2k_0}{3 \cos A_3\Phi_{30}} \exp(\theta_3' - \theta_{30}') \cos A_3\Phi_3 + 2 \cdot k_0 ,$$

$$\sigma_z = -3 \frac{2 \cdot k_0}{3 \cos A_3\Phi_{30}} \exp(\theta_3' - \theta_{30}') \cos A_3\Phi_3 -$$

$$-\frac{2 \cdot k_0}{3} \exp(\theta_2' - \theta_{20}') \left(2 \frac{\cos A_2\Phi_2'}{\cos A_2\Phi_{20}'} + \frac{\cos A_2\Phi_2}{\cos A_2\Phi_{20}} \right) + 2k_0 ,$$

$$\tau_{yz} = \frac{2k_0}{3 \cdot \cos A_2\Phi_{20}} \cdot \exp(\theta_2' - \theta_{20}') \cdot \sin A_2\Phi_2 ,$$

$$\tau_{xz} = \frac{2k_0}{3 \cdot \cos A_3\Phi_{30}} \cdot \exp(\theta_3' - \theta_{30}') \cdot \sin A_3\Phi_3 . \quad (9)$$

Из выражения (9) следует, что при разных значениях θ_2' , θ_{20}' и θ_2'' , θ_{20}'' в угловой точке, рис. 1, их разность всегда равна нулю, а экспоненты равны единице. Тогда определяющим значением для постоянной являются функции $A_2\Phi_2'$ и $A_2\Phi_2$.

Можно убедиться, что выражения (9) удовлетворяют граничным условиям (4) и для них соответствует выражение (2). В этой связи определим функциональные зависимости $A_2\Phi_2$, $A_2\Phi_2'$ и $A_3\Phi_3$. Решая уравнения Лапласа для $A_2\Phi_2$ и $A_3\Phi_3$ (1) можно получить функции вида

$$A_2\Phi_2' = A_2A_5 \cdot y \cdot z , A_2\Phi_2 = \pi + A_2A_5' \cdot y \cdot z ,$$

$$A_3\Phi_3 = A_3A_4 \cdot x \cdot z . \quad (10)$$

С учетом соотношений Коши-Римана (1), для функций θ можно записать

$$\theta_2' = -\frac{1}{2} \cdot A_2A_5 \cdot (y^2 - z^2) ,$$

$$\theta_3' = -\frac{1}{2} \cdot A_3A_4 \cdot (x^2 - z^2) , \quad (11)$$

С целью упрощения анализа введем в рассмотрение новое значение сопротивления деформации в виде

$$k_0' = \frac{2}{3} \cdot k_0. \quad (12)$$

Определим значение коэффициентов A_2A_5 , A_2A_5' , A_3A_4 . Граничные условия для контактных напряжений принимается в виде, $x = \frac{l}{2}, y = \frac{b}{2}, z = \frac{h}{2}$,

$\tau_{yz} = k_0' \cdot \psi_2$, $\tau_{xz} = k_0' \cdot \psi_3$, при этом

$\psi_2 = f \cdot (1 - f)$, $\psi_3 = 2f \cdot (1 - f)$, где f – коэффициент трения.

Подставляя граничные условия в выражения для касательных напряжений (9), получим

$$k_0' \cdot \psi_2 = k_0' \cdot \operatorname{tg} A_2 \Phi_{20}, \quad k_0' \cdot \psi_3 = k_0' \cdot \operatorname{tg} A_3 \Phi_{30},$$

$$A_2 \Phi_{20} = \operatorname{arctg} \psi_2 \approx \psi_2, \quad A_3 \Phi_{30} = \operatorname{arctg} \psi_3 \approx \psi_3.$$

Анализ показывает, что при переходе в другой октант, функция $A_2 \Phi_2$ должна иметь вид

$$A_2 \Phi_2 = \pi + 4 \frac{(\pi + \alpha \cdot A_2 \Phi_{20})}{bh} \cdot yz, \quad (13)$$

где b – ширина очага деформации, h – высота очага деформации, α – коэффициент перехода.

При $\alpha = 1$ в выражении (13), для граничных условий можно принимать, в крайних (угловых) точках очага деформации, $A_2 \Phi_{20} = A_2 \Phi_{20}'$. В этом случае обеспечивается определение указанных постоянных с одинаковой точностью из выражений (10) и (13). Далее имеем

$$A_2 \Phi_{20}' = A_2 \Phi_{20} = A_2 A_5 \cdot \frac{b}{2} \cdot \frac{h}{2},$$

$$A_3 \Phi_{30} = A_3 A_4 \cdot \frac{l}{2} \cdot \frac{h}{2},$$

$$A_2 A_5 = 4 \frac{A_2 \Phi_{20}}{bh}, \quad A_3 A_4 = 4 \frac{A_3 \Phi_{30}}{lh}.$$

Значение функций θ в угловой точке на контактной поверхности

$$\theta_{20}' = -2 \cdot \frac{A_2 \Phi_{20}}{b \cdot h} \cdot \left(\frac{b^2}{4} - \frac{h^2}{4} \right),$$

$$\theta_{30}' = -2 \cdot \frac{A_3 \Phi_{30}}{l \cdot h} \cdot \left(\frac{l^2}{4} - \frac{h^2}{4} \right). \quad (14)$$

Тогда выражения (9), с учетом (12) и (14) запишутся в виде

$$\sigma_x = -2 \frac{k_0'}{\cos A_2 \Phi_{20}} \exp(\theta_2' - \theta_{20}') \cos A_2 \Phi_2 - \frac{k_0'}{\cos A_3 \Phi_{30}} \exp(\theta_3' - \theta_{30}') \cos A_3 \Phi_3 + 3k_0',$$

$$\sigma_y = -k_0' \exp(\theta_2' - \theta_{20}') \left(2 \cdot \frac{\cos A_2 \Phi_2'}{\cos A_2 \Phi_{20}} - \frac{\cos A_2 \Phi_2}{\cos A_2 \Phi_{20}} \right) - 2 \frac{k_0'}{\cos A_3 \Phi_{30}} \exp(\theta_3' - \theta_{30}') \cos A_3 \Phi_3 + 3k_0',$$

$$\sigma_z = -3 \frac{k_0'}{\cos A_3 \Phi_{30}} \exp(\theta_3' - \theta_{30}') \cos A_3 \Phi_3 -$$

$$- k_0' \exp(\theta_2' - \theta_{20}') \left(2 \frac{\cos A_2 \Phi_2'}{\cos A_2 \Phi_{20}} + \frac{\cos A_2 \Phi_2}{\cos A_2 \Phi_{20}} \right) + 3k_0',$$

$$\tau_{yz} = \frac{k_0'}{\cos A_2 \Phi_{20}} \cdot \exp(\theta_2' - \theta_{20}') \cdot \sin A_2 \Phi_2,$$

$$\tau_{xz} = \frac{k_0'}{\cos A_3 \Phi_{30}} \cdot \exp(\theta_3' - \theta_{30}') \cdot \sin A_3 \Phi_3. \quad (15)$$

В двухкупольной эпюре контактных напряжений присутствуют две линии раздела течения металла в поперечном направлении.

Напряжения (15) могут быть просчитаны для каждой точки объемного очага деформации, включая контакт с инструментом.

Представляет интерес знать ширины участков с крайним односторонним течением металла. Используя выражение (12) можно определить размеры этих зон. Участок полосы между косинусами ∓ 1 , равен ширине участка с односторонним течением металла.

$$\text{Тогда } A_2 \Phi_2 = \pi + 2 \frac{(\pi + \alpha \cdot A_2 \Phi_{20})}{b} \cdot y_b = 0,$$

$$y_b = -\frac{b}{2} \cdot \frac{\pi}{\pi + \alpha \cdot A_2 \Phi_{20}}. \quad (16)$$

Знак минус указывает, что значение y_b находится в отрицательной области. При отсутствии контактного трения ($A_2 \Phi_{20} = 0$), $y_b = -b/2$.

Размер зоны (16) можно использовать в (13) вместо размера $b/2$. Ширина соседнего участка равна

$$y_b' = -\frac{b}{2} + \frac{b}{2} \cdot \frac{\pi}{\pi + A_2 \Phi_{20}} = -\frac{b}{2} \cdot \frac{A_2 \Phi_{20}}{\pi + A_2 \Phi_{20}}.$$

При $A_2\Phi_{20} = 0$, $y'_b = 0$. Последнее условие определяет на всем протяжении $b/2$ только одностороннее течение металла.

Анализ полученных результатов

Используя выражения (9), (15) появляется возможность определения компонентов тензора напряжений пространственной задачи в каждой точке очага деформации для более сложного построения, т.е. двухкупольной эпюры, в том числе и на контакте.

Объемная эпюра контактных нормальных напряжений представлена на рис. 3–5 в поперечном направлении при разных значениях коэффициента трения и фактора формы. На краю, в центральном и промежуточном поперечном сечении.

Анализ показывает, что с изменением контактного трения (коэффициента трения) и параметров очага деформации (l/h и b/h) изменяются контактные напряжения в сторону увеличения или уменьшения их неравномерности. Если коэффициент трения равен нулю, то удельные силы трения отсутствуют, а распределение нормальных напряжений на контакте носит равномерный характер.

Из анализа полученного результата видно, что при разных параметрах очага деформации и коэффициента трения использование метода гармонических функций за счет тригонометрической составляющей позволяет математически правильно, качественно и количественно оценить напряженное состояние среды в условиях сложного пространственного нагружения.

Купольность контактных напряжений определяется числом раздела течения металла. Изменение знака поперечной составляющей тензора напряжений позволяет определить зоны встречного течения металла с отрицательным знаком, а зоны бокового течения металла с положительным.

На фоне гидравлического давления это определяет двухкупольный характер изменения нормальных вертикальных напряжений σ_z .

Такая физическая и математическая модели позволяют качественно и количественно охарактеризовать влияние линий раздела течения металла на напряженное и, следовательно, деформированное состояние металла.

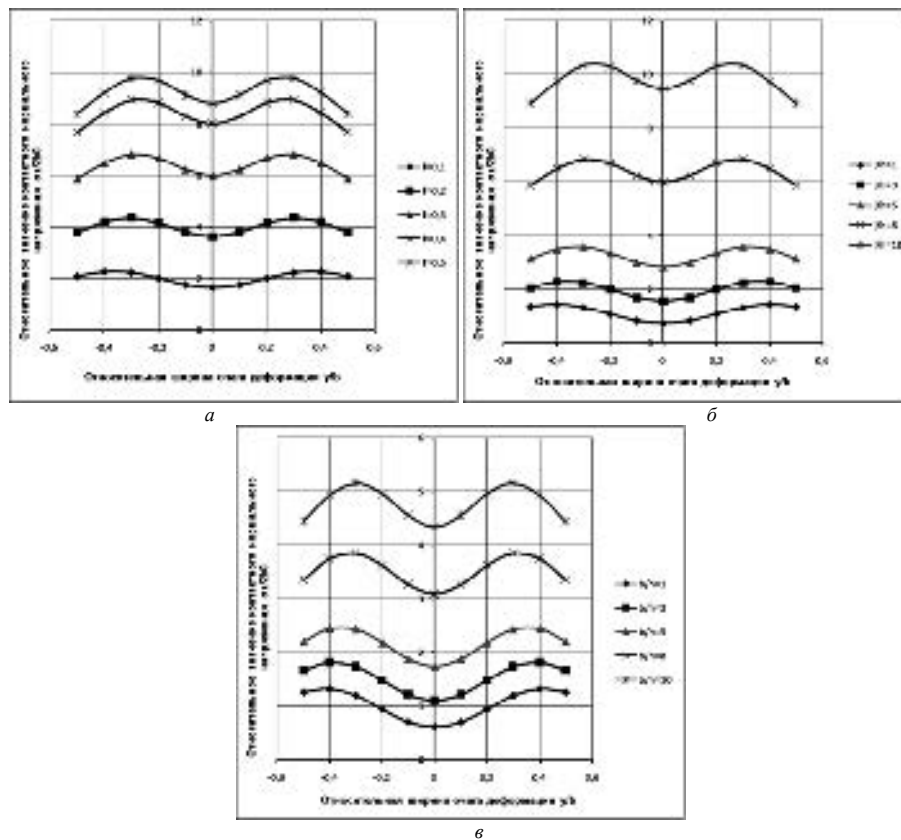


Рис. 3. Эпюра вертикальных нормальных напряжений в среднем сечении очага деформации ($x = 0$)

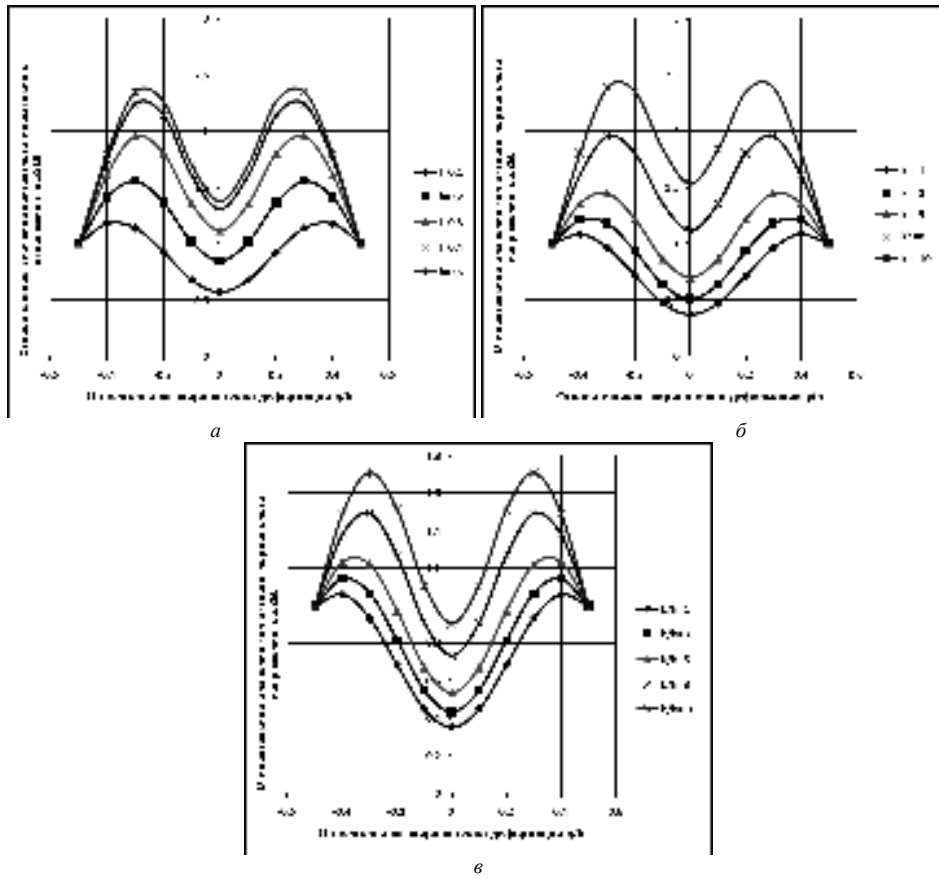


Рис. 4. Эпюра вертикальных нормальных напряжений в плоскости входа в очаг деформации ($x = L/2$)

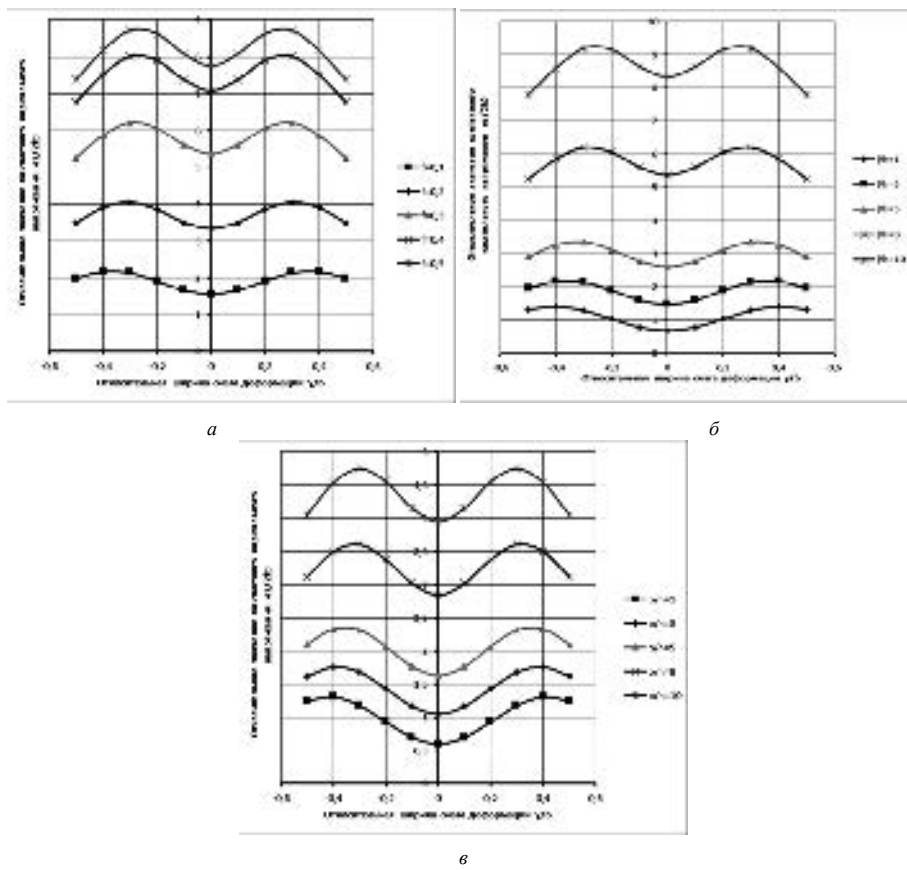


Рис. 5. Эпюра вертикальных нормальных напряжений в промежуточном сечении очага деформации ($x = L/8$)

Выводы

1. Установлена возможность существования двух линий раздела течения металла, которым соответствует двухкупольная эпюра контактных нормальных напряжений.

2. На базе аналитического решения пространственной задачи для модели течения металла с одной линией раздела определены компоненты тензора напряжений пространственной задачи для более сложного построения.

3. Получены двухкупольные эпюры вертикальных контактных напряжений в поперечном направлении при разных значениях коэффициента трения и фактора формы на краю, в центральном и промежуточном поперечном сечении.

4. Показаны качественные и количественные характеристики изменения напряженного состояния пластической среды при сложном пространственном воздействии.

Список литературы

1. Каптуров Л. Е. Контактные силы в очаге деформации при прокатке полос, Теория прокатки (материалы Всесоюзной научно-технической конференции «Теоретические проблемы прокатного производства»), под ред. А. П. Чекмарева. – М. : Металлургия, 1975. – С. 428–431.

2. Целиков А. И. Теория расчета усилий в прокатных станах / Целиков А. И. – М. : Metallurgizdat, 1962. – 495 с.

3. Исследование неоднородности напряженного состояния заготовки при объемном пластическом нагружении / В. В. Чигиринский, А. А. Ленюк, Х. Дья, М. Кнапински // XVII International scientific conference new technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering: monografie № 56, Czkochowa 2016. – С. 218–226.

4. Чигиринский В. В. Исследование влияния граничных условий на контактные напряжения при объемном нагружении / В. В. Чигиринский, А. А. Ленюк // Обработка материалов давлением: сборник научных трудов. Краматорск: ДГМА, 2016. – №1 (42). – С. 37–44.

5. Чигиринский В. В. Исследование влияния граничных условий на параметры напряженного состояния при объемном пластическом нагружении / В. В. Чигиринский, А. А. Ленюк, Л. А. Якубович // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні: науковий журнал, 2015. – № 2. – С. 127–132.

6. Chigirinsky V.V. Determination of integral characteristics of stress state of the point during plastic deformation in conditions of volume loading / V.V. Chigirinsky, A.A. Lenok, S.M. Echin // Metallurgical and Mining Industry: scientific and technical journal. 2015. – № 11 – P. 153–164.

Одержано 20.06.2017

Чигиринський В.В., Ленюк А.А. Напружений стан пластичного середовища при складному просторовому впливі

Представлено аналітичне рішення просторової задачі з аналізом напруженого стану середовища при двокупольній епюрі контактних напружень. Представлено компоненти тензору напружень.

Присутність тригонометричних функцій у рішенні дозволяє задати різнознаковий характер зміни напружень і описати єдиним виразом його особливості в різних зонах осередку деформації. Диференціальні співвідношення Коші-Рімана визначають випуклий характер епюри контактних напружень. Поява двох нових функцій забезпечують необхідний характер зміни контактної напруженості по ширині і підпір з боку контактної тертя.

Показано якісні та кількісні характеристики зміни напруженого стану металу для двокупольної просторової схеми навантаження. Представлений результат має місце для широких осередків деформації, з двома лініями розділу течії металу.

Ключові слова: напружений стан, двокупольна епюра, просторова задача, фактор форми, коефіцієнт тертя.

Chigirinsky V., Lenok A. Stress state of a plastic medium under a complex volume impact

An analytical solution of the volume problem with the stress state analysis of the medium in the case of a two-dome diagram of contact stresses is presented. The components of stress tensors are presented.

The presence of trigonometric functions in the solution makes it possible to specify the multi-character character of the change in stresses and to describe by a single expression its features in different zones of the medium deformation. The differential Cauchy-Riemann relations define the convex character of the contact stresses. The appearance of two new functions provides the necessary character of the change in the contact stress across the width and the support from the contact friction side.

The qualitative and quantitative characteristics of the change in the metal stress state for a two-dome volume loading scheme are shown. The presented result takes place for wide deformation centers, with two lines of metal flow separation.

Key words: stress state, two-dome diagram, volume problem, form factor, friction coefficient.

ДИНАМІКА КОАКСІАЛЬНИХ ЦИЛІНДРИЧНИХ ОБОЛОНОК У ПРУЖНОМУ СЕРЕДОВИЩІ З ВІЛЬНОЮ ПОВЕРХНЕЮ

Розглядаються дві коаксіальні циліндричні оболонки, які знаходяться у тривимірному пружному інерційному середовищі із вільною поверхнею, причому осі оболонок паралельні поверхні середовища. Досліджується випадок, коли оболонки розташовані на різній глибині. Вивчається випадок, коли по внутрішній поверхні однієї оболонки рівномірно діє імпульсивне нормальне навантаження. Досліджується взаємний вплив коаксіальних оболонок та поверхні середовища. Проведено аналіз впливу глибини залягання оболонок від поверхні середовища на напружено-деформований стан такої механічної системи.

Ключові слова: пружне середовище, тонка циліндрична оболонка, коаксіальні оболонки, вільна поверхня середовища, метод скінченних елементів.

Вступ

На сьогодні важливою практичною задачею є моделювання динамічних процесів у системі середовище з вільною поверхнею – дві коаксіальні циліндричні порожнини, які підкріплені тонкими пружними оболонками. До такої розрахункової схеми приводять задачі моделювання трубопроводів, тунелів метрополітену та ін. Тому дослідження динамічного НДС розглянутої механічної системи є актуальною задачею.

До цього часу досить добре досліджені динамічні задачі для однієї циліндричної оболонки, що розташована у необмеженому середовищі. Даним задачам у стаціонарній постановці присвячена монографія [1]. У нестационарній постановці подібні задачі розглядаються в роботах [2, 3], причому в роботі [2] розглядається невісесиметричний випадок, а в роботі [3] – вісесиметричний.

В роботах [4, 5] розглянуто взаємний вплив оболонок та поверхні середовища при динамічних навантаженнях. Причому, в роботі [4] динамічне навантаження діє на ділянку внутрішньої поверхні оболонки, а поверхня середовища – вільна від навантажень. В роботі [5] динамічне навантаження діє на ділянці поверхні середовища, а внутрішня поверхня оболонки – вільна від навантажень. В обох роботах задача розв'язана МСЕ.

В даній роботі розглядаються дві коаксіальні циліндричні порожнини, які підкріплені тонкими пружними оболонками у пружному середовищі із вільною поверхнею. Припускається, що оболонки розташовані на різних глибинах. Розглядається випадок, коли динамічне навантаження прикладене до внутрішньої поверхні однієї оболонки та рівномірно по нормалі до цієї поверхні, та залежить від часу як одинична функція Хевісайда. Інша оболонка та поверхня середовища вільні від поверхневих навантажень. Науковою новизною ро-

боти є врахування взаємного впливу двох коаксіальних оболонок та вільної поверхні пружного середовища, при різній глибині залягання оболонок, на динамічний НДС розглянутої механічної системи. Ціль роботи – вивчити залежність величини взаємного впливу оболонок, а також дослідити взаємний вплив коаксіально-розташованих оболонок та вільної поверхні.

Постановка задачі

Розглядається лінійно-пружне, однорідне та ізотропне середовище з вільною поверхнею. Середовище містить дві коаксіальні циліндричні порожнини, які підкріплені тонкими оболонками та розташовані на різній глибині. Припускається, що площина вільної поверхні середовища паралельна осям циліндричних порожнин. Вивчається випадок, коли до внутрішньої поверхні однієї з оболонок прикладене нормальне динамічне навантаження, що рівномірно розподілене по внутрішній поверхні цієї оболонки та залежать від часу, як одинична функція Хевісайда. Внутрішня поверхня іншої оболонки та поверхня середовища вільна від навантажень. Нехай оболонки та середовище віднесені до нерухомої декартової системи координат $\{x, y, z\}$. Внутрішня поверхня першої оболонки задається рівнянням $x^2 + y^2 = b^2$, а другої – $(x - q_1)^2 + (y - q_1)^2 = b^2$. Аналогічно поверхні контакту між середовищем та оболонками – $x^2 + y^2 = a^2$ та $(x - q_1)^2 + (y - q_2)^2 = a^2$ ($h = a - b$ – товщина оболонок). Контакт між оболонкою та середовищем вважаємо жорстким. Площина, що обмежує середовище задається рівнянням $y = L (L > a)$. В момент часу $t < 0$ оболонки та середовища знаходяться в стані спокою та вільні від напру-

жень. Потім в момент часу $t = 0$ прикладається імпульсивне навантаження, яке діє по нормалі до внутрішньої поверхні однієї з оболонок.

Слід зазначити, що в даній роботі приймається, що навантаження, яке діє на внутрішню поверхню однієї з оболонок рівномірно розподілене за її довжиною, тобто не залежить від змінної z , тому початкова задача зводиться до плоскої задачі теорії пружності.

Початкові умови приймаються нульовими, тобто всі шукані величини та їх перші похідні за змінною часу при $t = 0$ дорівнюють нулю.

Задачу будемо розв'язувати у безрозмірних величинах:

$$\begin{aligned} \{U_x^{(k)}, U_y^{(k)}\} &= \frac{1}{a} \{u_x^{(k)}, u_y^{(k)}\}; \\ \{\bar{\sigma}_{xx}^{(k)}, \bar{\sigma}_{yy}^{(k)}, \bar{\sigma}_{xy}^{(k)}\} &= \frac{1}{G_2} \{\sigma_{xx}^{(k)}, \sigma_{yy}^{(k)}, \sigma_{xy}^{(k)}\}; F = \frac{f}{G_2}; \\ \{x_*, y_*\} &= \frac{1}{a} \{x, y\}; \{q_{1*}, q_{2*}\} = \frac{1}{a} \{q_1, q_2\}; \tau = \frac{c_s}{a} t; \\ \kappa &= \frac{h}{a}; \gamma = \frac{G_1}{G_2}; \rho^* = \frac{\rho_1}{\rho_2}; \\ d_1 &= 1 - \kappa; c_s = \frac{\sqrt{G_2}}{\sqrt{\rho_2}}; L_* = \frac{L}{a}, \end{aligned} \quad (1)$$

де $u_x^{(k)}, u_y^{(k)}$ – відповідні компоненти вектора переміщень точок оболонок ($k = 1$) и середовища ($k = 2$); $\sigma_{xx}^{(k)}, \sigma_{yy}^{(k)}, \sigma_{xy}^{(k)}$ – відповідні компоненти навантажень; G_k, ρ_k – модулі зсуву та густина; F – динамічне поверхневе нормальне навантаження.

Задачу будемо розв'язувати МСЕ. Для цього перейдемо до варіаційної постановки задачі.

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 $\delta \varepsilon^{(k)} = (\delta \varepsilon_{xx}^{(k)}, \delta \varepsilon_{yy}^{(k)}, \delta \varepsilon_{xy}^{(k)})$ – можливі безрозмірні деформації, які відповідають можливим переміщенням $\delta U^k = (\delta U_x^{(k)}, \delta U_y^{(k)})$, та задаються наступними співвідношеннями:

$$\begin{aligned} \delta \varepsilon_{xx}^{(k)} &= \frac{\partial (\delta U_x^{(k)})}{\partial x_*}, \delta \varepsilon_{yy}^{(k)} = \frac{\partial (\delta U_y^{(k)})}{\partial y_*}, \\ \delta \varepsilon_{xy}^{(k)} &= \frac{\partial (\delta U_x^{(k)})}{\partial y_*} + \frac{\partial (\delta U_y^{(k)})}{\partial x_*}. \end{aligned}$$

Нехай тіло знаходиться у рівновазі під дією поверхневих сил F та внутрішніх сил R . Причому поверхневі сили діють на поверхні

$$\begin{aligned} \omega &= \left\{ (x_*, y_*) \in R^2 \mid (x_* - q_{*1})^2 + (y_* - q_{*2})^2 = d_1^2 \right\} \\ &\cup \left\{ (x_*, y_*) \in R^2 \mid x_*^2 + y_*^2 = d_1^2 \right\} \cup \\ &\cup \left\{ (x_*, y_*) \in R^2 \mid y_* = L_* \right\} \end{aligned}$$

що обмежує тіло Ω , а внутрішні всередині області Ω . Розглянемо тепер варіаційне рівняння Лагранжа [12]:

$$\delta \bar{V}^{(k)} = 0, \quad (2)$$

де $\bar{V}^{(k)} = \bar{U}^{(k)} + \Pi^{(k)}$ – повна безрозмірна потенціальна енергія оболонки та півпростору, що оточує оболонку. Перетворимо вираз (2) наступним чином:

$$\delta \bar{V}^{(k)} = \delta (\bar{U}^{(k)} + \Pi^{(k)}) = \delta \bar{U}^{(k)} + \delta \Pi^{(k)},$$

де

$$\delta \bar{U}^{(k)} = \iint_{\Omega} (\bar{\sigma}_{xx} \delta \varepsilon_{xx} + \bar{\sigma}_{yy} \delta \varepsilon_{yy} + \bar{\sigma}_{xy} \delta \varepsilon_{xy}) d\Omega, \quad (3)$$

$$\Pi^{(k)} = - \iint_{\omega} (\delta U^{(k)})^T F d\omega - \iint_{\Omega} (\delta U^{(k)})^T R d\Omega. \quad (4)$$

Вираз (3) є варіацією безрозмірної енергії деформації, а (4) – варіація безрозмірної роботи зовнішніх сил. Тоді, згідно до варіаційного принципу Лагранжа [6] потрібно знайти такі значення переміщень $\delta U^{(k)}$, для яких повна енергія системи мінімальна, тобто такі переміщення, які задовольняють варіаційному рівнянню Лагранжа (2).

Розв'язок задачі МСЕ

Для розв'язку задачі МСЕ спочатку проведемо дискретизація тіла. Для цього розіб'ємо це тіло на трикутники. Спочатку припускаємо, що центри обох оболонок розташовані на осі Ox_* . Далі проводимо триангуляцію розглянутої області. При розбитті на трикутники для середовища та оболонки використовуються різні елементи. Також розбиття середовища на трикутники проводиться таким чином, що при наближенні до границі контакту з оболонкою відбувається згущення сітки. На основі результатів, отриманих в [7], будемо припускати, що на відстані понад 25 радіусів від границі контакту оболонки із середовищем переміщення останнього дорівнюють нулю. Тому при дискретизації залишаємо лише ті елементи, які знаходяться від центра оболонки на відстані не більше 26 радіусів. Потім виконуємо поворот отриманої сітки за годинниковою стрілкою відносно початку координат на кут:

$$\alpha = \arcsin \frac{q_{1*}}{\sqrt{q_{1*}^2 + q_{2*}^2}}, \quad (5)$$

де (q_{1*}, q_{2*}) – координати центра другої оболонки, $\sqrt{q_{1*}^2 + q_{2*}^2}$ – відстань між центрами оболонок. Після цього, в отриманій сітці, залишаємо лише ті елементи, які задовольняють нерівності $y_* \leq L_*$ (L_* – глибина залягання першої оболонки). Далі коригуємо отриману сітку таким чином, щоб верхня границя області мала рівняння $y_* = L_*$.

Потім, на основі отриманої дискретизації тіла, будемо безрозмірні матриці жорсткості та мас та вектор еквівалентних вузлових навантажень за співвідношеннями описаними в роботі [4]. Диференціальне матричне рівняння, яке моделює динамічну задачу, розв'язується θ -методом Вілсона [8], який зводить початкову задачу до ітераційної послідовності квазістатичних задач. Оскільки матриці систем лінійних алгебраїчних рівнянь для статичної та квазістатичної задачі є симетричними та додатково визначеними [8, 9], тому для розв'язку цих систем було застосовано метод спряжених градієнтів, алгоритм якого наведено в роботі [4].

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 однієї з оболонок та залежить від часу як одинична функція Хевісайда.

Розрахунки, зокрема формування матриць твердості та мас, було проведено для таких значень безрозмірних величин:

$$\kappa = 0,02; \gamma = 30; \rho^* = 4; d_1 = 1 - \kappa = 0,98.$$

Величини $x_*, y_*, \tau, L_*, q_{*1}, q_{*2}$ – змінювались.

Спочатку розглянемо випадок, коли $L_* = 2, q_{*1} = 3,873, q_{*2} = 1$, тобто оболонка, внутрішня поверхня якої навантажена, знаходиться на глибині один радіус, інша оболонка – два радіуса. Відстань між оболонками дорівнює 2 радіуса.

Зазначимо, що на всіх рисунках: крива 1 – статичний розв'язок, крива 2 при $\tau = 0,75$, 3 – $\tau = 1,5$, 4 – $\tau = 2,5$.

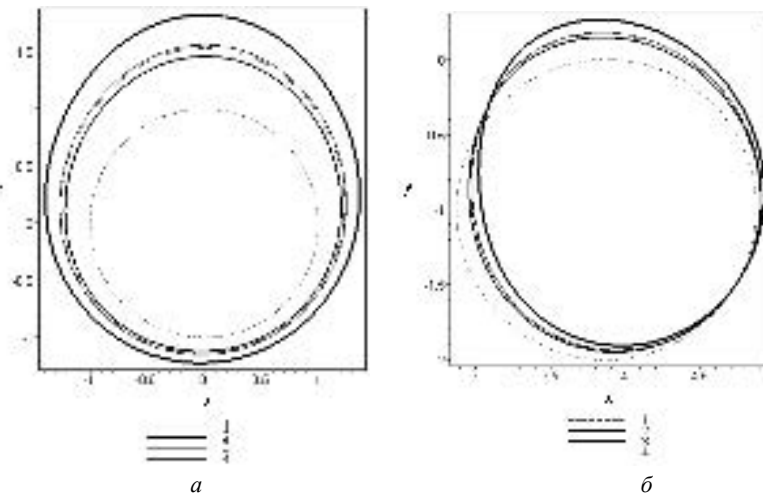


Рис. 1. Переміщення границі контакту оболонки та середовища в різні моменти часу

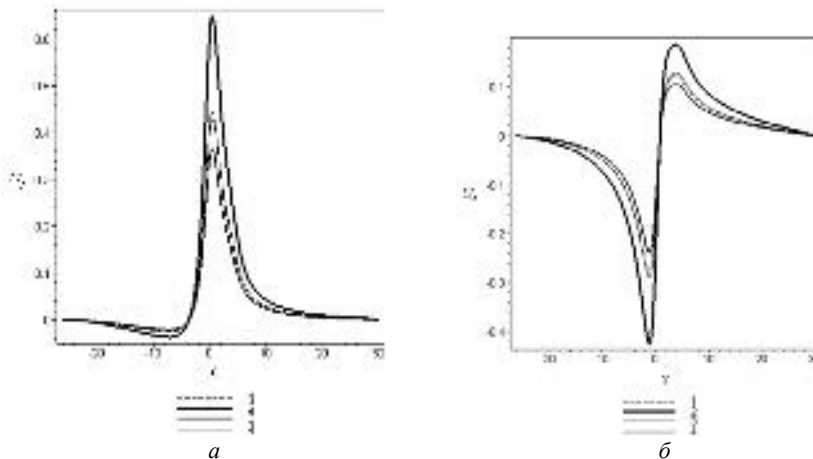


Рис. 2. Переміщення поверхні середовища в різні моменти часу, при $L_* = 2, q_{*1} = 3,873, q_{*2} = 1$

На рис. 1 зображені переміщення границі контакту оболонок із середовищем для навантаженої оболонки (рис. 1а), та оболонки вільної від навантажень (рис. 1б). Точками зображено початкове положення границі контакту (тобто до навантаження).

На рис. 2 зображені переміщення поверхні середовища, причому випадок а) – U_y , випадок б) – U_x .

На рис. 3–5 зображені напруження середовища за кутовою координатою на границі контакту оболонок із середовищем, причому випадок а) – навантажена оболонка, випадок б) – оболонка вільна від навантажень.

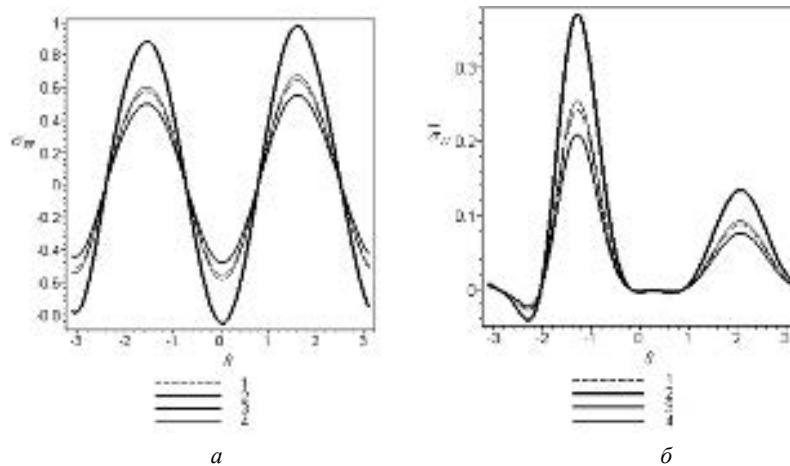


Рис. 3. Напруження $\bar{\sigma}_{y y}$ середовища на границі контакту оболонки та середовища в різні моменти часу

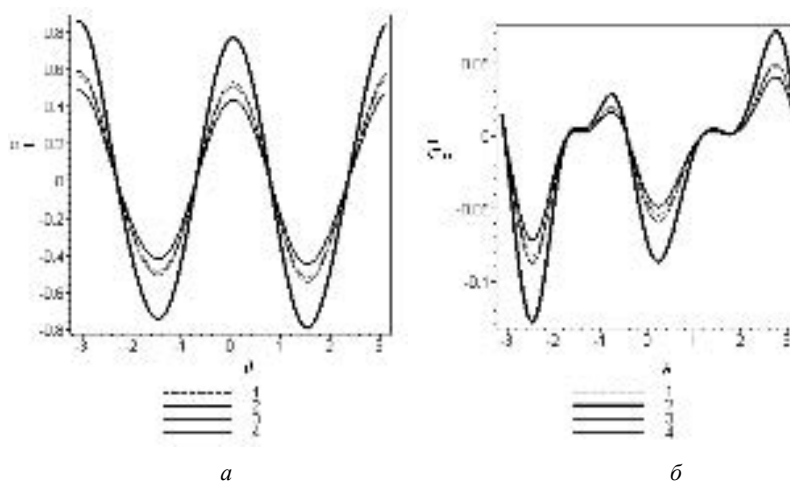


Рис. 4. Напруження $\bar{\sigma}_{x x}$ середовища на границі контакту оболонки та середовища в різні моменти часу

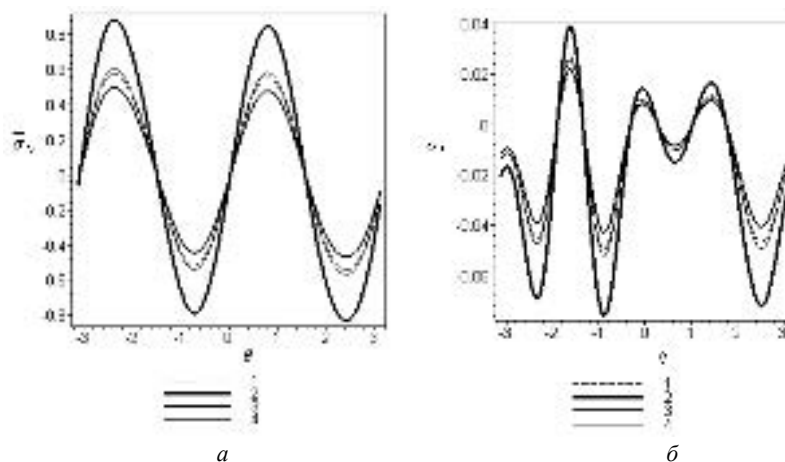


Рис. 5. Напруження $\bar{\sigma}_{x y}$ середовища на границі контакту оболонки та середовища в різні моменти часу

Тепер розглянемо випадок, коли $L_* = 2, q_{*1} = 3,464, q_{*2} = 2$, тобто оболонка, внутрішня поверхня якої навантажена, знаходиться на глибині один радіус, інша оболонка – три радіуса. Відстань між оболонками дорівнює 2 радіуса.

На рис. 6 зображені переміщення границі контакту оболонок із середовищем для навантаженої оболонки (рис. 6а), та оболонки вільної від навантажень (рис. 6б).

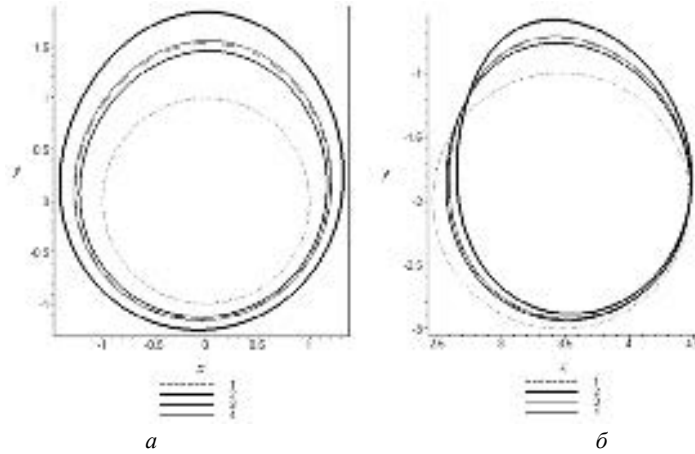


Рис 6. Переміщення границі контакту оболонки та середовища в різні моменти часу

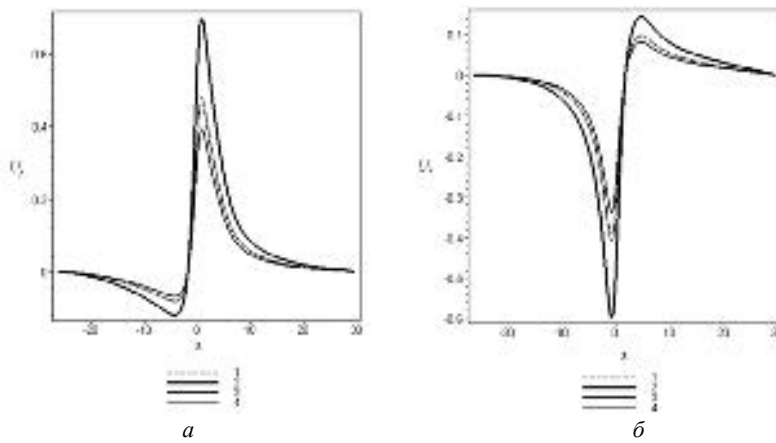


Рис. 7. Переміщення поверхні середовища в різні моменти часу, при $L_* = 2, q_{*1} = 3,464, q_{*2} = 2$

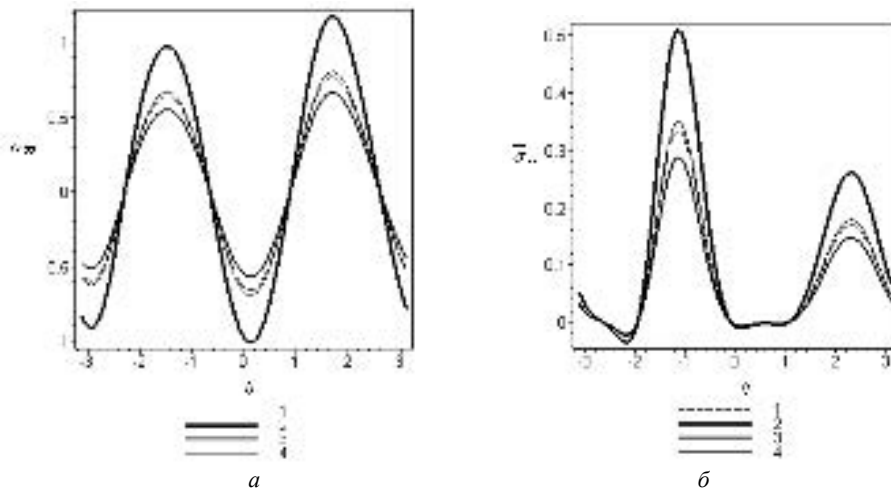


Рис 8. Напруження $\sigma_{y, x}$ середовища на границі контакту оболонки та середовища в різні моменти часу

Точками зображено початкове положення границі контакту (тобто до навантаження).

На рис. 7 зображені переміщення поверхні середовища, причому випадок а) – U_y , випадок б) – U_x .

На рис. 8–10 зображені напруження середовища за кутовою координатою на границі контакту оболонок із середовищем, причому випадок а) – навантажена оболонка, випадок б) – оболонка вільна від навантажень.

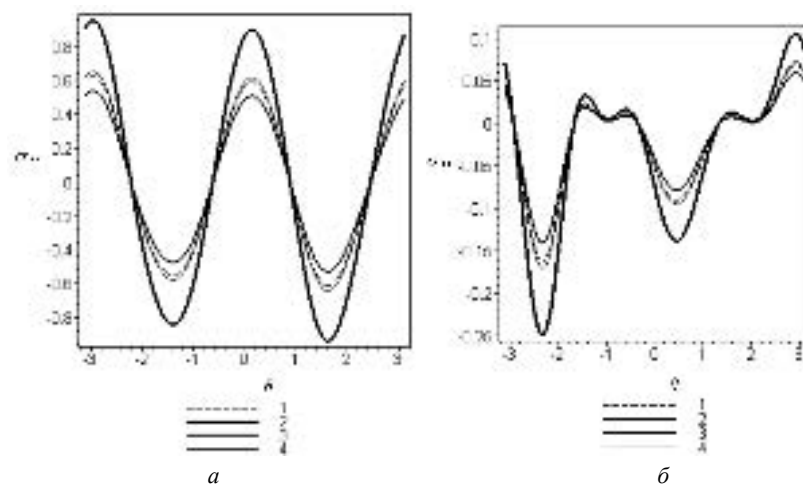


Рис. 9. Напруження $\bar{\sigma}_{xx}$ середовища на границі контакту оболонки та середовища в різні моменти часу

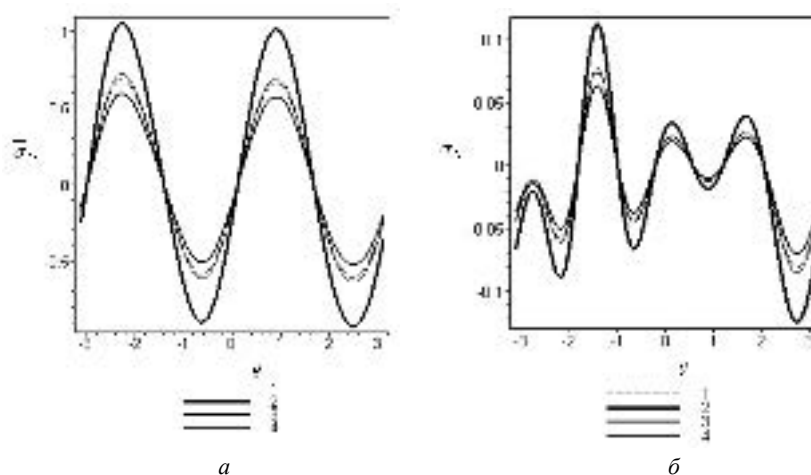


Рис. 10. Напруження $\bar{\sigma}_{xy}$ середовища на границі контакту оболонки та середовища в різні моменти часу

Тепер розглянемо випадок, коли $L_* = 4, q_{*1} = 3,873, q_{*2} = 1$, тобто оболонка, внутрішня поверхня якої навантажена, знаходиться на глибині три радіуси, інша оболонка – чотири радіуса. Відстань між оболонками дорівнює 2 радіуса.

На рис. 11 зображені переміщення границі контакту

оболонки із середовищем для навантаженої оболонки (рис. 11а), та оболонки вільної від навантажень (рис. 11б). Точками зображено початкове положення границі контакту (тобто до навантаження).

На рис. 12 зображені переміщення поверхні середовища, причому випадок а) – U_y , випадок б) – U_x .

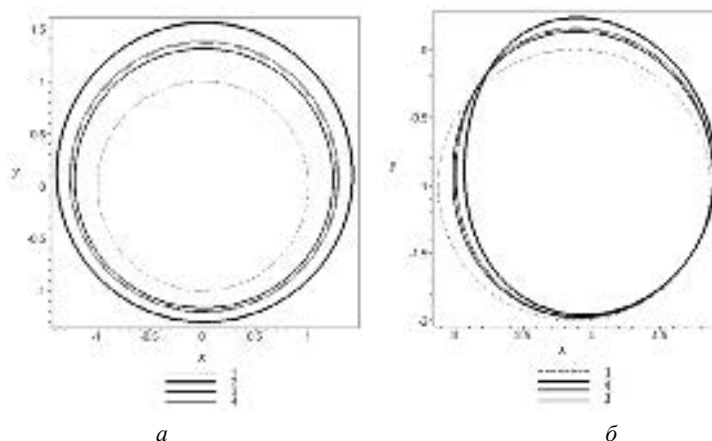


Рис. 11. Переміщення границі контакту оболонки та середовища в різні моменти часу

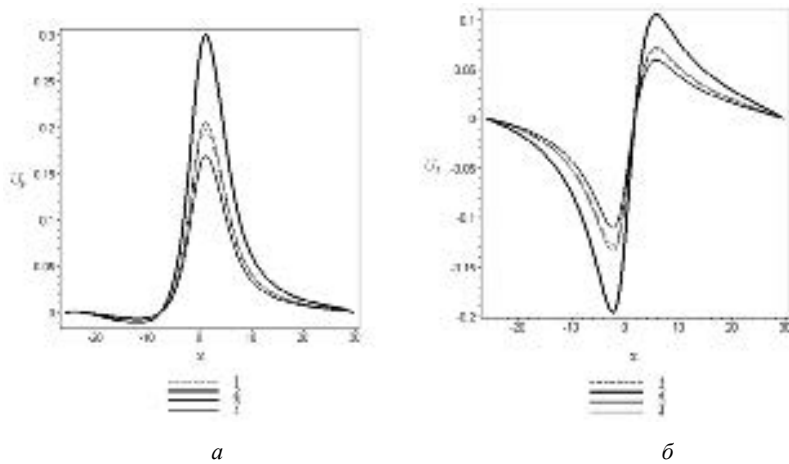


Рис. 12. Переміщення поверхні середовища в різні моменти часу, при $L_* = 4, q_{*1} = 3,873, q_{*2} = 1$

Тепер розглянемо випадок, коли $L_* = 4, q_{*1} = 3,464, q_{*2} = 2$, тобто оболонка, внутрішня поверхня якої навантажена, знаходиться на глибині три радіуси, інша оболонка – чотири радіуса. Відстань між оболонками дорівнює 2 радіуса.

На рис. 13 зображені переміщення границі контакту оболонок із середовищем для навантаженої оболонки

(рис. 13а), та оболонки вільної від навантажень (рис. 13б). Точками зображено початкове положення границі контакту (тобто до навантаження).

На рис. 14 зображені переміщення поверхні середовища, причому випадок а) – U_y , випадок б) – U_x .

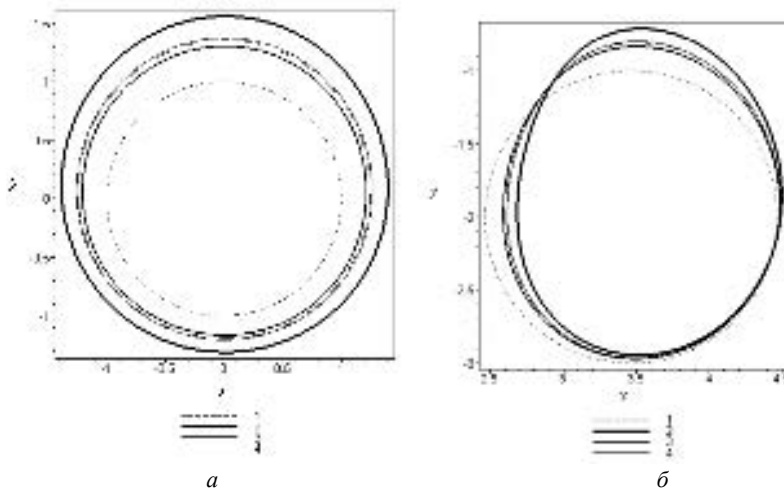


Рис. 13. Переміщення границі контакту оболонок та середовища в різні моменти часу

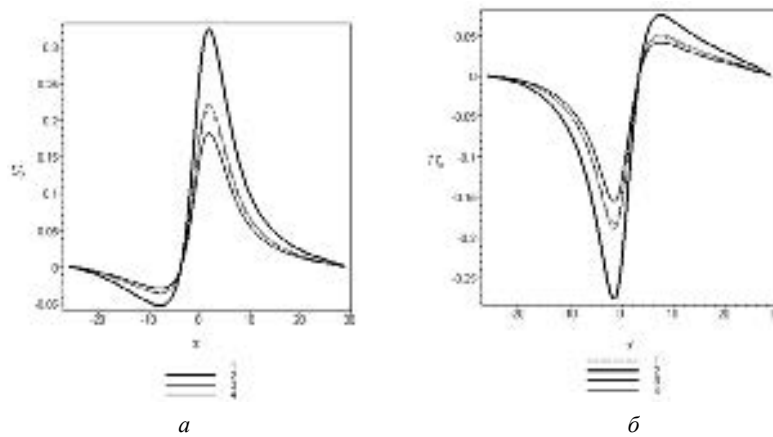


Рис. 14. Переміщення поверхні середовища в різні моменти часу, при $L_* = 4, q_{*1} = 3,464, q_{*2} = 2$

Висновки

Отримано розв'язок динамічної задачі для пружного середовища із вільною поверхнею з двома коаксіальними порожнинами, які підкріплені тонкими оболонками та розташовані на різній глибині. Розв'язок задачі отримано МСЕ. Проаналізовано вплив відстані між оболонками на динамічний НДС розглянутої системи. Також досліджено вплив вільної поверхні на розглянуту механічну систему. Отримані результати можуть бути застосовані при проектуванні та експлуатації підземних конструкцій, зокрема трубопроводів, тунелів метрополітену тощо.

Список літератури

1. Горшков А. Г. Пластины и оболочки на инерционном основании при действии подвижных нагрузок / А. Г. Горшков, В. И. Пожуев – М. : Изд-во МАИ, 1992. – 136 с.
2. Пожуев А. В. Нестационарна невисесиметрична деформація циліндричної оболонки у пружному просторі під дією рухомих поверхневих навантажень / А. В. Пожуев, А. В. Фасоляк // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2016. – №1. – С. 108–114.
3. Пожуев А. В. Нестационарна деформація циліндричної оболонки у пружному просторі під дією навантажень, що розширюються / А. В. Пожуев, А. В. Фасоляк // Вісник Запорізького національного університету. Фізико-математичні науки. – 2016. – № 1. – С. 200–213.
4. Пожуев В. І. Нестационарна деформація циліндричної оболонки у пружному півпросторі з вільною поверхнею / В. І. Пожуев, А. В. Пожуев, А. В. Фасоляк // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2016. – № 1. – С. 119–126.
5. Пожуев В. І. Динаміка пружного півпростору з циліндричною порожниною, підкріпленою оболонкою, при поверхневих навантаженнях / В. І. Пожуев, А. В. Пожуев, А. В. Фасоляк А. В. // Проблеми обчислюваної механіки і міцності конструкцій. Випуск 26. – 2017. – С. 142–152.
6. Образцов И. Ф. Метод конечных элементов в задачах строительной механики летательных аппаратов / И. Ф. Образцов, Л. М. Савельев, Х. С. Хазанов – М. : Высшая школа, 1985. – 393 с.
7. Самуль В. И. Основы теории упругости и пластичности / В. И. Самуль. – М. : Высшая школа, 1982. – 264 с.
8. Бате К. Численные методы анализа и метод конечных элементов / К. Бате, Е. Вилсон. – М.: Стройиздат, 1982. – 448 с.
9. Сегерлинд Л. Применение метода конечных элементов / Л. Сегерлинд – М. : Мир, 1979. – 393 с.

Одержано 17.07.2017

Пожуев В.И., Пожуев А.В., Фасоляк А.В. Динамика коаксиальных цилиндрических оболочек в упругой среде со свободной поверхностью

Рассматриваются две коаксиальные цилиндрические оболочки, которые расположены в трехмерной упругой среде со свободной поверхностью, причем оси оболочек параллельны поверхности среды. Исследуется случай, когда оболочки расположены на разной глубине. Изучается случай, когда по внутренней поверхности одной оболочки действует импульсивные нормальные нагрузки. Исследуется взаимное влияние коаксиальных оболочек и поверхности среды. Проведен анализ влияния глубины заложения оболочек от поверхности среды на напряженно-деформированное состояние такой механической системы.

Ключевые слова: упругая среда, тонкая цилиндрическая оболочка, коаксиальные оболочки, свободная поверхность среды, метод конечных элементов.

Pozhuev V., Pozhuev A., Fasoliak A. Dynamics of coaxial cylindrical shells in an elastic medium with a surface

Two coaxial cylindrical shells, which are located in a three-dimensional elastic medium with a surface and the shell axes parallel to the surface of the medium, are considered. The case, when shells are located on the different depth, is investigated. Case, when impulsive normal loads are acted on the inner surface of one shell, is studied. Cross coupling of coaxial shells and surface of the media is investigated. The influence of the depth of the shells from the surface of the medium on the stress-strain state of such a mechanical system is analyzed.

Key words: elastic media, thin cylindrical shell, coaxial shells, surface of the media, finite element method.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ВОЗБУЖДЕНИЯ АВТОКОЛЕБАНИЙ ПРИ КОНЦЕВОМ ФРЕЗЕРОВАНИИ ТОНКОСТЕННОГО ЭЛЕМЕНТА ДЕТАЛИ

Приведены результаты экспериментального исследования концевой фрезеровки тонкостенных элементов деталей. Рассмотрен механизм формирования автоколебаний при попутном концевом цилиндрическом фрезеровании и его влияние на процесс резания.

Ключевые слова: тонкостенный элемент детали, регенеративные автоколебания, время резания, длина контакта, период автоколебаний.

Автоколебания, возникающие в определенном диапазоне скоростей при концевом фрезеровании [1], негативно сказываются на производительности обработки, стойкости инструмента и качестве обработанной поверхности. Поэтому для того, чтобы знать, каким образом снижать интенсивность автоколебаний, надо более детально исследовать механизм их возбуждения.

Для этого использовали экспериментальный стенд [2], на котором возможно создавать условия концевой фрезеровки тонкостенных элементов деталей (ТЭД), например, лопаток моноколес компрессоров авиационных двигателей, при которых возбуждаются регенеративные автоколебания.

Экспериментальные исследования проводили на вертикально-фрезерном станке мод. FWD-32J цилиндрической концевой фрезой $\varnothing 55$ мм с одним зубом $z = 1$ (BK8) и углом наклона режущей кромки $\omega = 0^\circ$ [3] в скоростной зоне, в которой возникают автоколебания при следующих условиях:

1. Материал обрабатываемого образца – Ст 3 кп.
2. Режимы фрезерования:
частота вращения шпинделя, $n_{\text{шп}} = 280$ об/мин;
подача на зуб, $S_z = 0,1$ мм/зуб;
радиальная глубина резания, $a_e = 0,5$ мм;

осевая глубина резания, $a_p = 4$ мм.

3. Частота собственных колебаний исследуемой упругой системы тонкостенного элемента, $f_{\text{дет}} = 390$ Гц.

4. Частота собственных колебаний концевой фрезы $f_{\text{фр}} = 813$ Гц.

5. Направление фрезерования – попутное, резание свободное.

Для исследования механизма возбуждения автоколебаний использовали осциллограммы, записанные при фрезеровании. Они, с одной стороны, описывают закон движения детали при резании, с другой стороны, характеризуют вид поверхности резания. Поэтому по ним можно наблюдать, как меняется поверхность резания, как зарождаются автоколебания и как действует дальнейший механизм их поддержания.

Одним из параметров, по которому можно оценивать возникновение автоколебаний, является время резания. Для его измерения использовали электроконтактное устройство [4], в котором замыкание электрической цепи осуществлялось при врезании зуба фрезы в деталь и размыкание при его выходе. Сигнал записывался одновременно с процессом резания. На рис. 1 показан фрагмент осциллограммы с отметкой контакта зуба фрезы и детали.

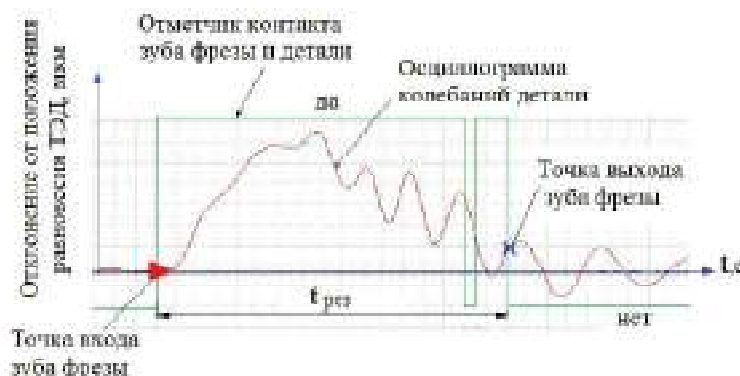


Рис. 1. Отметчик контакта зуба фрезы и детали при исследовании процесса концевой цилиндрической фрезеровки во временном диапазоне

Линия «да» на рисунке характеризует наличие контакта между зубом фрезы и деталью. Линия «нет» отмечает, что контакт отсутствует. Время резания $t_{рез}$ определяется по осциллограмме между точками входа зуба фрезы и его выходом.

Осциллограммы, записанные при попутном фрезеровании, показывают, что автоколебания появляются не сразу. Для их возбуждения и дальнейшего продолжения необходимо, чтобы были определена вынуждающая сила, время на преодоления демпфирования срезаемого слоя и время для периодов автоколебаний.

При исследовании механизма возбуждения автоколебаний следует рассматривать две зоны (рис. 2). Первую (I) – от начала входа зуба фрезы и до его выхода на полную глубину резания a_e . Вторую (II) – при резании на полную радиальную глубину a_e . При фрезеровании в первой зоне длина поверхности резания $l_{рез}$ должна меняться на каждом резе по мере увеличения радиальной глубины, достигая наибольшего значения $l_{рез}^{max}$ при входе во вторую зону.

Первая зона не участвует в образовании обработанной поверхности, но она определяет, какой будет поверхность резания при переходе во вторую зону, где и формируется обработанная поверхность.

Величина врезания фрезы ($l_{вр}$) до выхода на полную глубину резания a_e определяется по формуле [5]:

$$l_{вр} = S_z N = \sqrt{a_e(D_{фр} - a_e)},$$

где S_z – подача фрезы, мм/зуб;

N – количество резов фрезы до выхода на полную глубину резания;

a_e – радиальная глубина резания, мм;

$D_{фр}$ – диаметр фрезы, мм.

Количество резов зубом фрезы (N) для выхода на полную глубину резания определяется по формуле:

$$N = \frac{l_{вр}}{S_z} = \frac{\sqrt{a_e(D_{фр} - a_e)}}{S_z}.$$

Согласно исходным данным, в первой зоне для выхода на полную глубину резания необходимо сделать 53 реза зубом фрезы.

В начале фрезерования, когда время резания $t_{рез}$ меньше, чем период автоколебаний T_{AK} , на поверхности резания не могут возникнуть несколько волн. Поэтому на осциллограммах (рис. 3) в начальный момент резания видны только вынужденные и собственные колебания ($T_{скд}$) детали после выхода зуба фрезы. Такой характер осциллограмм наблюдается до 18 реза.

В табл. 1 записаны значения времени резания от начала фрезерования и до появления автоколебаний.

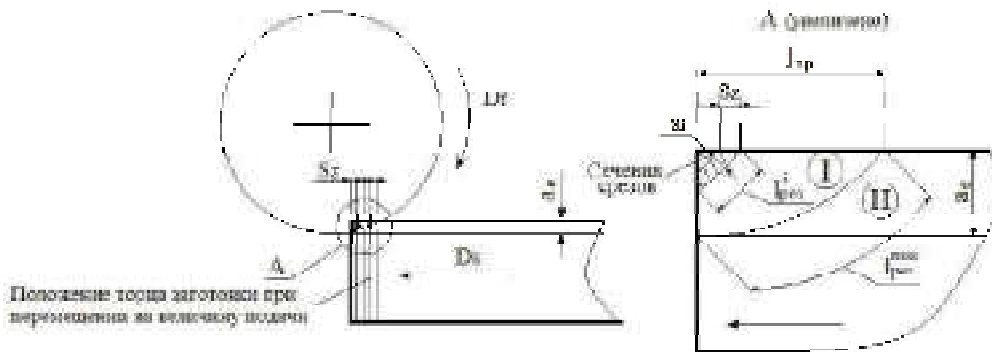


Рис. 2. Изменение длины контакта $l_{рез}$ при врезании фрезы в заготовку

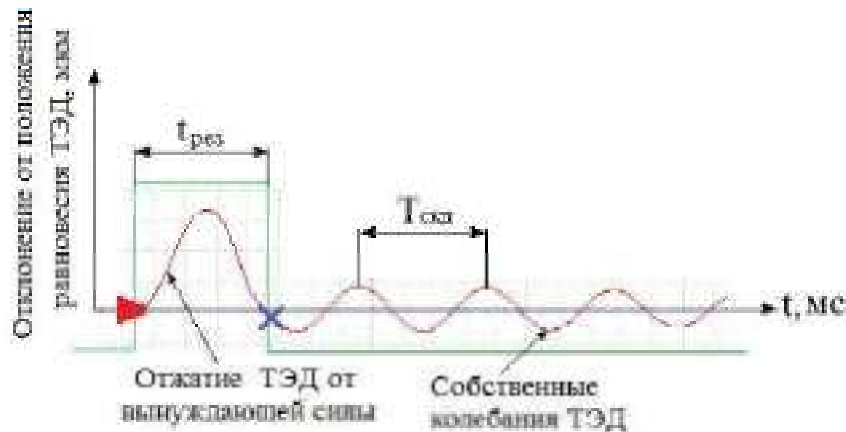


Рис. 3. Колебания ТЭД в начальный период резания

Таблица 1 – Время резания до появления автоколебаний в первой

Номер реза	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Время резания, мс	0,12	0,72	0,78	0,81	0,75	0,90	1,08	1,29	2,28
Номер реза	10	11	12	13	14	15	16	17	18
Время резания, мс	2,70	3,06	2,97	2,73	2,97	4,11	3,9	3,3	4,47
Номер реза	19	20	21	22	23	24	25	26	27
Время резания, мс	4,56	4,62	4,71	4,77	5,01	5,28	5,58	5,91	6,15

С 18 реза (время резания 4,47 мс) начинают проявляться признаки автоколебаний. Вначале, через 0,78 мс после начала резания, возникает небольшое колебание с амплитудой 4,4 мкм, а на последующих резах уже проявляются периоды автоколебаний (рис. 4).

При изучении возбуждения автоколебаний в первой зоне измеряли время резания, время начала автоколебаний, их период и количество волн. В табл. 2 приведены значения этих параметров для осциллограмм с 28 по 53 рез.

На рис. 5 показан график изменения времени резания в первой зоне.

График показывает, что по мере врезания фрезы в заготовку увеличивается длина поверхности резания и время резания, но длина поверхности резания изменяется неравномерно, периодически увеличиваясь и уменьшаясь. Это связано с особенностью попутного фрезерования, когда направление движения подачи и вращения инструмента совпадают. Волны от автоколебаний, образуемые на поверхности резания, постоянно смещаются в сторону выхода инструмента из зоны резания. На это указывают значения времени начала автоколебаний в табл. 2 и построенный график на рис. 6. Волна от автоколебаний, перемещаясь на каждом резе, «сбегает» с поверхности резания. При этом уменьшается ее длина и время резания (падающие участки на рис. 5). Но движение волн автоколебаний не меняет общую тенденцию к увеличению длины поверхности резания и времени резания на каждом резе в первой

зоне. Также изменяется и количество волн автоколебаний. При этом наблюдается тесная корреляционная зависимость между временем резания и временем начала автоколебаний (коэффициент корреляции 0,89).

Периоды волн автоколебаний в первой зоне, как видно из табл. 2, не имеют постоянного одного значения (рис. 7) и не равны периодам свободных колебаний детали и инструмента.

Исследование корреляционной связи между временем резания и суммой периодов автоколебаний на резах показало, что между ними наблюдается небольшая зависимость (коэффициент корреляции 0,58).

Накладывание осциллограмм соседних резов показывает сдвиг по фазе между волнами в сторону движения подачи, который может иметь значения от $\frac{\pi}{2}$ до $\frac{\pi}{4}$ (рис. 8).

Из вышесказанного следует отметить, что при выходе на полную глубину резания, поверхность резания волнистая и фрезерование во второй зоне будет происходить в условиях действия регенеративных автоколебаний.

Теоретически длина поверхности резания во второй зоне на каждом резе должна быть одинакова, одинаковым должно быть и время резания. Но реальная картина имеет иной вид. Характерная особенность времени фрезерования во второй зоне показана на рис. 9. График построен по результатам анализа 100 осциллограмм и имеет пилообразную форму.

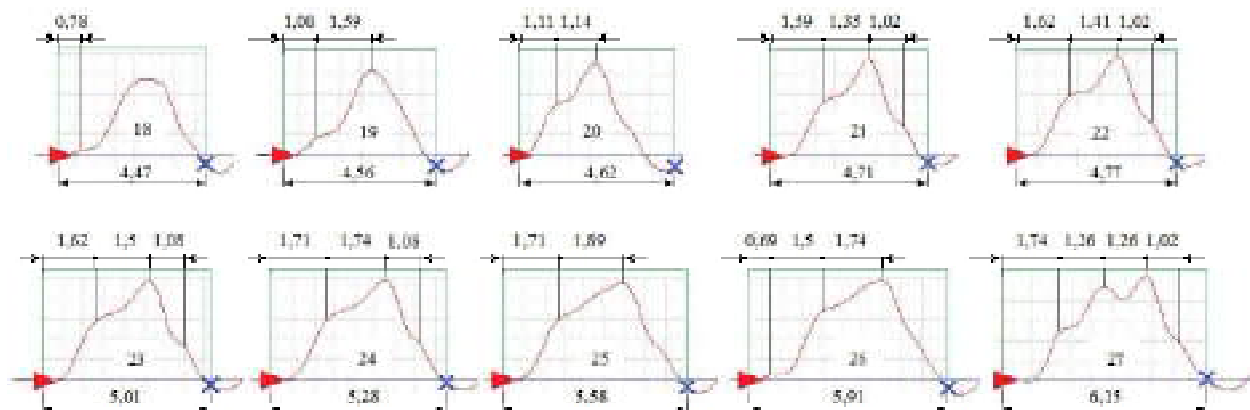


Рис. 4. Зарождение автоколебаний в первой зоне

Таблица 2 – Измеряемые параметры осциллограмм первой зоны

Номер реза	Время резания, мс	Время до начала автоколебаний, мс	Количество волн автоколебаний	Период автоколебаний/частота, мс/Гц			
				T_1/f_1	T_2/f_2	T_3/f_3	T_4/f_4
28	6,06	1,80	4	1,26/793	1,26/793	1,02/980	-
29	6,21	1,80	4	1,41/709	1,26/793	1,17/855	-
30	6,51	1,32	4	1,41/709	1,26/793	1,35/741	-
31	5,61	0,99	4	1,26/793	0,96/1042	1,11/900	-
32	5,49	1,32	4	1,26/793	1,11/900	1,11/900	-
33	7,02	1,71	3	1,59/628	1,35/741	-	-
34	5,94	1,32	3	1,50/667	1,35/741	-	-
35	6,27	1,62	4	1,50/667	1,35/741	0,96/1042	-
36	6,54	1,77	4	1,50/667	1,41/709	0,96/1042	-
37	6,48	1,68	4	1,59/628	1,50/667	0,96/1042	-
38	6,72	2,07	4	1,50/667	1,50/667	0,96/1042	-
39	6,90	2,16	4	1,50/667	1,50/667	0,96/1042	-
40	7,23	2,49	4	1,50/667	1,50/667	0,96/1042	-
41	6,72	2,64	4	1,50/667	1,50/667	0,96/1042	-
42	7,71	2,88	4	1,50/667	1,50/667	1,17/855	-
43	7,44	3,15	3	1,50/667	1,50/667	-	-
44	7,74	3,48	3	1,50/667	1,50/667	-	-
45	8,13	3,78	3	1,50/667	1,50/667	-	-
46	7,71	1,47	5	1,35/741	0,96/1042	1,35/741	1,17/855
47	8,01	1,80	5	1,35/741	1,11/901	1,35/741	1,17/855
48	8,22	2,01	5	1,35/741	1,17/855	1,35/741	1,17/855
49	8,37	2,07	5	1,47/680	1,35/741	1,35/741	1,08/926
50	8,31	2,10	5	1,56/641	1,35/741	1,35/741	1,11/901
51	7,68	2,10	4	1,56/641	1,35/741	1,50/667	-
52	7,65	1,41	5	1,05/952	1,26/793	1,50/667	1,35/741
53	7,89	1,56	5	1,14/877	1,26/793	1,56/641	1,35/741

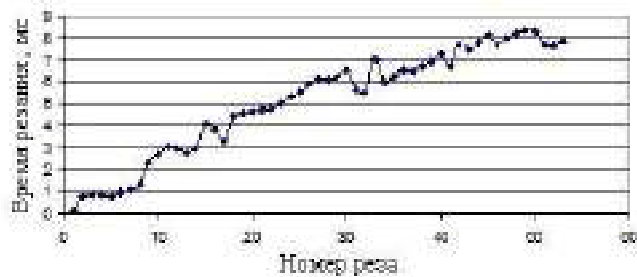


Рис. 5. Изменение времени резания в первой зоне

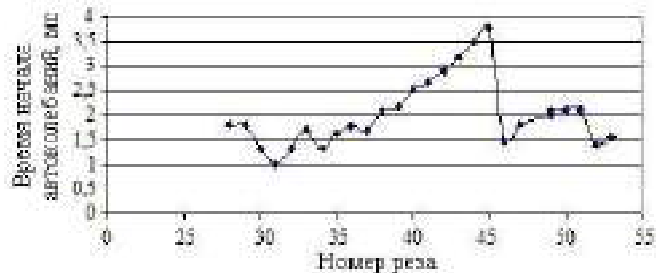


Рис. 6. Изменение времени начала автоколебаний в первой зоне

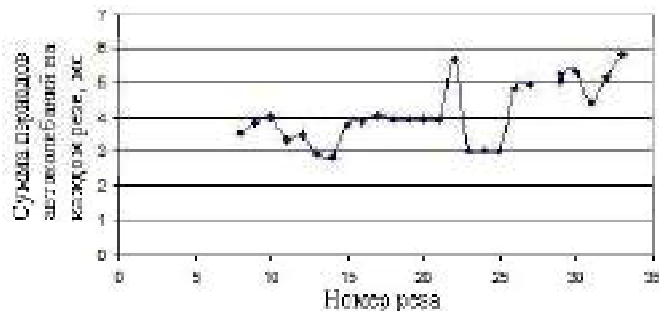


Рис. 7. Сумма периодов автоколебаний на резах в первой зоне

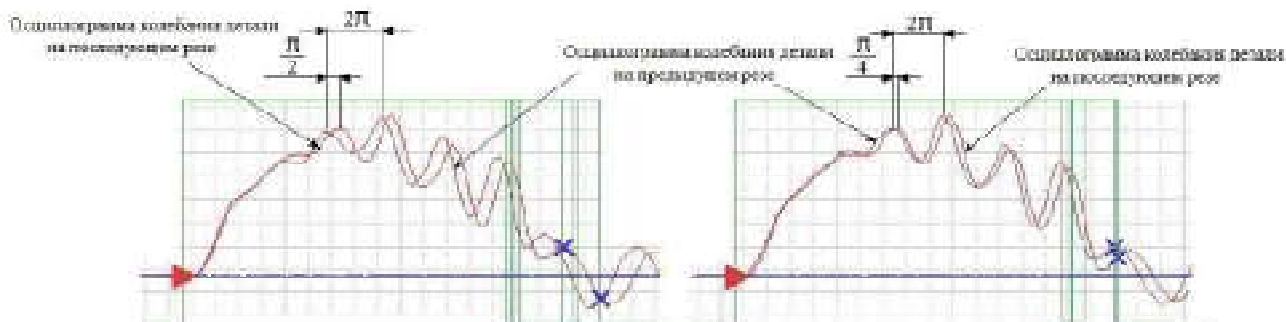


Рис. 8. Сдвиг по фазе между волнами соседних резов в первой зоне

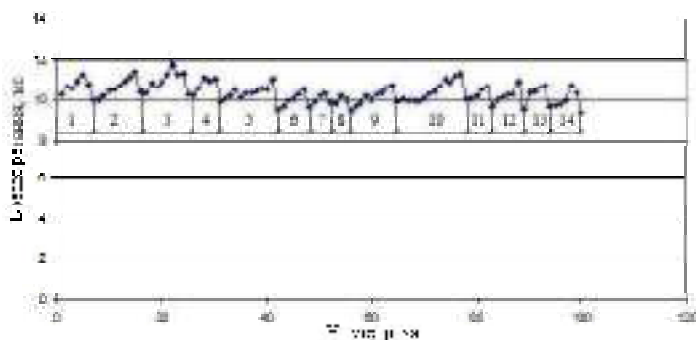


Рис. 9. Изменение времени резания при фрезеровании во второй зоне

Это свидетельствует о том, что время резания периодически увеличивается, затем уменьшается. Аналогично меняется и длина поверхности резания. По результатам исследования периодичности ее изменения построена табл. 3. Так как шаг изменения длины поверхности резания неодинаковый и неравномерный, поэтому в табл. 3 записаны его средние значения.

Количество резов на интервалах от минимальной до максимальной длины поверхности резания не постоянное, не имеет закономерности и носит случайный характер (рис. 10).

Случайным образом меняется и шаг изменения длины поверхности резания на отмеченных интервалах (рис. 11).

На рис. 12 показан график изменения времени начала автоколебаний на резах во второй зоне.

Корреляционная зависимости между временем резания и временем начала автоколебаний колеблется от

0,24 (слабая связь) до 0,94 (сильная связь). Такой характер корреляции связан с тем, что зарождение новой волны автоколебаний происходит произвольно, а не когда время резания минимально. Слабая корреляционная зависимость проявляется, когда образуется новая волна и время начала автоколебаний уменьшается, но при этом время резания не снижается, т. е. меньшее время начала автоколебаний не совпадает с меньшим временем резания. Сильная корреляционная связь проявляется, когда увеличивается и время начала автоколебаний и время резания.

За счет движения волн автоколебаний на каждом резе постоянно происходит их сдвиг по фазе между предыдущим проходом и текущим, который может

иметь значения от $\frac{\pi}{6}$ до π (рис. 13).

Таблиця 3 – Количество резов и шаг изменения длины поверхности резания

Интервал	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
Шаг интервала, мм	0,798	1,209	0,797	0,919	0,991	0,87	0,58	0,266	1,088	1,16	0,532	1,039	0,991	0,918
Средний шаг изменения длины поверхности резания, мм	0,133	0,134	0,088	0,153	0,09	0,145	0,145	0,065	0,120	0,089	0,106	0,173	0,198	0,153
Количество резов, шт	6	9	9	6	11	6	4	4	9	13	5	6	5	6

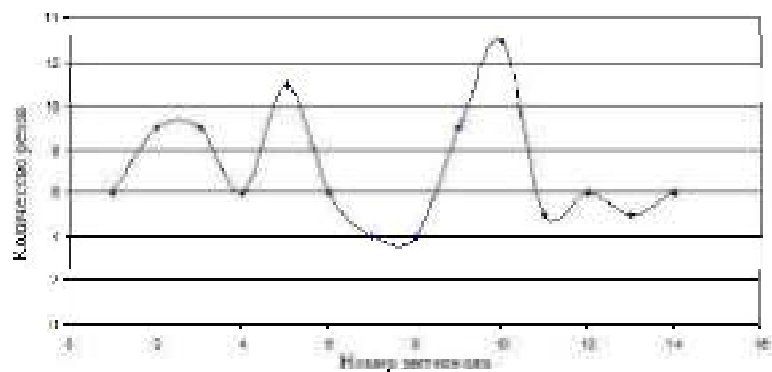


Рис. 10. Количество резов на интервалах от минимальной до максимальной длины поверхности резания

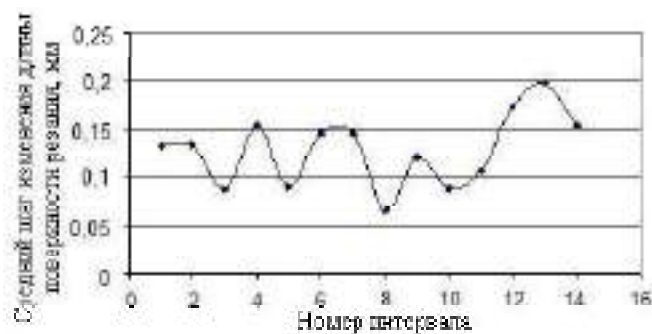


Рис. 11. Средний шаг изменения длины поверхности резания при попутном фрезеровании во второй зоне

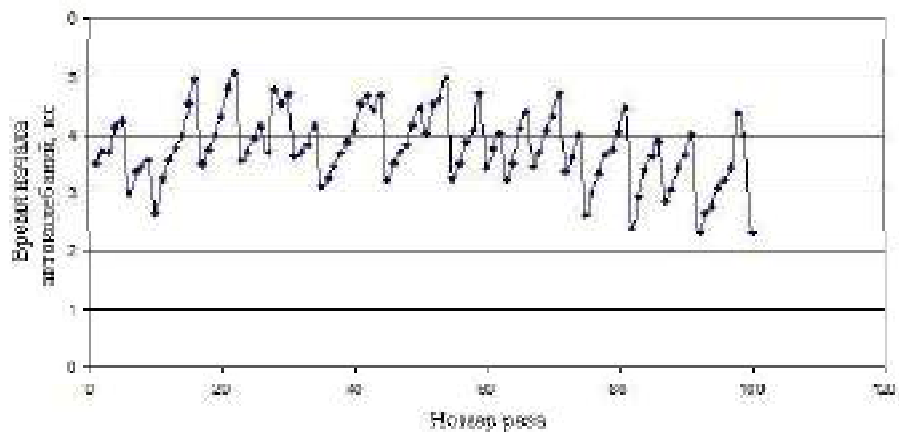


Рис. 12. Изменение времени начала автоколебаний во второй зоне

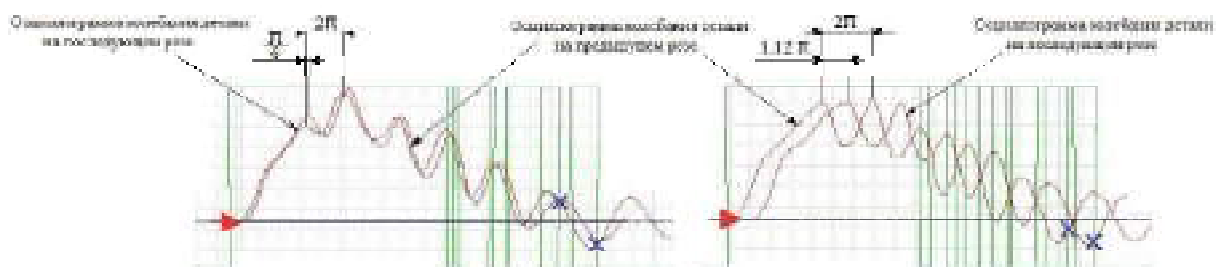


Рис. 13. Сдвиг по фазе между волнами автоколебаний предыдущего и текущего реза

На рис. 14 показан график изменения суммы периодов автоколебаний на резах.

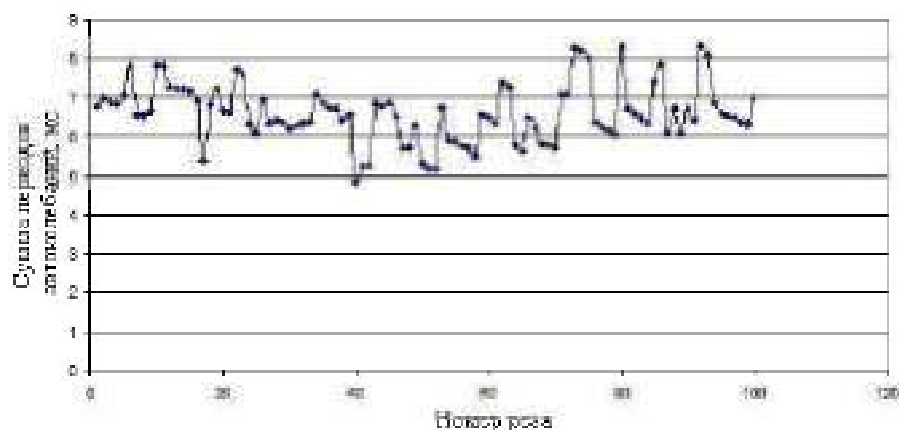


Рис. 14. Сумма периодов автоколебаний на резах во второй зоне

Коэффициент корреляции между временем резания и суммой периодов автоколебаний на резах меняется от 0,13 (слабая зависимость) до 0,77 (сильная зависимость). На основании графиков на рисунках 12 и 14 можно сделать вывод, что на изменение времени резания влияют как время начала автоколебаний, так и сумма периодов автоколебаний на резах. Кроме этого из рис. 14 видно, что периоды автоколебаний на резах во второй зоне неодинаковые и постоянно меняются. На рисунке 15 приведен один из фрагментов осциллограммы колебаний детали во второй зоне с указанием периодов автоколебаний. Их значения и соответствующие им частоты для одного из участков резания от максимального до минимального времени резания, приведены в таблице 4.

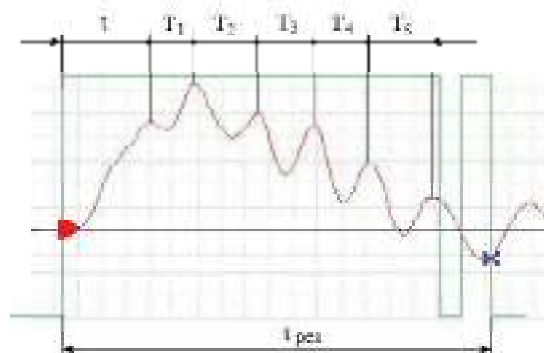


Рис. 15. Периоды автоколебаний

Движение волн и изменение периодов автоколебаний влияет на время резания. Благодаря использованию отметчика контакта инструмента и детали, была выявлена следующая закономерность изменения времени резания. Его наибольшее значение t_{max} будет, когда точка выхода инструмента из контакта с деталью находится на участке осциллограммы, пересекшего линию упругого равновесия (рис. 16 а). На последующем резе, когда волны автоколебаний сместятся, и точка выхода уже не пересекает линию упругого равновесия, время контакта будет наименьшим t_{min} (рис. 16 б).

Изменение времени резания сопровождается и изменением глубины формообразующей лунки, оставляемой на обработанной поверхности инструментом на последней волне автоколебаний. Особенность изменения глубины лунки показана на рисунке 17.

Построенный график имеет такую же пилообразную форму, как и график изменения времени резания (рис. 9). Коэффициент корреляции между ними показывает на тесную связь, но имеет отрицательное значение «- 0,94». Это говорит о том, что при наименьшем времени резания глубина лунки будет наибольшей, а при наибольшем времени – наименьшей. Такой характер изменения глубины лунки приводит к тому, что обработанная поверхность имеет волнистый профиль с шагом S_w и высотой W_z (рис. 18).

Таблиця 4 – Періоди автоколебаний/частота для одного из участков второй зоны

№	Период/частота, мс/Гц						
	t	T_1/f	T_2/f	T_3/f	T_4/f	T_5	$t_{рез}$
1	2,22	1,14/877	1,56/641	1,44/694	1,35/741	1,56/641	10,74
2	2,28	1,2/833	1,56/641	1,44/694	1,44/694	1,77/565	10,80
3	2,52	1,26/793	1,56/641	1,44/694	1,44/694	-	9,72
4	2,61	1,44/694	1,35/741	1,44/694	1,44/694	-	9,75
5	2,82	1,44/694	1,35/741	1,44/694	1,50/667	-	9,93
6	3,51	1,50/667	1,35/741	1,35/741	1,56/641	-	10,74
7	2,88	1,89/529	1,35/741	1,35/741	1,74/574	-	10,29
8	2,07	1,02/980	0,72/1389	1,35/741	1,35/741	1,50/667	9,30

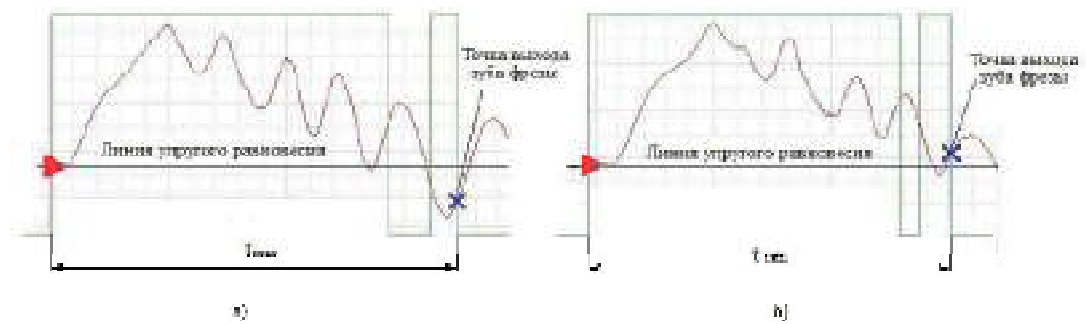


Рис. 16. Две соседние осциллограммы с наибольшим и наименьшим временем резания

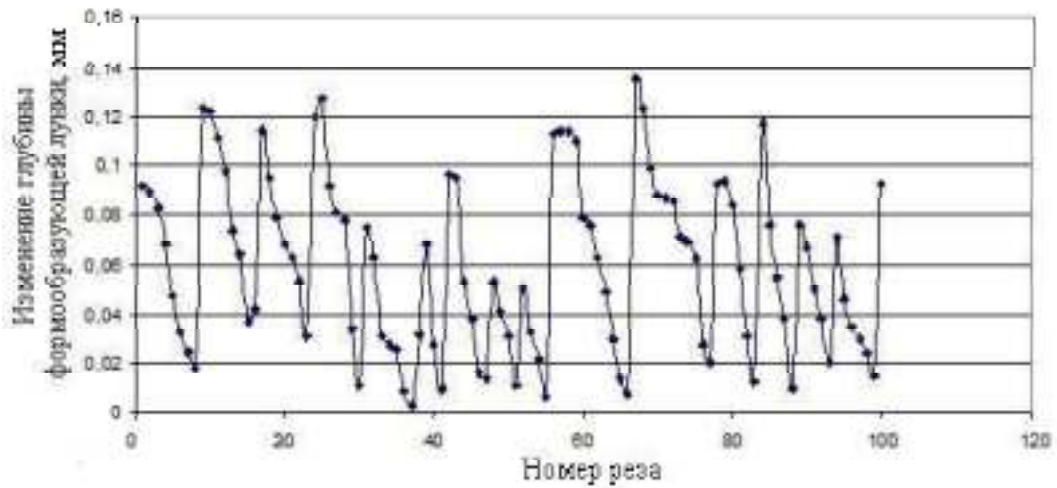


Рис. 17. Изменение глубины формообразующей лунки на обработанной поверхности



Рис. 18. Профилограмма обработанной поверхности после попутного фрезерования

Выводы

1. Автоколебания при попутном фрезеровании проявляются не сразу. Для этого необходимо время, чтобы преодолеть демпфирование срезаемого слоя и проявились периоды автоколебаний. Анализ образования автоколебаний удобно проводить, разделив процесс резания на две зоны. Первая зона охватывает участок от врезания фрезы до выхода на полную глубину резания. После этого начинается вторая зона.

2. Формирование автоколебаний начинается уже в первой зоне еще до выхода на полную глубину резания, поэтому фрезерование во второй зоне происходит по следу, т.е. в условиях регенерации.

3. Особенностью попутного фрезерования является совпадение направления движения подачи и вращения инструмента, что приводит к постоянному сдвигу по фазе волн автоколебаний последующего реза относительно предыдущего в сторону направления подачи и изменению толщины срезаемого слоя.

4. Время резания при попутном фрезеровании периодически меняется от наименьшего до наибольшего. Это связано с изменением времени начала автоколебаний и суммы периодов автоколебаний.

5. Периоды автоколебаний в пределах реза имеют разные значения, зависящие от толщины срезаемого слоя.

6. При периодическом изменении времени резания происходит движение волн автоколебаний на поверхности резания, при котором меняется глубина формообразующей лунки, в результате чего обработанная поверхность имеет волнистый профиль.

Список литературы

1. Систематизация колебаний при концевом фрезеровании тонкостенных элементов деталей / С. И. Дядя, Е. Б. Козлова, Э. В. Кондратюк и др. // Вестник двигателестроения. – № 1. – 2016. – С. 68–71.
2. Пат. 103031 Україна, МПК (2006) G01N11/00, G01M7/02. Стенд для оцінки коливального процесу деталі при циліндричному фрезеруванні, Внуков Ю. М., Гермашев А. І., Кучугуров М. В., Дядя С. І., Козлова О. Б., заявник та власник патенту ЗНТУ – №u201506355 ; заявл. 26.06.2015 ; опубл. 25.11.2015, Бюл. № 22.
3. Конструкция экспериментальной концевой цилиндрической фрезы с изменяемыми углами винтовых режущих кромок. / С. И. Дядя, Е. Б. Козлова, Э. В. Кондратюк, А. В. Шевченко // Вестник двигателестроения. – № 1. – 2014. – С. 71–74.
4. Пат. UA 106903 Україна, МПК (2016.01) G01N 11/00, G01M 7/02, Спосіб визначення умов фрезерування визначенням довжини фактичного контакту інструмента зі зразком при кінцевому фрезеруванні тонкостінних деталей Внуков Ю. М., Логомінов В. О., Гермашев А. І., Дядя С. І., Козлова О. Б., Черновол Н.М., заявник та власник патенту Запорізький національний технічний університет. – u 201511270 ; заявл. 16.11.2015 ; опубл. 10.05.2016, Бюл. № 9.
5. Логоминов В. А. Формирование шероховатости обработанной поверхности при концевом цилиндрическом фрезеровании тонкостенных элементов деталей: дис. канд. техн. наук : 05.03.01: защищена 21.02.2013: утв. 25.04.2013 / Логоминов Виктор Алексеевич. – Запорожье, 2013. – 226 с.
6. Анализ условий контактирования зубьев концевой цилиндрической фрезы с деталью / Ю. Н. Внуков, С. И. Дядя, Е. Б. Козлова, Н. Н. Черновол // Журнал инженерных наук. – 2014. – Т. 1. – № 4. – С. 1–7.

Одержано 26.05.2017

Дядя С.І. Дослідження механізму порушення автоколивань при кінцевому фрезеруванні тонкостінного елемента деталі

Наведені результати експериментального дослідження кінцевого фрезерування тонкостінних елементів деталей. Розглянуто механізм формування автоколивань при попутному кінцевому циліндричному фрезеруванні і його вплив на процес різання.

Ключові слова: тонкостінний елемент деталі, регенеративні автоколивання, час різання, довжина контакту, період автоколивань.

Diadia S. Investigation of the mechanism of excitation of self-oscillations in the final milling of a thin-walled element of a part

This article presents the experimental research of end milling of thin-wall parts. The mechanism of chatter's formation during the following end cylindrical milling and its influence on the cutting process are considered.

Key words: thin-wall part, regenerative self-oscillation, cutting time, contact length, period of self-oscillations.

МУЛЬТИФІЗИЧНІ МОДЕЛІ: ТЕМПЕРАТУРНІ УМОВИ ФОРМУВАННЯ ТА ВИПАРОВУВАННЯ ЕМІТЕРА

Удосконалена тривимірний модель формування та випаровування емітера в умовах катодно-дугового осадження тугоплавких металів та їхніх з'єднань. Проведено чисельне моделювання та розрахунки методом скінченних елементів розподілу температури по висоті емітера при різних густинах струму; температури від часу розігріву емітера; часу до досягнення температури випаровування емітера залежно від густини струму. Встановлено нелінійний характер температурного розподілу по висоті емітера для тугоплавких металів та деяких їхніх з'єднань. Встановлено залежність часу розігрівання емітера від температури. Оцінено ерозію емітера в процесі розігрівання.

Ключові слова: емітер, катодно-дугове осадження, тугоплавкий метал, метод скінченних елементів, розподіл температури.

Модифікація поверхні є одним з найперспективніших напрямків покращення комплексу фізико-механічних властивостей виробів, підвищення їхніх експлуатаційних характеристик. Нанесена тонка плівка захищає вироби від агресивного середовища, покращує механічні властивості поверхні без зміни розмірів самого виробу. Також такі плівки можуть суттєво вплинути на фізичні властивості поверхні і широко застосовуються в високотехнологічних галузях промисловості, літако- та ракетобудуванні, атомній енергетиці, фізиці високих енергій, тощо. Основними проблемами, які виникають при нанесенні тонкої плівки, є чистота, обмежений клас можливих матеріалів для застосування, густина шару плівки, відтворюваність процесу модифікації поверхні під час нанесення плівки та її рівномірність. Всім цим вимогам відповідає метод катодно-дугового осадження у вакуумі та розрідженому середовищі. Не зважаючи на суттєву вартість та складні технологічні умови одержання плівок, цей метод набув широкого поширення і став провідним у високотехнологічному виробництві [1].

Розробка методу та обладнання для його застосування належить до досягнень ННЦ Харківський фізико-технічний інститут у другій половині минулого сторіччя [2–5]. Велика увага вивченню механізму утворення вакуумної дуги та створення математичного опису процесу катодно-дугового осадження приділена у циклі робіт [6–11]. Процес утворення та руйнування вакуумної дуги достатньо складний та швидкоплинний, а утворення нових катодних плям та їхнє зникнення, яке умовно можна описати як «рух» катодних плям по поверхні, має хаотичний характер. Катодний розряд є нестійким, що ускладнює рівномірний розподіл матеріалу, що випаровується, та впливає на якість плівок. Таку нерівномірність розподілу матеріалу катоду у дузі на-

магаються компенсувати впливом магнітного поля чи відокремлюють крапельну фракцію за рахунок складного конструкції плазмових фільтрів та сепараторів. Роботи у цьому напрямку досі активно проводять у ННЦ ХФТІ, Національній лабораторії ім. Лоуренса у Берклі, США та інших лабораторіях світу [12–23]. Не зважаючи на це, досі існують проблеми підбору технологічних параметрів при осадженні різних матеріалів катодно-дуговим методом, які вимагають додаткових витрат дорогих матеріалів високої чистоти та ресурсів для відпрацювання технології осадження, наприклад, осадження ніобію та його з'єднань на поверхню високочастотних резонаторів для прискорювачів, щоб утворити надпровідний шар [24–29]. Тому використання моделювання з метою створення ефективної трьохвимірної моделі утворення, розігрівання та випаровування матеріалу з катоду в умовах катодно-дугового осадження матеріалу на підкладку є актуальною проблемою.

Модель

Використана в роботі модель була аналогічною тій, що опублікована у роботах [30, 31], де враховувалась залежність теплоємності та коефіцієнту теплопровідності від температури. В робочому інтервалі досліджень ці залежності були наближені до лінійних для обраних матеріалів досліджень. Приклади таких розрахункових лінійних залежностей для TiN приведені на рис. 1 та рис. 2 на підставі експериментальних даних [32] і побудовані методом апроксимації.

Ці температурні залежності коефіцієнта теплопровідності та теплоємності для багатьох металів укладаються у відповідні рівняння:

$$\lambda(T) = \lambda_0(1 - \beta T) \quad \text{та} \quad C(T) = C_0(1 + \alpha T), \quad (1)$$

де λ_0 – коефіцієнт теплопровідності, а C_0 – коефіцієнт теплоємності при $T = 0 \text{ K}$; α та β – коефіцієнти кореляції.

*В роботі брав участь В. Д. Алімов

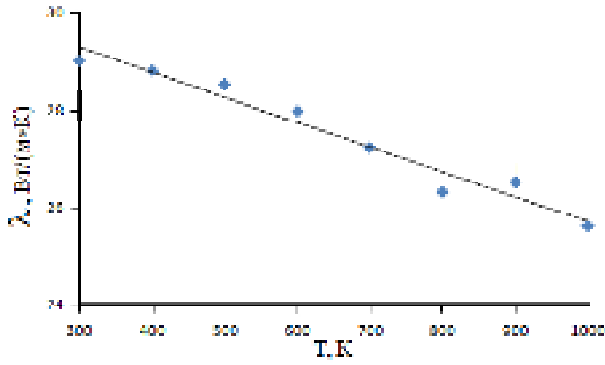


Рис. 1. Температурна залежність теплопровідності для TiN

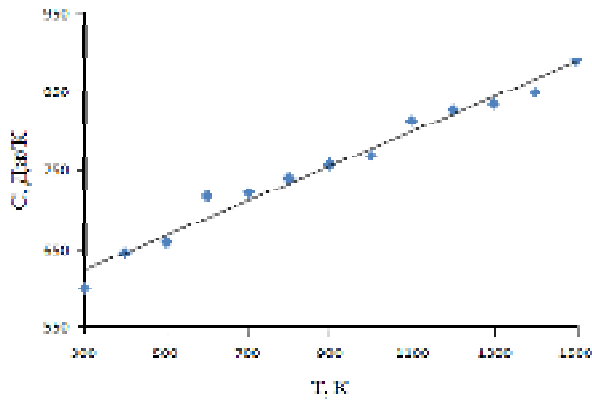


Рис. 2. Температурна залежність теплоємності для TiN

Із врахуванням рівнянь (1), розподіл температур у емітері описується нелінійним рівнянням теплопровідності:

$$\rho C_0(1 + \alpha T) \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda_0(\nabla(1 - \beta T)\nabla T) - j_e \frac{C_e}{e} \nabla T + j_e \chi, \quad (2)$$

де j_e – густина емісійного струму, ρ – густина матеріалу емітера, $C_e = \pi k^2 T / 2 \varepsilon_F$ – електронна теплоємність, k – стала Больцмана, e – заряд електрону, ε_F – енергія Фермі, $\chi = \chi_0 T$ – питомий опір, що змінюється за лінійним законом, $j_e \frac{C_e}{e} \nabla T + j_e \chi$ – об’ємна густина потужності тепловиділення зумовлена ефектами Томсона і Джоуля.

Розв’язок рівняння здійснювався з урахуванням граничних умов:

$$\text{біля основи вістря} \quad T_{|0,0} = T_0, \quad (3)$$

$$\text{на границі емісії} \quad \lambda \nabla T|_{z,e} = - \frac{j_e}{e} \cdot \Delta \varepsilon, \quad (4)$$

$$\text{та початкової умови} \quad T_{|k,0} = T_0. \quad (5)$$

Гранична умова (4) враховує те, що середня енергія, яка переноситься електронами провідності з глибини катода до границі емісії, відрізняється від середньої енергії емітованого електрона (ефект Ноттінгама).

Густина струму емісії j_e та середня енергія $\Delta \varepsilon$, яка виділяється з при поверхневого шару у розрахунку на один емітований електрон також залежать від температури T_e емітувальної поверхні із врахуванням двох випадків:

$$\text{коли} \quad j_e = j_0 \frac{\pi T_e}{2 T_i} \sin^{-1} \left(\frac{\pi T_e}{2 T_i} \right), \quad (6)$$

$$\Delta \varepsilon = \frac{\pi^2}{2} \left(\frac{k T_e}{\varepsilon_F} \right)^2 \varepsilon_F + 2 k T_i \frac{\pi T_e}{T} \operatorname{ctg} \left(\frac{\pi T_e}{2 T_i} \right), \quad (7)$$

$$\text{і коли } 1,2 T_i < T_e < 2,2 T_i \quad j_e = j_0 \cdot 1,16 \exp \left(0,31 \frac{T_e^3}{T_i^3} \right), \quad (8)$$

$$\Delta \varepsilon = \frac{\pi^2}{2} \left(\frac{k T_e}{\varepsilon_F} \right)^2 \varepsilon_F + 2 k T_i \left(1 - 0,93 \frac{T_e^3}{T_i^3} \right), \quad (9)$$

де j_0 – початкова густина, $T_i = 5,67 \cdot 10^{-5} \frac{E}{\sqrt{\phi}}$ – температура інверсії, E – напруженість електричного поля в околі вершини емітера, ϕ – робота виходу електронів для обраного матеріалу.

Відмінність від попередніх моделей, описаних в [30, 31] полягає у тому, що розглядається трьохвимірний модель, яка враховує випаровування емітера, швидкість якого залежить від температури та описується виразом:

$$v_{\text{вип}} = v_{z\phi} \exp \left(\frac{w_{\text{вип}} m_a}{k T} \right). \quad (10)$$

де $v_{\text{вип}}$ – швидкість випаровування, $v_{z\phi}$ – поперечна швидкість звуку, $w_{\text{вип}}$ – питома теплота випаровування, m_a – маса атома речовини, T – поточна температура.

Результати розрахунків та їхнє обговорення

При формуванні дуги в методі вакуумно-дугового осадження матеріалів на підкладку важливу роль відіграє первинний етап: розігрів нерівностей (мікрівістрів) поверхні катода. Форму таких нерівностей можна звести у загальному випадку до конусоподібної з усіченням. Саме з таких усічених конусоподібних об’єктів, які називаються емітерами під дією великого струму формується вакуумна дуга з матеріалу катода. Наявність вакууму забезпечує високу чистоту отриманих покриттів. На процес формування дуги суттєво впливає не тільки геометрія емітера, але й технологічні параметри процесу (наприклад, густина струму), а також теплофізичні властивості матеріалу, який осаджується. Особливості запропонованої трьохвимірної моделі полягають у врахуванні геометрії емітера (усічений конус) (рис. 3).

В рамках апробації моделі було розраховано розподіл температури в конусоподібному емітері для різних матеріалів (Ti, TiN, Zr, Mo, W) з урахуванням їхніх влас-

тивостей (дивись таблицю 1) [32, 33]. Розрахунки проводилися методом скінченних елементів із застосування сучасного мультифізичного програмного пакету.

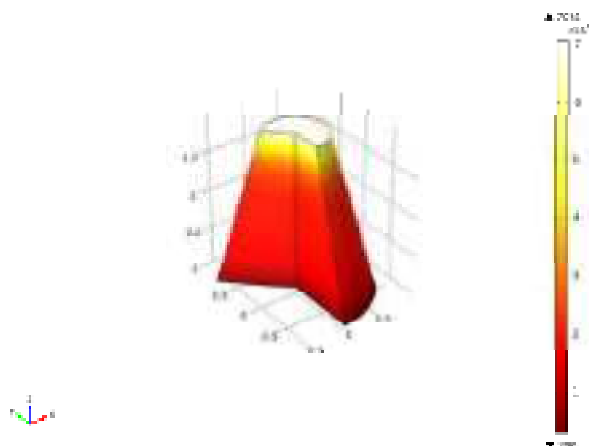


Рис. 3. Розподіл температури в конусоподібному емітері з Ti

Розподіл температури вздовж конусоподібного емітера з титану (рис. 3) вказує на його суттєве розігрівання в області вістря до температур, які суттєво перевищують температуру випаровування. Таке розігрівання можливе за умов дуже високої густини струму та малого часу розігріву, за який матеріал не встигає випаруватись [6, 34] і вказує на адекватність обраної моделі. Для інших матеріалів, наведених у таблиці 1, температурний розподіл у емітері був подібний до розподілу для титану.

Дослідження просторово-температурного розподілу у емітерах з TiN, Ti, Zr, Mo та W показує, що він має нелінійний характер. Типовий розподіл для Ti, TiN, Zr наведено на рис. 4 на прикладі емітера з цирконію.

Що стосується Mo та W, то напрям викривлення у цьому розподілі дещо інший (рис. 5), що пов'язано з відмінностями у теплофізичних характеристиках цих матеріалів.

Результати моделювання показують, що найбільше розігрівання досягається для Zr ($T = 8454$ K), далі йде Mo ($T = 8235$ K), W ($T = 7473$ K), Ti ($T = 7051$ K) і найменше розігрівання досягається для TiN ($T = 6220$ K). Оцінка розрахованих значень у порівнянні зі значеннями, доступними у літературі, показує відхилення для TiN у 5 %, а для W – 4,5–7 % [34, 35].

Таблиця 1 – Таблиця параметрів

Матеріал	T_i , K	T_c , K	λ_0 , Вт/м·К	C_0 , Дж/кг·К	ϵ_F , eV	ρ , кг/м ³	$\alpha \cdot 10^{-4}$, 1/K	$\beta \cdot 10^{-4}$, 1/K	$\chi_0 \cdot 10^{-7}$, Ом·м
TiN	1817	2090	29	600	5,13	5400	4,6	2,02	4
Ti	1500	1725	22	525	8,5	4500	4,5	1,9	4,2
Zr	1670	1920	22,7	278	7,1	6500	5,905	2,45	4,41
Mo	1580	1817	138	250	14,7	10220	2,7	2,75	5,03
W	1863	2109	173	132	14,6	19250	2	6,25	4,89

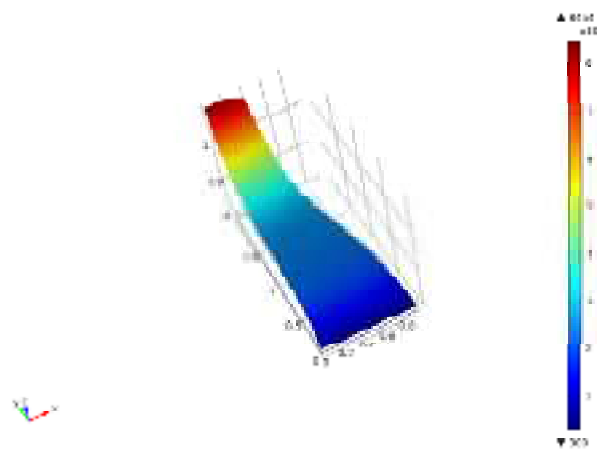


Рис. 4. Просторово-температурний розподіл у об'ємі емітера з цирконію

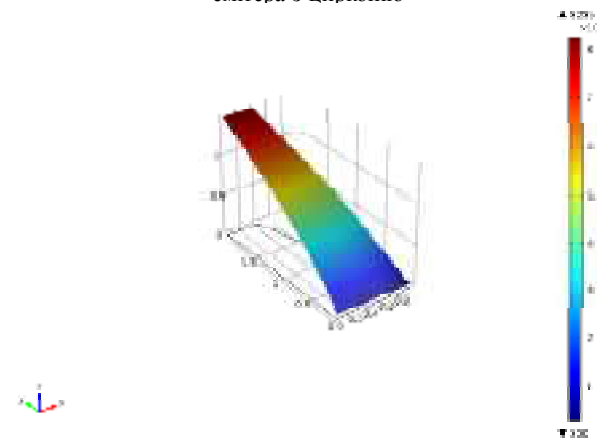


Рис. 5. Просторово-температурний розподіл у об'ємі емітера з молібдену

Розподіл температури по висоті емітера для Ti, TiN, Zr матеріалів наведено на рис. 6, а для вольфраму та молібдену на рис. 7. В обох випадках спостерігається відхилення цього розподілу від лінійної залежності, а для першої групи матеріалів це відхилення має схильність до насичення на висоті емітера близької до 2 мкм.

При густині струму $1,2 \cdot 10^{12}$ А/м² було оцінено температурну залежність часу розігрівання емітера для дослідженого матеріалу (рис. 8). Розрахунки показали, що час досягнення температури випаровування для титану та цирконію був близьким один до одного і склав 2,3 та 2,4 нс відповідно. Для нітриду титану досяг-

нення температури випаровування здійснювалося лише через 8.1 нс. Не зважаючи на це, мало місце подальше розігрівання катоду внаслідок швидкоплинності процесу і відбувалося перегрівання емітера. Внаслідок такого перегрівання і відбувалися вибухові процеси з утворенням крапельної фракції і контроль за розмірами осаджених частинок матеріалу втрачався. Вивчення динамічних процесів перегрівання катоду з різних матеріалів може дозволити мінімізувати вибухові процеси при осадженні тугоплавких матеріалів на поверхню за допомогою катодно-дугового методу. Що стосується молібдену та вольфраму, то досягнення області випаровування та перегрівання емітера мало місце значно пізніше, а саме на 22 та 42 наносекундах відповідно, тому ця залежність приведена на рис. 9 більш детально.

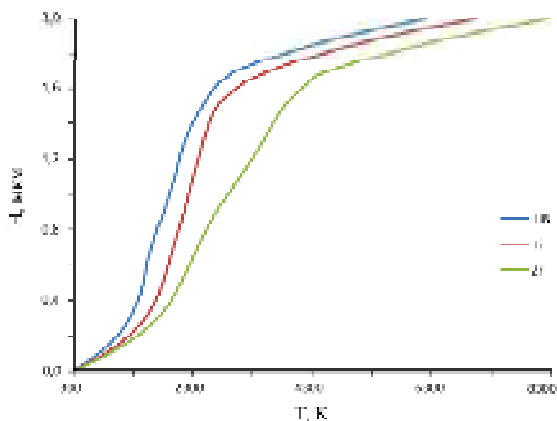


Рис. 6. Температурний розподіл по висоті емітера з Ti, TiN та Zr

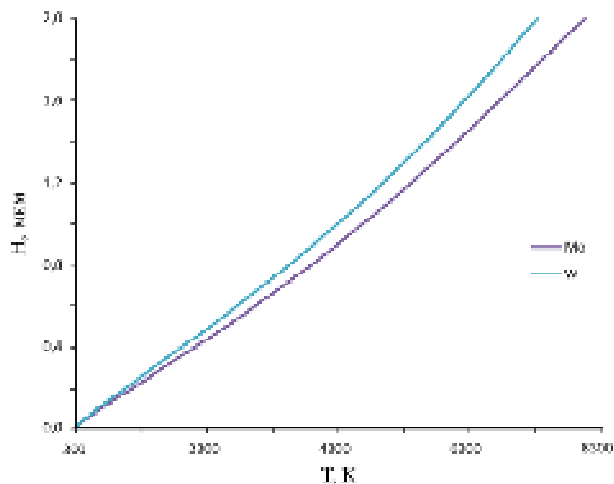


Рис. 7. Температурний розподіл по висоті емітера з Mo та W

Як результат цих розрахунків була побудована залежність часу розігрівання емітера до досягнення температури випаровування для різних матеріалів (рис. 10). Результати розрахунків показують, що зі збільшенням густини струму час розігрівання емітера до досягнення температури випаровування скорочується за нелінійним законом. Але часові умови розігрівання емі-

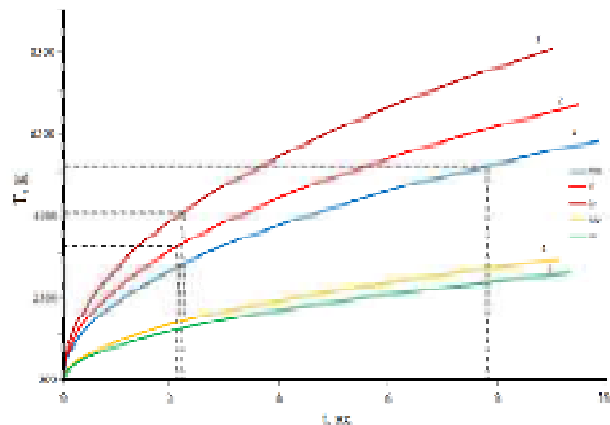


Рис. 8. Залежність температури від часу розігріву емітера при густині струму $1,2 \cdot 10^{12} \text{ A/m}^2$ для різних матеріалів: 1) Zr, 2) Ti, 3) TiN, 4) Mo, 5) W

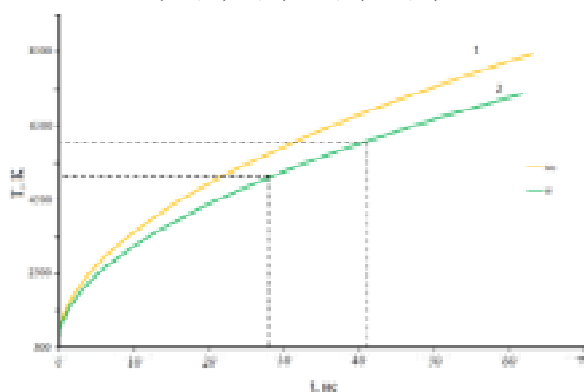


Рис. 9. Залежність температури від часу розігрівання емітера з: 1) молібдену та 2) вольфраму

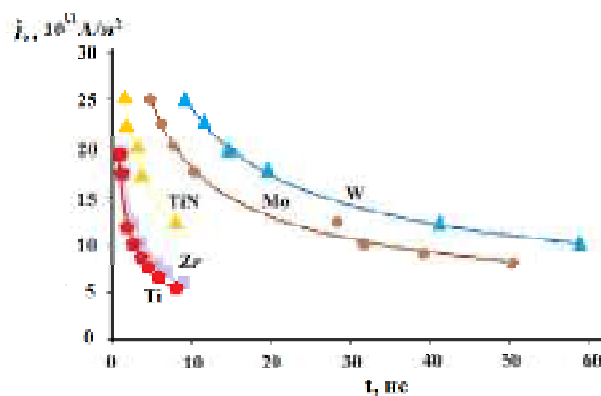


Рис. 10. Кореляція часу розігрівання емітера для різних матеріалів із густиною струму

теру суттєво відрізняються, за виключенням титану та цирконію, для яких ця залежність практично співпадає.

В зв'язку з тим, що процес розігрівання емітера до температури випаровування досить швидкоплинний, випаровування за цей час не встигає реалізуватися і має місце суттєве перегрівання емітера, тому викликає інтерес оцінка можливого часу, потрібного для випаровування конусоподібного емітера після його розігрівання. Таке оцінювання у рамках покращеної моделі було здійснено і проілюстровано на рис. 11 та рис. 12.

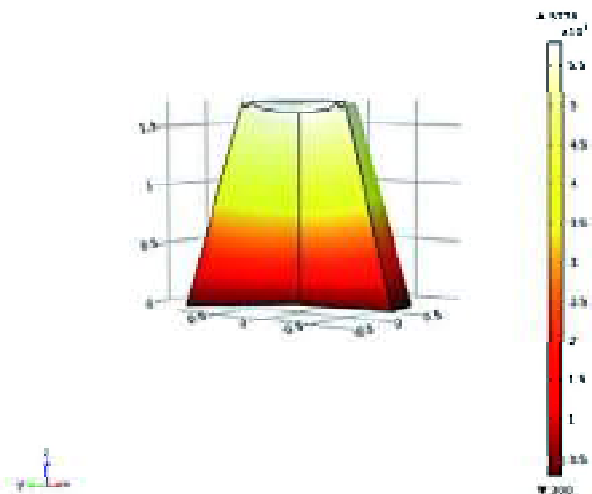


Рис. 11. Ерозія з поверхні емітера з вольфраму при випаровування протягом 90 мкс

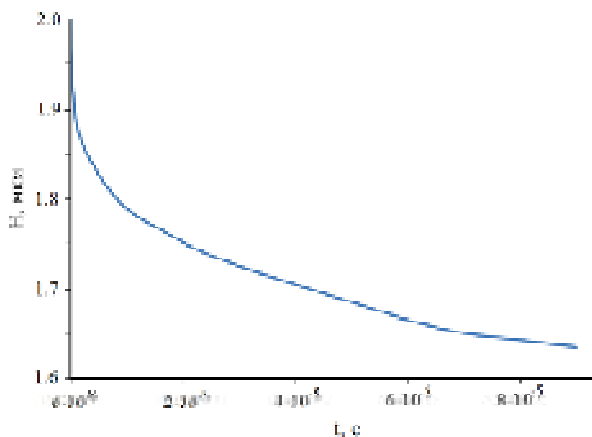


Рис. 12. Зміна висоти емітера з вольфраму з часом випаровування

Висновки

1. Таким чином запропонована удосконалена математична модель розігрівання емітера в процесі катодно-дугового осадження тугоплавких матеріалів, яка враховує залежність теплофізичних параметрів від температури та уписує трьохвимірну усічену конусоподібну форму емітера.

2. Встановлено нелінійний характер температурного розподілу по висоті емітера для різних матеріалів: характер цього розподілу суттєво відрізняється для Ti, TiN та Zr по відношенню до W та Mo внаслідок відмінностей теплофізичних характеристик матеріалів.

3. Встановлено залежність часу розігрівання емітера від температури та умов розігрівання. Розраховано необхідний час розігрівання емітера при густині струму $1,2 \cdot 10^{12}$ А/м², який складав для: Ti – 2,3 нс, TiN – 8,1 нс, Zr – 2,4 нс, Mo – 22 нс, W – 42 нс, та співпадав з експериментальними результатами в межах 5–7 %.

4. Встановлено залежність густини струму і часу розігрівання емітера для різних матеріалів, яка має нелінійний характер. Такий розрахунок дозволяє підібрати технологічні параметри для кожного матеріалу катоду.

5. Оцінено ерозію емітера у процесі випаровування, що дозволяє оцінити якість одержаної плівки.

Список літератури

1. Вакуумная дуга. Источники плазмы, осаждение покрытий, поверхностное модифицирование / И. И. Аксёнов, А. А. Андреев, В. А. Белоус и др. – К. : Наукова думка, 2012. – 726 с.
2. Пат. US3793179 США, Apparatus for Metal Evaporation Coating / L.P. Sablev, N.P. Atamansky, V.N. Gorbunov, J.I. Dolotovat al; Appl. No 05/163,757, Holman and Stern, 07/19/1971.
3. Пат. US3783231 США, Apparatus for Vacuum-Evaporation of metals under the Action of an Electric Arc / L.P. Sablev, J.I. Dolotov, L.I. Getman, V.N. Gorbunov, at al; Appl. No 05/237,083, Holman and Stern, 03/22/1972.
4. Шулаев В. М. Сверхтвердые наноструктурные покрытия в ННЦ ХФТИ / В. М. Шулаев, А. А. Андреев // ФПП, 2008. – Т. 6. – № 1–2. – С. 4–19.
5. Вакуумно-дуговое оборудование и технологии покрытий в ХФТИ / И. И. Аксёнов, В. А. Белоус, В. Е. Стрельницкий, Д. С. Аксёнов // ВАНТ, 2016. – № 4 (104). – С. 58–71.
6. Литвинов Е. А. Автоэмиссионные и взрывоэмиссионные процессы при вакуумных разрядах / Е. А. Литвинов, Г. А. Месяц, Д. И. Проскуровский // Успехи физических наук. – 1983. – Т. 139. – № 2. – С. 265–302.
7. Месяц Г. А. Эктоны / Г. А. Месяц. – Екатеринбург : Наука. – Т. 1. – 1993. – 184 с.
8. Месяц Г. А. Эктоны – лавина электронов из металла / Г. А. Месяц // Успехи физических наук. – 1995. – Т. 165. – № 6. – С. 601–626.
9. Литвинов Е. А. О природе цикличности взрывной электронной эмиссии / Е. А. Литвинов, Г. А. Месяц, А. Г. Парфенов // Письма в ЖТФ, 1984. – Т. 10. – № 11. – С. 593–596.
10. Месяц Г. А. Эктоны в вакуумном дуговом разряде: пробы, искра, дуга / Г. А. Месяц. – М. : Наука. – 2000. – 424 с.
11. Месяц Г. А. Механизм генерации аномальных ионов вакуумной дуги / Г. А. Месяц, С. А. Баренгольд // Успехи физических наук. – 2002. – Т. 172. – № 10. – С. 1113–1130.
12. Plasma filters in technique of the vacuum-arc composite coating deposition / D. S. Aksyonov, I. I. Aksenov, V. A. and etc. // East Eur. J. Phys, 2014. – Vol. 1. – № 1. – P. 57–69.
13. Аксёнов Д. С. Подавление эмиссии макрочастиц в вакуумно-дуговых источниках плазмы / Д. С. Аксёнов, И. И. Аксёнов, В. Е. Стрельницкий // Вопросы атомной науки и техники, 2007. – № 6. – С. 106–115.
14. Прямолинейный сепаратор углеродной плазмы вакуумной дуги / И. И. Аксёнов, В. А. Белоус, В. В. Васильев и др. // Вопросы атомной науки и техники. – 2001. – № 2. – С. 127–130.
15. Стрелецкий В. Е. Вакуумно-дуговой синтез алмазоподобных плёнок: история, последние разработки, применение, перспективы / В. Е. Стрелецкий // Вопросы атомной науки и техники. – 2002. – № 6. – С. 125–133.
16. Аксёнов И. И. Высокопроизводительная вакуумно-дуговая установка для осаждения покрытий / И. И. Аксёнов, В. А. Белоус // Вопросы атомной науки и техники. – 2008. – № 2. – С. 108–118.

17. Столбовой В. А. Методы пайки изделий в вакууме с помощью вакуумно-дугового разряда / В. А. Столбовой // Журнал фізики та інженерії поверхні. – 2016. – № 2. – С. 152–157.
18. Brown I.G. Cathodic Arc Deposition of Films / Ian G. Brown // Annu. Rev. Mater. Sci., 1998. – 28. – P. 243–269.
19. Anders A. Micropulsion Based on Vacuum Arc Physics and Technology : A Review / A. Anders, J. Kolbeck // 52 AIAA/SAE/ASEE Joint Propulsion Conference, Salt Lake City, July 25–27, 2016. – P. 1–15.
20. Anders A. Unfiltered and filtered cathodic arc deposition / A. Anders Chapter 10 of Handbook of Deposition Technologies for Films and Coatings (3rd ed.) edited by P.M. Martin, 2010, William Andrew, Amsterdam.
21. Martin P. J. Review of the filtered vacuum arc process and materials deposition / P. J. Martin, A. Bendavid // Thin Solid Films, 2001. – 394. – P. 1–15.
22. Takikawa H. Review of cathodic arc deposition for preparing droplet-free thin films / H. Takikawa, H. Tanoue // IEEE Transaction on Plasma Science, 2007. – 35. – № 4. – P. 992–999.
23. Tay B.K. Review of metal oxide films deposition by filtered cathodic vacuum arc technique / B.K. Tay, Z.W. Zhao, D.H.C. Chua // Material Science and Engineering R, 2006. – 52. – P. 1–48.
24. Sekutowicz J. Cryogenic test of the Nb-Pb SRF photoinjector cavities / J. Sekutowicz, A. Munh, P. Kneisel, R. Nietubyc // Proceed. of PAC09, Vancouver, BC, Canada, 2009.-M06RFP056, EuCARD-CON-2009-45. – P. 1–3.
25. Characterization of a superconducting Pb photocathode in a superconducting rf photoinjector cavity / R. Barday, A. Burrill, A. Jankowiak end etc. // Physical Review Special Topics – Accelerators and Beam, 2013. – 16. – 123402.
26. Fabrication of thin metallic films by arc discharges under ultra-high vacuum conditions / P. Srazewski, M.J. Sadowski, R. Nietubyc, K. Rogacki end etc. // Materials Science-Poland, 2008. – 26. – № 1. – P. 213–220.
27. Test results of components for CW and near-CW operation of a superconducting LINAC / J. Sekutowicz, M. Ebert, F. Mittag, P. Kneisel end etc. // Proceedinf of Linear Accelerator Conference LINAC2010, Tsukuba, Japan, 2010. – TUP010. – P. 413–415.
28. Nb coating of copper cavities by UHV cathodic arc / L. Catani, A. Cianchi, D. DiGiovenale, J. Lorkiewicz end etc. // Proceeding of SRF2007, Peking University, Beijing, China, 2007. – WEP70. – P. 675–680.
29. Deposition of superconducting niobium films inside RF-cavities of particle accelerators / M.J. Sadowski, R. Mirowski, R. Nietubyc end etc. // KSUPS-2007: Abstracts. Synchrotron Radiation in Natural Science, 2007. – 6. – № 1–2.- O6.
30. Недоля А. В. Температурное распределение на катодном эмиттере при формировании высокочастотной вакуумной дуги / А. В. Недоля, Е. И. Пиваев, И. Н. Титов // Фізична Інженерія Поверхні, 2009. – Т. 7. – № 4. – С. 330–334.
31. Алимов В. Д. Моделирование условий существования эмиттера тугоплавкого материала в процессе катодного вакуумно-дугового осаждения / В. Д. Алимов, А. В. Недоля, И. Н. Титов // Металофізика і новітні технології. – 2014. – Т. 36. – № 11. – С. 1523–1532.
32. Физические величины : Справочник / А. П. Бабищев, Н. А. Бабушкина, А. М. Братковский и др. ; под ред. И. С. Григорьевой, Е. З. Мейлихова. – М. : Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.
33. Cottrell T.H.E. Selected values of the thermodynamic properties of the elements / R. Hultgren, Metals Park, Ohio : American Society for Metals, 1973. – 636 p.
34. Райзер Ю.П. Физика газового разряда / Ю. П. Райзер. – Долгопрудный : Изд. дом «Интеллект», 2009. – 736 с.
35. Anders A. Cathodic arcs: from fractal spots to energetic condensation / A. Anders, New York : Springer Inc., 2008. – 544 p.

Одержано 21.06.2017

Недоля А.В. Мультифизические модели: температурные условия формирования и испарения эмиттера

Усовершенствована трехмерная модель формирования и испарения эмиттера в условиях катодно-дугового осаждения тугоплавких металлов и их соединений. Проведено численное моделирование и расчеты методом конечных элементов распределения температуры по высоте эмиттера при различных плотностях тока; температуры от времени разогрева эмиттера; времени достижения температуры испарения эмиттера в зависимости от плотности тока. Определен нелинейный характер температурного распределения по высоте эмиттера для тугоплавких материалов та некоторых их соединений. Оценено эрозию эмиттера в процессе разогрева.

Ключевые слова: эмиттер, катодно-дуговое осаждение, тугоплавкий металл, метод конечных элементов, распределение температуры.

Nedolya A. Multiphysics modeling: the temperature conditions of the formation and evaporation of emitter

The three-dimensional model for the formation and evaporation of the emitter under conditions of cathodic arc deposition of refractory metals and their compounds was improved. Numerical simulation and calculation have been realized by finite elements method of temperature distribution along the height of the emitter at various current densities; the temperature dependence on the time of the emitter heating; the time to reach of the evaporation temperature of the emitter; depending on the current density were done. The nonlinear character of the temperature distribution along the height of the emitter for refractory metals and some of their compounds has been established. The dependence of the heating time of the emitter on temperature was established. Erosion of the emitter during of warming up was estimated.

Key words: emitter, cathode-arc deposition, refractory metal, finite elements method, temperature distribution.

УДК 539.3 + 004.4

Канд. техн. наук Е. С. Решевская, Д. А. Науменко, Д. В. Широкоград, Е. В. Харченко
Запорожский национальный университет, г. Запорожье

КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНЫЙ АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ЭЛАСТОМЕРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ НА ОСНОВЕ СОВРЕМЕННЫХ КОМПЬЮТЕРНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

В работе предложен инструмент для конечно-элементного анализа напряженно-деформированного состояния эластомерных элементов. Данные для визуализации рассчитываются в программном комплексе «МРЕЛА+», который предназначен для решения задач механики эластомеров. Анализ результатов применяется при проектировании новых и исследовании существующих эластомерных конструкций.

Ключевые слова: визуализация числовых результатов, метод конечных элементов, механика эластомеров.

Конечно-элементный анализ является мощным средством, позволяющим моделировать распределения перемещений, деформаций и напряжений в конструкциях промышленного назначения. Входными параметрами для подобного анализа являются результаты, полученные методом конечных элементов (МКЭ).

МКЭ – численный метод решения огромнейшего класса задач механики деформируемого твердого тела. Для его реализации существуют разнообразные программные комплексы (ANSYS, MSC.Nastran, COSMOSWORKS и т. д.), большинство из них являются системами общего назначения. Для реализации потребности в разработке узкоспециализированного программного продукта расчета напряженно-деформированного состояния эластомерных элементов конструкций была разработана система «МРЕЛА+» [1, 2]. Программный комплекс позволяет решать проблемы, связанные с особенностями расчета слабосжимаемых материалов методом конечных элементов и используется при проектировании эластомерных конструкций [3]. Он имеет блочную структуру и состоит из 4 основных частей:

- 1) управляющий блок, ответственный за общий алгоритм решения задачи;
- 2) блок предварительной обработки данных, который осуществляет перевод исходных данных в оперативные;
- 3) блок специальных программ, предназначенных для решения конкретных типов задач, встречающихся при проектировании;
- 4) блок обработки результатов расчета, организующий обработку выходных данных в виде удобном для пользователя.

Мощность современных персональных компьютеров и мобильных устройств, а также новые программные технологии позволяют усовершенствовать блок визуализации результатов, предоставляя инженерам-

конструкторам кроссплатформенные средства трехмерной визуализации результатов расчетов.

Наиболее эффективным методом визуального представления числовых данных, полученных методом конечных элементов, является изображение полутоновой модели трехмерного каркаса исследуемой конструкции.

Первой задачей, с которой сталкивается разработчик подобной визуализации является разработка алгоритма построения полигональной сетки. Поскольку грани являются плоскими, необходимо следить, чтобы все вершины одной грани находились в одной плоскости.

Существует несколько способов задания полигональной сетки. Основным их отличием, кроме объема требуемой памяти, является простота обнаружения тех или иных общих свойств в элементах объекта, чтобы упростить обнаружение скрытых ребер объекта и избежать повтора в обработке одних и тех же элементов.

Явное задание граней является наиболее простым способом описания полигональной сетки. При этом каждая грань задается в виде последовательности координат ее вершин, в которой они встречаются при обходе грани в одном из направлений. Каждая пара рядом стоящих в этой последовательности вершин образует ребро грани. Кроме того, эта последовательность должна быть замкнутой, и для исключения повторного задания первой вершины в конце списка предполагается, что последняя и первая вершины в списке также образуют ребро.

При изображении объекта последовательно обрабатывается каждая грань, и каждое ребро этой грани прорисовывается после определения его видимой, т. е. не скрываемой другими гранями, части.

Недостатками такого задания полигональной сетки являются:

- избыточность, поскольку при описании смежной грани координаты соответствующих вершин будут по-

вторяться. Другими словами, координаты одной и той же вершины могут присутствовать в описании разных граней;

- неудобство изменений при обнаружении ошибок в представлении объекта, что порождается указанной выше множественностью задания одной и той же вершины;

- в описании отсутствует явное указание на принадлежность одного и того же ребра разным граням.

При задании граней с помощью указателей в списке вершин координаты вершин задаются не в описании грани, а в отдельном списке вершин. Каждая грань описывается последовательностью номеров вершин, встречающихся при их обходе, без указания их координат.

Задание граней с помощью указателей в списке вершин устраняет первые два недостатка, присущие вышеописанному способу, что является его достоинствами.

Недостатком, как и ранее, является отсутствие явного указания на принадлежность одного и того же ребра разным граням и связанная с этим сложность обработки.

Представление полигональной сетки с помощью явного задания ребер лишено и последнего, указанного выше недостатка. Это достигается заданием дополнительного списка ребер, где в каждом из них указываются 4 числа – два номера вершин, между которыми существует это ребро, и два номера граней, для которых это ребро является общим (смежным). Если ребро принадлежит только одной грани, то последнее число является виртуальным (например, 0), что указывает на несуществующую грань.

Для данного способа при описании грани указываются не последовательность номеров вершин в соответствии с их обходом, а номера ребер, образующих эту грань.

Задача построения полигональной сетки и визуализации полутонового изображения решены посредством языка программирования C# в интегрированной среде программной разработки Unity. Unity – это инструмент для разработки двух- и трёхмерных приложений, работающий под операционными системами Windows, Linux и OS X [4]. Созданные с помощью Unity приложения работают под операционными системами Windows, OS X, Windows Phone, Android, Apple iOS, Linux.

Далее рассмотрен пример расчета деформаций и напряжений, возникающих в эластомерном виброизоляторе типа ВР-201 (рис. 1) при его нагружении в условиях эксплуатации. Ввиду симметричности моделируется лишь его четверть. Схема нагружения виброизолятора показана на рис. 2.

На рис. 3–5 представлены примеры визуализации расчетов напряженно-деформированного состояния эластомерного элемента. Числовые данные для построения моделей были рассчитаны методом конечных элементов в системе «МРЕЛА+».

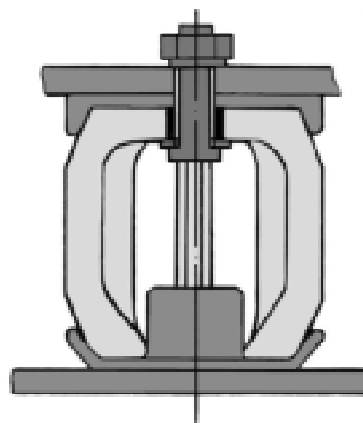


Рис. 1. Геометрическая модель эластомерного виброизолятора ВР-201

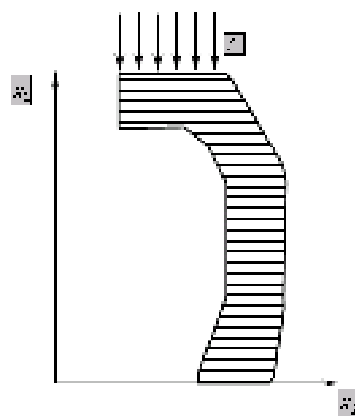


Рис. 2. Схема нагружения виброизолятора

Таким образом, разработанный программный продукт позволяет визуализировать распределение деформаций и напряжений, возникающих в эластомерных элементах конструкций при их нагружении в процессе эксплуатации. Результаты числовых значений напряженно-деформированного состояния эластомерных элементов рассчитываются методом конечных элементов в программном комплексе «МРЕЛА+». Особенностью данного комплекса является учет специфических свойств эластомеров при численном расчете.

Инструмент может быть использован при проведении анализа напряженно-деформированного состояния эластомерных конструкций с целью проектирования новых форм и размеров эластомерных элементов. Применение высокоуровневого языка программирования и среды разработки позволило разработать мультиплатформенное приложение, работающее под различными операционными системами, как на персональном компьютере, так и на мобильных устройствах. Создана как десктоп версия приложения, так и в веб приложение, что позволяет применять его удаленно.

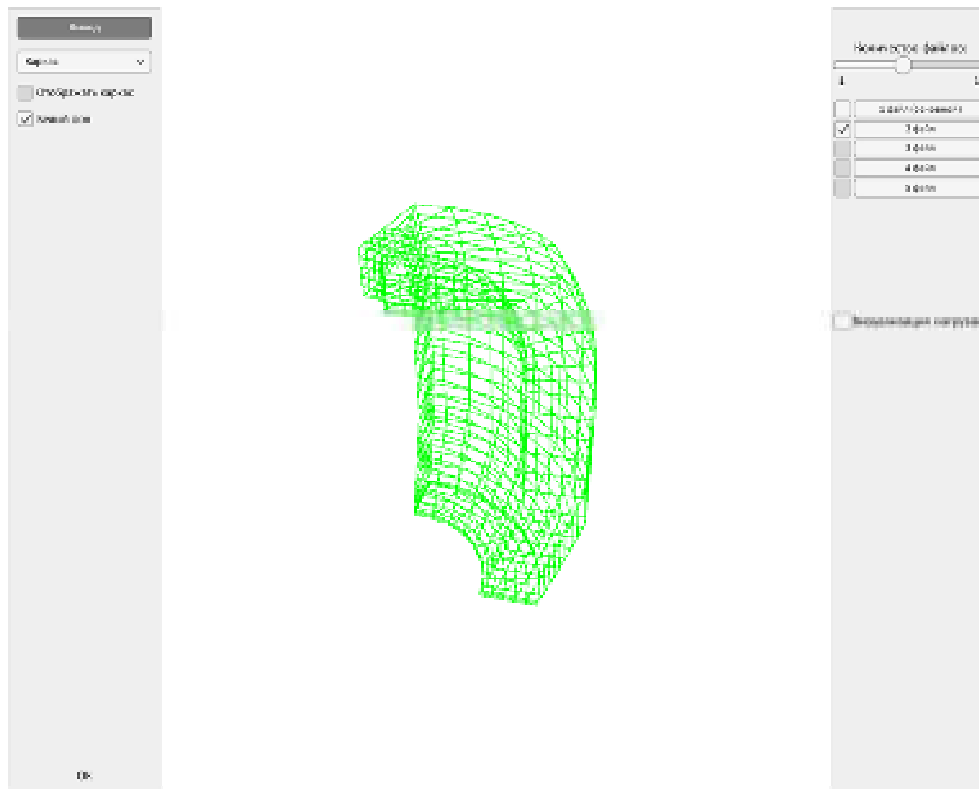


Рис. 3. Конечно-элементная сетка, накладываемая на эластомерный элемент

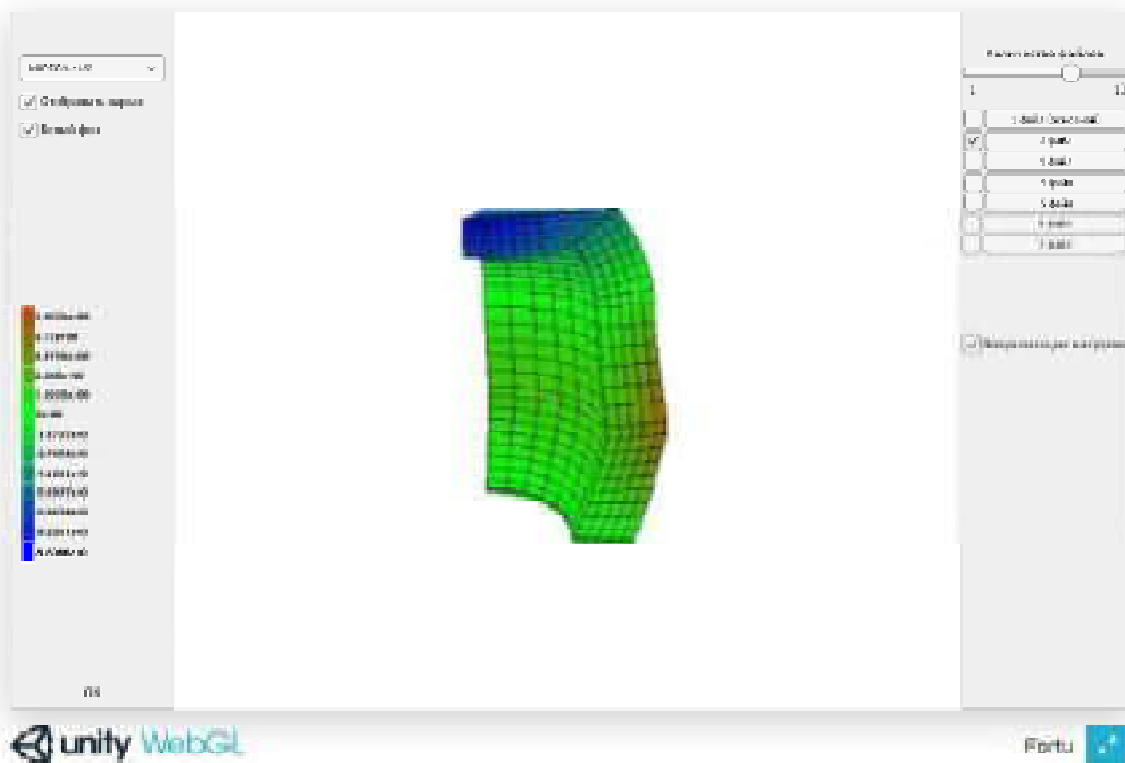


Рис. 4. Полутоновая модель расчета прогиба эластомерного виброизолятора

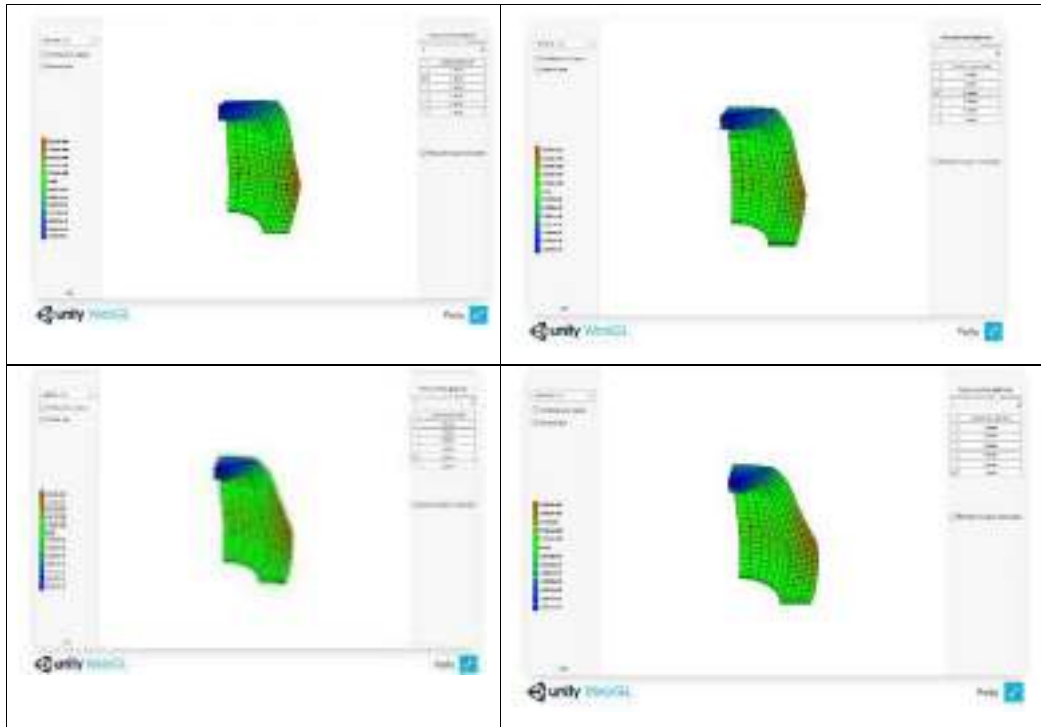


Рис. 5. Визуализация изменений прогиба виброизолятора при различных значениях нагрузок

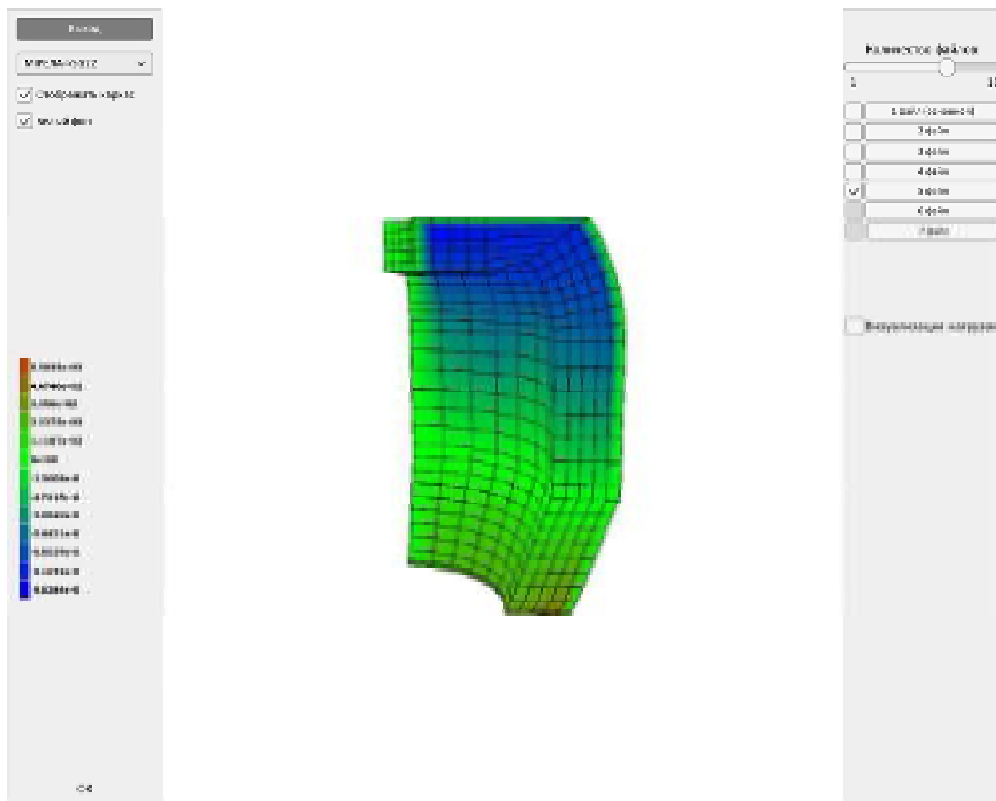


Рис. 6. Визуализация напряжений, возникающих в виброизоляторе, в направлении нагружения

Список литературы

1. Метод конечных элементов в вычислительном комплексе «MIRELA+» / Киричевский В. В., Дохняк Б. М., Козуб Ю. Г. и др. – К. : Наук. думка, 2005. – 403 с.
2. Киричевский В. В. Метод конечных элементов в механике эластомеров / Киричевский В. В. – К. : Наук. думка, 2002. – 655 с.
3. Дырда В. И. Резиновые детали в машиностроении / Дырда В. И., Чижик Е. Ф. Днепропетровськ : Поліграфіст, 2000. – 581 с.
4. Unity. URL: ru.wikipedia.org/wiki/Unity (дата обращения: 17.09.2017).
5. Язык программирования C#. Классика Computers Science. 4-е изд. / [Хейлсберг А., Торгерсен М., Вилтамут С., Голд П. J.]. – СПб. : Питер, 2011. – 784 с.
6. Хокинг Д. Unity в действии. Мультиплатформенная разработка на C# / Хокинг Д. – СПб. : Питер, 2017. – 336 с.

Одержано 22.06.2017

Решевська К.С., Науменко Д.А., Широкоград Д.В., Харченко С.В. Скінченно-елементний аналіз напружено-деформівного стану еластомерних конструкцій на основі сучасних комп'ютерних технологій

У роботі запропоновано інструмент для скінченно-елементного аналізу напружено-деформівного стану еластомерних елементів. Дані для візуалізації розраховуються в програмному комплексі «MIRELA +», який призначений для вирішення задач механіки еластомерів. Аналіз результатів застосовується при проектуванні нових і дослідженні наявних еластомерних конструкцій.

Ключові слова: візуалізація числових результатів, метод скінченних елементів, механіка еластомерів.

Reshevskaya E., Naumenko D., Shirokorad D., Hkarchenko E. Finite-elemental analysis of the stress-deformed state of elastomer structures on the basis of modern computer technologies

It is suggested a tool for finite element analysis of elastomeric elements the stress-strain state. Data for visualization are calculated in the software package MIRELA +, which is designed to solve the problems of elastomer mechanics. Analysis of the results is used in the design of new and study of existing elastomeric structures.

Key words: visualization of numerical results, finite element method, mechanics of elastomers.

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

ПРО ФОРМУВАННЯ ДВОФАЗНИХ МАРТЕНСИТНИХ СУМІШЕЙ (ϵ - І α' - МАРТЕНСИТІВ) В АУСТЕНІТНИХ СТАЛЯХ СИСТЕМ Fe-Cr-Ni ТА Fe-Mn ПРИ ХОЛОДНІЙ ДЕФОРМАЦІЇ СТИСНЕННЯМ

У хромонікелевих і особливо марганцевих аустенітних сталях спостерігається утворення мартенситу деформації двох типів: ϵ - мартенситу з ГЦП та α' - мартенситу з ОЦК гратками навіть при незначних силових діях (наприклад при стисненні). Згідно з нашими експериментами формування обох цих фаз відповідає спрощеній термодинамічній схемі, яку наведено на рис. 1.

Представлена на рис. 1 діаграма має реальний вигляд, бо (як і у випадку чистих речовин) для точок перетину прямих термодинамічних потенціалів (залежності типу $G(p)$) для неї відсутні інтервали перетворення, оскільки хімічні склади сумішей, а також утворюваних попередніх фаз відповідають складу матричної фази (тобто хімічний склад суміші ϵ - та α' - мартенситів і окремо γ - фази для цих точок перетворення цієї фази в суміш є однаковим, незважаючи на різницю у складах самих ϵ і α' - фаз).

Тепер розглянемо безпосередньо механізм утворення мартенситних фаз означеного типу, спираючись на отримані раніше експерименти [1] та схему на рис. 1.

Як було показано раніше, появи передусім ϵ - мартенситу передують наявність дефектів пакування у складі розтягнутих дислокацій у ГЦК гратці матриці. Цьому сприяє присутність у сталях вказаного типу інших елементів (нікель, титан тощо), завдяки яким енергія дефектів пакування аустеніту може суттєво зменшитись. Це передбачає наявність їх певної кількості в аустенітній матриці ще до здійснення пластичної деформації. Однак ці дефекти слугують зародками кристалів ϵ - мартенситу в основному під час пластичної деформації сталей.

Міжфазна енергія, що виникає в результаті встановлення певного кристалогеометричного зв'язку при сполученні гратки аустеніту з поверхнею пластинчатого зародка – мартенситу, обумовлена незбалансованістю сил міжатомних взаємодій по обидва боки кожної міжфазної межі γ/ϵ . Це, природно, усуває можливість виникнення чистої епітаксії однотипних атомно-кристалічних площин ($\{111\}$ і $\{0001\}$) в зоні контакту обох фаз.

При деякому внутрішньому тискові відбувається зміна стійкості аустеніту відносно мартенситного перетворення зазначеного типу, оскільки такий інтенсивний параметр, як тиск, є фактором, що впливає на хімічну вільну енергію металеві матриці, в якій внаслідок цього відбувається зміна розподілів електронних квантових станів [2] при проходженні деформаційної точки M_d [3] фазового переходу в процесі пластичної деформації при здійсненні значних тисків. За цих умов з'являється загальна рушійна сила, яка є необхідною для початку формування ϵ - мартенситу на дефектах пакування. Поява такої сили сприяє розштовхуванню часткових дислокацій, що обмежують ці дефекти пакування з граткою. В результаті довжина прошарків [4] ϵ - мартенситу збільшується і обмежується тільки границями зерен аустеніту [5]. Одночасно з цим з'являється додаткова рушійна сила, що сприяє накопиченню атомно-кристалічних площин типу АВ АВ ... (ГЦП структура) і обумовлена підвищеною стійкістю кристалічної структури саме цього типу. Аналогічно тиску можуть діяти і деякі мікролегувальні добавки, які здатні змінити міжфазну енергію границі ГЦК/ГЦП у потрібному напрямку. При цьому після попереднього утворення ϵ - мартенситу формується суміш, що складається з ϵ - та α' - мартенситів внаслідок бездифузійного перетворення γ фази в обидві мартенситні фази. Цікавим на погляд авторів є і те, що деформаційна точка утворення «чистої» фазової суміші $\epsilon + \alpha'$ ($P_{\epsilon+\alpha'}$) відповідає точці $P_{\epsilon+\alpha'}$ в інтервалі тисків P_ϵ і $P_{\alpha'}$, а поза неї до точки $P_{\alpha'}$ виникає квазісуміш, схожа, за механізмом утворення, з квазіевтектоїдом, який спостерігається, наприклад, у вуглецевих заевтектоїдних сталях.

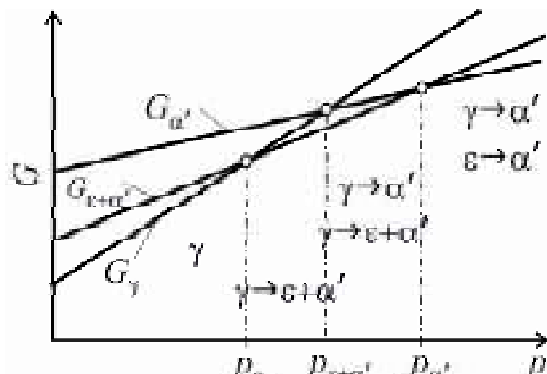


Рис. 1. Схеми зміни питомих вільних енергій аустеніту G_γ і суміші мартенситних фаз $G_{\epsilon+\alpha'}$ залежно від тиску p (тут усі G є питомими характеристиками, різниці яких відповідають певним рушійним силам)

Що стосується квазісуміші попереднього типу, що існує в інтервалі тисків між точками P_ε і $P_{\varepsilon+\alpha'}$, то до її складу входить ε -мартенсит, який утворюється раніше за появу означеної суміші, бо з чисто кінетичних міркувань його утворення не пов'язано з будь-якими актами дифузії атомів (передусім атомів вуглецю). Це виглядає достатньо природним, не зважаючи на те, що утворення надлишкових мартенситів згідно наведеної схеми (рис. 1) характеризується меншим (на прикладі α' -мартенситу) термодинамічним стимулом [4].

Список літератури

1. Ol'shanetskii V. E. Structural and magnetic stability of austenite in chromium-nickel and manganese steels with cold deformation / V. E. Ol'shanetskii, G. V. Snezhnoi, V. N. Sazhnev // Metal Science and Heat Treatment. – 2016. – Vol. 58. – № 5. – P. 311–317.
2. Юм-Розери В. Введение в физическое металловедение / Юм-Розери В. – М. : Металлургия, 1965. – 203 с.
3. Гольдштейн М. И. Специальные стали / Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. – М. : Металлургия, 1985. – 408 с.
4. 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.
5. Strain-induced ε/α' martensitic transformation behavior and solid particle erosion resistance of austenitic Fe-Cr-C-Mn/Ni alloys / M. Park, J. Yun, G. Shin, S. Kim // Tribology Letters. – 2014. – Vol. 54. – № 1. – P. 51–58.

Одержано 18.04.2017

© Д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий¹, канд. физ.-мат наук Г. В. Снежной¹,
канд. физ.-мат. наук В. Л. Снежной²

¹ Запорожский национальный технический университет, ² Запорожский национальный университет;
г. Запорожье

Ol'shanetskii V., Snizhnoi G., Snizhnoi V. On the formation of two-phase martensitic mixtures (ε - and α' -martensite) in austenitic steels of Fe-Cr-Ni and Fe-Mn systems under cold compression

ТЕРМІНИ НОВИХ ТЕХНОЛОГІЙ У ПОРОШКОВІЙ МЕТАЛУРГІЇ

Уже понад 70 років у промисловості достатньо широко використовуються технології, пов'язані з порошковою металургією. Проте її українська наукова термінологія розвинена недостатньо. На сьогодні її основою в галузі порошкової металургії слугує термінологічний стандарт ДСТУ 2751-94 «Металургія порошкова» [1]. Він містить 83 терміни, чого на сьогодні явно недостатньо, і точно відповідає аналогічному радянському стандарту ще 1982 року; при цьому обидва розроблені Інститутом матеріалознавства ім. І. Францевича НАН України.

За останні десятиліття у порошковій металургії з'явилися деякі нові технології, які відкривають нові можливості при виготовленні особливо точних, високоякісних виробів та інструментів на основі твердих сплавів, жароміцних матеріалів (наприклад, гаряче ізостатичне пресування, інжекційне формування тощо). Серед них варті уваги високо-ефективні технології, які дозволяють виготовляти точні за формою і розмірами деталі без оснастки шляхом нанесення матеріалу шар за шаром з використанням системи тривимірного автоматичного виготовлення (3D-CAM). Ці технології отримали загальну назву – Additive Manufacturing – «**адитивне виготовлення**».

У статтях, підручниках, монографіях сьогодні важко знайти українські терміни, які б описували адитивні технології та їх окремі різновиди. Найчастіше відповідні нові терміни передаються або англійськими скороченнями (напр., SLM-, EBM-технології), або російськомовними термінами чи скороченнями (напр., селективное лазерное плавление, або СЛП – технологія) [2, 3]. Метою цієї статті є запропонувати і обговорити деякі українські наукові терміни у галузі адитивних технологій.

Відмінність адитивних технологій від традиційних полягає у такому. За традиційною технологією спочатку виготовляється заготовка, а потім з неї *знімається* шар металу (так званий «припуск на механічне оброблення») з метою отримання визначеної якості деталі. Такі технології називають **відніманнями** [4].

На протилежну традиційним адитивні технології ґрунтуються на пошаровому синтезі виробу шляхом *додавання* шарів матеріалу виробу згідно з програмою, заданою моделлю конструктора. Їх назва походить від англійського дієслова add – додавати, доповнювати, долучати, приєднувати [5, 6]. Тому їх можна назвати **додаваннями**.

На практиці використовуються два варіанти *додавання*, або адитивних, технологій.

Перший варіант – Bed Deposition – полягає у тому, що на якійсь основі (робочій платформі) створюється певний об'єм порошку, в якому послідовно, шар за шаром тим чи іншим джерелом тепла скріплюються частинки порошку, формуючи деталь. Фактично вона, *оточена з усіх боків порошком*, «росте» знизу вгору.

Розглянемо терміни, пов'язані з цими технологіями.

Термін bed, як правило, розглядається як «основа, фундамент, плита» [5–7], а deposition, враховуючи характер технологічного процесу, тут можна перекласти як «(примусове) осаджування [7], осаджування, укладання (на щось)» [7]. Тому термін Bed Deposition можна перекласти як «**укладання/нарощування на основі-підкладці**».

Різні фірми позначають свої технології цього типу по-різному. Найчастіше мова йде про Selective Laser Melting (SLM) та Direct Metal Laser Sintering (DMLS).

Selective Laser Melting передається у російськомовних джерелах як «СЛП - селективное лазерное плавление»; українською його можна перекласти як «селективне лазерне плавлення». У той же час англійський термін selective перекладається українською як «вибірковий, селективний» [4, 7]. Згідно зі словником [8] терміни «вибірковий» і «селективний» фактично синоніми і означають: частковий, такий, що вибирається з певної сукупності (технологій, властивостей і т.п.). Тому як відповідник терміна Selective Laser Melting українською мовою краще використовувати «**вибіркове лазерне плавлення**».

DMLS – технологія у своїй основі має термін «sintering» - «спікання, агломерація» [5,9]. Враховуючи, що термін direct перекладається і як прикметник «прямий, безпосередній», і як дієслово «керувати, спрямовувати, скерувати» [5, 9], у цьому разі його зміст слід розглядати як «спрямований». Очевидно, що, зважаючи на сутність технології, для перекладу терміна Direct Metal Laser Sintering варто використовувати термін «**спрямоване лазерне спікання металу**»;

У літературі можна побачити згадки і про вибіркове лазерне плавлення, і про вибіркове лазерне спікання (SLS-, і про SLM-технології). Великої різниці між цими процесами немає. Вони відрізняються лише тим, до якого ступеня доводиться сплавлення частинок порошку. У процесах, які використовують для свого означення як ключовий термін «sintering/спікання», забезпечується часткове сплавлення частинок порошку, необхідне для об'єднання матеріалу в єдине ціле. Якщо у назві процесу як ключовий використовується термін «melting/плавлення», то це означає, що при виготовленні виробу відбувається повне плавлення порошку з метою отримання монолітної деталі.

Другий варіант додавання технологій отримав англійські назви Directed Deposition або Directed Energy Deposition [2, 10] і російськомовну – лазерное осаждение металла (ЛОМ) [3]. Їх зміст полягає у тому, що за схемою 3D-технологій виріб формується на певній основі-підкладці послідовно, шар за шаром, шляхом одночасного підведення енергії і будівельного матеріалу у вигляді розплавленого порошку або порошкового дроту. Тобто виріб *без додаткової оснастки* «росте» знизу вгору послідовним, шар за шаром нанесенням розплавленого металу.

Словники [5, 6, 9] перекладають термін directed як «спрямований».

Термін deposition у словнику [5] перекладається так: 1. (самочинний процес) осідання, осадження (на поверхню), 2. (примусовий процес) осаджування, 3. напорошування; у словнику [6] – як «відкладення», у словнику [7] – як «осаждение». Але термінологічний словник [8] трактує термін «осаджування» з позначкою «спец.» як «виділяти складову частину розчину у вигляді осаду», що не зовсім відповідає процесу, що обговорюється. За своїм змістом він наближається до одного з різновидів зварювального процесу – наплавлення. Різниця полягає лише у тому, що наплавлення застосовується для ремонту або зміцнення поверхневого шару металу, а цей процес полягає у нарощуванні, «напорошуванні» шар за шаром будівельного матеріалу за заданою програмою з метою створення компактного виробу.

Для загальної характеристики названого типу процесів терміни «energy» [10] і «лазерное» [3] можна не використовувати, оскільки вони лише вказують на вид енергії, необхідної для осаджування/наплавлення, а такою енергією може бути енергія і лазерного випромінювання, і електронного променя, і зварювальної дуги.

Отже, для перекладу терміна Directed Deposition варто використовувати термін **«спрямоване осаджування/наплавлення»**.

Українські терміни з галузі додаваних (адитивних) технологій не так давно з'явилися у науковому обігу. Тому запропоновані терміни потребують у подальшому обговорення й уточнення.

Список літератури

1. Металургія порошкова. Терміни та визначення: ДСТУ 2751-94. – [Чинний від 1996-01-01]. – К. : Держспоживстандарт України, 1996. – 24 с.
2. Порошковые материалы для авиационной и ракетно-космической техники / А. А. Коцюба, А. С. Бычков, О. Ю. Нечипоренко, И. Г. Лавренко. – К. : КВИЦ, 2016. – 304 с.
3. Чернышев Л. И. Порошковая металлургия – трудности и перспективы современного этапа развития / Л. И. Чернышев, Д. А. Левина // Порошковая металлургия. – 2013. – №11/12. – С. 144–150.
4. Російсько-український науково-технічний словник / Укл. В. Перхач, Б. Кінаш. – Львів : Обл. кн. друкарня, 1997. – 456 с.
5. Кочерга О. Англійсько-українсько-англійський словник наукової мови (фізика та споріднені науки) ; ч. I – англійсько-українська / О. Кочерга, С. Мейнарович. – Вінниця : Нова книга, 2010. – 1384 с.
6. Сучасний англо-український, українсько-англійський словник / укл. Н. С. Дерев'яно. – К. : Школа, 2012. – 880 с.
7. Англо-русский политехнический словарь / Сост. : Ю. Г. Синдеев. – 2-е изд. – Ростов н/Д. : Фенікс, 2005. – 831 с.
8. Великий тлумачний словник сучасної української мови / Уклад. і голов. ред. В. Т. Бусел. – К., Ірпень : ВТФ «Перун», 2005. – 1728 с.
9. Онлайн- словник АBBYY Lingvo [Електронний ресурс]. – Режим доступу : www.lingvo.ua/uk/Translate/ru-uk/
10. Коломієць С. М. Сучасні технології виробництва деталей машин / С. М. Коломієць // Вісник ХНТУСГ ім. П. Василенка. – 2015. – № 158. – С. 74–79.

Одержано 26.06.2017

© Канд. техн. наук **В. М. Плєскач**, д-р техн. наук **В. Ю. Ольшанецький**

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

Pleskach V., Ol'shanetskii V. Terms of new technologies in powder metallurgy

ДНІПРОПЕТРОВСЬКА НАУКОВА ШКОЛА МЕТАЛОЗНАВСТВА І Ю. Н. ТАРАН

Дніпропетровська наукова школа металознавства була сформована в Металургійному інституті (ДМетІ) членом-кор. АН УРСР, проф. Буніним К. П. в 50-х роках минулого сторіччя. До неї входили співробітники ДМетІ та Інституту чорної металургії (ІЧМ). Це пояснюється тим, що К. П. Бунін керував як кафедрою металографії ДМетІ, так і відділом металознавства ІЧМ. Цьому сприяла і спорідненість наукової тематики досліджень, які проводили колективи цих підрозділів. Основні наукові інтереси локалізувалися навколо проблеми структуроутворення білих та відбілених валкових чавунів та їх технології. Згодом, з розширенням особового складу та технічних можливостей наукових колективів школи, до сфери наукових інтересів потрапили сірі та половинчасті і леговані чавуни зі спеціальними карбідами. Поглиблене вивчення структуроутворення дозволили К. П. Буніну оптимізувати промислову технологію цих сплавів та підвищити їх експлуатаційні властивості.

Наукова школа К. П. Буніна беззаперечно відіграла провідну роль серед інших шкіл металознавців тодішнього СРСР. Цьому сприяв життєвий шлях К. П. Буніна. Він був студентом проф. Н. М. Вітторфа, відомого металознавця, випускника Михайлівської артилерійської академії, студента, а потім найближчого співробітника проф. Д. К. Чернова. Н. М. Вітторф був також аспірантом проф. Г. Таммана, мав чин генерал-лейтенанта артилерії (1915), читав лекції з теорії сплавів курсантам Михайлівської арт. академії спеціалістам з внутрішньої балістики, написав перший в історії Російської імперії, а можливо і Європи, підручник «Теорія сплавовъ въ примененіи к металлическимъ системамъ», де вперше подавав аналіз діаграм фазових рівноваг з позиції теорії термодинамічних потенціалів Дж. Гіббса, а не за допомогою аналізу кривих охолодження, як це роблять деякі сучасні автори, плутаючи діаграми фазових рівноваг з діаграмами плавкості, тобто з діаграмами фазових перетворень.

У 1963 р. відділ металознавства ІЧМ за рекомендацією К. П. Буніна очолив канд. техн. наук Ю. Н. Таран, доцент ДМетІ і у минулому аспірант К. П. Буніна.

Основна задача, яку К. П. Бунін поставив перед новим керівником відділу, формулювалася коротко: стереоморфологія евтектики. Це означало, що на основі зіставлення великої кількості послідовних перерізів одного й того ж місця зразка евтектичного сплаву треба було побудувати просторову модель евтектичної колонії. Для того, щоб мати можливість одночасно вивчати будову евтектики в різних системах і тим виявити загальні закономірності евтектичної кристалізації К. П. Бунін виділив Ю. Н. Тарану декілька аспірантів із ДМетІ та ІЧМ. До їх числа потрапив і автор цих рядків.

Переді мною К. П. Бунін поставив задачу дослідити вплив модифікування на морфологію евтектики білого чавуну. Вважалося, що оскільки нещодавно його аспірант Я. Н. Маліночка захистив дисертацію про структуру ледебуриту, то логічно далі вивчати структурні зміни в ледебуриті під впливом модифікування. Це була дійсно актуальна задача, тому що якби вдалося в ледебуриті перетворити цементит з матричної фази в розгалужену, то це дало би змогу підвищити тріщиностійкість таких модифікованих сплавів і цим суттєво збільшити ресурс прокатних валків.

В той час для опису структури евтектичної колонії використовувались дві конкуруючі моделі.

Згідно з першою з них евтектика являє собою механічну суміш дрібних кристаліків двох фаз. Ця модель базувалась на результаті вимірювання Оффером теплоти розчинення у воді криогідратів KMnO_4 і $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$. Оскільки теплота розчинення і евтектичних криогідратів, і механічної суміші кристалів цих евтектичних фаз була однаковою, було зроблено висновок про тотожність природної евтектики і механічної суміші.

Критика цього висновку дана в [1]. Показано, що оскільки суміш евтектичних фаз готували методом подрібнення та перетирання в ступці спочатку відносно великих кристалів обох фаз, то в результаті отримано механічну суміш кристалів цих фаз з великою міжфазною поверхнею, співрозмірною з цим параметром для евтектики. Тому енергетична тотожність при розчиненні цієї суміші та природної евтектики з такими ж фазами може характеризувати тільки тотожність міжфазної фізико-хімічної взаємодії в обох об'єктах (наприклад, контактного плавлення або розчинення), але ніяк не тотожність просторового розміщення евтектичних фаз.

Тим не менш уява про евтектику як про механічну суміш широко розповсюдилась не тільки в 30-ті роки, але й в сучасній енциклопедійній [2] та навчальній літературі [3].

Вирішення задачі про 3D структуру евтектики було не тільки принципово важливим для теорії евтектичного перетворення, але й мало практичний вихід. Дійсно, якщо евтектика є механічна суміш кристалів двох фаз, які безперервно зароджуються на фронті кристалізації, ростуть та виклинюються, то основним методом регулювання структури, а значить і властивостей має бути регулювання швидкості зародження обох фаз на протязі всього періоду кристалізації евтектики. У випадку, коли евтектика є розгалужений бікристал евтектичних фаз, як це показано на органічних евтектиках А. А. Бочваром [4] та на ледебуриті М. Хіллертом [5], структурні параметри евтектики регулю-

ються зміною лінійної швидкості просування фронту кристалізації та переохолодженням розплаву.

Такий неоднозначний підхід до трактування просторової мікроструктури евтектичного зерна виявився і в різних системах класифікації евтектик В. Тіллера [6], Е. Шайля [7], Вайнгарда [8], Б. Чалмерса [9] та ін.

Тому в цих історичних умовах ініціатива К. П. Буніна з організації широкого фронту досліджень стереоморфології евтектик була дуже актуальною та вчасною.

Важливою особливістю методології Ю. Н. Тарана як безпосереднього керівника робіт були вимоги до виконавців пов'язувати отримані структурні моделі з головними кристалографічними індексами базової фази. Це було обумовлено нашими з ним спостереженнями, що мікроструктура евтектики, що утворилася на різних гранях базового кристалу цементиту, була принципово різною: якщо на площині $(001)_{\text{ц}}$ цементит був матричною фазою, то на площині $(010)_{\text{ц}}$ роль матриці відіграв аустеніт. Ю. Н. Таран запропонував використати розуміння Бекке про пірамідального зростання кристалів і наші дані про просторову структуру секторів евтектики, що сформувалося на різних базових гранях цементиту, разом з прив'язкою до кристалографічних напрямків цементиту і даними про ступінь гетеродесмічності міжатомних зв'язків у цій фазі. Така методика дала можливість побудувати 3D модель ледебуритної евтектики з величезним ступенем надійності (рис. 1).

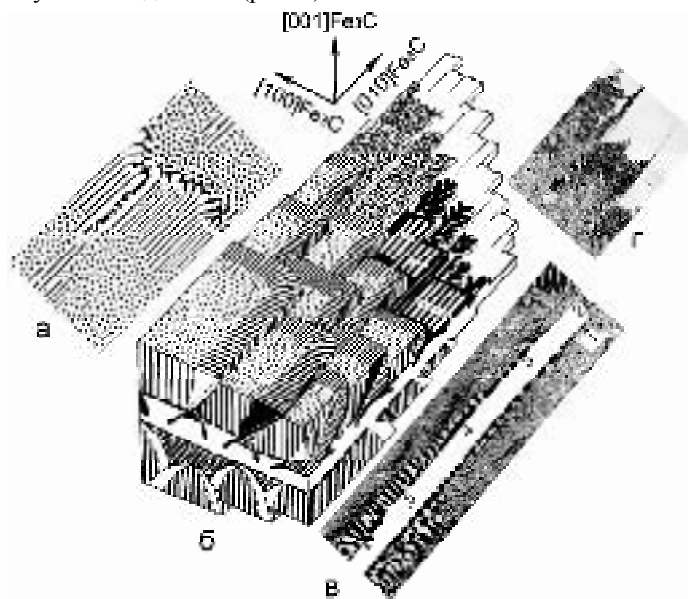


Рис. 1. Зміна характеру мікроструктури ледебуриту залежно від типу площини перерізу (а – (001) , б – (100) , в – (001)) та 3D модель евтектичної колонії (б) з прив'язкою до головних кристалографічних напрямків кристалу цементиту

У дослідженнях легованих білих чавунів зі спеціальними карбідами на основі Cr, W, V, також силікокарбідів, боридів заліза теж будувалися просторові моделі евтектичних колоній, що вміщали інформацію не тільки про мікро-, але й про макроморфологію.

В сучасній теорії евтектичної кристалізації важливе місце посідає проблема форм росту кристалів евтектичних фаз. Вирішення її значною мірою спрощує прогнозування морфології евтектики в цій системі і уможливорює оцінити очікуваний рівень властивостей. І компактні, і розгалужені кристали евтектичних фаз можуть зростати скругленими або ограненими. Ці дві форми росту пов'язують з особливостями кристалохімічної природи даної фази. Згідно з [10] форма росту кристалів визначається величиною ентропії плавлення даної фази. При малій величині ентропійного критерію (до 2 кал/(моль·К)) ростуть скруглені кристали з атомно шорсткою поверхнею поділу. Ця форма росту характерна для типових металів. Високоентропійні фази ($\Delta S_{\text{пл}} \geq 7$ кал/моль·К) утворюють огранені кристали (алмаз, карбіди, бориди, силіциди металів та ін.). Для огранених кристалів характерна атомно-гладка поверхня поділу та пошировий механізм росту. Оскільки класифікація Джексона встановлена для рівноважних умов, вона не враховує переохолодження розплаву при кристалізації. Цей недолік виправлено в [11].

Обидва ці критерія широко використовувались при аналізі форм росту як первинних, так і евтектичних кристалів обох фаз.

Потім було проведено системні дослідження у сплавах на основі кольорових металів, в тому числі в силумінах, припаях, низці модельних сплавів. Розглядалося як стаціонарні, так і нестаціонарні процеси кооперативної кристалізації. Результати опубліковано в монографії [12].

Разом із проблемами, що традиційно дискутувалися в теорії евтектичного перетворення, такими, як мікро- та макроморфологія евтектичного зерна, безперервність евтектичних фаз, на порядок дня була поставлена низка абсолютно нових питань, а саме атомна будова і роль материнської рідкої фази в реалізації того чи іншого атомного

механізму евтектичного перетворення, можливість не тільки «поатомної» дифузії атомів компонентів, а й «колективної» дифузії атомів в рамках кластера як цілого до фронту кристалізації евтектичної фази. Розглянуто також зміну атомної структури рідкої фази в перебігу фізико-хімічного впливу на розплав. На цій основі розроблено новий механізм модифікування евтектичних сплавів, в тому числі, силумінів, що базується на уявленні про вплив локалізації електронної густини міжатомного зв'язку у різних кристалографічних напрямках.

Термодинамічний аналіз трифазної евтектичної рівноваги ускладнюється в разі мікрогетерогенної будови рідкої фази. На прикладі системи Al-Si, атомна будова рідкої фази якої вивчалася в [13, 14], показано [15], що крива термодинамічного потенціалу рідкої фази в певних випадках може утворювати замість одного – два мінімуми, як в старіючих твердих розчинах [16]. При цьому кожний з мінімумів має свою дотичну до мінімумів термодинамічних потенціалів кристалічних фаз евтектики. Отже, ускладнення полягає в тому, що величини хімічних потенціалів атомів цього компонента в кластері та дисперсійному середовищі рідкої фази принципово не можуть бути рівними і тому в умовах макроскопічної трифазної рівноваги зберігаються локальні дифузійні мікропотоки, які обумовлені наявністю кластерів.

Ще до недавня вважали, що перегрів рідини над ліквідусом монотонно впливає на зменшення кластерів. Однак з підвищенням чутливості приладів фізики-хімічного аналізу рідких сплавів було показано, що на політермах щільності, в'язкості та інших властивостей спостерігається їх гістерезис, а також стрибкоподібний розрив безперервності кривих при фіксованих (для даного сплаву) температурах [17, 18]. Характерно, що на політермах залежності механічних властивостей від перегріву розплаву перед кристалізацією теж виявляються стрибки при таких же, або близьких температурах [1].

Ці ефекти свідчать про наявність структурних перетворень в рідкій фазі, а також про активну роль рідкої фази у формуванні структури та властивостей відливки. Це відкрило можливість для подальшого розвитку теорії металургійної спадковості з використанням її закономірностей в технології кристалізаційних процесів не тільки евтектичних, але й сплавів інших типів.

Прикладом може слугувати використання рідкофазної обробки білого чавуну з метою ліквідації монолітності ледебуритної матриці, тобто вирішення найпершої задачі щодо модифікації структури білого чавуну, яку поставив переді мною К. П. Бунін (рис. 2).

Наведені структурні ряди для доевтектичного (а–в) та заевтектичного чавунів (г–д) показують, що завдяки рідкофазній обробці можлива не тільки часткова (б, д), але й повна (в, е) ліквідація монолітності цементитної фази. При цьому цементит формує пакет рейок, розділених аустенітними проміжками. Напрямок росту – [010] Fe₃C. Доречно вказати, що саме така структурна складова зафіксована на 3D схемі евтектичної колонії як продукт росту евтектики у напрямку [010] Fe₃C (рис. 1б).

Отже, стратегічна задача щодо виявлення закономірностей утворення мікро- та макроструктури евтектичних сплавів та розробки основних положень формування 3D структури евтектичного зерна у сплавах з різною кристалохімічною природою фаз, що була поставлена К. П. Буніним перед вченими Дніпропетровської наукової школи металознавців, успішно виконана.

Загальний висновок по усіх роботах: евтектика в загальному випадку є двофазний дендритний бікристаліт (для бінарної системи) з розгалуженими гілками, що взаємно проросли одне в інше в перебігу кооперативної евтектичної кристалізації. Конкретна мікро- і макроструктура визначається кристалохімією фаз (форми росту) та кінетикою кристалізації (геометричні параметри фази і колонії в цілому і можливістю утворення метастабільних фаз).

Вирішальну роль в багаторічному процесі цих досліджень без сумніву відіграв Ю. Н. Таран. Його талант наукового керівника та демократичного адміністратора («У нас демократія на грані анархії» – Ю. Н.) дозволив йому за допомогою власного прикладу (міг працювати за мікроскопом цілу ніч, коли вібрація від транспорту була значно меншою) запалювати відносно не чисельний науковий колектив на виконання стратегічних задач металознавства.

Список літератури

1. Мазур В. И. Введение в теорию сплавов / В. И. Мазур, А. В. Мазур. – Днепропетровск : Лири ЛТД. – 2009. – 264 с.
2. Инденбаум Г. В. Эвтектика / Инденбаум Г. В. // Большая Советская Энциклопедия (БСЭ). – М. : 1969. – 1978.
3. Солнцев Ю. П. Материаловедение : Учебник для вузов / Солнцев Ю. П., Пряхин Е. И., Войткун Ф. – М. : МИСИС. – 1999. – 600 с.

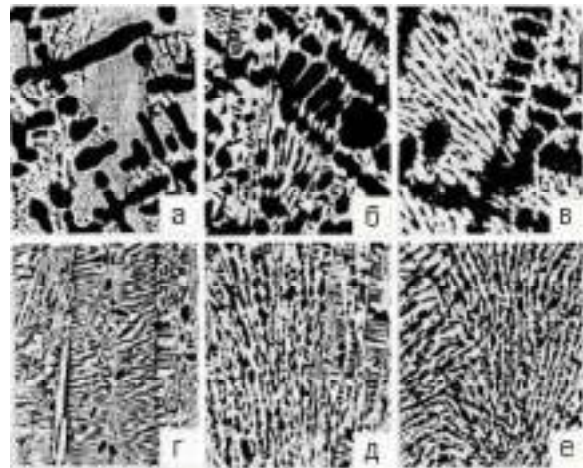


Рис. 2. Зміна мікроструктури ледебуритного цементиту, що закристалізувався при переохолодженні: 5 °С (а, г), 20 °С (б, д), 35 °С (в, е) ×100

4. Бочвар А. А. Исследование механизма и кинетики кристаллизации сплавов эвтектического типа / Бочвар А. А. – М.-Л., 1935. – 81 с.
5. Hillert M. The structure of white cast iron / Hillert M., Steinhduser H. // *Jernkontorets Annaler*. – 1960. – Vol. 144. – Н. 7. – P. 520–559.
6. Тиллер В. А. Многофазная кристаллизация / Тиллер В. А. // В кн. Жидкие металлы и их затвердевание. – М. : Metallurgizdat, 1962. – С. 305–354.
7. Scheil E. Uber die eutektische Kristallization / Scheil E. // *Z. Metallkunde*. – 1954.- –Bd. 45. – P. 298–309.
8. Kerr H.W. and Winegard W.C. // *Journal Inst. of Metals*. – 1966. – Vol. 206. – 563 p.
9. Чалмерс Б. Теория затвердевания / Чалмерс Б. – М. : Metallurgiya. –1968. – 228 с.
10. Джексон К. А. Механизм роста кристаллов / Джексон К. А. // В кн. Жидкие металлы и их затвердевание. – М. : Metallurgizdat. – 1962. – С. 200–214.
11. Салли И. В. Кристаллизация сплавов / Салли И. В. – К. : Наукова думка. – 1974. – 136 с.
12. Таран Ю. Н. Структура эвтектических сплавов / Таран Ю. Н., Мазур В. И. – М. : Metallurgiya. – 1978. – 312 с.
13. Исследование строения жидких сплавов Al-Si. Ч.1. Доэвтектические и эвтектические расплавы / Пригунова А. Г., Таран Ю. Н., Романова А. В. и др. // *Металлофизика*. – 1983. – Т. 5. – № 1. – С. 88–94.
14. Исследование строения жидких сплавов Al-Si. Ч. 2. Заэвтектические расплавы / Пригунова А.Г., Романова А.В., Таран Ю.Н. и др. // *Металлофизика*. – 1983. – Т. 5. – № 3. – С. 54–57.
15. Mazur A. V. The features of the phase equilibria in the system with micro-heterogeneous liquid phase / Mazur A. V., Mazur V. I., Gasik M. M. // *Металознавство та обробка металів*. – 2017. – № 2. – С. 12–19.
16. Чуистов К. В. Модулированные структуры в стареющих сплавах / Чуистов К. В. – К. : Наукова думка. – 1975. – 231 с.
17. Замятин В. М. Методы и результаты исследований неравновесных состояний алюминиевых расплавов / Замятин В. М., Баум Б. А. // В кн. Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов, т. 2. – Челябинск, 1998. – 6 с.
18. Ладьянов В. И. О вязкости микронеоднородных жидких сплавов / Ладьянов В. И., Кузьминых Е. В., Логунов С. В. // *Металлы*. – 1997. – № 4. – С. 22–27.

Одержано 21.06.2017

© **Д-р техн. наук, професор, заслужений діяч науки і техніки України В. І. Мазур**

Національний технічний університет України «КПІ» ім. І. Сікорського, м. Київ

Mazur V. Dnipropetrovsk scientific school of metallurgy and Yu. N. Taran

Наукове видання

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні № 1/2017**

Науковий журнал

Головний редактор:

Заступники гол. редактора:

д-р техн. наук, професор С. Б. Беліков

д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький,

д-р техн. наук, професор Ю. М. Внуков

Оригінал-макет підготовлено у редакційно-видавничому відділі ЗНТУ

Комп'ютерний дизайн та верстка:

Н. О. Савчук

Коректори:

Н. М. Кобзар, К. С. Бондарчук, І. О. Воронюк

Свідоцтво про державну реєстрацію
КВ № 6904 від 29.01.2003

Підписано до друку 19.10.2017. Формат 60×84/8
Папір офс. Різогр. Ум. др. арк. 13,95
Тираж 300 прим. Зам. № 888

69063, м. Запоріжжя, ЗНТУ, друкарня, вул. Жуковського, 64

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
ДК № 2394 від 27.12.2005