

Національний університет «Запорізька політехніка»

НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

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

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

НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ

ВИХОДИТЬ ДВІЧІ НА РІК

№ 1'2021

Заснований у грудні 1997 року

Засновник та видавець – Національний університет «Запорізька політехніка»

Запоріжжя
2021

Наказом Міністерства освіти і науки України № 1471 від 26.11.2020 р. «Про затвердження рішень Атестаційної колегії Міністерства щодо діяльності спеціалізованих вчених рад від 26 листопада 2020 року» журнал «Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні» (скорочена назва – НМТ) включений до переліку наукових фахових видань України в категорії «Б», в яких можуть публікуватися результати дисертаційних робіт на здобуття наукових ступенів доктора наук і доктора філософії (кандидата наук).

Интернет-сторінка журналу: <http://nmt.zntu.edu.ua>

Наукове видання включено до міжнародних (INSPEC, CrossRef) і національних («Джерело», Національна бібліотека України імені В. І. Вернадського НАН України) реферативних та наукометричних баз даних.

Опублікованим статтям присвоюється унікальний ідентифікатор цифрового об'єкта DOI.

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. Рациональне 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 (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

Заступники гол. редактора: д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький (НУ «Запорізька політехніка»), Україна
д-р техн. наук, професор В. В. Наумик (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

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

Члени редколегії:

д-р техн. наук В. В. Луньов (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

д-р техн. наук І. П. Волчок (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

д-р техн. наук Е. І. Цивірко (НУ «Запорізька політехніка»), 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 філософії Піттер Аррас, (Католицький університет Льовену, Сінт-Каталін-Вейвер, Бельгія)

д-р техн. наук О. В. Овчинников (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

д-р техн. наук О. Я. Качан (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

д-р фіз.-мат. наук С. В. Лоскутов (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

д-р техн. наук Г. І. Слинько (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

д-р фіз.-мат. наук В. І. Пожуєв (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

д-р техн. наук Глушкова Д. Б. (ХНАДУ), Україна

д-р фіз.-мат. наук В. Ю. Данільченко (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України)

д-р хім. наук М. А. Турчанін (ДДМА), Україна

д-р техн. наук В. М. Константинов, (Білоруський національний технічний університет), Беларусь

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 Національного університету «Запорізька політехніка», протокол № 11/21 від 31 травня 2021 року.

Журнал набраний та зверстаний у редакційно-видавничому відділі Національного університету «Запорізька політехніка»

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

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 № 1471 от 26.11.2020 г. «Об утверждении решений Аттестационной коллегии Министерства относительно деятельности специализированных ученых советов от 26 ноября 2020 года» журнал «**Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении**» (сокращенное название - НМТ) **включен в перечень научных профессиональных изданий Украины в категории «Б»**, в которых могут публиковаться результаты диссертационных работ на соискание ученых степеней доктора наук и доктора философии (кандидата наук).

Интернет-страница журнала: <http://nmt.zntu.edu.ua>

Научное издание включено в международные (INSPEC, CrossRef) и национальные («Джерело», Национальная библиотека Украины имени В. И. Вернадського НАН Украины) реферативные и наукометрические базы данных.

Опубликованным статьям присваивается уникальный идентификатор цифрового объекта DOI.

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 (НУ «Запорізька політехніка»), Украина

Заместители гл. редактора: д-р техн. наук, профессор В. Е. Ольшанецкий (НУ «Запорізька політехніка»), Украина

д-р техн. наук, профессор В. В. Наумик (НУ «Запорізька політехніка»), Украина

Редакционно-издательский совет: С. Б. Беликов, В. Е. Ольшанецкий, В. В. Наумик, К. С. Бондарчук, Н. Н. Кобзарь, Н. А. Савчук, Н. Л. Мясников, Н. И. Высоцкая

Члены редколлегии:

д-р техн. наук В. В. Лунёв (НУ «Запорізька політехніка»), Украина

д-р техн. наук И. П. Волчок (НУ «Запорізька політехніка»), Украина

д-р техн. наук Э. И. Цивирко (НУ «Запорізька політехніка»), 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 философии Питтер Аррас, (Католический университет Львовену, Синт-Каталин-Вейвер, Бельгия)

д-р техн. наук А. В. Овчинников (НУ «Запорізька політехніка»), Украина

д-р техн. наук А. Я. Качан (НУ «Запорізька політехніка»), Украина

д-р физ.-мат. наук С. В. Лоскутов (НУ «Запорізька політехніка»), Украина

д-р техн. наук Г. И. Слынько (НУ «Запорізька політехніка»), Украина

д-р физ.-мат. наук В. И. Пожуев (НУ «Запорізька політехніка»), Украина

д-р техн. наук Глушкова Д. Б. (ХНАДУ), Украина

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

д-р хим. наук М. А. Турчанин (ДГМА), Украина

д-р техн. наук В. М. Константинов, (Белорусский национальный технический университет), Беларусь

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 Национального университета «Запорізька політехніка», протокол № 11/21 от 31 мая 2021 года.

Журнал набран и сверстан в редакционно-издательском отделе Национального университета «Запорізька політехніка»

Компьютерный дизайн и верстка: Н. А. Савчук

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

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

ЗМІСТ

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

Мазур В.І., Богомол Ю.І., Упатов Н.І.
СПРЯМОВАНА КРИСТАЛІЗАЦІЯ ТА 3D СТРУКТУРА ТРИФАЗНОЇ ЧОТИРИКОМПОНЕНТНОЇ
ЕВТЕКТИКИ В СИСТЕМІ V_4C-NbV_2-SiC5

Шаломсєв В.А., Лук'яненко О.С.
ВПЛИВ АЛЮМІНІЮ НА ФОРМУВАННЯ ЗМІЦНЮВАЛЬНОЇ ФАЗИ В МАГНІЄВИХ СПЛАВАХ..... 13

Glotka O.A., Olshanetskii V.Yu.
PROPERTIES OF NICKEL-BASED SUPERALLOYS OF EQUIAXIAL CRYSTALLIZATION18

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

Сидорчук О.М.
ОДЕРЖАННЯ ТРУБНИХ ЗАГОТОВОК З МІДНО-НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ МНЖ 5-1 ПРИ ВИКОРИСТАННІ
ІНСТРУМЕНТУ З ШТАМПОВОЇ СТАЛІ РЕГУЛЮВАННЯМ АУСТЕНИТНОГО ПЕРЕТВОРЕННЯ
ПРИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ.....23

Малинов Л.С., Малинов В.Л., Бурова Д.В.
ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ ЭКОЛОГИЧНЫМ СПОСОБОМ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ И
СТУПЕНЧАТОЙ ЗАКАЛКИ.....28

Плескач В.М., Ольшанецкий В.Ю.
ОПТИМІЗАЦІЯ КОНСТРУКЦІЇ МАТРИЦЬ ПРЕС-ФОРМ.....35

Качан А.Я., Уланов С.А.
ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА ГОРЯЧЕГО ВЫДАВЛИВАНИЯ ЗАГОТОВОК РАБОЧИХ ЛОПАТОК
КОМПРЕССОРА ГТД.....40

Tatarchuk T.V., Kravchuk Yu.S., Pelykh V.P.
USE OF ADDITIVE TECHNOLOGIES IN THE MANUFACTURE OF CENTRAL IMPACTORS.....46

Єршов А.В., Зеленіна О.А.
МЕТОД ДУГОВОЇ АКТИВАЦІЇ ОСНОВИ ПРИ ЗБІЛЬШЕННІ ДИСТАНЦІЇ ПЛАЗМОВОГО
НАПИЛЕННЯ.....53

III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

Дейнега Л.Ю., Бережний О.Ю., Козлов В.В., Судаков В.Р.
ОЦІНКА ЯКОСТІ ОБРОБКИ МЕТАЛЕВИХ ПОВЕРХОНЬ МЕТОДОМ ВЕЙВЛЕТ-АНАЛІЗУ.....58

Pozhuyeva I.S., Levitskaya T.I.
STRESS-DEFORMED STATE OF THE SHELL WITH A SMALL INITIAL DEFLECTION UNDER
THE ACTION OF THE END LOAD.....66

Штанько П.К., Рягин С.Л., Гелетий И.А., Кононенко А.В.
РАСЧЕТ БАЛКИ ПЕРЕМЕННОГО СЕЧЕНИЯ НА УПРУГОМ ОСНОВАНИИ КВАЗИАНАЛИТИЧЕСКИМ
МЕТОДОМ С УЧЕТОМ ГРАНИЧНЫХ УСЛОВИЙ.....72

Левчук С.А., Швидка С.П., Хмельницький А.А.
РОЗРАХУНОК НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ ДВОХ ОРТОГОНАЛЬНО СПРЯЖЕНИХ
ПЛАСТИН ПРИ КРАЙОВИХ УМОВАХ СИМЕТРІЇ ЗА ДОПОМОГОЮ МАТРИЦЬ ТИПУ ГРІНА.....76

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

| | |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Кардашов В.М., Кашуба О.В. ПРОБЛЕМА ФОРМОУТВОРЕННЯ ТА ЕРГОНОМІКИ ЕКОЛОГІЧНОГО КОМПАКТНОГО ЕЛЕКТРОТРАНСПОРТУ | 82 |
| Тігов І.М., Недоля А.В. МОДЕЛЬ ПОВЕРХНЕВОГО ПЕРЕРОЗПОДІЛУ ДОМІШКИ ВПРОВАДЖЕННЯ ПІД ДІЄЮ ІМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРУ | 85 |
| Гуляєва Л.В. ФАХОВЕ СПРЯМУВАННЯ НАВЧАННЯ ФІЗИКИ МАЙБУТНІХ ІНЖЕНЕРІВ: ПРАКТИЧНИЙ АСПЕКТ..... | 91 |

I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 621.316.13

- Мазур В. І. д-р техн. наук, професор, Національного технічного університету України «КПІ ім. Ігоря Сікорського», м. Київ, Україна, *e-mail: amico.f@outlook.com*;
- Богомол Ю. І. д-р техн. наук, доцент, Національний технічний університет України «КПІ ім. Ігоря Сікорського», м. Київ, Україна;
- Упатов Н. І. аспірант, Національний технічний університет України «КПІ ім. Ігоря Сікорського», м. Київ, Україна

СПРЯМОВАНА КРИСТАЛІЗАЦІЯ ТА 3D СТРУКТУРА ТРИФАЗНОЇ ЧОТИРИКОМПОНЕНТНОЇ ЕВТЕКТИКИ В СИСТЕМІ V_4C-NbB_2-SiC

Мета роботи. Дослідити закономірності кристалізації та стерео морфології трифазної евтектики в системі V_4C-NbB_2-SiC .

Методи дослідження. SEM (SE, BSE), PCMA (EDS, WDS), XRD.

Отримані результати. На основі результатів дослідження мікрошліфів та продуктів селективного видалення фазових складових побудовано 3D- модель (V_4C+NbB_2+SiC) евтектичної колонії та на її основі запропоновано мікроскопічний механізм її кристалізації. Показана безперервність евтектичних фазових дендритів від зародження до кінця росту і неадекватність уявлень про евтектику як механічну суміш дрібних кристалів евтектичних фаз.

Наукова новизна. Вперше досліджено чарункові складові евтектичної колонії. Вперше побудовано 3D- модель трифазного чотирикомпонентного (V_4C+NbB_2+SiC) евтектичного чарунку евтектичної колонії. Вперше виявлена можливість комбінаційної мікроскопічної кінетики кристалізації трифазної евтектики, що включає як парну, кооперативну мікроскопічну кінетику ($SiC+NbB_2$), так і кінетику автономного росту третьої евтектичної фази V_4C .

Постановка завдань. На основі детально опрацьованої феноменологічної теорії двофазної евтектичної кристалізації дослідити особливості стереоморфології та мкроскопічної кінетики кристалізації трифазної евтектики в системі V_4C-NbB_2-SiC .

Практична цінність. Виявлення закономірностей структуроутворення та мікро- і макроструктури трифазної евтектики, що сформувалася в перебігу спрямованої кристалізації, відкриває технологічні перспективи цілеспрямованого керування структурою та властивостями сплаву евтектичного типу за рахунок доцільної зміни мікро- і макроморфологічних складових, в тому числі і методом модифікування.

Ключові слова: стереоморфологія, мікроскопічна кінетика, кристалізація трифазної евтектики, система V_4C-NbB_2-SiC .

Вступ

Однією з важливих вимог до продуктів спрямованої кристалізації є стабільна регулярність мікроструктури, яку розуміють як правильне чергування фаз на всій довжині зливку та відсутність евтектичних чарунків, які утворюються в перебігу поперечного росту при викривленні фронту евтектичної кристалізації. Разом з відомими факторами стабілізації мікроструктури, такими, як підвищення температурного градієнту на фронті кристалізації та використання компонентів високої чистоти на стабільність мікроструктури впливає низка термодинамічних і термокінетичних факторів, таких, як теплопровідність фаз, коефіцієнти гетеродифузії атомів компонентів в рідкій та твердих фазах, глибина перебудови міжатомних зв'язків при переході атома з рідкої фази до силового поля кристалічної решітки даної фази, кластерна структура рідкої фази та ін.

Виявлення та деталізація цих факторів в багатофазній кристалізації, і в тому числі евтектич-

ній – це стратегічна задача на майбутнє. Але зважаючи на те, що їх вплив проявляється в особливостях мікро- і макроструктури евтектичної складової зливків доцільно визначити реальну 3D морфологію евтектики та генезис її структурних складових. В феноменологічній теорії двофазних евтектик ця задача успішно вирішується за допомогою 3D моделей евтектичних колоній [1, 2], які побудовані по результатам стереоморфологічних досліджень евтектичних колоній в системах з різною кристалометрією і кристалохімією фазових складових. Згідно з результатами багаторічних досліджень Дніпропетровської наукової школи двофазна евтектика – це бікристаліт, утворений гілками дендритів двох евтектичних фаз, що взаємно проросли один в іншому в перебігу кооперативної евтектичної кристалізації.

Разом з тим інформація про просторову структуру трифазних евтектик є дуже обмеженою. Як правило вона зводиться до констатації ступеню її регулярності, а також типу мікроморфології

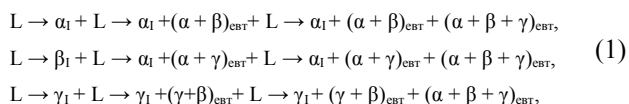
(пластинчаста, стрижнева, нерегулярна). Ці структурні характеристики є важливими, але вони не вичерпують всього мікро- та макроструктурного різноманіття.

Немає надійної інформації і про мікроскопічну кінетику чотирифазного евтектичного перетворення, а саме чи є евтектичні фази дискретними частинками, які зароджуються, зростають, а потім виклинюються (теорія мультиплікованого зародження, яка предиктує евтектику як механічну суміш дрібних кристалів евтектичних фаз), чи евтектичні фази є дендритами, які зародилися на початку спрямованої (або об'ємної) кристалізації і разом безперервно зростають до кінця процесу. Ця, на перший погляд, абстрактна розбіжність спричиняє важливу принципову технологічну дилему. Дійсно, якщо евтектика є механічною сумішшю то технологія керування структуроутворенням повинна базуватися на керуванні мультиплікованим зародженням. Якщо ж евтектика є продуктом спільного зростання розгалужених гілок дендритів евтектичних фаз зі взаємно пророслими гілками в перебігу сумісного росту то потрібно керувати процесом росту евтектичних кристалів.

Таким чином задачею даної роботи є дослідження мікро- та макроморфології евтектичних колоній в системі V_4C-NbB_2-SiC включно з побудовою 3D моделі і на цій основі виявити мікроскопічну кінетику чотирифазного перетворення в різних сплавах цієї системи.

Аналіз літератури

Відомо [3], що трифазні сплави евтектичного типу не евтектичного складу в залежності від їх хімічного складу кристалізуються за однією з наступних послідовностей:



де α_1 , β_1 , γ_1 – первинні кристали фазових складових; $(\alpha + \beta)_{\text{евт}}$, $(\alpha + \gamma)_{\text{евт}}$, $(\gamma + \beta)_{\text{евт}}$ – структурні складові двофазних евтектик; $(\alpha + \beta + \gamma)_{\text{евт}}$ – структурна складова трифазної евтектики.

Ця послідовність етапів кристалізації є бездоганною з точки зору геометричної термодинаміки, проте вона не враховує можливі особливості мікроскопічної кінетики перетворення, спричинені відмінністю кристалохімічної природи фазових складових, а також співвідношення коефіцієнтів дифузії атомів компонентів в багатокомпонентній рідкій фазі на фронті багатофазної кристалізації.

Кристалізація усіх структурних складових починається при досягненні сплавом з рідкою фазою, що охолоджується, певного переохолодження ΔT відносно температури відповідної термодинамічної рівноваги. Умови багатофазних рівноваг згідно з

теорією термодинамічних потенціалів Дж. Гіббса визначаються рівністю хімічних потенціалів μ_j^i даного компоненту системи в кожній рівноважній фазі [4]:

$$\mu_j^i = \text{const}, \quad (1)$$

де i – індекс фази, j – індекс компоненту.

Тож роль кристалохімічної природи фазових складових виявляється дуже важливою у встановленні ієрархії переохолоджень, необхідних для зародження та росту даної фази [3]. Дійсно, чим більша глибина перебудови системи міжатомних зв'язків при переході атома рідкої фази в певну кристалічну, тим більшу енергію потребує цей процес, тим сильніше переохолоджується рідка фаза. Це може спричинити зміну порядку чергування етапів кристалізації в (1). Особливо важливо враховувати ці обставини при проведенні експериментів з високотемпературними сплавами, типу тих, які утворені на базі системи V_4C-NbB_2-SiC .

Експериментальна частина. Методика і матеріали

Спрямовано закристалізовані евтектичні сплави системи V_4C-NbB_2-SiC вирощували методом безтигельної зонної плавки неспечених порошкових пресовок [5]. Як вихідні матеріали використовували порошки V_4C , NbB_2 та SiC виробництва Донецького заводу хімреактивів з чистотою близько 98 мас.% та середнім розміром частинок близько 1 мкм. Порошки були взяті у співвідношенні (мол.%) $V_4C-15NbB_2-35SiC$, $V_4C-30NbB_2-38SiC$ відповідно до даних роботи [6]. Суміш порошків готували 10-ти кратним протиранням через сито з розміром комірок 100 мкм. В якості пластифікатора використовували 2,5 % водний розчин полівінілового спирту. Довгомірні заготовки діаметром 10 мм і довжиною 145 мм пресували у розбірних прес-формах на гідравлічному пресі під тиском 50 МПа і сушили у вакуумній шафі при 100 °C протягом 10 год. Після сушки зразки поміщали в модифіковану високочастотну установку для вирощування монокристалів «Кристалл 206» з індукційним типом нагрівання. Стержень закріплювали у верхній затискач, а в нижньому фіксували затравку, в якості якої використовували попередньо виплавлений спрямовано закристалізований евтектичний сплав системи V_4C-NbB_2-SiC . Зразки вирощували методом безтигельної зонної плавки в середовищі гелію з надлишковим тиском 1 атм. при швидкості руху заготовки відносно індуктора 3 мм/хв.

Мікроструктуру отриманих зразків досліджували на растрових електронних мікроскопах SELMI PEM 106I та TESCAN VEGA 3 а полірованих мікрошліфах, які в окремих випадках обробляли методом електролітичного травлення в 30 % водному розчині NaOH (напруга 2–3 В, струм 4–5 А, витримка 15 хв).

Хімічний склад аналізували методом рентгенівської спектроскопії з хвильовою та енергетичною дисперсією (WDS та EDS) на

рентгеноспектральних мікроаналізаторах Jeol JXA-8530F (Японія) та SELMI PEM 106I. Фазовий аналіз визначали за допомогою рентгенівського дифрактометра Rigaku Ultima IV.

Експериментальні результати і їх обговорення

3D- морфологію чотирикомпонентної трифазної евтектики в системі V_4C-NbB_2-SiC вивчали на плоских шліфах (ідентифікація фазових складових, розподіл структурних складових), та на глибоко протравлених зразках з видаленою матричною фазою (3D-морфологія скелетної евтектичної фази, взаємна локація евтектичних складових).

Характер розгалуження та кристалогеометрія дендритних гілок первинних кристалів V_4C , SiC та NbB_2 у сплавах $V_4C-15NbB_2-35SiC$, $V_4C-30NbB_2-38SiC$ показані на рис. 1. Привертає увагу округла форма перерізу гілок дендритів V_4C (рис. 1а, б, темна фаза) та NbB_2 (біла фаза) та гранна форма кристалів SiC (рис. 1б, в, сіра фаза).

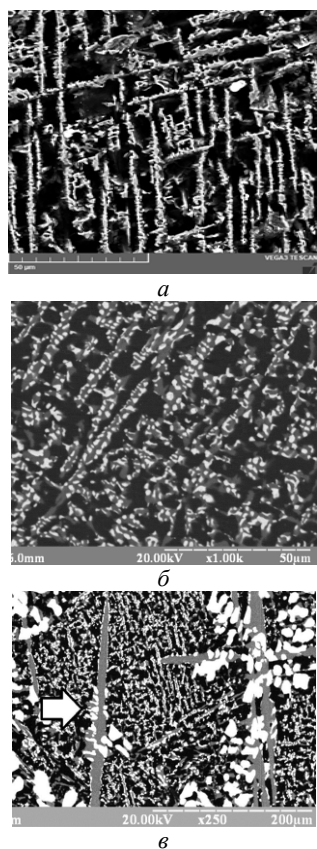


Рис. 1. Мікроструктура сплавів $V_4C-15NbB_2-35SiC$ (а, $\times 340$; б, $\times 500$) та $V_4C-30NbB_2-38SiC$ (в, $\times 150$)

В сплаві $V_4C-30NbB_2-38SiC$ (рис. 1в) первинні кристали фази NbB_2 відображаються як округлі білі перерізи тривимірних дендритних гілок. Міжфазні границі первинних кристалів NbB_2/SiC (сірі полоси) показують вільне проростання пластинчастих гілок SiC крізь 3D решітку дендриту NbB_2 . В результаті суттєво автономного росту формується структура грубого конгломерат фаз. Слідів міжфазної взаємодії,

як наприклад, підкладочного впливу на другу фазу, не фіксується. Таким чином фаза NbB_2 не зароджує фазу SiC . Але первинний кристал SiC зароджує (або інокулює) фазу NbB_2 (біла стрілка зліва). Така ж закономірність проявляється і при зародженні (або інокуляції) другої евтектичної фази (NbB_2) на першій (SiC) як на підкладці (рис. 1а). В цьому проявляється відомий в теорії евтектичного перетворення ефект незалежного зародження евтектичних фаз [1].

Рентгенофазовий аналіз виявив фазовий склад сплаву (табл. 1) і показав співпадіння параметрів кристалічних решіток $d(100) NbB_2$ та $d(0,0,87) SiC$ на $2\theta = 33,421$ град. (табл. 2).

Це свідчить про те, що виконується розмірно-орієнтаційний критерій П. Данкова про можливість співпадання вузлів кристалічних решіток обох фаз і утворення когерентної границі між фазами по площинам (100) NbB_2 та (0,0,87) SiC . При цьому формується кристалографічне співвідношення, при якому (100) NbB_2 || (0,0,87) SiC .

Аналіз принципу незалежного зародження, проведений на багатьох евтектичних системах [1], показує, що з двох евтектичних фаз зароджуючою є та, ступінь гетеродесмічності міжатомних зв'язків якої є більшою. При цьому більш гетеродесмічна фаза переключає атоми другої фази, що зароджується, на силове поле свого кристалу і перший шар атомів нової фази формується з dHKL рівним або близьким до dHKL підкладки. Так автоматично виникає певне кристалографічне співвідношення решіток обох фаз.

В даній системі більш гетеродесмічною є та фаза, спрямованість міжатомних зв'язків (тобто ступінь ковалентності) є більша. Про це можна судити по формі росту кристалу. Якщо дві фази мають різні форми росту, наприклад, округлу та гранну, то остання має більшу ступінь гетеродесмічності і вона є зароджуючою в евтектичній парі. В парі NbB_2 / SiC карбід має гранну форму росту і зароджує диборид, в той час, як диборид має округлу форму росту і не зароджує карбід.

Сліди перерізів гілок дендриту SiC в сплаві $V_4C-15NbB_2-35SiC$ (рис. 1а, б) формують геометричний мотив, який охоплює все поле зору мікросліфа. Це свідчить про безперервність цього дендриту як мінімум в межах цієї площини і про відсутність повторного зародження первинної фази в перебігу її кристалізації.

В міжгілкових проміжках розташована евтектична складова мікроструктури. Її вигляд суттєво залежить від кута, під яким вона перерізається площиною шліфа – рис. 2а. Така залежність показує, що в даному випадку маємо сусідство двох евтектичних колоній, кристали базової фази яких мають розорієнтацію головних кристалографічних напрямків. Але незмінність напрямку росту евтектичної складової свідчить про те, що базова фаза евтектики є монокристалічна в межах цієї незмінності. Тобто повторне зародження евтектичної колонії відсутнє.

Таблиця 1 – Фазові складові сплаву $B_4C-15NbB_2-35SiC$

| № | Formula | Space group | Lattice constants | | | | | |
|---|-----------------|----------------------|-------------------|--------|----------|----------------|---------------|----------------|
| | | | a (Å) | b (Å) | c (Å) | α (deg) | β (deg) | γ (deg) |
| 1 | $Nb_{0,969}B_2$ | 191: P6/mmm | 3,0959 | 3,0959 | 7,3092 | 90,00 | 90,00 | 120,00 |
| 2 | SiC | 160: R3m, hexagonal | 3,0723 | 3,0723 | 253,5869 | 90,00 | 90,00 | 120,00 |
| 3 | B_4C | 166: R-3m, hexagonal | 5,6093 | 5,6093 | 12,0411 | 90,00 | 90,00 | 120,00 |

Таблиця 2 – Параметри кристалічних решіток фазових складових сплаву $B_4C-15NbB_2-35SiC$

| № | 2-theta (deg) | d (ang.) | Phase name |
|----|---------------|-------------|-----------------------------------------------|
| 1 | 26,9573 | 3,30475 | NbB_2 (0,0,1) |
| 2 | 33,421(3) | 2,6789(2) | NbB_2 (1,0,0), SiC (0,0,87) |
| 3 | 35,044(8) | 2,5585(5) | B_4C (1,0,4) |
| 4 | 35,772(9) | 2,5080(6) | SiC (0,0,93) |
| 5 | 38,3333 | 2,34615 | SiC (0,1,47) |
| 6 | 41,5299 | 2,17265 | SiC (0,1,62) |
| 7 | 43,364(10) | 2,0849(5) | NbB_2 (1,0,1), SiC (1,0,70) |
| 8 | 53,555(11) | 1,7097(3) | B_4C (2,0,5) |
| 9 | 56,7607 | 1,62054 | B_4C (1,0,7) |
| 10 | 59,685(10) | 1,5479(2) | NbB_2 (1,1,0) |
| 11 | 62,1197 | 1,49299 | Unknown |
| 12 | 66,605(12) | 1,4029(2) | NbB_2 (1,1,1), SiC (1,1,69), B_4C (0,2,7) |
| 13 | 70,107(9) | 1,34115(15) | NbB_2 (2,0,0), B_4C (1,3,1) |
| 14 | 71,94(4) | 1,3114(6) | SiC (1,1,93), B_4C (3,1,2) |
| 15 | 73,92(3) | 1,2812(5) | SiC (0,2,49), B_4C (2,0,8) |
| 16 | 76,566(19) | 1,2433(3) | NbB_2 (2,0,1), SiC (0,2,67) |
| 17 | 85,67(4) | 1,1330(5) | NbB_2 (1,1,2) |
| 18 | 95,17(6) | 1,0433(5) | NbB_2 (2,0,2), B_4C (3,2,4) |
| 19 | 98,837(17) | 1,0142(13) | NbB_2 (2,1,0) |

В деяких випадках можна спостерігати проникнення в евтектичну колонію з даною орієнтацією базової пластини евтектики з іншою орієнтацією. Це свідчить про те, що пластини базової фази взаємно проростають і мають теж дендритний характер. Для конкретизації достатньо співставити два перерізи (1 та 2) під різними кутами, наприклад, на рис. 2а.

На відміну від правої та лівої частин (стрілка 1) мікрофото, де площина мікрошліфа розташована під кутом, близьким до 90° до площини базових пластин SiC, ці пластини в вузькій полосі (стрілка 2) орієнтовані відносно неї під малим кутом. Тому пластинчаста форма кристалів фазових складових проявляється більш наглядно.

Поперечний переріз пластинчастих гілок дендриту SiC (рис. 2б, глибоке травлення) деталізує поділ пластини на гілки і показує лабіринтний характер рельєфу поверхні, де в перебігу росту в поперечному напрямку зароджуються (або інокуються) плоскі дендрити другої евтектичної фази NbB_2 , які при подальшому парному поперечному рості разом з SiC продукують двофазну кооперативну евтектичну структуру.

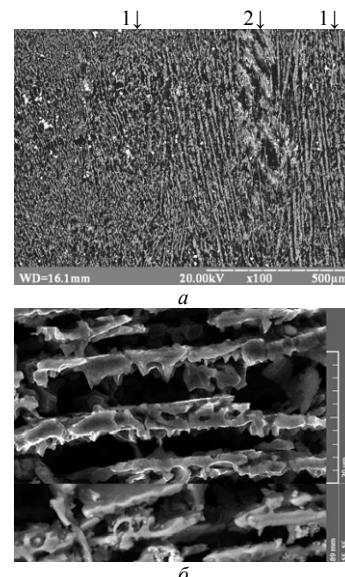


Рис. 2. Дві колонії евтектики з розорієнтацією базової SiC фази приблизно на 90° навколо вертикальної вісі. Видно поділ світло сірих пластин базової фази на полоси – пластинчасті гілки вищих порядків пластинчастого дендриту (а, $\times 50$). Поперечний переріз пластинчастих гілок дендриту SiC (б, $\times 1300$)

При цьому евтектична складова утворюється на обох поверхнях базового кристалу SiC. Як видно, ступінь їх розвитку суттєво не однаковий, що визначається неадекватністю температурно-концентраційних умов на цих двох фронтах кристалізації. Привертає увагу також ще одна особливість мікроструктури: між паралельними пакетами двофазної евтектики (SiC + NbB₂) утворюються стабільні темні полоси третьої евтектичної фази В₄С приблизно однакової ширини. Це означає, що наряду з кооперативним механізмом кристалізації двофазної складової (SiC + NbB₂) трифазної евтектики, в перебігу кристалізації трифазної евтектики в цілому реалізується і механізм автономного росту третьої евтектичної фази – В₄С. Це свідчить про те, що саме фаза В₄С зростає в умовах ефективної дифузійної доставки атомів В та С, при якій немає потреби в міжфазній кооперації при тангенціальній дифузії. Це пояснюється малим радіусом цих обох атомів, що обумовлює їх ефективний механізм дифузії, як це спостерігається в аналогічному механізмі вуглецевого дренажу в Fe-C сплавах [7].

Якщо поверхня базового кристалу має розвинений ступінчастий рельєф (рис. 2б) то евтектична складова, що виросла на кожній ступені, утворює чарункову субструктуру – рис. 3а.

Ці дві структурні особливості – утворення ступінчастого рельєфу базового кристалу SiC та утворення чарункової субструктури евтектики (SiC+NbB₂) – згідно теорії евтектичної кристалізації двофазної евтектики [1] може свідчити про наявність

домішкового компоненту з коефіцієнтом розподілення між твердою та рідкою фазами $k < 1$. В якості такого компоненту в трифазній евтектиці може слугувати третій компонент системи. Крім того відомо, що чарункова субструктура легше утворюється при кристалізації в умовах низького температурного градієнту на фронті і відносно великій лінійній швидкості кристалізації.

Мікроструктура чарунку в двофазній евтектиці (SiC + NbB₂) мало відрізняється від такої в системі Fe-Fe₃C [2]. В головній частині чарунку можна виявити тенденцію до утворення пластинчастої евтектики (рис. 3б), в той час, коли основний його об'єм має стільникову мікроструктуру. Показано [1, 2], що пластинчаста головна частина евтектичного чарунка першою в рості в розплав і зберігає структурну стабільність поки концентрація домішків в рідкій фазі не досягне певного критичного рівня. Після цього пластини введеної фази розгалужуються і пластинчастий пакет чарунка перетворюється в стільникову евтектичну складову. Саме такий розподіл структурних складових демонструє чарунок, що сформувався в умовах потужної конкуренції з боку сусідніх чарунків – рис. 4а, б. На рис. 4в деталізовано мікроструктуру стільникової евтектики, яка росте в поперечному напрямку (тобто перпендикулярно площині базової пластини) і складається з матричної базової фази SiC і стрижнів розгалуженої фази NbB₂ (рис. 4в), що утворюють щільне пакування.

На рис. 5 зафіксовано початкові етапи трифазної евтектичної кристалізації.

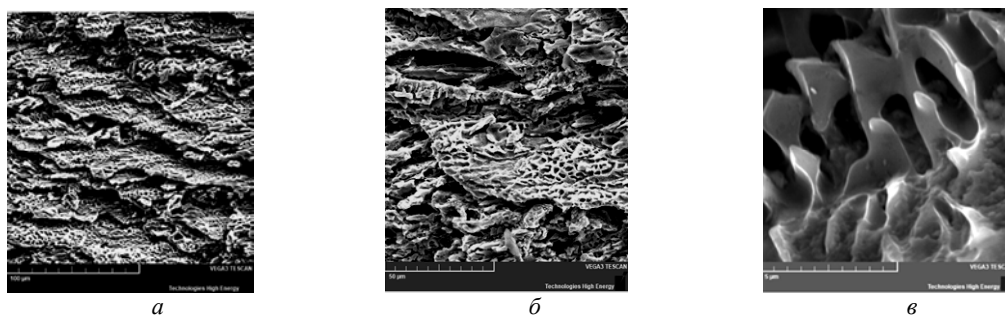


Рис. 3. Чарункова субструктура евтектичної колонії: а – ступінчастий рельєф, глибоке шавлення ($\times 200$); б – мікроструктура головної частини чарунку, напрямку росту – справа наліво ($\times 550$); в – лабіринтна поверхня розділу SiC/NbB₂ ($\times 5000$, фазу NbB₂ видалено)

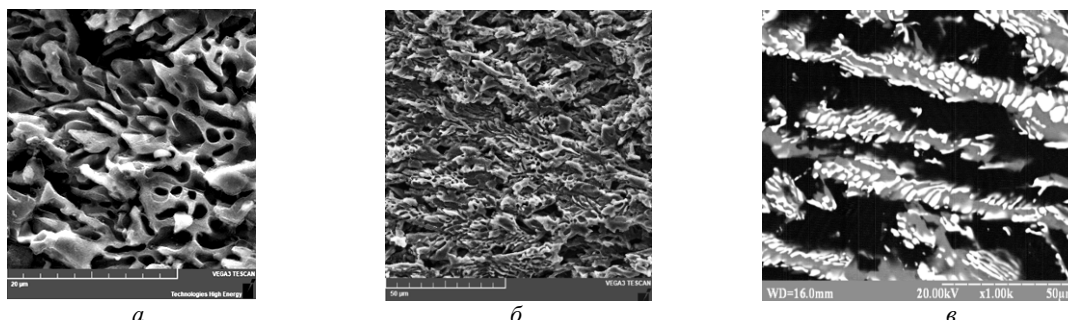


Рис. 4. Евтектичний чарунок, що виріс в умовах жорсткої конкуренції: а – головна частина, що містить структурний перехід пластинчастої морфології (трикутні пластинчасті пелюстки, ліва частина) в стільникову (справа), $\times 1500$; б – загальний вид чарунків, $\times 400$; в – поперечний розріз чарунків, матриця – SiC (сіра) та розгалужена NbB₂ біла фаза, $\times 500$

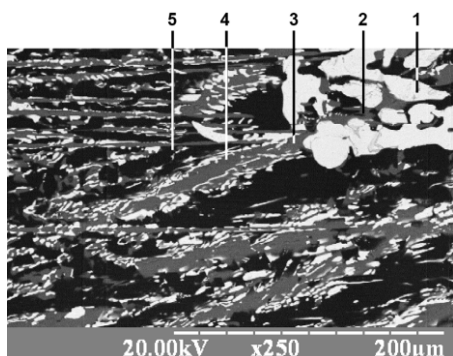


Рис. 5. Етапи розвитку трифазної евтектичної колонії в сплаві $V_4C-30NbB_2-38SiC$ при первинній кристалізації дендриту NbB_2 , $\times 200$

На початку твердіння сплаву $V_4C-30NbB_2-38SiC$ при переохолодженні рідкої фази нижче поверхні ліквідусу NbB_2 зароджуються і ростуть первинні дендрити NbB_2 та V_4C з округлими гілками (1). По мірі росту первинних дендритів рідка фаза в міжгілкових проміжках збагачується компонентом, який не входить в диборид, а саме, кремнієм. При досягненні критичного пересичення рідини цими компонентами зароджується фаза SiC (2). Важливо відмітити, що зародження і ріст карбіду проходить автономно, про що свідчить утворення структури грубого конгломерату фаз. Іншими словами факту зародження карбіду на дибориді як на підкладці не встановлено. Коли карбідна пластина виходить з диборидного оточення в розплав при певному переохолодженні нижче двофазного NbB_2/SiC евтектичного тальвегу на поверхні карбіду зароджується (або інокулюється від первинного кристалу NbB_2) друга евтектична фаза – NbB_2 . Парний ріст обох фаз в поперечному напрямку, тобто перпендикулярно площині карбідної пластини, формує двофазну евтектику (NbB_2+SiC). Структурно вона складається з карбідної матриці та розгалужених дендритів диборидної фази. Якщо базова карбідна пластина вміщує ступені як дендритні гілки вищих порядків, то кожна ступінь слугує базою для формування евтектичного чарунку. В умовах конкурентного росту розгалуження ідіоморфного (з базовим кристалом) евтектичного фронту в чарунковий забезпечує лінійну швидкість кристалізації двофазної евтектики рівну (або близьку) швидкості переміщення індуктору.

При досягненні переохолодженням розплавом концентрації трифазної евтектики зароджується третя евтектична фаза – V_4C . Подальший ріст трифазної евтектики ($NbB_2+SiC+V_4C$) вміщує як кооперативну кінетику (NbB_2+SiC), так і автономний ріст кристалів V_4C .

На всіх етапах SiC виступає як базова і ведуча фаза. NbB_2 як правило відіграє роль ведомої фази, але іноді при поперечному рості може вести двофазний фронт і тоді евтектична фаза SiC утворює скелетну морфологію (рис. 3в, 6а), коли поверхня контакту

двох фаз NbB_2/SiC має складний лабіринтний характер.

Таким чином кристалізація трифазної евтектики ($NbB_2+SiC+V_4C$) відбувається як безперервний сумісний ріст дендритних гілок цих фаз – як кооперативний, так і автономний. В перебігу цього росту виникає трифазне евтектичне зерно або евтектична колонія. Доцільно підкреслити, що дендрити всіх трьох кристалів евтектичних фаз безперервні від точки зародження до кінця спрямовано закристалізованого зливку (або до виклинення – при невдалій кристалографічній орієнтації ведучої фази, коли лінійна швидкість даної колонії менша, ніж сусідніх).

Не зважаючи на відмінності в мікроморфології евтектичних чарунків, спричинені відмінною локальних температурних, концентраційних і кінетичних параметрів кристалізації, можливо виділити основні структурні елементи архітекtonіки евтектичного чарунку в системі $NbB_2-SiC-V_4C$ – рис. 6.

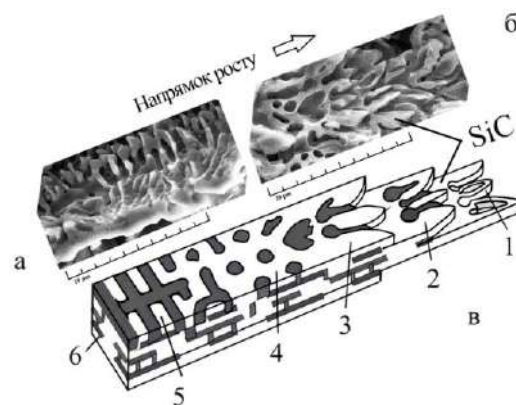


Рис. 6. 3D модель евтектичного чарунку: а – скелетної морфології; б – головна частина чарунку пластинчастої та стільникової морфології; в – 3D модель, що синтезує усі типи морфології, $\times 1500$

Першою в розплав востає дендритна гілка первинного кристалу базової фази SiC (1); в головній частині евтектичного чарунку між дендритними пелюстками ведучої евтектичної фази SiC ростуть дендритні гілки другої евтектичної фази NbB_2 (2), мікроструктура яких чітко деталізується на поперечному перерізі (рис. 4в); 3 – другий пластинчастий шар евтектики $SiC + NbB_2$, пластинчаста головна частина; третій шар евтектичної фази V_4C умовно видалений; 4 – стільникова структура двофазної складової $SiC+NbB_2$; 5 – перехід до скелетної структури двофазної складової $SiC+NbB_2$; 6 – плоскі гілки дендриту NbB_2 .

На приведеній схемі (рис. 6) видно, що при структурному переході від стільникової до скелетної морфології плавно змінюється питома частка фазових складових, що може розглядатися як реакція процесу структуроутворення на локальну зміну концентраційних умов в ході нестационарної кристалізації.

Висновки

1. Початку кристалізації трифазної евтектики в сплавах неевтектичного складу передують зародження і ріст первинних кристалів однієї з проевтектичних фаз. Цей тезис співпадає з загальним правилом (1). Якщо це кристал зароджуючої і базової фази SiC то в подальшому кристалізується двофазна евтектика (SiC+NbB₂) як це постулюється в (1). В іншому випадку зароджується і автономно зростає псевдо первинний кристал другої фази. Якщо це не кристал зароджуючої фази SiC, то далі зароджується і автономно зростає псевдо первинний кристал третьої фази SiC.

2. В грубому конгломераті кристалів трьох проевтектичних фаз пластинчастий кристал SiC відіграє роль підкладки, на якій зароджується або прививається друга евтектична фаза – NbB₂, що дає старт власне евтектичній кристалізації. Двофазна структурна складова (SiC+NbB₂) трифазної евтектики (SiC+NbB₂+B₄C) зароджується і росте тільки після появи первинних пластинчастих кристалів базової фази SiC.

3. Напевно відразу після старту кристалізації двофазної евтектики (SiC+NbB₂) формується трифазна евтектика (NbB₂+SiC+B₄C), при цьому двофазна структурна складова (SiC+NbB₂) зростає в кооперативному режимі, а третя фаза B₄C синхронно росте в автономному.

4. Внаслідок ступінчастого рельєфу первинного базового кристалу SiC, що утворився в процесі його дендритного розгалуження, двофазна структурна складова (SiC + NbB₂) базується і зростає на гілках цього дендриту у формі евтектичних чарунків, які складаються з головного пластинчастого двофазного пакету (SiC + NbB₂) та частини зі стільниковою та скелетною морфологією.

5. Відхилення мікроскопічної кінетики кристалізації від класичної послідовності, що постулює теорія кристалізації трифазної евтектики, спричинено кристалохімічною особливістю даної системи, а саме домінуванням ковалентної фази SiC з високою ентропією плавлення над іншими фазами з меншою гетеродесмічністю системи міжатомних зв'язків.

6. Поширене поняття про трифазну евтектику як про «механічну суміш» є неадекватним і не може розглядатися навіть як альтернативне.

Список літератури

1. Таран Ю. Н. Структура эвтектических сплавов / Таран Ю. Н., Мазур В. И. – М. : Metallurgiya. – 1978. – 312 с.

2. Mazur V. Phase equilibria and phase transformations / Mazur V. – Kyiv: Polytechnica. – 2020. – 212 p.

3. Райнз Ф. Диаграммы фазовых равновесий / Райнз Ф. – М. : Metallurgizdat. – 1960. – 376 с.

4. Глазов В. М. Химическая термодинамика и фазовые равновесия / Глазов В. М., Павлова Л. М. – М. : Metallurgiya. – 1981. – 336 с.

5. Microstructure and mechanical properties of B₄C-NbB₂-SiC ternary eutectic composites by a crucible-free zone melting method. Journal of the European Ceramic Society / Upatov M., Vleugels J., Koval Y. and etc. – 41. – 2021. – P. 1189–1196.

6. Loboda P. Features of structure formation with zone melting of powder boron-containing refractory materials, Powder Metallurgy and MetalCeramics / Loboda P. – 39 (9–10). – 2000. – P. 480–486.

7. Бунин К. П. Основы металлографии чугуна / Бунин К. П., Малиночка Я. Н., Таран Ю. Н. – М. : Metallurgiya, 1969. – 410 с.

Одержано 12.04.2021

Мазур В. И., Богомол Ю. И., Упатов Н. И. Направленная кристаллизация и 3D структура трехфазной четырехкомпонентной эвтектики в системе B₄C-NbB₂-SiC

Цель работы. Исследование закономерности кристаллизации и стерео морфологии трехфазной эвтектики в системе B₄C-NbB₂-SiC.

Методы исследования. SEM (SE, BSE), PCMA (EDS, WDS), XRD.

Полученные результаты. По результатам исследования микрошлифов и продуктов селективного удаления фазовых составляющих построена 3D- модель (B₄C+NbB₂+SiC) эвтектической ячейки в эвтектической колонии и на ее основе предложен микроскопический механизм ее кристаллизации. Показана непрерывность эвтектических фазовых дендритов от зарождения до конца роста и неадекватность представлений об эвтектике как механической смеси мелких кристаллов эвтектических фаз.

Научная новизна. Впервые построена 3D- модель трехфазной четырехкомпонентной (B₄C+NbB₂+SiC) эвтектической ячейки эвтектической колонии. Впервые исследована ячеистая составляющая колонии. Впервые выявлена возможность комбинированной микроскопической кинетики кристаллизации трехфазной эвтектики, включающей как парную, кооперативную микроскопическую кинетику (B₄C+NbB₂), так и кинетику автономного роста третьей эвтектической фазы B₄C.

Постановка задачи. На основе детально разработанной феноменологической теории двухфазной эвтектической кристаллизации исследовать особенности стереоморфологии и микроскопической кинетики кристаллизации трехфазной эвтектики в системе B₄C-NbB₂-SiC.

Практическая ценность. Выявление закономерностей структурообразования микро- и макроструктуры трехфазной эвтектики, которая сформировалась в ходе направленной кристаллизации, открывает технологические перспективы целенаправленного управления структурой и свойствами сплавов эвтектического типа за счет смены микро- и макроморфологических составляющих, в том числе и методом модифицирования.

Ключевые слова: стереоморфология, микроскопическая кинетика, кристаллизация трехфазной эвтектики, система B_4C-NbB_2-SiC .

Mazur V., Bogomol Yu., Upatov N. Unidirectional crystallization and 3D structure of ternary four-component eutectic of B_4C-NbB_2-SiC system

Purpose. To investigate the laws of crystallization and formation of 3D morphology of ternary eutectics in system B_4C-NbB_2-SiC .

Research methods. SEM (SE, BSE), PCMA (EDS, WDS), XRD.

Results. The micro- and macro-morphology of eutectic colonies in alloys of the system $NbB_2-SiC-B_4C$ formed during directional crystallization have been investigated. The obtained patterns are embodied in a 3D structural model of (B_4C+NbB_2+SiC) eutectic cell and from these result, a microscopic kinetics of crystallization of this cell was proposed. The continuity of eutectic phase dendrites from nucleation to the end of growth and inadequacy of ideas about eutectic as a mechanical mixture of small crystals of eutectic phases were shown.

Scientific novelty. For the first time a 3D model of a three-phase 4-component eutectic cell of eutectic colony was built. For the first time the possibility of combined microscopic crystallization kinetics of a three-phase eutectics was revealed, including both paired cooperative microscopic kinetics of $(SiC+ NbB_2)$ growth and the kinetics of autonomous growth of the third eutectic phase B_4C .

Practical value. Revealing the pattern of micro and macrostructure formation of a three-phase eutectics, which was formed in the course of directional crystallization, opens up technological prospects for purposeful control of the structure and properties of eutectic alloy due to the change of micro and macro morphological constituents, including the method of modification.

Key words: 3D morphology, microscopic kinetics, crystallization of a three-phase eutectics, system B_4C-NbB_2-SiC .

- Шаломєєв В. А. д-р техн. наук, професор, професор кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: shalomeev@radiocom.net.ua;
- Лук'яненко О. С. аспірант кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: saneklukyanyenko@gmail.com

ВПЛИВ АЛЮМІНІЮ НА ФОРМУВАННЯ ЗМІЦНЮВАЛЬНОЇ ФАЗИ В МАГНІЄВИХ СПЛАВАХ

Мета роботи. Дослідження впливу легування алюмінієм на структуроутворення, механічні властивості і жароміцність магнієвих сплавів.

Методи дослідження. Використовувалися методи металографічного та мікрорентгеноспектрального аналізу. Визначення механічних властивостей та жароміцності.

Отримані результати. Досліджено закономірності впливу легування алюмінієм на формування зміцнювальної фази в магнієвих сплавах. Показано, що підвищення концентрації алюмінію в магнієвому сплаві сприяє подрібненню макро- і мікроструктури металу (зменшенню розміру зерна та відстанню між дендритними осями другого порядку), а також збільшує кількість інтерметалідної фази. Встановлено позитивний вплив присадок алюмінію на механічні властивості і жароміцність литого металу.

Визначено оптимальний рівень легування магнієвого сплаву алюмінієм (близько 7,7 %), що забезпечує достатній рівень механічних властивостей та жароміцності.

Наукова новизна. На основі регресійного аналізу експериментальних даних отримано емпіричні рівняння, що описують залежності розміру макро- та мікрозерна від концентрації алюмінію в магнієвих сплавах. Показано, що оптимальний вміст алюмінію в магнієвому сплаві в кількості ~ 7,7 % забезпечує найкраще поєднання механічних властивостей (а саме достатньо високу міцність та найвищі показники пластичності) і жароміцності.

Практична цінність. Встановлено, що легування магнієвих сплавів алюмінієм є перспективним для покращення структури і підвищення механічних властивостей та жароміцності литого металу. Даний ефект дозволяє суттєво розширити область застосування магнієвих сплавів у машинобудуванні та підвищити експлуатаційні характеристики різноманітного обладнання.

Ключові слова: магнієвий сплав, легування, алюміній, зміцнювальна фаза, мікрозерно, інтерметаліди, механічні властивості, жароміцність.

Магнієві сплави, що мають низьку питому вагу, достатньо високий рівень властивостей і добре оброблюються, знаходять широке застосування в різноманітних сферах машинобудування. Як правило, однотипні литі деталі з магнієвих сплавів на 25...30 % легше за алюмінієві, в чотири рази легші за сталеві та в двічі у порівнянні з титановими [1, 2]. Застосування виливок з магнієвих сплавів дозволяє суттєво знизити масу агрегатів, що забезпечує збільшення ККД, підвищує швидкість, корисне навантаження, дальність пробігу та зменшення витрат палива [3, 4].

Важливою особливістю магнієвих сплавів є здатність добре опиратися ударним навантаженням. Це пояснюється їх низьким модулем пружності. Магнієві сплави добре поглинають вібрацію. Їх питома вібраційна міцність в десятки разів більше, ніж у дюралюмінію чи сталі. Висока демпфуюча здатність магнієвих сплавів дозволяє широко використовувати їх у відповідальних конструкціях, що працюють в умовах віброударних навантажень. Магнієві сплави володіють високою теплопоглинаючою здатністю. За температуро-провідністю вони перевершують більшість конструкційних матеріалів. Тому в умовах передачі однакової кількості тепла виріб з магнієвого сплаву нагрівається значно менше, ніж вироби з інших матеріалів, що

забезпечує в них порівняно невеликі термічні навантаження [5].

При від'ємних температурах не відбувається різкого окрихнення магнієвих сплавів, а лише незначне зменшення ударної в'язкості та відносного видовження, що робить магнієві сплави особливо корисними для роботи при низьких температурах.

Зростаючі експлуатаційні надійність і довговічність машин і механізмів висувають підвищені вимоги до властивостей виливків з магнієвих сплавів. Тому забезпечення підвищених фізико-механічних і спеціальних властивостей виливків з магнієвих сплавів є актуальною задачею [6].

Покращення властивостей виливків з магнієвих сплавів досягається при легуванні за рахунок оптимального поєднання різноманітних механізмів зміцнення [7]. Перш за все це – утворення твердих розчинів з цілеспрямованим зміцненням кристалічної ґратки розчинника атомами елементів, що розчинюються. Важливу роль відіграють перешкоди, що гальмують рух: субмікроскопічні виділення фаз, що виникають в процесі взаємодії елементів сплаву з елементами, що вводяться [8].

Дешевим і доступним елементом для легування магнієвих сплавів є алюміній, котрий не тільки утворює твердий розчин у магнії, але й може брати

участь в утворенні зміцнювальних інтерметалідних фаз [9]. Тому вивчення впливу алюмінію на структуру і властивості магнієвих сплавів представляє як теоретичний, так і практичний інтерес.

Досліджували вплив алюмінію на структуроутворення, механічні властивості та довготривалу міцність при підвищених температурах магнієвих сплавів.

Плавки проводили в індукційній тигельній печі ППМ-500. В якості шихтових матеріалів використовували технічно чистий магній МГ 90 (99,9 % Mg) і алюміній первинний А5 (99,6 % Al). Після розплавлення магнію в нього вводили зростаючі присадки алюмінію (0; 0,1; 1,0; 8,0; 10,0 % Al – за розрахунком) і заливали у пісчаноглинисті форми для отримання стандартних зразків с робочим діаметром 12 мм. Зразки для механічних випробувань проходили термічну обробку в печах типу Бельв'ю и ПАП-4М за режимом: (гомогенізація при температурі 415 °С (витримка 24 години), охолодження на повітрі + старіння при температурі 215 °С (витримка 10 години), охолодження на повітрі).

Границя міцності і відносне видовження зразків визначали на розривній машині Р5 при кімнатній температурі. Довготривалу міцність при температурі 150 °С і навантаженні 80 МПа визначали на розривній машині АІМА 5-2 на зразках з робочим діаметром 5 мм за ГОСТ 10145-81.

Мікроструктуру виливків визначали методом світлової мікроскопії («Neophot 32») на термічно оброблених зразках після травлення реактивом, що складається з 1 % азотної кислоти, 20 % оцетної кислоти, 19 % дистильованої води, 60 % етиленгліколя.

Мікротвердість структурних складових сплаву визначали на мікротвердомірі фірми «Buehler» при навантаженні 0,1 Н. Мікрорентгеноспектральний аналіз структурних складових сплаву проводили на електронному мікроскопі «JSM-6360LA».

Макрофрактографічне дослідження зламів литих зразків із чистого магнію показало наявність в структурі грубої крупнокристалічної будови (рис. 1а). З підвищенням вмісту алюмінію в сплаві структура помітно подрібнилась (рис. 1б-д).

Мікроструктура чистого магнію мала однорідну будову, в якій при травленні виявлялись міждендритні ділянки дрібнозернистого виду (рис. 2а).

Збільшення вмісту алюмінію в магнії сприяло утворенню інтерметалідної фази. До того ж, з підвищенням концентрації алюмінію в сплаві кількість інтерметалідних часток збільшувалась (рис. 2б-д), а розмір мікрозерна зменшувався (табл. 1). В сплавах, що містили 7,7 % Al і більше, крім одиничних інтерметалідів, була присутня евтектика $\delta+\gamma$ (рис. 2з-д).

Регресійний аналіз отриманих результатів дозволив отримати емпіричні рівняння залежностей, що описують залежності розміру мікрозерна (1) та відстані між осями дендритів 2-го порядку (2) від концентрації алюмінію в магнії:

$$d = 274,7945 - 14,0560 * [Al], \text{ мкм} \quad (1)$$

$$\tau = 39,2679 - 1,8285 * [Al], \text{ мкм} \quad (2)$$

Мікрорентгеноспектральний аналіз евтектичної фази (рис. 3) в сплаві, що містить 7,7 % Al показав, що δ -фаза (ділянки 002 и 003) являють собою ~ 6...10 % твердий розчин алюмінію в магнії, а евтектична ($\delta+\gamma$)-фаза (ділянка 004) складається з магнію (86,52 %) і алюмінію (13,48 %).

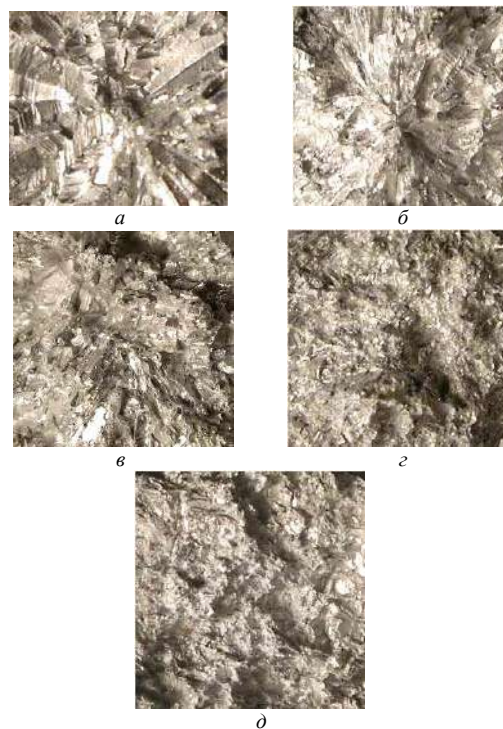


Рис. 1. Будова зламів розривних зразків з магнієвого сплаву, $\times 5$: а – 99,9 % Mg; б – 0,12 % Al; в – 1,16 % Al; г – 7,7 % Al; д – 9,8 % Al

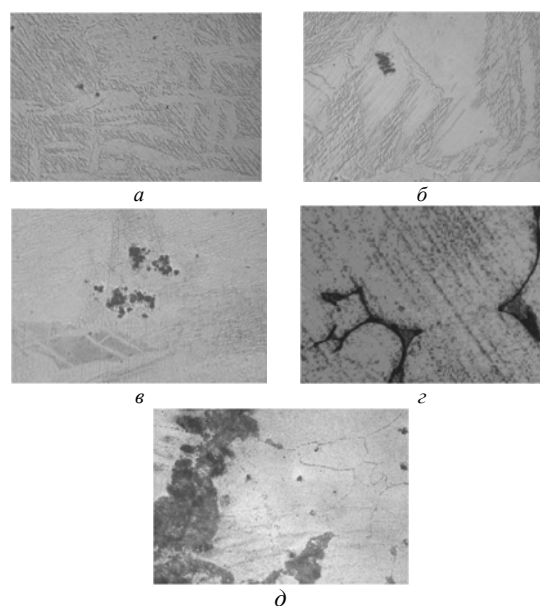


Рис. 2. Мікроструктура литого магнієвого сплаву, $\times 500$: а – 99,9 % Mg; б – 0,12 % Al; в – 1,16 % Al; г – 7,7 % Al; д – 9,8 % Al

Мікрорентгеноспектральний аналіз евтектичної фази (рис. 3) в сплаві, що містить 7,7 % Al показав, що δ - фаза (ділянки 002 и 003) являють собою ~ 6...10 % твердий розчин алюмінію в магнії, а евтектична ($\delta+\gamma$)- фаза (ділянка 004) складається з магнію (86,52 %) и алюмінію (13,48 %).

Дослідження мікроструктури зразків після довготривалих випробувань при температурі 150 °С показало, що в зразках з алюмінієм спостерігалось додаткове виділення дрібнодисперсних часток інтерметалідної фази, що сприяло зміцненню матриці і підвищенню жароміцності сплаву. При цьому, в робочій частині зразків, що піддавались деформації, була більша кількість інтерметалідів і більш дрібне зерно в порівнянні з його неробочою частиною (рис. 3).

Стандартна термообробка і довготривалі випробування майже не вплинули на мікротвердість чистого магнію і сплаву з 0,12 % Al. Подальше

підвищення вмісту алюмінію сприяло збільшенню мікротвердості матриці. Більш високі значення мікротвердості були отримані в робочій частині зразків, що піддавались довготривалим випробуванням, за рахунок зміцнення додатково виділеною інтерметалідною фазою.

Збільшення вмісту алюмінію в сплавах магнію, як до, так і після їх термічної обробки, сприяло підвищенню механічних і жароміцних властивостей. При цьому, гранця міцності помітно зросла при незначному покращенню пластичності. Максимальні значення пластичності сплаву досягалися при вмісті алюмінію в сплаві 7,7 %. Подальше збільшення його вмісту сприяло деякому зменшенню пластичності. Жароміцність магнієвого сплаву збільшувалася з підвищенням вмісту алюмінію більше 1,16 % (табл. 2).

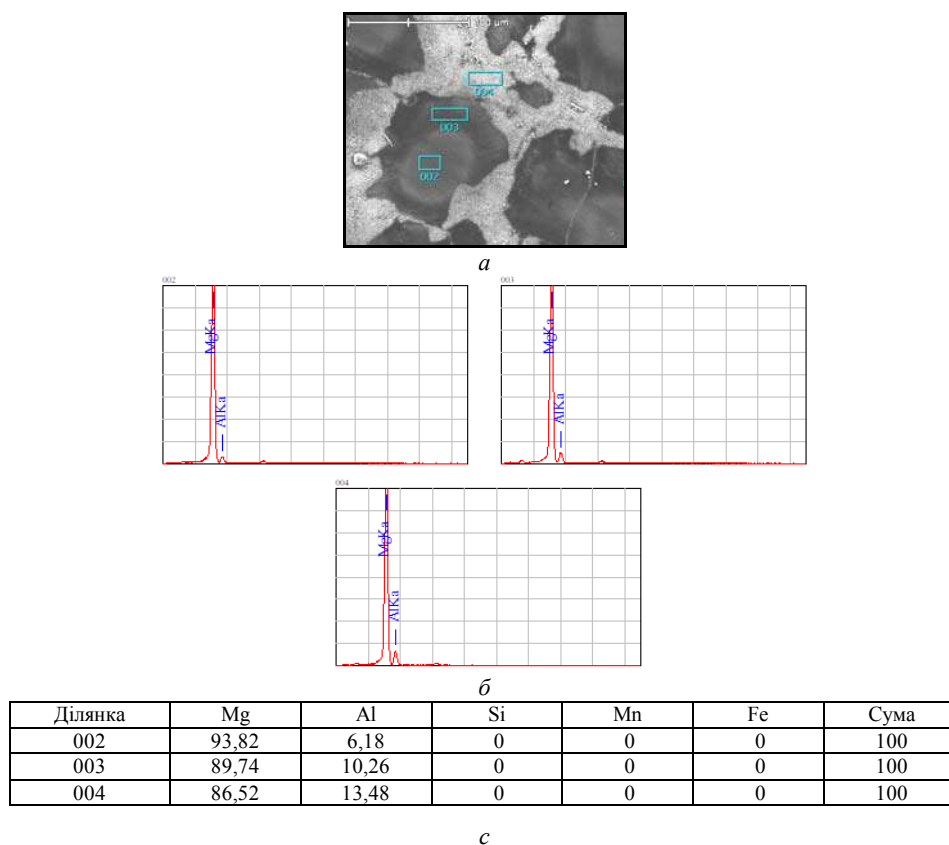


Рис 3. Результати МРСА магнієвого сплаву с 7,7 % Al: *а* – місця аналізу; *б* – спектрограми місць, що аналізуються; *с* – хімічний склад відмічених ділянок (мас. %)

Таблиця 1 – Характеристики структурних складових сплавів системи Mg-Al

| Вміст Al, мас.% | Розмір мікро-зерна, мкм | Відстань між осями дендритів 2-го порядку, мкм | Мікротвердість матриці HV, МПа | | |
|-----------------|-------------------------|------------------------------------------------|--------------------------------|---------------------------------------------------------------|-------------|
| | | | після термообробки | після випробувань на довготривалу міцність, τ_{150}^{80} | |
| | | | | неробоча. зона | робоча зона |
| - | 310 | 44 | 524,3 | 542,4 | 542,4 |
| 0,12 | 280 | 38 | 562,0 | 572,0 | 602,8 |
| 1,16 | 210 | 33 | 636,7 | 737,6 | 766,7 |
| 7,7 | 170 | 25 | 782,9 | 866,1 | 923,2 |
| 9,8 | 140 | 22 | 1156,5 | 1186,3 | 1221,6 |

Примітка. В таблиці приведені середні значення.

Таблиця 2 – Механічні властивості і жароміцність сплавів системи Mg-Al

| Вміст Al, мас. % | Механічні властивості | | | | τ_{150}^{80} , час |
|------------------|-----------------------|--------------|----------------------|--------------|-------------------------|
| | до термообробки | | після термообробки | | |
| | $\sigma_{0.2}$, МПа | δ , % | $\sigma_{0.2}$, МПа | δ , % | |
| - | 105,4 | 1,5 | 107,4 | 1,8 | 0 |
| 0,12 | 107,5 | 1,8 | 111,5 | 2,1 | 0 |
| 1,16 | 118,5 | 2,0 | 119,4 | 2,3 | 6,2 |
| 7,7 | 136,6 | 2,4 | 191,2 | 2,6 | 129,6 |
| 9,8 | 166,3 | 2,0 | 233,2 | 2,2 | 140,5 |

Примітка. В таблиці приведені середні значення.

Таким чином, легування магнієвих сплавів алюмінієм є перспективним для покращення структури і підвищення механічних властивостей і жароміцності литва. Це дозволяє розширити область використання магнієвих сплавів в машинобудуванні і підвищити експлуатаційні характеристики різноманітного обладнання.

Висновки

1. Легування алюмінієм магнієвих сплавів сприяє подрібненню макро- і мікрозерна та підвищенню мікротвердості структурних складових. При цьому, інтенсивність подрібнення зерна збільшується з підвищенням вмісту алюмінію в основі сплаву.

2. На основі регресійного аналізу отримано емпіричні рівняння, що описують залежності параметрів макро- та мікроструктури від концентрації алюмінію в сплаві.

3. Встановлено позитивний вплив присадок алюмінію на механічні властивості і жароміцність магнієвого литва. При цьому, оптимальний вміст алюмінію в магнієвому сплаві у кількості 7,7 % забезпечує найкраще поєднання механічних властивостей і жароміцності.

4. Розробка нових сплавів системи Mg-Al є перспективним напрямком покращення структури і підвищення механічних властивостей і жароміцності литва, що розширює його область застосування і робить перспективним конструкційним матеріалом для машинобудування.

Список литературы

1. Поліпшені магнієві сплави для деталей ГТД / В. О. Богуслаєв, П. Д. Жеманюк, Е. І. Цивірко та ін. // Колективна монографія під ред. В. О. Богуслаєва, Запоріжжя : Мотор Сич, 2016. – 259 с.

2. Development of new casting magnesium based alloys with increased mechanical properties / V. Shalomeev, E. Tsivirco, Y. Vnukov and etc. // Eastern European Journal of Enterprise Technologies. – 2016. – 4/1 (82). – P. 4–10.

3. Microstructure and Properties of Selected Magnesium-Aluminum Alloys Prepared for SPD Processing Technology / L. Cizek, S. Ruzs, O. Hilser and etc. // The Journal of Institute of Metallurgy and Materials Science and Committee on Metallurgy of Polish Academy of Sciences. – Vol. 62, Issue 4. – P. 2365–2370.

1. Effect of erbium on microstructures and properties of Mg-Al intermetallic / Yonggang L. I. Yinghui Wei, Lifeng Hou and etc. // Journal of Rare Earths. – 2014. – Vol. 32, Issue 11. – P. 1064–1072.

2. Fei Chen. Structure and Properties of MAO Coating Prepared on Mg-Li Alloy / Fei Chen, Yulin Zhang, You Zhang // International Journal of electrochemical science. – 2017. – № 12. – P. 6081–6091.

3. Шаломеев В. А. Структура та властивості магнієвого сплаву МЛ5 з легкоплавкими металами / В. А. Шаломеев, Е. І. Цивірко, Ю. О. Зеленюк // Вісник двигунобудування. – 2014. – № 1. – С. 131–135.

4. Zhou W. Hot cracking in tungsten inert gas welding of magnesium alloy AZ91D / W. Zhou, T. Z. Long, C. K. Mark // Materials Science and Technology. – 2007. – Vol. 23. – № 11. – P. 1294–1299.

5. Jingfeng Wang. Optimization of mechanical and damping properties of Mg-0.6Zr alloy by different extrusion processing / Jingfeng Wang, Zhongshan Wu, Shan Gao // Journal of Magnesium and Alloys. – 2015. – № 3(1). – P. 79–85.

6. Kai Wen. Effect of microstructure evolution on mechanical property of extruded Mg-12Gd-2Er-1Zn-0.6Zr alloys / Kai Wen, Ke Liu, Zhaohui Wang // Journal of Magnesium and Alloys. – 2015. – № 3(1). – P. 1–94.

Одержано 12.05.2021

Після доробки 19.05.2021

Шаломеев В. А. Лукьяненко А. С. Влияние алюминия на формировании упрочняющей фазы в магниевых сплавах

Цель работы. Исследование влияния легирования алюминием на структурообразование, механические свойства и жаропрочность магниевых сплавов

Методы исследования. Использовались методы металлографического и микрорентгеноспектрального анализа. Определение механических свойств и жаропрочности.

Полученные результаты. Исследовано закономерности влияния легирования алюминием на формирование упрочняющей фазы в магниевых сплавах. Показано, что повышение концентрации алюминия в магниевом сплаве способствует измельчению макро- и микроструктуры металла (уменьшает размера зерна и расстояние между дендритными осям второго порядка), а так же увеличивает количество интерметаллидной фазы. Установлено положительное влияние присадок алюминия на механические свойства и жаропрочность литого металла.

Определен оптимальный уровень легирования магниевого сплава алюминием (около 7,7 %), что обеспечивает достаточный уровень механических свойств и жаропрочности.

Научная новизна. На основании регрессионного анализа экспериментальных данных получены эмпирические уравнения, которые описывают зависимости размера макро- и микрозерна от концентрации алюминия в магниевых сплавах. Показано, что оптимальное содержание алюминия в магниевом сплаве в количестве ~ 7,7 % обеспечивает лучшее сочетание механических свойств (а именно достаточно высокую прочность и самые высокие показатели пластичности) и жаропрочности.

Практическая ценность. Установлено, что легирование магниевых сплавов алюминием является перспективным для улучшения структуры и повышения механических свойств и жаропрочности литого металла. Данный эффект позволяет существенно расширить область применения магниевых сплавов в машиностроении и повысить эксплуатационные характеристики различного оборудования.

Ключевые слова: магниевый сплав, легирование, алюминий, упрочняющая фаза, микрозерно, интерметаллиды, механические свойства, жаропрочность.

Shalomeev V. Lukianenko O. The influence of aluminum on the formation of the hardening phase in magnesium alloys

Purpose. Study of the effect of alloying with aluminum on structure formation, mechanical properties and heat resistance of magnesium alloys

Research methods. Methods of metallographic and micro X-ray spectral analysis. Determination of mechanical properties and heat resistance.

Results. The regularities of the influence of alloying with aluminum on the formation of the hardening phase in magnesium alloys have been investigated. It is shown that an increase in the concentration of aluminum in magnesium alloy promotes refinement of the macro- and microstructure of the metal (reduces the grain size and the distance between the second-order dendritic axes) and also increases the amount of intermetallic phase. The positive effect of aluminum additives on the mechanical properties and heat resistance of cast metal has been established.

The optimal level of alloying with aluminum (about 7,7 %) has been determined, which ensures a sufficient level of mechanical properties and heat resistance.

Scientific novelty. Based on the regression analysis of the experimental data, empirical equations were obtained that describe the dependences of the size of macro- and micrograins on the concentration of aluminum in magnesium alloys. It is shown that the optimal aluminum content in the magnesium alloy in the amount of ~ 7,7 % provides the best combination of mechanical properties (a sufficiently high strength and the highest plasticity) and heat resistance

Practical value. It has been established that alloying magnesium alloys with aluminum is promising for improving the structure and increasing the mechanical properties and heat resistance of cast metal. This effect makes it possible to significantly expand the field of application of magnesium alloys in mechanical engineering and improve the performance of various equipment.

Key words: magnesium alloy, alloying, aluminum, hardening phase, micrograin, intermetallic compounds, mechanical properties, heat resistance.

UDC 669.245.018.044:620.193.53

- Glotka O. A. Ph.D., Associate professor, Associate professor of the Department of Physical material science of the National University “Zaporozhye Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: glotka-alexander@ukr.net
- Olshanetskii V. Yu. Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of the Department of Physical material science of the National University “Zaporozhye Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: olshan@zp.edu.ua

PROPERTIES OF NICKEL-BASED SUPERALLOYS OF EQUAXIAL CRYSTALLIZATION

Purpose. The aim of the work is to obtain predictive regression models, with the help of which, it is possible to adequately calculate the mechanical properties of nickel-based superalloys of equiaxial crystallization, without carrying out preliminary experiments.

Research methods. To find regularities and calculate the latest CALPHAD method was chosen, and modeling of thermodynamic processes of phase crystallization was performed.

Results. As a result of experimental data processing, the ratio of alloying elements $K_{\gamma'}$ was proposed for the first time, which can be used to assess the mechanical properties, taking into account the complex effect of the main alloy components. The regularities of the influence of the composition on the properties of heat-resistant nickel alloys of equiaxial crystallization are established. The analysis of the received dependences in comparison with practical results is carried out. The relations well correlated with heat resistance, mismatch and strength of alloys are obtained.

Scientific novelty. It is shown that for multicomponent nickel systems it is possible with a high probability to predict a mismatch, which significantly affects the strength characteristics of alloys of this class. The regularities of the influence of the chemical composition on the structure and properties of alloys are established. A promising and effective direction in solving the problem of predicting the main characteristics of heat-resistant materials based on nickel is shown.

Practical value. On the basis of an integrated approach for multicomponent heat-resistant nickel-based alloys, new regression models have been obtained that make it possible to adequately predict the properties of the chemical composition of the alloy, which made it possible to solve the problem of computational prediction of properties from the chemical composition of the alloy. This allows not only to design new nickel-based alloys, but also to optimize the composition of existing brands.

Key words: nickel-based equiaxial crystallization superalloys, strength, mismatch (γ/γ' -mismatch), heat resistance.

Introduction

The development of new and optimization of existing alloys for cast parts, namely, the most heavily loaded, such as the working and nozzle blades of a gas turbine engine, is a material science, design and technological task that requires a comprehensive solution [1–4]. For modern thermally stressed gas turbine engines, the above-mentioned complex-profile parts are made from multicomponent heat-resistant alloys based on nickel, cobalt and iron by the methods of equiaxed, directional or monocrystalline casting [5–9].

Recent developments have focused on the study of blade materials with a low content of expensive elements for aircraft engine building. One of the problems of this type of materials is to increase their strength properties. To increase the high-temperature strength, the alloys are alloyed with a high chromium content. However, a high chromium content can cause the appearance of topologically close-packed phases of the μ , σ type in the casting structure during the development process, which will lead to phase-structural instability and embrittlement of parts [10–14].

Strengthening by the γ' -phase ensures long-term preservation of the high temperature performance of alloys of this class in a wide temperature range, up to 1150 °C. Consequently, the most important role in the

resistance to high-temperature creep superalloys nickel-based equiaxial crystallization belongs to such structural-phase characteristics as the period of the crystal lattices of the γ - and γ' - phases and their dimensional mismatch δ or γ/γ' -mismatch [15–20].

The aim of the work is to obtain predictive regression models, with the help of which, it is possible to adequately calculate the mechanical properties of the nickel-based superalloys, without carrying out preliminary experiments.

Material and research technique

For experimental and theoretical studies of temperature performance, a working sample of alloys was formed, consisting of well-known industrial nickel-based superalloys for equiaxed casting of domestic and foreign production, the following brands: ZhS6U, ZhS6K, VZhL12U, VZhL12E, B1900, IN 100, MAR M200, MAR M246, TRW NASA 6A, WAZ16, U500, U700, ZhS3DK, ZhS3LS, VH4L, ChS88U, ChS104, RENE77, IN939, IN738LC, CM681, RENE220, NFP1916, ChS70S, CM939WELDABLE. The selection of alloys was made from the standpoint of a variety of chemical compositions (alloying systems), which, in terms of the content of the main elements, cover a wide range of alloying.

The obtained values were processed in the Microsoft Office software package in the EXCEL package using the least squares method to obtain correlation dependences of the "parameter-property" type with obtaining mathematical equations of regression models that optimally describe these dependences and plotting trend lines. The dependences have a sufficiently high coefficient of determination $R^2 \geq 0.85$ and are suitable for determining the temperature characteristics of the nickel-based superalloys.

Research results and discussion

Considering that the role in the high-temperature creep resistance of heat-resistant nickel alloys belongs to such a structural parameter as the dimensional mismatch δ (γ/γ' - mismatch), which depends on the alloying system, the urgent task is to obtain an optimal regression model for calculating this characteristic for based on the chemical composition of alloys of the class nickel-based superalloys equiaxed crystallization.

All components used for alloying nickel-based superalloys can be conditionally divided into three groups: dissolving mainly in the γ -solid solution (Co, Cr, Mo, W, Re), dissolving mainly in the γ' -phase (Al, Ti, Ta, Hf) and carbide-forming elements (Ti, Ta, Hf, Nb, V, W, Mo, Cr).

On the other hand, many elements can be included in the γ' -phase: Al, Ti, Nb, Cr, Co, Mo, W, V, etc. But their content in the γ' -phase and the effect on its amount in the structure are different. This effect is associated with the ability of the elements to form stable intermetallic phases of the Ni_3Me type with nickel. Hence, it follows that the misfit and mechanical properties of alloys are influenced not only by the elements that belong to the γ' -forming, but also those that are classified as γ -hard mortar hardeners [21–24].

As a result of processing the experimental data and the above reasoning, for the first time a relation was proposed $K_{\gamma'} = 5 \frac{\sum_{\gamma'} (Al + Ti + Nb + Ta + Hf)}{\sum_{\gamma} (Cr + W + Mo + Re + Co + Ru)}$ (calibration factor 5 was determined empirically) for evaluating the mechanical properties, which takes into account the complex effect of the main components of the alloy. Since the dimensional mismatch of the lattice parameters is associated with the degree of concentration solid solution hardening of the γ - and γ' -phases, the efficiency of precipitation hardening of the alloy, the creep rate, and other properties, the $K_{\gamma'}$ ratio allows us to associate these properties with multicomponent systems [1–10].

It was found that the dimensional mismatch δ has parabolic dependences both at 20 and at 1000 (Fig. 1a, b) with the relations:

$$\delta^{20} = 0,1001(K_{\gamma'})^2 - 0,3257(K_{\gamma'}) + 0,4789;$$

$$\delta^{1000} = 0,0953(K_{\gamma'})^2 - 0,3427(K_{\gamma'}) + 0,0325.$$

An increase in the $K_{\gamma'}$ ratio leads to a decrease in the

misfit and the formation of an extremum at values of 1.5–2, this is associated with a reduction in the number of elements in the γ -solid solution, which most strongly increase the lattice period (Mo, W, Nb, Ta, etc.). At $K_{\gamma'}$ values greater than 1.5–2, an increase in misfit is observed, since the volume fraction of γ' -forming elements significantly increases and begins to prevail. The strength value with an increase in the ratio $K_{\gamma'}$ obeys a linear law ($\sigma_B = 146,34(K_{\gamma'}) + 713,73$ and has a tendency to a constant increase (Fig. 1c), since with an increase in the ratio, the number of elements forming the hardening phase increases.

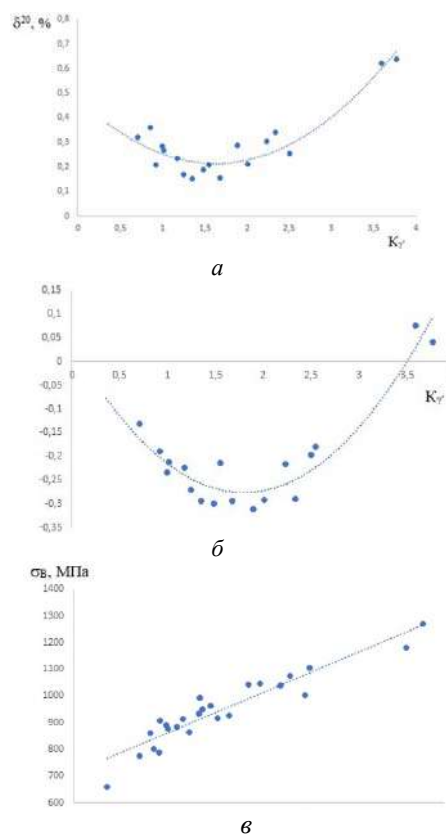


Fig. 1. Correlation dependences of the properties of equiaxed superalloy on the ratio $K_{\gamma'}$ in their composition: (a) – dependence of misfit (δ^{20}) on the value of the ratio $K_{\gamma'}$; (b) – dependence of misfit (δ^{1000}) on the value of the ratio $K_{\gamma'}$; (c) – dependence of the short-term strength limit (σ_B) on the value of the ratio $K_{\gamma'}$

It is shown that at a test temperature of 1000 °C, the dependence of the limits of 100- and 1000-hour long-term strength on the value of the misfit (Fig. 2a, b) is optimally described by the obtained models:

$$\sigma_{100}^{1000} = 65,185K_{\gamma'} + 56,683 \text{ (Fig. 3a);}$$

$$\sigma_{100}^{1000} = 57,689K_{\gamma'} - 26,58 \text{ (Fig. 2b).}$$

These dependences show that with an increase in the $K_{\gamma'}$ coefficient, the long-term strength of the alloys increases in direct proportion, since the number of γ' -forming elements increases, and, consequently, the volume of the phase in the alloy increases.

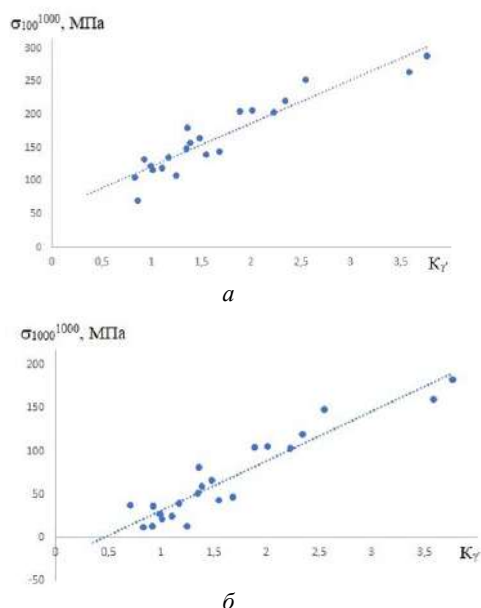


Fig. 2. Correlation dependences of the long-term strength of equiaxed superalloys on the ratio $K_{\gamma'}$ in their composition: (a) – dependence of long-term strength (σ_{100}^{1000} , MPa) on the value of the ratio $K_{\gamma'}$; (b) – dependence of long-term strength (σ_{1000}^{1000} , MPa) on the value of the ratio $K_{\gamma'}$

It was found that the proposed ratio $K_{\gamma'}$ has a close correlation with the volume fraction of the γ' - phase in equiaxed nickel-based superalloys (Fig. 3). All these dependences are linear with a positive slope and an error of no more than $\pm 3.8\%$. This behavior is explained by the fact that with an increase in $K_{\gamma'}$, the volumetric amount of the main strengthening elements increases, which form the γ' - phase both at room temperature (Fig. 3a) and residual at elevated operating temperatures (Fig. 3a), and consequently the limits of short-term (Fig. 1c) and long-term strength (Fig. 3) of alloys increase.

To eliminate the influence of volumetric diffusion processes at high temperatures, expensive heavy metals such as tungsten, molybdenum, rhenium and ruthenium are introduced into the composition of the nickel-based superalloys, which significantly increased the density of alloys, and, consequently, the weight of the finished product. It is known that the density ρ is closely correlated with the average atomic mass of the alloy A_c ; therefore, the authors proposed a regression model obtained for multicomponent alloying systems of equiaxed nickel-based superalloys: $\rho = 0,1613A_c - 1,0026$ with an error not exceeding $\pm 1\%$ (Fig. 4).

In fig. 4 shows the dependence of the specific density on the average atomic mass of alloys, which has a linear character, since an increase in the number of elements with a high atomic mass (refractory) will inevitably increase the density of equiaxed alloys. This tendency manifests itself as a consequence of the fact that elements with a high atomic mass belong to elements with a high melting point, which strengthen the γ - solid solution and do not have a noticeable effect on the intermetallic hard-

ening of alloys. The obtained regression models make it possible to predict the specific gravity, short-term and long-term strength limit, misfit according to the obtained ratio of $K_{\gamma'}$ of alloying elements in alloys and can be used both in the development of new equiaxed nickel-based superalloys and in the improvement of known industrial compositions within the graded composition.

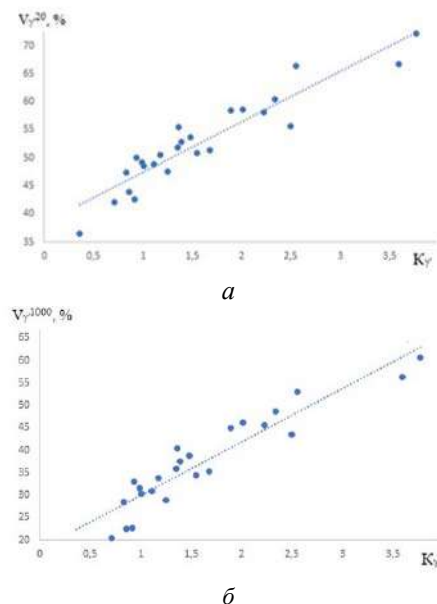


Fig. 3. Correlation dependences of the volume of the γ' – phase in equiaxed superalloys on the ratio of $K_{\gamma'}$ in their composition (a) – dependence of the volume of the phase at room temperature ($V_{\gamma'20}$, %) on the value of the ratio $K_{\gamma'}$; (b) – dependence of the volume of the γ' – phase at 1000 °C ($V_{\gamma'1000}$, %) on the value of the ratio $K_{\gamma'}$ (● – calculated values; ◆ – experimental values)

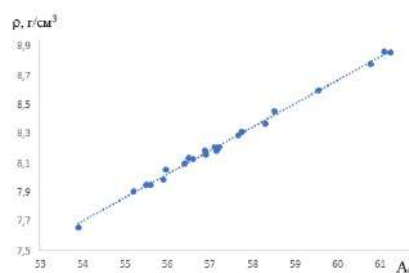


Fig. 4. Correlation dependence of the density of equiaxed superalloys on the atomic mass of the alloy. (● – calculated values; ◆ – experimental values)

References

1. Min, P.G., Sidorov, V.V., Vadeev, V.E. et al. Development of Corrosion and Heat-Resistant Nickel Alloys and their Production Technology with the Aim of Import Substitution. *Power Technol Eng* 54, 225–231 (2020). <https://doi.org/10.1007/s10749-020-01195-x>
2. Jarosz, K., Patel, K.V. & Özel, T. Mechanistic force modeling in finish face milling of additively manufactured Inconel 625 nickel-based alloy. *Int J Adv Manuf Technol* 111, 1535–1551 (2020). <https://doi.org/10.1007/s00170-020-06222-9>

3. Baharzadeh, E., Shamanian, M., Rafiei, M. et al. EBSD study of dissimilar transient liquid phase joining of duplex stainless steel SAF 2205 to nickel-based superalloy IN X-750. *Weld World* (2021). <https://doi.org/10.1007/s40194-020-01039-2>
4. Balitskii, O.A., Kolesnikov, V.O., Balitskii, A.I. et al. Hydrogen effect on the high-nickel surface steel properties during machining and wear with lubricants, *Archives of Materials Science and Engineering* 104/2 (2020) 49-57. DOI: <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.4894>
5. Kvasnytska, Y.H., Ivaskevych, L.M., Balytskyi, O.I. et al. High-Temperature Salt Corrosion of a Heat-Resistant Nickel Alloy. *Mater Sci* 56, 432–440 (2020). <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00447-5>
6. Yang, S., Yun, J. & Seok, CS. Rejuvenation of IN738LC gas-turbine blades using hot isostatic pressing and a series of heat treatments. *J Mech Sci Technol* 34, 4605–4611 (2020). <https://doi.org/10.1007/s12206-020-1018-2>
7. Kumar, S., Pandey, C. & Goyal, A. Role of dissimilar IN617 nickel alloy consumable on microstructural and mechanical behavior of P91 welds joint. *Archiv.Civ.Mech.Eng* 20, 99 (2020). <https://doi.org/10.1007/s43452-020-00104-3>
8. Balitskii, A.I., Ivaskevich, L.M. Assessment of Hydrogen Embrittlement in High-Alloy Chromium-Nickel Steels and Alloys in Hydrogen at High Pressures and Temperatures. *Strength Mater* 50, 880–887 (2018). <https://doi.org/10.1007/s11223-019-00035-2>
9. O.A. Glotka and S.V. Haiduk, Distribution of Elements in Carbides of Multicomponent Superalloys, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 42, No. 6: 869–884 (2020) (in Russian) <https://doi.org/10.15407/mfint.42.06.0869>
10. Wilson, A.S., Christofidou, K.A., Evans, A. et al. Comparison of Methods for Quantification of Topologically Close-Packed Phases in Ni-Based Superalloys. *Metall Mater Trans A* 50, 5925–5934 (2019). <https://doi.org/10.1007/s11661-019-05442-3>
11. B Schwarz, PJ Rossi, L Straßberger, F Jörg, SR Meka, E Bischoff Coherency strain and precipitation kinetics: Crystalline and amorphous nitride formation in ternary Fe–Ti/Cr/V–Si alloys, *Philosophical Magazine* 94 (27), 3098-3119, 9, 2014, <https://doi.org/10.1080/14786435.2014.952258>
12. B Schwarz, SR Meka, RE Schacherl, E Bischoff, EJ Mittemeijer, Nitriding of iron-based ternary Fe–V–Si alloy: The precipitation process of separate nitrides *Acta materialia* 76, 394-403, DOI: [10.1016/j.actamat.2014.05.017](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.05.017)
13. Jadav, J., Rajulapati, K.V., Bhanu Sankara Rao, K. et al. Effects of Strain Rate and Temperature on Tensile Properties, Deformation and Dynamic Strain Ageing Behavior of Ni-Base Superalloy Superni 263. *INAE Lett* 4, 241–250 (2019). <https://doi.org/10.1007/s41403-019-00083-9>
14. Chen, K., Rui, Sy., Wang, F. et al. Microstructure and homogenization process of as-cast GH4169D alloy for novel turbine disk. *Int J Miner Metall Mater* 26, 889–900 (2019). <https://doi.org/10.1007/s12613-019-1802-0>
15. Biroasca, S. Crystallographic Orientation Relationship with Geometrically Necessary Dislocation Accumulation During High-Temperature Deformation in RR1000 Nickel-Based Superalloy. *Metall Mater Trans A* 50, 534–539 (2019). <https://doi.org/10.1007/s11661-018-5036-y>
16. Seidel, A., Finaske, T., Straubel, A. et al. Additive Manufacturing of Powderly Ni-Based Superalloys Mar-M-247 and CM 247 LC in Hybrid Laser Metal Deposition. *Metall Mater Trans A* 49, 3812–3830 (2018). <https://doi.org/10.1007/s11661-018-4777-y>
17. M Akhlaghi, T Steiner, SR Meka, EJ Misfit-induced changes of lattice parameters in two-phase systems: coherent/incoherent precipitates in a matrix *Mittemeijer Journal of applied crystallography* 49 (1), 69-77, 2016 <https://doi.org/10.1107/S1600576715022608>
18. M Akhlaghi, M Jung, SR Meka, M Fonović, A Leineweber, EJ Mittemeijer Dependence of the nitriding rate of ferritic and austenitic substrates on the crystallographic orientation of surface grains; gaseous nitriding of Fe-Cr and Ni-Ti alloys *Philosophical Magazine* 95 (36), 4143-4160, 2015, <https://doi.org/10.1080/14786435.2015.1115906>
19. Hlotka, A.A., Haiduk, S.V. Prediction of the Thermodynamic Processes of Phase Separation in Single-Crystal Refractory Alloys Based on Nickel. *Mater Sci* 55, 878–883 (2020). <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00382-5>
20. Antonov, S., Chen, W., Huo, J. et al. MC Carbide Characterization in High Refractory Content Powder-Processed Ni-Based Superalloys. *Metall Mater Trans A* 49, 2340–2351 (2018). <https://doi.org/10.1007/s11661-018-4587-2>
21. Glotka O.A. Modelling the composition of carbides in nickel-based superalloys of directional crystallization. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* (2020) 102/1, 5–15. DOI: <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.6324>
22. Avila-Davila, E.O., Palacios-Pineda, L.M., Canto-Escajadillo, F.O. et al. Evaluation of Microstructural Deterioration for a Directionally Solidified Ni-Based Superalloy by X-ray Computed Tomography. *J. of Mater Eng and Perform* (2021). <https://doi.org/10.1007/s11665-020-05377-6>
23. Zhao, GD., Yang, GL., Liu, F. et al. Transformation Mechanism of ($\gamma + \gamma'$) and the Effect of Cooling Rate on the Final Solidification of U720Li Alloy. *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)* 30, 887–894 (2017). <https://doi.org/10.1007/s40195-017-0566-7>
24. Ha, J.W., Seong, B.S., Woo, W. et al. Effects of γ' Precipitation, Dislocation Density, and Grain Size on Stress-Relaxation Properties of INCONEL X-750 Helical Springs. *Metall Mater Trans A* 48, 3665–3674 (2017). <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4113-y>

Одержано 31.05.2021

Глотка О. А., Ольшанецкий В. Ю. Властивості жароміцних сплавів на основі нікелю рівновісної кристалізації

Метою роботи є отримання прогнозних регресійних моделей, за допомогою яких можна адекватно розрахувати механічні властивості жароміцних сплавів на основі нікелю рівновісної кристалізації без проведення попередніх експериментів.

Методи дослідження. Для пошуку закономірностей було обрано найновіший метод CALPHAD та проведено моделювання термодинамічних процесів фазової кристалізації.

Отримані результати. В результаті експериментальної обробки даних вперше було запропоновано співвідношення легувальних елементів $K\gamma'$, яке може бути використано для оцінки механічних властивостей з урахуванням комплексної дії основних компонентів сплаву. Встановлено закономірності впливу складу на властивості жароміцних нікелевих сплавів рівновісної кристалізації.

Наукова новизна. Показано, що для багатокомпонентних нікелевих систем можна з великою ймовірністю передбачити невідповідність кристалічних ґраток, що суттєво впливає на міцнісні характеристики сплавів цього класу. Показано перспективний та ефективний напрямок у вирішенні проблеми прогнозування основних характеристик жароміцних матеріалів на основі нікелю

Практичне значення. На основі інтегрованого підходу для багатокомпонентних жароміцних сплавів на основі нікелю отримані нові регресійні моделі, що дозволяють адекватно прогнозувати властивості за хімічним складом сплаву, що дало змогу вирішити проблему обчислювального прогнозування властивостей за хімічним складом сплаву.

Ключові слова: жароміцні сплави рівновісної кристалізації на основі нікелю, міцність, невідповідності (γ/γ' - невідповідність), термостійкість.

Глотка А. А., Ольшанецкий В. Ю. Свойства жаропрочных сплавов на основе никеля равноосной кристаллизации

Целью работы является получение прогнозных регрессионных моделей, с помощью которых можно адекватно рассчитать механические свойства жаропрочных сплавов на основе никеля равноосной кристаллизации без проведения предварительных экспериментов.

Методы исследования. Для поиска закономерностей был избран новейший метод CALPHAD и проведено моделирование термодинамических процессов фазовой кристаллизации.

Полученные результаты. В результате экспериментальной обработки данных впервые было предложено соотношение легирующих элементов $K\gamma'$, которое может быть использовано для оценки механических свойств с учетом комплексного действия основных компонентов сплава. Установлены закономерности влияния состава на свойства жаропрочных никелевых сплавов равноосной кристаллизации.

Научная новизна. Показано, что для многокомпонентных никелевых систем можно с большой вероятностью предположить несоответствие кристаллических решеток существенно влияет на прочностные характеристики сплавов этого класса. Показано перспективный и эффективный направление в решении проблемы прогнозирования основных характеристик жаропрочных материалов на основе никеля.

Практическое значение. На основе интегрированного подхода для многокомпонентных жаропрочных сплавов на основе никеля получены новые регрессионные модели, позволяющие адекватно прогнозировать свойства по химическому составу сплава, что позволило решить проблему вычислительного прогнозирования свойств по химическому составу сплава.

Ключевые слова: жаропрочные сплавы равноосной кристаллизации на основе никеля, прочность, несоответствия (γ/γ' - несоответствие, термостойкость).

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 621.316.13

Сидорчук О. М.

канд. техн. наук, старший дослідник, старший науковий співробітник, Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, м. Київ, Україна,
e-mail: sedorleg@ukr.net

ОДЕРЖАННЯ ТРУБНИХ ЗАГОТОВОК З МІДНО-НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ МНЖ 5-1 ПРИ ВИКОРИСТАННІ ІНСТРУМЕНТУ З ШТАМПОВОЇ СТАЛІ РЕГУЛЮВАННЯМ АУСТЕНІТНОГО ПЕРЕТВОРЕННЯ ПРИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

Мета роботи. *Виготовлення штампового інструменту зі сталі з регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації для підвищення рівня ресурсу експлуатації при гарячому деформуванні мідно-нікелевого сплаву.*

Методи дослідження. *Металографічний, високо-температурний рентгено-фазовий, та дилатометричний аналізи дослідної сталі.*

Одержані результати. *Представлений режим термічної обробки (неповний відпал) сталі 4Х3Н5М3Ф за температури 750 ± 20 °С, одержаної електрошлаковим переплавом, дало змогу одержати перліто-сорбітну структуру при твердості 33–34 HRC і, дозволило краще механічно обробляти різанням заготовки для виготовлення філь'єр-матриць для гарячого деформування мідного сплаву. Запропонований режим кінцевої термічної обробки (гартування 1030 ± 10 °С та відпуск 600 ± 5 °С) дослідженої сталі, дає можливість розігрівати матрицю в процесі експлуатації до температури 600 °С.*

Наукова новизна. *Термічна стійкість інструменту для гарячого деформування може бути значно підвищена при використанні сталі з регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації. Така сталь у вихідному стані має феритну основу, а при нагріві до температур експлуатації відбувається від α -Fe до γ -Fe перетворення і, у подальшому зберігається аустенітна структура на протязі усього періоду високотемпературної експлуатації штампового інструменту. Підтверджено, що штамповий інструмент зі сталі 4Х3Н5М3Ф при пресуванні мідно-нікелевого сплаву працює в інтервалі температур, що відповідають процесу аустенізації.*

Практична цінність. *Скорочено технологічну операцію, а саме термо-деформаційну обробку (ковку) зливків, одержаних електрошлаковим переплавом. Проведено дослідно-промислове випробування штампового інструменту сталі 4Х3Н5М3Ф при виготовленні трубних заготовок $\varnothing 67 \pm 0,1$ мм з мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ 5-1. В результаті дослідження на ВАТ «Артемівський завод по обробці кольорових металів та сплавів» (м. Бахмут, Донецька обл., Україна) за температури експлуатації 900–950 °С, матриці виготовленої зі сталі 4Х3Н5М3Ф (без деформації-кування) показали стійкість у три рази вищі, ніж матриці зі сталі 3Х3М3Ф, виготовлені на підприємстві.*

Ключові слова: *штампова сталь, склад, термічна обробка, твердість, властивості.*

Вступ

Вибір матеріалу штампових сталей на феритній основі, що використовують для пресування мідних труб з розігрівом матриць та експлуатаційними температурами вище 900 °С обумовлює швидкий знос інструмента. Звідси виникає потреба, вибору хімічного складу штампової сталі, яка повинна працювати в гомогенному аустенітному стані і, бути схильною до зміцнення у процесі експлуатації в режимі гарячого деформування. Виготовлення штампових сталей з вихідною феритною основою для роботи в аустенітному стані визначається положенням температур $\alpha \rightarrow \gamma$ – перетворення, оскільки розігрів інструмента у процесі експлуатації повинен забезпечити проходження такого перетворення при наступній тривалій роботі сталі в

аустенітному стані. Вибір сталі для матриць гарячого деформування мідних сплавів розглядалось раніше авторами [1–6]. Що було досягнуто істотне підвищення стійкості матриць в процесі експлуатації розігріву до температур 950 °С. Встановлено, що під дією високих температур та надання певного навантаження (тиску) кожному циклу пресування мідного сплаву, відбувається пластична деформація поверхневого шару інструмента. Накопичення такої деформації не зміцнює міцних характеристик властивостей штампової сталі з ОЦК граткою, але може здійснюватись при зміцненні сталей з ГЦК граткою. Тобто, у процесі роботи гарячого деформування, штампіві сталі повинні в аустенітному стані мати підвищену термічну стійкість.

Методи дослідження

Хімічний склад сталі відповідав маркуванню 4ХЗН5МЗФ: 0,40–0,44 % С; 2,80–3,00 % Cr; 4,70–5,50 % Ni; 2,44–2,60 % Mo; 1,34–1,36 % V; 0,34–0,35 % Si; 0,25–0,28 % Mn; 0,004–0,005 % S; 0,003–0,004 % P. Твердість штампової сталі після проведення термічної обробки визначали за методом Роквелла на приладі ТК-2 (ГОСТ 9013-73).

Викладення основного матеріалу

Доцільно використати технологію одержання зливків електрошлаковим переплавом при якому висока швидкість кристалізації переохолодженого розплаву надасть рівномірне розподілення дисперсної карбідної складової, що сприятиме у скороченні режиму термо-деформаційної обробки сталі. Так на підприємстві ПАТ «Рівненський науково-дослідний інститут технології машинобудування», (м. Рівне, Україна) були одержані зливки у формі (рис. 1а, б) з використанням технології електрошлакового переплаву. Розробку лігатури для до шихтовки базової сталі 3ХЗМЗФ, щоб одержати сталь заданим хімічним складом (4ХЗН5МЗФ) проводили в Інституті проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України.

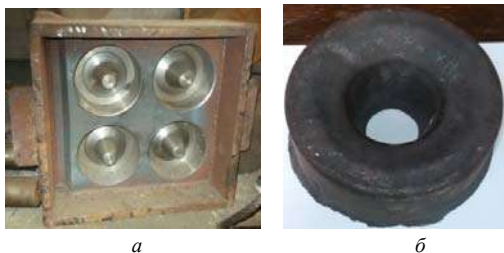


Рис. 1. Одержання зливків (сталь 4ХЗН5МЗФ) з використанням технології електрошлакового переплаву: а – форма (одержання чотирьох зливків); б – зливко масою 15 кг

В результаті дослідження методом електронної мікроскопії встановлено розподілення легуючих елементів хрому, молібдену, нікелю та ванадію по тілу зерен литої структури штампової сталі 4ХЗН5МЗФ [7]. Така структура та розподілення елементів виникла внаслідок високої швидкості кристалізації при підвищенні ступеню переохолодження розплаву. Такий процес призводить до виникнення значної кількості центрів кристалізації і, подавляє процес утворення карбідної евтектики грубої форми. Твердість одержаної штампової сталі зі зливка (рис. 1 б) становить 50–52 HRC [8]. Така висока твердість призводить до ускладнень при подальшій її механічній обробці. Тому, перед механічною обробкою необхідно проводити заходи по зменшенню її твердості. Це потребує розробки певного режиму відпалу заготовки. Непрямим підтвердженням високої твердості сталі у вихідному стані є наявність мартенситної структури з залишковим аустенітом [9]. Внаслідок високої дисперсності карбідної складової (мартенситної структури) литої штампової сталі, одержаної

електрошлаковим литтям та високої твердості одержаного матеріалу, маємо незадовільні властивості для подальшої механічної обробки. Виготовлення штампового інструмента потребує обробки заготовки різанням для надання необхідної форми та розмірів. Механічну обробку різанням деталей найкраще проводити при низькій твердості матеріалу, що дозволить застосовувати різальний інструмент, що забезпечить оптимальні режими різання. Розроблений для цієї сталі режим термічної обробки 4ХЗН5МЗФ (повний відпал та відпуск) [8], не є оптимальним для підготовки структури металу до механічної обробки різанням. Крім високої твердості матеріал має також несприятливу для різання структуру з пластинчастою карбідною складовою. Твердість після повного відпалу сталі по перетину заготовки перевищує 35 HRC. Як правило для конструкційної легованої до евтектоїдної сталі перед механічною обробкою твердість повинна становити менше 35 HRC. І тому, необхідно забезпечити в сталі перлітно-сорбідну структуру з зернистою карбідною складовою та заниженою твердістю до 35 HRC. На жаль проведення відпалу за температурою 860 °С напевне не забезпечує сфероїдизації карбідної складової. І тому, було встановлено критичні точки А1 та А3 досліджуваної сталі 4ХЗН5МЗФ, щоб забезпечити оптимальний режим термічної обробки (неповний відпал при температурі між критичними точками А1 та А3) [8]. Необхідно зауважити, що сфероїдизуючий відпал на практиці проводиться лише для за евтектоїдних легуваних інструментальних сталей з метою одержання сфероїдизуючої карбідної складової. В нашому випадку виникла необхідність провести сфероїдизуючий відпал для сталі 4ХЗН5МЗФ, одержаної електрошлаковим литтям. В роботі [8–11] було рекомендовано проводити відпал сталі за температурі 730–770 °С для проходження часткової перекристалізації. В залежності від розміру зразка (заготовки) штампової сталі 4ХЗН5МЗФ вибирається різний час ізотермічної витримки за температурі 750±20 °С. Так для заготовки типу матриці діаметром 170 мм загальна витримка повинна складати близько 5,5 год. Заготовки одержані електрошлаковим литтям, були піддані термічній обробці за режимом 750±20 °С (неповний відпал), рис. 2. Твердість сталі становила 33–34 HRC. Після цього заготовку механічно обробляли на станку 1К62, різцями з пластинами плаву Т15К6 з метою одержання матриць штампового інструмента.



Рис. 2. Заготовки (сталь 4ХЗН5МЗФ), одержані після термічної обробки (відпал 750±20 °С) та механічної обробки

Для одержання кінцевих властивостей сталі, механічно-оброблену заготовку (виготовленого інструменту) піддають гартуванню за температурою 1030 ± 10 °C та відпуску 600 ± 5 °C. Після цього твердість сталі становила 42 HRC [12].

На підприємстві ВАТ «Артемівський завод з обробки кольорових металів» (м. Бахмут, Донецька обл., Україна) використовують для штампового інструменту (філь'єри-матриці) сталь марки 3Х3М3Ф (ГОСТ 5950–2000). Така сталь застосовується для виготовлення матриць для гарячого деформування на кривошипних пресах та горизонтально-кувальних машинах. Як правило дрібний інструмент з цієї сталі у процесі роботи піддається інтенсивному охолодженню. Також вона використовується для виготовлення прес-форм для лиття під тиском мідних сплавів. На цьому підприємстві було проведено дослідно-промислове випробування штампового інструменту (матриць) (рис. 3) з литої сталі 4Х3Н5М3Ф при гарячому деформуванні мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ 5-1 (аналог С70400, США) за температури 900–950 °C (виготовлення трубних заготовок діаметром $\varnothing 67 \pm 0,1$ мм). Матрицю (сталь 4Х3Н5М3Ф) нагрівали до температури 350 °C та 600 °C, а в процесі експлуатації температура її робочої частини в отворі (матриці), розігрівалось за температури вище 900 °C, де були відпресовані трубні заготовки.

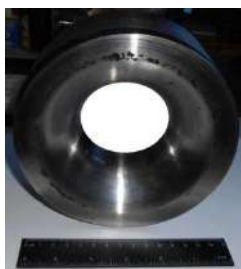


Рис. 3. Штамповий інструмент (філь'єри-матриці) з литої сталі 4Х3Н5М3Ф після гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ 5-1

У роботі [9] було показано, що досліджена сталь (4Х3Н5М3Ф) працює в процесі аустенізації (рис. 4), що характеризується як сталь з регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації. Твердість сталі (філь'єри-матриці) після експлуатації становила 31,5 HRC. Порівняльна характеристика матриць для гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву МНЖ 5-1 при виготовленні трубних заготовок показала, що використання литої сталі марки 4Х3Н5М3Ф продемонструвало підвищену у три рази ресурс експлуатації, у порівнянні зі сталлю марки 3Х3М3Ф, яка використовувалась раніше на підприємстві. Крім того, стійкість матриці зі сталі з РАПЕ підвищилася у п'ять (або шість), після проведення механічної обробки – переточки на більший отвір та термічної обробки (гартування та відпуску). Для матриці зі сталі з РАПЕ різке підняття температури вище 850 °C (критична точка АС3) не

виникали появи дефектів, а саме розгарних тріщин.

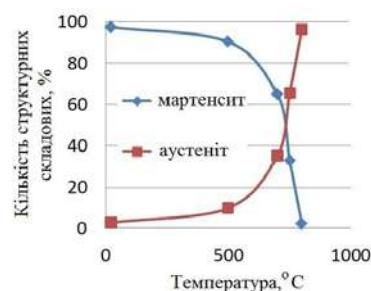


Рис. 4. Зміна кількості аустенітної і мартенітної складових, розрахованих за Рітвельдовою методикою, від температури в загартованій сталі 4Х3Н5М3Ф [9]

Висновок

Використанням технології електрошлакового переплаву, дає можливість скоротити енергоємну технологічну операцію (ковку), оскільки при високої швидкості кристалізації розплаву не сприяє утворенню карбідної евтектики грубої форми. Проводячи неповний відпал сталі 4Х3Н5М3Ф за температури 750 ± 20 °C, дозволяє покращити механічну обробку різанням заготовки (одержаної електрошлаковим переплавом) при виготовленні штампового інструменту. В результаті проведення дослідно-промислових випробувань філь'єр-матриць з дослідженої литої сталі (4Х3Н5М3Ф), встановлено, що за температури експлуатації 900–950 °C при отриманні трубних заготовок з мідно-нікелевого сплаву, ресурс експлуатації у три рази був вищий, ніж у філь'єр-матриць штампового інструменту зі сталі 3Х3М3Ф.

Список літератури

1. Озерский А. Д. О выборе стали для матриц горячего прессования медных сплавов / Озерский А. Д., Кругляков А. А., Данилов А. Н. // Цветные металлы. – 1981. – № 8. – С. 83–84.
2. Озерський А. Д., Кругляков А. А. Упрочнение стали ЭП930 для матриц горячего прессования медных сплавов // Цветные металлы. – 1984. – № 10. – С. 76–78.
3. Позняк Л. А. Инструментальные стали. – К. : Наук. думка, 1996. – С. 333–341.
4. Перепьолкіна М. М. Вибір ефективного легування нових штампових сталей з аустенітним перетворенням при експлуатації / М. М. Перепьолкіна, В. Я. Грабовский // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2016. – Т. 1. – С. 11–15.
5. Лебедева Н. В. Повышение стойкости инструмента для прессования труднодеформируемых цветных сплавов из сталей с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации : автореф. дис. на соискание уч. степени канд. техн. наук: спец. 05.02.01 «Материаловедение (машиностроение)» / Н. В. Лебедева. – СПб., 2005. – 18 с.

6. Лебедева Н. В. Современные штамповые стали для горячего деформирования / Лебедева Н. В. // Балтийские металлы. – 2003. – № 1. – С. 7–9.

7. Литая сталь з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації, одержана електрошлаковим переплавом / Сидорчук О. М., Мамонова А. А., Лук'янчук В. В. и др. // Успіхи матеріалознавства. – № 1. – 2020. – С. 77–85.

8. Сидорчук О. М. Фазово-структурний стан сталі 4X3H5M3Ф в процесі перекристалізації. Современные проблемы физического материаловедения / Сидорчук О. М. – Вып. 22, – К., 2013. – С. 186–188.

9. Структура та властивості загартованої сталі 40X3H5M3Ф, одержаної електрошлаковим перетопленням за високих температур / Гогаєв К. О., Сидорчук О. М., Радченко О. К. и др. // Металлофизика и новейшие технологии. – 2015. – № 12. – С. 1653–1661.

10. Штампова сталь для горячего деформирования з регульованим аустенітним перетворенням, одержана електрошлаковим литтям / Мамонова А. А., Коваль О. Ю., Лук'янчук В. В. // Металознавство та обробка металів. – 2014. – № 1. – С. 40–45.

11. Спосіб термічної обробки сталі для горячего пресування / Гогаєв К. О., Сидорчук О. М., Радченко О. К. // Патент, № 94746, Україна UA, МПК (2014.01) C21 D 8/00. – 25.11.2014 р.

12. Дослідження режимів термічної обробки штампової сталі 4X3H5M3Ф / Гогаєв К. О., Сидорчук О. М., Радченко О. К. // Современные проблемы физического материаловедения. Труды института проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины. Серия «Физико-химические основы технологии порошковых материалов». – Вып. 25. – К. – 2016. – С. 105–108.

Одержано 19.04.2021

Сидорчук О. Н. Получение трубных заготовок из медно-никелевого сплава МНЖ 5-1 при использовании инструмента с штамповой стали регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации

Цель работы. Изготовление штампового инструмента из стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации для повышения уровня ресурса эксплуатации при горячем деформировании медно-никелевого сплава.

Методы исследования. Металлографический, высоко-температурный рентгено-фазовый и dilatометричный анализы исследовательской стали.

Полученные результаты. Представлен режим термической обработки (неполный отжиг) стали 4X3H5M3Ф при температуре 750 ± 20 °С, полученной электрошлаковым переплавом, позволило получить перлитно-сорбитную структуру при твердости 33–34 HRC и позволило лучше механически обрабатывать резанием заготовки для изготовления фильеры-матрицы для горячего деформирования медного сплава. Предложенный режим конечной термической обработки (закалка 1030 ± 10 °С и отпуск 600 ± 5 °С) исследованной стали, дает возможность разогреть матрицу в процессе эксплуатации до температуры 600 °С.

Научная новизна. Термическая стойкость инструмента для горячего деформирования может быть значительно повышена при использовании стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации. Такая сталь в исходном состоянии имеет ферритную основу, а при нагревании до температур эксплуатации происходит от α -Fe в γ -Fe преобразование и, в дальнейшем сохраняется аустенитная структура на протяжении всего периода высокотемпературной эксплуатации штампового инструмента. Подтверждено, что штамповый инструмент из стали 4X3H5M3Ф при прессовании медно-никелевого сплава работает в интервале температур, соответствующих процессу аустенизации.

Практическая ценность. Сокращенно технологическую операцию, а именно термо-деформационную обработку (ковку) слитков, полученных электрошлаковым переплавом. Проведены опытно-промышленные испытания штампового инструмента стали 4X3H5M3Ф при изготовлении трубных заготовок $\varnothing 67 \pm 0,1$ мм из медно-никелевого сплава марки МНЖ 5-1. В результате исследования на ОАО «Артемовский завод по обработке цветных металлов и сплавов» (г. Бахмут, Донецкая обл., Украина) при температуре эксплуатации 900–950 °С, матрицы изготовленной из стали 4X3H5M3Ф (без деформации-ковки) показали устойчивость в три раза выше, чем матрицы из стали 3X3M3Ф, изготовленные на предприятии.

Ключевые слова: штамповая сталь, состав, термическая обработка, твердость, свойства.

Sydorchuk O. Obtaining tube blanks from copper-nickel alloy МНЖ 5-1 when using a tool made of die steel adjustable austenitic transformation during operation

Purpose. Production of die tool from steel with regulation of austenitic transformation during operation to increase the level of service life during hot deformation of copper-nickel alloy.

Research methods. Metallographic, high-temperature X-ray phase and dilatometric analyzes of research steel.

Results. The mode of heat treatment (incomplete annealing) of steel 4X3H5M3Ф at a temperature of 750 ± 20 °С,

obtained by electroslag remelting, allowed to obtain a perlite-sorbitol structure at a hardness of 33–34 HRC and allowed better machining by cutting the workpiece alloy. The proposed mode of final heat treatment (hardening 1030 ± 10 °C and tempering 600 ± 5 °C) of the investigated steel, makes it possible to heat the matrix during operation to a temperature of 600 °C.

Scientific novelty. The thermal stability of the tool for hot deformation can be significantly increased when using steel with adjustable austenitic transformation during operation. Such steel in the initial state has a ferrite base, and when heated to operating temperatures occurs from α -Fe to γ -Fe conversion and, subsequently, the austenitic structure is preserved throughout the period of high-temperature operation of the stamping tool. It is confirmed that the stamping tool made of steel 4X3H5M3 Φ when pressing a copper-nickel alloy works in the temperature range corresponding to the austenitization process.

Practical value. Abbreviated technological operation, namely thermo-deformation processing (forging) of ingots obtained by electroslag remelting. Experimental-industrial tests of the die tool of steel 4X3H5M3 Φ in the manufacture of tube blanks of $\varnothing 67 \pm 0,1$ mm from a copper-nickel alloy of the MHЖ 5-1 brand are carried out. As a result of research “Artemovsk plant for processing of non-ferrous metals and alloys” (Bakhmut, Donetsk region, Ukraine) at an operating temperature of 900–950 °C, matrices made of steel 4X3H5M3 Φ (without deformation-forging) showed stability in three times higher than the matrices from steel 3X3M3 Φ made at the enterprise.

Key words: die steel, composition, heat treatment, hardness, properties.

УДК 669.15.74.-194-15.669.17

- Малинов Л. С. д-р техн. наук, профессор, профессор кафедры «Материаловедение и перспективные технологии» ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь, e-mail: malinov_l_s@pstu.edu
- Малинов В. Л. д-р техн. наук, ПИИ ООО «Бюро Веритас Украина», г. Мариуполь, e-mail: malinov.v.l@gmail.com
- Бурова Д. В. канд. техн. наук, ст. препод. кафедры «Материаловедение и перспективные технологии» ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь, e-mail: burovadasha1990@gmail.com

ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ ЭКОЛОГИЧНЫМ СПОСОБОМ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ И СТУПЕНЧАТОЙ ЗАКАЛКИ

Актуальность работы. Повышение механических свойств сталей позволяет увеличить эксплуатационную стойкость деталей машин, что является важной задачей материаловедения. Одним из перспективных направлений в ее решении является получение у них многофазной структуры, одной из основных составляющих которой является метастабильный аустенит, претерпевающий при нагружении динамическое деформационное мартенситное превращение (ДДМП)-эффект самозакалки при нагружении (СЗН). Способами, обеспечивающее требуемую структуру, являются изотермическая и ступенчатая закалка. Однако в настоящее время при их проведении для охлаждения аустенитизации и выдержки при постоянной температуре используются неэкологичные вещества: нагретое масло, расплавы солей или щелочей. В связи с этим актуальной проблемой является их исключение из технологического процесса. В работе на ряде сталей показана возможность решения этой проблемы.

Цель работы – показать возможность повышения механических свойств исследованных сталей 30ХГСА, 38ХС, 45Г, 40ХН, 10Г12, 60Х18 применением рациональных режимов экологичного способа закалки сталей (изотермической – для низколегированных и ступенчатой – для высоколегированных) за счет получения в их структуре наряду с другими составляющими метастабильного остаточного аустенита и реализации эффекта СЗН.

Методы исследования. Образцы исследованных сталей после аустенитизации (в ряде случаев с выдержкой в межкритическом интервале температур – МКИТ) охлаждались в воде до температуры образования нижнего бейнита (изотермическая закалка) или стабилизации переохлажденного аустенита к мартенситному превращению при охлаждении (ступенчатая закалка), после чего выдерживались в печи, и охлаждались на воздухе до комнатной температуры. Применялись дюротрический, металлографический и рентгеновский методы исследования. Определялись механические свойства при растяжении и ударная вязкость. Эти свойства сравнивались с полученными у исследуемых сталей после типовой термообработки, включающей закалку в масле и отпуск.

Результаты. Показано, что изотермическая и ступенчатая закалка исследованных сталей без использования неэкологичных веществ, проведенная по рациональным режимам, позволяет повысить механические свойства по сравнению с их уровнем после обычно применяемой закалки в масле (пожароопасно, пары канцерогенны), и отпуска. Это достигается получением многофазной структуры с метастабильным аустенитом.

Научная новизна. Предложено для повышения механических свойств исследованных сталей получать у них многофазную структуру с метастабильным аустенитом проведением изотермической и ступенчатой закалки экологичным способом без использования нагретого масла, расплавов солей или щелочей.

Практическая ценность. Для исследованных сталей определены режимы изотермической и ступенчатой закалки экологичным способом, позволяющие повысить механические свойства по сравнению с уровнем, достигаемым закалкой и отпуском. При этом в отличие от аналогичного типового способа закалки исключены затраты на приобретение солей или щелочей, их утилизацию, промывку изделий от них. По сравнению с закалкой и отпуском новый способ не требует применения масла и отпуска. Последнее улучшает экологию и снижает энергозатраты при термообработке.

Ключевые слова: экологичный способ закалки, мартенсит, нижний бейнит, карбиды, метастабильный остаточный аустенит, самозакалка при нагружении, механические свойства.

Введение

Экологичность и энергосбережение технологи-

ческих процессов являются важными требованиями к ним. Добиться этого при закалке конструкционных

легированных сталей можно, исключив применение при ее проведении неэкологичных закалочных сред (масла, расплавов солей, щелочей). Снизить энергозатраты при термообработке позволяет исключение отпуска, применяемого после закалки. Однако это можно осуществить только в том случае, если после закалки будет получена соответствующая структура, обеспечивающая требуемый уровень механических свойств.

В работе [1] предложено и получило дальнейшее развитие [2–4] перспективное инновационное научно-прикладное направление по получению в сплавах на железной основе многофазной структуры (мартенсит, бейнит, феррит, карбиды, карбонитриды и другие фазы, а также их разнообразные сочетания), одной из основных составляющих которых является метастабильный аустенит, претерпевающий ДДМП при нагружении. Для получения наиболее высокого уровня свойств количеством и стабильностью аустенита необходимо управлять с учетом исходных химического, фазового состава и условий нагружения. При этом важно также использовать сочетание различных известных механизмов упрочнения и сопротивления разрушению (дислокационный, зернограничный, субзеренный и др.) [1]. Этому направлению положили начало работы И. Н. Богачева и Р. И. Минца в середине прошлого века, предложивших в сплавах на основе железа, меди и титана получать метастабильные твердые растворы, претерпевающие в процессе испытаний механических свойств или эксплуатации мартенситные превращения [5, 6]. Это принципиально отличалось от общепринятого их использования при проведении упрочняющих обработок сплавов на стадии изготовления изделий. Указанные работы явились основой создания современных материалов различного назначения с метастабильной структурой, способной под влиянием внешних воздействий к самоорганизации (самотрансформации) [7], что позволяет им иметь свойства существенно более высокие, чем обычно достигаемые в настоящее время.

Анализ публикаций по теме работы

Большинство исследований сплавов на железной основе посвящено разработке или изучению высоколегированных и среднелегированных сталей, а также чугунов с метастабильным аустенитом, в том числе полученным закалкой с повышенных температур [8–11]. Однако разнообразным технологиям получения метастабильного аустенита в структуре сплавов, уделяется еще недостаточное внимание. Между тем, в работах [1–4] метастабильный аустенит, получаемый применением разнообразных технологий в структуре сплавов наряду с другими составляющими, рассматривается как важнейший внутренний ресурс сплавов, смартструктура [12], позволяющая им адаптироваться, к внешним нагрузкам [13], существенно повышать свои свойства и сопротивление к разрушению в процессе испытаний свойств или эксплуатации. Это открывает широкие возможности в ресурсо- и энергосбережении за счет получения в структуре применяе-

мых в промышленности сталей и чугунов метастабильного аустенита.

Одними из способов термообработки, обеспечивающих получение в структуре сталей наряду с другими составляющими метастабильного аустенита в структуре, регулирования его количества и стабильности по отношению к ДДМП для его оптимизации применительно к условиям нагружения и получения повышенного уровня механических свойств, являются изотермическая и ступенчатая закалка. Однако они в настоящее время проводятся с применением для охлаждения и выдержки неэкологичных веществ масла, расплавов солей или щелочей [14]. На их приобретение, утилизацию, промывку от них изделий требуются дополнительные затраты. В связи с этим предложен экологичный способ изотермической и ступенчатой закалки, позволяющий получать в структуре сталей метастабильный аустенит и за счет этого повышать их механические свойства [15]. Его принципиальным отличием от применяемого аналогичного способа является то, что после аустенитизации (в ряде случаев в МКИТ), охлаждение и выдержка проводятся по схеме вода-печь.

Однако этот вопрос еще мало изучен, в связи с чем целесообразно дальнейшее исследование структуры и свойств различных конструкционных сталей с целью отработки рациональных режимов изотермической и ступенчатой закалки по новому способу, обеспечивающему экологичность, экономичность и получение хорошего сочетания механических свойств.

Методы и материалы

Объектом исследований являлись стали 30ХГСА, 38ХС, 45Г, 40ХН, 10Г12, 60Х18, химический состав которых и критические точки A_{c1} и A_{c3} приведены в табл. 1.

Выбор среднеуглеродистых низколегированных сталей обусловлен тем, что для них применяется чаще всего улучшение, реже – изотермическая закалка в расплаве солей или щелочей. Для высоколегированных сталей 10Г12 и 60Х18, относящихся к мартенситному классу, типовой термообработкой является закалка (10Г12) или закалка с низким отпуском (60Х18). В работе исследовалось влияние ступенчатой закалки этих сталей по новому экологичному способу на структуру, фазовый состав и механические свойства. Особенностью изотермической закалки в данной работе являлось также и то, что в отличие от общепринятого способа, аустенитизация проводилась не только при типовых температурах, но и с выдержкой в МКИТ. При проведении закалки образцов исследованных сталей с охлаждением и выдержкой по схеме вода-печь их охлаждение осуществлялось до требуемой температуры изотермы по времени, определенному на образцах-свидетелях с зачеченными в их центре термодатчиками. Применялись дюрметрический, металлографический методы исследования, а также рентгеновский фазовый анализ с использованием дифрактометра ДРОН-4.

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджуваних сталей, мас. %

| Марка сталі | Содержание элементов, мас. % | | | | | | | Критические точки, °С | |
|-------------|------------------------------|------|-------|-------|------|-------|-------|-----------------------|-----------------|
| | C | Si | Mn | Cr | Ni | P | S | Ac ₁ | Ac ₃ |
| 30ХГСА | 0,33 | 0,92 | 0,96 | 0,96 | 0,05 | 0,012 | 0,014 | 760 | 830 |
| 38ХС | 0,39 | 1,28 | 0,39 | 1,38 | 0,23 | 0,024 | 0,017 | 763 | 810 |
| 40Г | 0,38 | 0,22 | 0,80 | 0,30 | 0,20 | 0,021 | 0,013 | 723 | 785 |
| 40ХН | 0,37 | 0,21 | 0,50 | 0,62 | 1,10 | 0,025 | 0,020 | 735 | 778 |
| 10Г12 | 0,12 | 0,23 | 11,44 | 0,20 | 0,20 | 0,021 | 0,018 | 490 | 610 |
| 60Х18 | 0,56 | 0,24 | 0,40 | 17,60 | 0,30 | 0,026 | 0,016 | * | * |

Примечание. * – не приведены, т. к. аустенитизация проводилась при типовой температуре.

Результаты исследований и их обсуждение

Рассмотрим влияние изотермической закалки стали 30ХГСА по новому способу из МКИТ (нагрев на 790 °С, 30 мин, охлаждение в воде до 350 °С, выдержка 60 мин, охлаждение на воздухе) на ее микроструктуру (рис. 1).



Рис. 1. Микроструктура стали 30ХГСА после изотермической закалки из МКИТ: нагрев на 790 °С, выдержка 30 мин, охлаждение до 300 °С, выдержка 60 мин, охлаждение на воздухе, ×500

Она включает, нижний бейнит (основа), феррит (~ 15 %) и аустенит (~ 15 %). Электронномикроскопические исследования стали 30ХГСА после изотермической закалки по новому способу показали, что нижний бейнит имеет речное строение с малой плотностью дислокаций внутри реек по сравнению с речным мартенситом (рис. 2а) [16]. Это должно обеспечить их высокую подвижность при нагружении и, соответственно, пластичность стали.

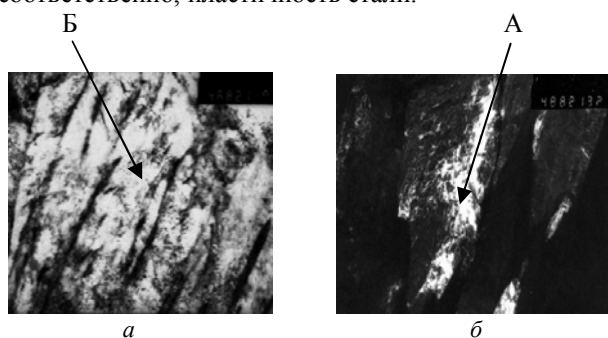


Рис. 2. Электронномикроскопическая структура стали 30ХГСА после изотермической закалки нагрев на 790 °С, 30 мин, охлаждение до 350 °С, выдержка 60 мин, охлаждение на воздухе, × 15000: а - в светлопольном отражении; б - в темнопольном отражении

По границам реек нижнего бейнита располагается-

ся остаточный аустенит, который обнаруживается в темнопольном отражении (рис 2б). Его образование связано с тем, что при выдержке в МКИТ происходит обогащение аустенита углеродом и марганцем. Кроме того, при образовании бейнита имеет место отщеснение углерода в прилегающие участки аустенита, что повышает его стабильность и позволяет ему сохраниться при комнатной температуре. Другие исследованные среднеуглеродистые низколегированные стали после изотермической закалки по указанному выше режиму имеют аналогичную структуру.

Механические свойства исследованных сталей после различных режимов термообработки приведены в сравнении с улучшением по типовой технологии в табл. 2. По сравнению с улучшению по типовой технологии (табл. 2, 1–4, 1) изотермическая закалка из МКИТ по рациональному режиму (нагрев на 790 °С, выдержка 60 мин, охлаждение в воде до 350 °С, выдержка при этой температуре 60 мин, охлаждение на воздухе до комнатной температуры) обеспечивает более высокий уровень механических свойств (табл. 2, 1–4, 2). Особенно высок уровень пластичности ($\delta = 25 \%$, $\psi = 67 \%$) и ударной вязкости ($KCU = 1,8 \text{ МДж/м}^2$).

Согласно данным рентгеновского анализа, при нагружении в процессе испытаний образцов остаточный аустенит претерпевает динамическое деформационное мартенситное превращение (ДДМП), и в участке вблизи зоны разрушения он отсутствует. Следствием этого является повышение пластичности и ударной вязкости (ПНП-эффект) [17]. Не исключено, что этому также способствует повышенная пластичность самого бейнита и присутствие в структуре ~15 % феррита, равномерно распределенного в структуре в виде зерен размером $10\text{--}20 \cdot 10^{-6} \text{ м}$, очищенного от углерода и азота, перешедших в аустенит при выдержке в МКИТ. Данные, подтверждающие достижение после изотермической закалки с нагревом в МКИТ повышенной пластичности и ударной вязкости по сравнению с улучшением по типовому режиму, также получены у сталей 38ХС, 45Г, 40ХН (табл. 2). Необходимым условием их получения является создание микронеоднородной структуры, сочетающей нижний бейнит, феррит и остаточный метастабильный аустенит при оптимальных их соотношениях и степени стабильности последнего по отношению к ДДМП.

Таблица 2 – Механические свойства сталей 30ХГСА (1), 38ХС (2), 45Г (3), 40ХН (4) после различных режимов термообработки

| Сталь | Термообработка | σ_B , МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | δ , % | ψ , % | KCU, МДж/м ² |
|-------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|------------------|----------------------|--------------|------------|-------------------------|
| 1. | 1. Нагр. 880 °С, выдерж. 10 мин, охл. в масле, отп. 540 °С, 60 мин, охл. в масле | 860 | 1120 | 10 | 43 | 0,5 |
| | 2. Нагр. 790 °С, выдерж. 30 мин, охл. в воде до 350 °С, из. выдерж. 60 мин, охл. на воздухе | 1030 | 1160 | 25 | 67 | 1,8 |
| | 3. Нагр. 790 °С, выдерж. 60 мин, нагр. 880 °С, выд. 3 мин, охл. в воде до 350 °С, из. выд. 30 мин, охл. на воздухе | 1210 | 1310 | 16 | 59 | 1,5 |
| 2. | 1. Нагр. 900 °С, выдерж. 10 мин, охл. в масле, отп. 630 °С, 60 мин, охл. в масле. | 770 | 970 | 11 | 53 | 0,7 |
| | 2. Нагр. 780 °С, 60 мин, охл. в воде до 350 °С, из. выд. 30 мин, охл. на возд. | 900 | 1070 | 21 | 60 | 1,3 |
| | 3. Нагр. 790 °С, выдерж. 60 мин, нагр. 900 °С, выд. 3 мин, охл. в воде до 350 °С, из. выд. 30 мин, охл. на возд. | 1240 | 1490 | 15 | 55 | 1,1 |
| 3. | 1. Нагр. 880 °С, 20 мин, охл в масле, отп. 550 °С, 60 мин, охл в масле | 806 | 915 | 12 | 47 | 0,6 |
| | 2. Нагр. 760 °С, 60 мин, охл. в воде до 350 °С, из. выд. 30 мин, охл. на возд. | 820 | 949 | 24 | 62 | 1,4 |
| 4. | 1. Нагр. 820 °С, 20 мин, охл. в масле, отп. 530, 60 мин, охл в масле. | 810 | 1005 | 11 | 45 | 0,7 |
| | 2. Нагр. 770 °С, 20 мин, охл. в воде до 350 °С, из. выд. 60 мин, охл. на возд. | 887 | 997 | 16 | 60 | 1,0 |

В структуре может присутствовать небольшое количество карбидов, не растворившихся при нагреве в МКИТ.

Применение изотермической закалки с предварительным нагревом и выдержкой в МКИТ, последующей кратковременной аустенитизацией, сохраняющей неоднородность химического состава, аустенита, полученную при выдержке в МКИТ, а также исключение феррита из структуры стали после закалки, позволило получить у сталей 30ХГСА и 38ХС повышенные прочностные свойства, пластичность и ударную вязкость (табл. 2, (1, 2), 3).

Эти свойства значительно превышают их уровень после улучшения. Такая термообработка дает возможность дополнительно измельчить зерно, сохранить в структуре метастабильный аустенит и исключить из структуры феррит [1–4]. Изменяя режимы изотермической закалки исследованных сталей, можно у них в широких пределах варьировать соотношения структурных составляющих и, соответственно, механические свойства.

Ступенчатая закалка по новому способу использована для повышения механических свойств стали 10Г12 (табл. 3) [18].

После обычной закалки в воде с 800 °С эта сталь имела трехфазную структуру (α -мартенсит ~ 55 %, ϵ -мартенсит ~ 15 %, γ -фаза ~ 30 %). Ее прочностные свойства соответствовали уровню среднеуглеродистых низколегированных сталей после улучшения ($\sigma_{0,2}$ = 850 МПа, σ_B = 1200 МПа). Однако пластичность и ударная вязкость были существенно ниже, чем у них (δ = 7 %, ψ = 9 %, KCU = 0,25 МДж/м²).

Таблица 3 – Механические свойства стали 10Г12 после ступенчатой закалки с различных температур в воде и выдержки при 400 °С 60 мин

| Температура, t, °С | HRC | $\sigma_{0,2}$, МПа | σ_B , МПа | δ , % | ψ , % | KCU, МДж/м ² |
|--------------------|-----|----------------------|------------------|--------------|------------|-------------------------|
| 700 | 41 | 880 | 1220 | 14 | 4 5 | 0,60 |
| 800 | 40 | 1030 | 1400 | 14 | 4 0 | 0,65 |
| 900 | 39 | 810 | 1280 | 14 | 2 5 | 0,45 |

Это объясняется слишком интенсивным образованием α -мартенсита деформации при испытаниях механических свойств, о чем свидетельствует большая разница между уровнями предела текучести и временного сопротивления [1–4]. В этом случае повысить пластичность и ударную вязкость стали (табл. 3) возможно за счет стабилизации аустенита по отношению к ДДМП, которая в наибольшей степени проявляется после термообработки с выдержкой при 400 °С в результате закрепления дислокаций атомами внедрения. Наиболее хорошее сочетание механических свойств получено после ступенчатой закалки с 800 °С и выдержке при 400 °С 60 мин [17]. Рассмотренный в работе способ ступенчатой закалки без применения расплавов может быть реализован с выдержкой, как ниже, так и выше точки Mn. при этом в ряде случаев отпуск не требуется.

Ступенчатая закалка оказалась эффективной для повышения механических свойств стали 60Х18 [19].

После типовой термообработки, включающей закалку с 1050 °С в масло и отпуск при температуре 200 °С, 60 мин получен следующий уровень механических свойств стали: $\sigma_{0,2} = 1210$ МПа, $\sigma_b = 1471$ МПа, $\delta = 4\%$, $\psi = 8\%$.

Ступенчатой закалка стали 60X18 с 1050 °С, охлаждением в воде до 350 °С и выдержкой при ней 90 мин позволяет получить существенно более высокий уровень механических свойств: $\sigma_{0,2} = 1516$ МПа, $\sigma_b = 1580$ МПа, $\delta = 16\%$.

Для реализации рассматриваемого способ могут быть использованы имеющиеся на предприятиях источники нагрева и устройства для охлаждения, закаочно-отпускные агрегаты, оборудование, оснащенное кроме нагревательных устройств, камерами душирования, спрейерного или водовоздушного охлаждения. Способ охлаждения зависит также от устойчивости переохлажденного аустенита к образованию ферритно-карбидной смеси.

Выводы

1. Изотермическая или ступенчатая закалка исследованных сталей с охлаждением после аустенитизации и выдержкой при температуре изотермы по схеме вода-печь является альтернативой широко применяемому в промышленности аналогичному способу, в котором используются нагретое масло неэкологичные расплавы солей или щелочей, а также способу, включающему закалку в масле и отпуск.

2. Изотермическая закалка среднеуглеродистых низколегированных сталей по новому способу с выдержкой в МКИТ позволяет получить при требуемом или более высоком уровне прочностных свойств высокую пластичность и ударную вязкость, не достижимые улучшением, широко применяемым в промышленности. Кратковременная аустенитизация после выдержки в МКИТ дополнительно обеспечивает увеличение прочностных свойств, при сохранении повышенной пластичности.

3. Экологичная ступенчатая закалка высоколегированных сталей мартенситного класса по рациональным режимам повышает прочностные и пластические свойства по сравнению уровнем после закалки (сталь 10Г12), закалки и отпуска (сталь 60X18).

4. Повышение свойств исследованных сталей после изотермической и ступенчатой закалки по новому способу достигается получением у сталей многофазной структуры, в которой наряду с другими составляющими присутствует метастабильный остаточный аустенит, количество и степень стабильности которого оптимальны применительно к конкретным условиям нагружения.

5. В результате изотермической и ступенчатой закалки без использования масла, расплавов солей или щелочей обеспечивается ресурсосбережение и экологичность технологического процесса.

Список литературы

1. Малинов Л. С. Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мар-

тенситных превращений : дис. ... докт. техн. наук: 05.16.01 / Малинов Леонид Соломонович. – Екатеринбург : УПИ, 1992. – 381 с.

2. Малинов Л. С. Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2007. – 352 с.

3. Малинов Л. С. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Мариуполь : Рената, 2009. – 567с.

4. Малинов Л. С. Энерго- и ресурсосберегающие технологии термообработки конструкционных сталей с выдержкой в межкритическом интервале температур: монография / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов, Д. В. Бурова. – Мариуполь: ПГТУ, 2020. – 232 с.

5. Богачев И. Н. Кавитационное разрушение углеродистых сплавов / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. - М. : Машгиз, 1959. - 110 с.

6. Богачев И. Н. Повышение кавитационно-эрозионной стойкости деталей машин М.: Машиностроение, 1964. - 145 с.

7. Прусаков Б. А. Проблемы материалов в XXI веке (обзор) / Б. А. Прусаков // МиТОМ. – 2001. – № 1. – С. 3–5.

8. Филиппов М. А. Стали с метастабильным аустенитом / М. А. Филиппов, В. С. Литвинов, Ю. Р. Немировский. – М. : Металлургия, 1988. – 256 с.

9. Попов В.С. Металловедческие аспекты износостойкости сталей и сплавов / В.С Попов, Н.Н. Брыков. – 3.: ВПК Запоріжжя, 1996. – 180 с.

10. Чейлях А.П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологи / А.П. Чейлях. - Мариуполь: ПГТУ. -2009. – 483 с.

11. Брыков М. Н. Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании / М. Н. Брыков, В. Г. Ефременко, А. В. Ефременко – Херсон : Гринь Д.С., 2014. – 364 с.

12. Малинов Л. С. Метастабильный аустенит - смартструктура, обеспечивающая сплавам самозащиту от разрушения / Л.С. Малинов // Університетська наука. – 2020 : тези доп. Міжнар. науково-техн. конф. (Маріуполь, 20–21 травня 2020 р.) : т. 1 / ДВНЗ «ПДТУ». – Маріуполь: ПДТУ, 2020. – С. 116–117.

13. Малинов Л. С. Стали и чугуны с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении – разновидность адаптационных материалов, повышающих свои свойства при внешнем воздействии за счет самоорганизации структуры / Л. С. Малинов // Металл и литье Украины. – 2003. – № 11. – С. 3–9.

14. Смирнов М. А. Основы термической обработки стали / М. А. Смирнов, В. М Счастливец, Л. Г. Журавлев. – М. : Наука и технологии, 2002. – 519 с.

15. Малинов Л. С. Засіб термообробки : пат. № 6414 на корисну модель Україна, МПК С21D1/00 № 20040706300; Заявл. 28.07.2004; // Л. С. Малинов. Опубл. 16.05.2005, Бюл. № 5.

16. Малинов Л. С. Механические свойства стали 30ХГСА после изотермической закалки из межкритического интервала температур по новому способу / Л. С. Малинов // Л. С. Малинов, Д. В. Бурова // *Нові матеріали і технології В металургії та машинобудуванні*. – 2019. – № 2. – С. 97–99.

17. Георгиева И.Я. Высокопрочные стали с пластичностью, наведенной мартенситным превращением / И.Я. Георгиева // *Итоги науки и техники. Металловедение и термическая обработка*. – М. : ВИНТИ. – 1982. – С. 69–104.

18. Малинов Л.С. Повышение механических свойств стали 10Г12 за счет рациональных режимов

термообработки / Л. С. Малинов В. А. Харлашкин, О. А. Глебова // *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*. – 2012. - № 2/5 (56). – С. 27–29.

19. Влияние количества и степени стабильности остаточного аустенита на абразивную и ударно-абразивную износостойкость и механические свойства сталей 60Х18 и 95Х18 / Малинов Л. С., Солидор Н. А., Милентьев В. А., Алексеева В. Д. // *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*. – 2009. - № 6/1 (42). - С. 23–24.

Одержано 23.06.2021

Малинов Л. С., Малинов В. Л., Бурова Д. В. Підвищення властивостей сталей екологічним способом ізотермічного і ступінчатого гарту

Актуальність роботи. Підвищення механічних властивостей сталей дозволяє збільшити експлуатаційну стійкість деталей машин, що є важливим завданням матеріалознавства. Одним з перспективних напрямків в її вирішенні є отримання у них багатофазної структури, однією з основних складових якої є метастабільний аустеніт, що зазнає при навантаженні динамічне деформаційне мартенситне перетворення (ДДМП) – ефект самогартування при навантаженні (СГН). Способами, що забезпечують необхідну структуру, є ізотермічний і ступінчатий гарт. Однак в даний час при їх проведенні для охолодження з температури аустенітизації і витримки при постійній температурі використовуються неекологічні речовини: нагріте масло, розплави солей або лугів. У зв'язку з цим актуальною проблемою є виключення їх з технологічного процесу. В роботі на ряді сталей показана можливість вирішення цієї проблеми.

Мета роботи – показати можливість підвищення механічних властивостей досліджених сталей 30ХГСА, 38ХС, 45Г, 40ХН, 10Г12, 60Х18 застосуванням раціональних режимів екологічного способу гартування сталей (ізотермічного - для низьколегованих і ступінчатого - для високолегованих) за рахунок отримання в їх структурі поряд з іншими складовими метастабільного залишкового аустеніту і реалізації ефекту СГН.

Методи дослідження. Зразки досліджених сталей після аустенітизації (в ряді випадків з витримкою в межкритическій інтервал температур МКІТ) охолоджувалися в воді до температури утворення нижчого бейніта (ізотермічний гарт) або стабілізації переохолодженого аустеніту до мартенситного перетворення при охолодженні (ступінчатий гарт), після чого витримувалися в печі, і охолоджувалися на повітрі до кімнатної температури. Застосовувалися дюрOMETричний, металографічний і рентгенівський методи дослідження. Визначалися механічні властивості при розтягуванні і ударна в'язкість. Ці властивості порівнювалися з отриманими у досліджуваних сталей після типовий термообробки, що включає гартування в маслі і відпуск.

Результати. Показано, що ізотермічний і ступінчатий гарт досліджених сталей без використання не-екологічних речовин, проведений по раціональним режимам, дозволяє підвищити механічні властивості в порівнянні з їх рівнем після гартування в маслі (пожаронебезпечно, пари канцерогенні) і відпуску, що зазвичай застосовується. Це досягається отриманням багатофазної структури з метастабільним аустенітом.

Наукова новизна. Запропоновано для підвищення механічних властивостей досліджених сталей отримувати у них багатофазну структуру з метастабільним аустенітом проведенням ізотермічного і ступінчатого гартування екологічним способом без використання підігрітого масла, розплавів солей або лугів.

Практична цінність. Для досліджених сталей визначені режими ізотермічного і ступінчатого загартування екологічним способом, що дозволяють підвищити механічні властивості в порівнянні з рівнем, що досягається при загартуванні і відпуску. При цьому на відміну від аналогічного типового способу гарту виключені витрати на придбання солей або лугів, їх утилізацію, промивку виробів від них. У порівнянні з гартуванням і відпуском новий спосіб не вимагає застосування масла та відпуску. Останнє покращує екологію, знижує енерговитрати при термообробці.

Ключові слова: екологічний спосіб гартування, мартенсит, нижній бейніт, карбіди, метастабільний залишковий аустеніт, самогартування при навантаженні, механічні властивості.

Malinov L., Malinov V., Burova D. Increasing of the steels properties by an ecological method of isothermal and step quenching

The relevance. Improving the mechanical properties of steels makes it possible to increase the service life of machine parts, which is an important task in materials science. One of the promising directions in its solution is to obtain in steel a multiphase structure, one of the main components of which is metastable austenite, which undergoes a dynamic deformation martensitic transformation (DDMT) - self-hardening effect under loading (SHL). Methods providing the required structure are isothermal and step quenching. However, at present, when they are carried out for cooling

from the austenitizing temperature and holding at the constant temperature used non-environmentally friendly substances: heated oil, molten salts or alkalis. In this regard the actual problem is the exclusion of them from the technological process. The possibility of solving this problem on several steels has shown.

Purpose is to show the possibility of increasing the mechanical properties of the studied steels 30ХГСА, 38ХС, 45Г, 40ХН, 10Г12, 60Х18 by using rational modes of an environmentally friendly method of steels quenching (isothermal - for low-alloyed and step - for high-alloyed) due to obtaining in their structure along with other components of metastable residual austenite and the implementation of the SHL effect.

Research methods. Samples of the investigated steels after austenitization (in some cases with holding in ICIT) were cooled in water to the temperature of lower bainite formation (isothermal quenching) or stabilization of supercooled austenite to martensitic transformation upon cooling (step quenching), after which they were kept in a furnace and cooled in air to room temperature. Durometric, metallographic and X-ray research methods were used. The tensile properties and impact strength were determined. These properties were compared with those obtained for the studied steels after a typical heat treatment, including quenching in oil and tempering.

Results. It is shown that isothermal and step quenching of the investigated steels without the use of non-environmentally friendly substances, carried out according to rational modes, makes it possible to increase the mechanical properties in comparison with their level after the commonly used quenching in oil (fire hazard, the vapors are cancerogenic) and tempering. This is achieved by obtaining a multiphase structure with metastable austenite.

Scientific novelty. It is proposed to obtain a multiphase structure with metastable austenite in them to improve the mechanical properties of the studied steels by conducting isothermal and step quenching in an environmentally friendly way without using heated oil, molten salts or alkalis.

Practical value. For the studied steels the modes of isothermal and step quenching are determined in an environmentally friendly way, which make it possible to increase the mechanical properties in comparison with the level achieved by quenching and tempering. Wherein in contrast to a similar typical quenching method are excluded the costs of purchasing salts or alkalis, their disposal and washing of products from them. Compared to quenching and tempering, the new method does not require the use of oil and tempering. The latter improves ecology and reduces energy consumption during heat treatment.

Key words: environmentally friendly quenching method, martensite, lower bainite, carbides, metastable retained austenite, self-hardening under loading, mechanical properties.

- Плескач В. М. канд. техн. наук, доцент, доцент каф. композиційних матеріалів, хімії та технологій Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: *vmpayzp@gmail.com*
- Ольшанецький В. Ю. д-р техн. наук, професор, зав. каф. фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: *olshan@zpu.edu.ua*

ОПТИМІЗАЦІЯ КОНСТРУКЦІЇ МАТРИЦЬ ПРЕС-ФОРМ

Мета роботи. Оптимізація методики проектування і розрахунку складених матриць прес-форм для виготовлення виробів з порошкових матеріалів.

Методи дослідження. Аналіз напружень у стінках суцільного і складеного товстостінного циліндрів та їх існуючих розрахунків.

Отримані результати. У ході роботи досліджено особливості формування напружень у стінці суцільного і складеного товстостінного циліндрів під дією внутрішнього тиску. Проаналізована можливість застосування отриманих результатів для визначення міцності та жорсткості стінки матриці прес-форми для виготовлення виробів з порошкових матеріалів. Визначено обмеження можливості забезпечення міцності матриці за рахунок лише збільшення її товщини. Показано, що використання матриці, складеної з внутрішнього циліндра і зовнішньої обойми, дозволяє використати оптимальний перерозподіл напружень у стінках такої матриці з метою зменшення її розмірів і відповідно – економії матеріалів на її виготовлення. Проаналізовано можливість використання різних, краще пристосованих матеріалів для виготовлення внутрішньої стінки матриці і обойми, що дозволяє знизити витрати на виготовлення прес-форм. Узагальнено методика розрахунку напружень у небезпечних точках стінок матриці при оцінюванні їх міцності і жорсткості. Наведено формули для визначення гарантованого натягу, який забезпечить ефективний перерозподіл напружень у стінках складеної матриці при заданих умовах експлуатації.

Наукова новизна. Оптимізовані та узагальнені підходи до аналізу напружень у стінках складених матриць прес-форм під дією внутрішнього тиску. Наведені математичні залежності, які надають можливість визначити оптимальні розміри елементів прес-форми при дії тиску пресування.

Практична цінність. Запропоновані принципи проектування і методика розрахунку складених матриць прес-форм для виготовлення виробів з порошкових матеріалів.

Ключові слова: напруження, товстостінний циліндр, розрахунок складених циліндрів, міцність, натяг.

Більшість виробів з порошкових матеріалів виготовляється шляхом холодного пресування у прес-формах, головним елементом яких є матриця. Її розміри визначаються розмірами виробу і питомим тиском пресування. Щоб забезпечити міцність матриці зі збільшенням тиску пресування, звичайно збільшують товщину її стінки. Проблема виникає при виготовленні виробів з високою щільністю пресовки. Наприклад, пресування виробів з деяких сумішей на основі залізних і титанових порошоків вимагає тиску до 800...1000 МПа [1, 2]. При такому тиску навіть надмірна товщина матриці не може забезпечити їй достатньої міцності й жорсткості. Крім того, використання звичайних суцільних матриць у подібних випадках вимагає зайвих витрат високоякісних інструментальних сталей. Вирішенням проблеми може стати підвищення працездатності прес-форм шляхом зміни їх конструкції – використання складених двошарових матриць. Метою даної роботи є обґрунтування можливості при одних і тих же робочих навантаженнях зменшити розміри матриць і відповідно витрати матеріалу на їх виготовлення за рахунок використання оптимального перерозподілу напружень у їх стінках.

У більшості випадків пресування, зокрема, при двобічному пресуванні порошкових виробів, матриця може розглядатися як товстостінний порожнистий, так званий «відкритий» циліндр, тобто без додатково-

го навантаження з боку одного з торців (дно, кришка тощо). Циліндр вважається товстостінним, якщо товщина його стінки становить не менше як одну десяту його внутрішнього радіуса.

У зв'язку з достатньо великим питомим тиском пресування більшості порошкових матеріалів стінки матриць при проектуванні вимагають розрахунку на міцність і жорсткість.

При аналізі напружено-деформаційного стану товстостінного циліндра робляться такі застереження [3, 4]:

- колова форма циліндра під дією напружень зберігається;
- усі точки поперечного перерізу мають у своїй площині лише радіальні переміщення;
- радіальне переміщення довільної точки поперечного перерізу є функцією поточного радіуса r і не змінюється по довжині циліндра.

Отже, матриця прес-форми для пресування порошкових виробів у першому наближенні може розглядатися як суцільний (одношаровий) відкритий товстостінний циліндр з внутрішнім радіусом r_1 і зовнішнім r_2 , що зазнає дії внутрішнього тиску, який створює під час пресування бічний тиск p_θ .

Під дією внутрішнього тиску у стінках будь-якого циліндра виникають наступні напруження.

У кільцевому перерізі, перпендикулярному до

осі циліндра, діє кругове (колове) напруження σ_θ . Це напруження намагається розірвати циліндр по його твірній. У кільцевому перерізі діє ще одне напруження – радіальне, σ_r , нормальне до зовнішньої поверхні циліндра, тобто спрямоване вздовж радіуса циліндра, перпендикулярно до його осі. Радіальне напруження впливає на жорсткість циліндра, збільшуючи його внутрішній радіус під дією тиску Y поздовжньому перерізі, який проходить через вісь симетрії циліндра, діє осьове напруження σ_z . Це напруження діє вздовж твірної циліндра і намагається розірвати його по кільцевому поперечному перерізу [3–5].

Оскільки матриця – осьосиметричний циліндр, всі напруження симетричні відносно його осі. У загальному випадку всі вони розглядаються як функція поточного радіуса r .

У базових підручниках та інших джерелах, які обговорюють проблему міцності товстостінних циліндрів [3–8], ці залежності для відкритого циліндра під внутрішнім (робочим) тиском мають такий вигляд:

- колове напруження:

$$\sigma_\theta = \frac{pr_1^2}{r_2^2 - r_1^2} \left(1 + \frac{r_2^2}{r^2} \right), \quad (1)$$

- радіальне напруження:

$$\sigma_r = \frac{pr_1^2}{r_2^2 - r_1^2} \left(1 - \frac{r_2^2}{r^2} \right), \quad (2)$$

- осьове напруження $\sigma_z = 0$.

Схема напруженого стану у поперечному перерізі стінки суцільного циліндра наведена на рис. 1.

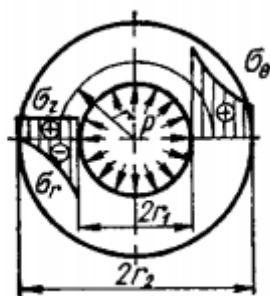


Рис. 1. Епюра напружень у стінці суцільного циліндра

Колові напруження у перерізі розтягальні, а радіальні – стискальні. За розрахунками [3, 7] при співвідношенні радіусів $a = r_2/r_1 \approx 2$ колові напруження більше радіальних приблизно у 2...3 рази. Тобто вони є найнебезпечнішими для матриці прес-форми під час експлуатації. Найбільше напруження σ_θ утворюється на внутрішній поверхні циліндра, тому при руйнуванні первинна тріщина виникає на ній і поступово зростає у радіальному напрямку.

Залежність колового напруження σ_θ від поточно-го радіуса точки у стінці матриці має гіперболічний характер, зменшуючись асимптотично до певної ве-

личини, яка становить напруження на зовнішній поверхні. Теоретичні розрахунки показують, що суцільний циліндр навіть з дуже товстою стінкою не може витримати робочий тиск, більший за величину $p \leq [\sigma]/2$ [3–6].

Якщо прийняти, що радіус зовнішньої стінки $r_2 = 4 r_1$, то напруження на її поверхні становитиме 6 % від максимального [3, 4]. Цей циліндр уже можна розглядати як такий, що має нескінченно велику товщину стінки, і подальше збільшення її не має сенсу.

Радіус зовнішньої поверхні r_2 суцільної матриці за умов забезпечення міцності знаходиться за емпіричною формулою, виведеною за припущенням, що робочий тиск на стінку матриці поширюється рівномірно [9]:

$$r_2 = r_1 \sqrt{([\sigma] + pv)/([\sigma] - +pv)}, \quad (3)$$

де $[\sigma]$ – допустиме напруження на розтяг матеріалу матриці, МПа; p – максимальний тиск пресування, МПа; v – коефіцієнт Пуассона матеріалу прес-форми.

Крім того у літературі [2, 9, 10] даються такі рекомендації: для матриць із загартованих сталей брати співвідношення радіусів $a = r_2/r_1 = 2$ при бічному тиску $p_\delta \geq 200$ МПа і $a = 3$ при бічному тиску $p_\delta < 200$ МПа. Проте до цих рекомендацій слід вдаватися тоді, коли не вдається визначити точніше радіус r_2 за умов міцності і жорсткості.

Знаючи радіуси зовнішньої і внутрішньої поверхонь, можна установити небезпечно максимальне значення колового напруження на внутрішній поверхні матриці [3, 4]:

$$(\sigma_\theta)_{r=r_1} = \frac{1+k^2}{1-k^2} p_\delta, \quad (4)$$

де $k = r_1/r_2$.

Радіальне переміщення довільної точки внутрішньої стінки матриці під дією бічного тиску p_δ обмежується її жорсткістю. Перевищення допустимого переміщення, а отже й обмеження за жорсткістю, може призвести до порушення форми і заданих розмірів виробу. Жорсткість матриці оцінюється відносною деформацією (збільшенням) радіуса внутрішньої поверхні [9, 10]:

$$\varepsilon = \frac{p_\delta}{E} \left[\frac{a^2 + 1}{a^2 - 1} + v \right] \cdot 100\% \leq [\varepsilon]. \quad (5)$$

Для надійної роботи прес-форми допустима відносна деформація матриці $[\varepsilon]$ має бути не більше 0,2 % радіуса.

Приклад розрахунку. Якщо прийняти для суцільної матриці прес-форми найбільше рекомендоване співвідношення радіусів $a = 3$ при середніх значеннях для сталей модуля пружності $E = 200$ ГПа і модуля Пуассона $v = 0,3$, то можна знайти максимальну величину бічного тиску p_δ , при якому відносна деформація внутрішньої стінки матриці не перевищує допустимого значення $[\varepsilon] = 0,2$ %. Для цього

необхідно розв'язати рівняння (5) відносно p_0 :

$$p_0 = \frac{\left(\frac{[\varepsilon]}{100}\right)E}{\frac{a^2+1}{a^2-1} + \nu} = \frac{2 \cdot 10^{-3} \cdot 200 \cdot 10^9}{\frac{9+1}{9-1} + 3} = 242 \text{ МПа.} \quad (6)$$

При такій величині бічного тиску на внутрішній поверхні матриці, що розглядається, виникає максимальне колове напруження (формула(4)):

$$(\sigma_\theta)_{r=r_1} = \frac{1+k^2}{1-k^2} p_0 = \frac{1+0,111}{1-0,111} \cdot 242 = 341 \text{ МПа.} \quad (7)$$

Ця величина може служити основою для вибору матеріалу матриці з допустимим напруженням на розтяг більше отриманої розрахунком величини σ_θ . За літературними даними [1, 2, 10] на практиці для подальших розрахунків найчастіше приймають $[\sigma] = 400 \text{ МПа}$.

Відмовитися від використання матриць надмірної товщини при складних умовах експлуатації та зменшити витрати матеріалу на їх виготовлення можна за рахунок зміни їх конструкції. Конструктивно покращення характеристик міцності і жорсткості товстостінних циліндрів легше досягти шляхом використання складених циліндрів, які складаються з внутрішнього циліндра і одягненого на нього з певним натягом зовнішнього циліндра (обойми).

Для створення гарантованого натягу внутрішній діаметр зовнішнього циліндра (обойми) робиться дещо меншим зовнішнього діаметра внутрішнього циліндра (рис. 2).

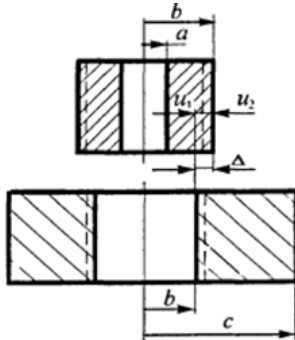


Рис. 2. Схема створення гарантованого натягу

При складанні контактні поверхні циліндрів отримують радіальні переміщення: внутрішній діаметр зовнішнього циліндра збільшується на величину u_1 , а зовнішнього діаметра внутрішнього циліндра зменшується на величину u_2 . Сума абсолютних величин цих переміщень створює натяг Δ :

$$\Delta = |u_1| + |u_2|. \quad (8)$$

У складеному (двошаровому) циліндрі відбувається суттєвий перерозподіл напружень [3–6]. Під дією власне натягу у внутрішньому циліндрі виникають стискальні, а у зовнішньому – розтягувальні колові напруження σ_θ , а також стискальні радіальні напруження σ_r в обох циліндрах (рис. 3а).

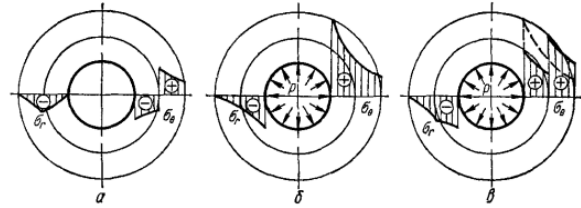


Рис. 3. Епюри напружень у складеному циліндрі

Після складання двошаровий циліндр працює як єдине ціле. Під дією внутрішнього тиску у ньому, як і у суцільному циліндрі, виникають значні розтягувальні колові напруження σ_θ , які поступово зменшуються від внутрішньої до зовнішньої поверхні. Стискальні радіальні напруження σ_r при цьому зменшуються до нуля на зовнішній поверхні (рис. 3б). Складання напружень від внутрішнього тиску і натягу призводить до зменшення розтягувальних колових напружень σ_θ у будь-якій точці внутрішнього циліндра і до відповідного їх збільшення у зовнішньому циліндрі. Стискальні радіальні напруження σ_r збільшуються в обох циліндрах (рис. 3в).

Отже, натяг зменшує напруження у внутрішньому циліндрі і дозволяє зменшити його розміри при тому ж робочому тиску, але одночасно збільшується навантаження на зовнішній циліндр. Найнавантаженишими є точки на внутрішніх поверхнях як внутрішнього, так і зовнішнього циліндрів.

Міцність такої конструкції за IV-ю теорією міцності забезпечується за умови [3]:

$$\sigma_{еквIV} = \sqrt{\sigma_\theta^2 - \sigma_\theta \sigma_r + \sigma_r^2} \leq [\sigma], \quad (9)$$

де $[\sigma]$ – допустиме напруження на розтяг матеріалу матриці.

Для забезпечення оптимальної експлуатації складеної матриці бажано, щоб обидва циліндра мали однакову міцність. При діючому бічному тиску p_0 цю умову може забезпечити правильно обрана величина натягу Δ . Умовою рівномірності циліндрів є рівність еквівалентних напружень $\sigma_{екв}$ у найнавантажених точках як зовнішнього, так і внутрішнього циліндрів:

$$\sigma_{екв}^{зов.ц} = \sigma_{екв}^{вн.ц}. \quad (10)$$

Згадане вище еквівалентне напруження має мінімальне значення при виконанні «умови А. В. Гадоліна» [4, 5]:

$$\sigma_{екв}^{min} = p_0 \frac{r_{зов2}}{r_{зов2} - r_{вн1}}, \quad (11)$$

де $r_{вн1}$ – внутрішній радіус внутрішнього циліндра; $r_{зов2}$ – зовнішній радіус зовнішнього циліндра.

Останнє рівняння дозволяє встановити оптимальні геометричні характеристики складеної матриці. Внутрішній радіус внутрішнього циліндра $r_{вн1}$ задається розмірами виробу. Задаючи у формулі (11) замість $\sigma_{екв}^{min}$ величину допустимого напруження матеріалу обойми $[\sigma]$, можна визначити її фактичний

зовнішній радіус $r_{зоб2}$:

$$r_{зоб2} = \frac{[\sigma] r_{вн1}}{[\sigma] - p_6} \quad (12)$$

Спільний радіус контактної поверхні циліндрів r_k знаходиться зі співвідношення, яке відповідає умові А. В. Гадоліна [4, 10]:

$$r_k = \sqrt{r_{вн1} r_{зоб2}} \quad (12)$$

Приклад розрахунку. Для порівняння, використовуючи робочі характеристики пресування, отримані за попередніми розрахунками, можна визначити геометричні характеристики складеної матриці для тих же умов пресування. Тоді зовнішній радіус обойми

$$r_{зоб2} = \frac{[\sigma] r_{вн1}}{[\sigma] - p_6} = \frac{400 r_{вн1}}{400 - 242} \approx 2,5 r_{вн1} \quad (13)$$

І радіус контактної поверхні

$$r_k = \sqrt{r_{вн1} 2,5 r_{вн1}} = 1,6 r_{вн1} \quad (14)$$

Натяг Δ , який забезпечує умову рівномірності власне матриці і обойми при робочому тиску p_6 на внутрішню поверхню матриці, можна визначити за формулою [4]:

$$\Delta = \frac{2 p_6}{E} \frac{r_k r_{зоб2}^2 (r_k^2 - r_{вн1}^2)}{r_{зоб2}^2 (r_k^2 - r_{вн1}^2) + r_k^2 (r_{зоб2}^2 - r_k^2)} \quad (15)$$

Після підстановки виразу (12) у формулу (15) розрахунок спрощується до виду [4]:

$$\Delta = \frac{p_6}{E} \sqrt{r_{вн1} r_{зоб2}} \quad (16)$$

Приклад розрахунку. За рінанням (16) натяг на поверхні діаметром $2r_k$ становить:

$$\Delta = \frac{p_6}{E} \sqrt{r_{вн1} r_{зоб2}} = \frac{242 \cdot 10^6}{200 \cdot 10^9} \cdot \sqrt{r_{вн1} 2,5 r_{вн1}} = 1,94 \cdot 10^{-3} r_{вн1} \quad (17)$$

Враховуючи важливість забезпечення правильного натягу при експлуатації складеної матриці прес-форми, при виготовленні її головних елементів – корпусу матриці та обойми – необхідно встановити оптимальні граничні відхилення на розміри їх сполучуваних поверхонь. Для цього треба визначити тип посадки при їх складання і квалітет точності. Для з'єднань, які характеризуються помірним натягом, що забезпечує нерухомість сполучення при передачі навантаження без додаткових кріплень, рекомендуються посадки типу H/r , H/s , H/t . Оскільки сполучення матриця-обойма є нерухомим, для його розмірів можна прийняти квалітети 7...9.

Для номінальних діаметрів внутрішньої поверхні обойми і зовнішньої поверхні матриці, які відповідають розміру $2r_k$, з урахуванням обраних типу посадки і квалітету необхідно становити граничні відхилення згідно з ГОСТ 25347-82 [11] таким чином,

щоб мінімальний натяг відповідав отриманій розрахунком величині Δ .

Зменшення витрат матеріалу на виготовлення матриці прес-форми Δm при переході з товстостінної суцільної матриці до складеної при їх однакових умовах пресування і висоті можна оцінити за різницею площ поперечного перерізу $F_{суц}$ і $F_{скл}$ відповідно суцільної і складеної матриць.

Приклад розрахунку. За умов пресування, використаних у попередніх розрахунках:

$$\begin{aligned} \Delta m &= \frac{F_{суц} - F_{скл}}{F_{суц}} 100\% = \left[1 - \frac{r_{зоб2}^2 - r_{вн1}^2}{r_2^2 - r_1^2} \right] 100\% = \\ &= \left[1 - \frac{6,25 - 1}{9 - 1} \right] 100\% = 34,3\% \end{aligned}$$

Отже, при значних зусиллях пресування при виготовленні виробів з порошкових матеріалів як з точки зору забезпечення міцності прес-форми, так і економії витрат матеріалу на її виготовлення становить інтерес використання складених матриць прес-форм. Для досягнення поставленої мети запропонована методика визначення оптимальних геометричних характеристик складових елементів матриці та гарантованого натягу, який при складанні двохшарової матриці забезпечує необхідний рівень допустимих напружень у її стінках при виготовленні виробів з порошкових матеріалів.

Список літератури

1. Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, область применения: справочник / Федорченко И. М., Францевич И. Н., Радомысельский И. Д. и др. ; отв. ред. И. М. Федорченко. – К. : Наук. думка, 1985. – 624 с.
2. Либенсон Г. А. Процессы порошковой металлургии. В 2-х т. Т. 2. Формование и спекание : учебник для вузов Либенсон Г. А., Лопатин В. Ю. Комарницкий Г. В. – М. : «МИСИС», 2002. – 320 с.
3. Писаренко Г. С. Опір матеріалів : підручник / Писаренко Г. С., Квітка О. Л., Уманський Е. С. ; за ред. Г. С. Писаренка. – К. : Вища шк., 2004. – 655 с.
4. Феодосьев В. И. Сопротивление материалов : учебник для вузов. / Феодосьев В. И. – М. : изд. МГТУ им. Н.Э.Баумана, 1999. – 592 с.
5. Корнілов О. А. Опір матеріалів : підручник / Корнілов О. А. – К.: Логос, 2002. – 562 с.
6. Метод експрес-аналізу напружено-деформованого стану товстостінних циліндрів підвищеної міцності / Раківненко В. П., Кириченко О. М., Літовченко П. І., Гребеник Л. А. // Збірник наукових праць Академії внутрішніх військ МВС України. – 2012. – Вип. 2 (20). – С. 31–37.
7. Калініченко П. М. Напружений стан товстостінного циліндра з концентраторами. / Калініченко П. М., Лимаренко О. М., Зяблов Ю. В. // Труды Одесского политехнического университета. – 2006. – Вип. 2 (26). – С. 1–4.

8. Ольховий І. М. Про напружений стан та міцність товстостінних циліндрів та резервуарів при дії газового тиску і нагрівання / Ольховий І. М., Ліщинська Х. І. // Пожежна безпека. – 2012. – № 20. – С. 13–19.

9. Либенсон Г. А. Оборудование цехов порошковой металлургии: учебное пособие для техникумов / Либенсон Г. А., Панов В. С. – М. : Металлургия, 1983. – 264 с.

10. Кипарисов С. С. Оборудование предприятий порошковой металлургии : учебник для вузов / Кипарисов С. С., Падалко О. В. – М. : Металлургия, 1988. – 448 с.

11. ГОСТ 25347-82. ЕСДП. Поля допусков и рекомендуемые посадки. [Дата введения 01.07.83]. – М. : ИПК изд. стандартов, 2005. – 54 с.

Одержано 29.06.2021

Плескач В. М., Ольшанецкий В. Е. Оптимизация конструкции матриц пресс-форм

Цель работы. Оптимизация методики проектирования и расчёта составных матриц пресс-форм для изготовления изделий из порошковых материалов.

Методы исследования. Анализ напряжений в стенках сплошного и составного толстостенного цилиндров и их существующих расчётов.

Полученные результаты. В ходе работы исследованы особенности формирования напряжений в стенке сплошного и составного толстостенного цилиндров под действием внутреннего давления. Проанализирована возможность применения полученных результатов для определения прочности и жёсткости стенки матрицы пресс-формы для изготовления изделий из порошковых материалов. Определены ограничения возможности обеспечения прочности матрицы за счет только увеличения её толщины. Показано, что использование матрицы, составленной из внутреннего цилиндра и наружной обоймы, позволяет использовать оптимальное перераспределение напряжений в стенках такой матрицы с целью уменьшения её размеров и соответственно – экономии материалов на её изготовление. Проанализирована возможность использования различных, лучше подходящих материалов для изготовления внутренней стенки матрицы и обоймы, что позволяет снизить затраты на изготовление пресс-формы. Обобщена методика расчёта напряжений в опасных точках стенок матрицы при оценке их прочности и жёсткости. Приведены формулы для определения гарантированного натяга, который обеспечит эффективное перераспределение напряжений в стенках составной матрицы при заданных условиях эксплуатации.

Научная новизна. Оптимизированны и обобщены подходы к анализу напряжений в стенках составных матриц пресс-форм под действием внутреннего давления. Приведены математические зависимости, которые дают возможность определить оптимальные размеры элементов пресс-формы при воздействии давления прессования.

Практическая ценность. Предложены принципы проектирования и методика расчета составных матриц пресс-форм для изготовления изделий из порошковых материалов.

Ключевые слова: напряжение, толстостенный цилиндр, расчет составных цилиндров, прочность, натяг.

Pleskach V., Ol'shanetskii V. Optimization of structure matrix of mold forms

Purpose. Optimization of the method of design and calculation of the composite matrices of molds for the manufacture of products from powder materials.

Research methods. Analysis of stresses in the walls of solid and composite thick-walled cylinders and their existing calculations.

Results. The peculiarities of stress formation in the wall of solid and composite thick-walled cylinders under the action of internal pressure are investigated. The possibility of applying the obtained results to determine the strength and stiffness of the wall of the mold for the manufacture of products from powder materials is analyzed. Limitations in ensuring the strength of the matrix by only increasing its thickness are determined. It is shown that the use of a matrix composed of an inner cylinder and an outer holder allows to use optimal stress redistribution in the walls of such matrix in order to reduce the size and, accordingly, save materials for its manufacture. The possibility of using various, better adapted materials for the manufacture of the inner wall of the matrix and permitting the reduction of the cost of manufacturing the mold are analyzed.

The method of calculation of stresses in dangerous points of walls of a matrix at an estimation of their strength and stiffness is generalized. Formulas for determination of the guaranteed tension which will provide effective redistribution of stresses in walls of the composite matrix under the set operating conditions are given.

Scientific novelty. Approaches to the analysis of stresses in the walls of composite matrices of molds under the influence of internal pressure are optimized and generalized. Mathematical dependences are given, which make it possible to determine the optimal dimensions of mold elements at action of pressing pressure.

Practical value. The principles of design and methods of calculation of composite matrices of molds for the manufacture of products from powder materials are proposed.

Key words: stress, thick-walled cylinder, calculation of composite cylinders, strength, tension.

УДК 621.438.002.2

- Качан А. Я. д-р техн. наук, профессор, зав. кафедрой технологии авиационных двигателей Национального университета «Запорізька політехніка», г. Запорожье, Украина, e-mail: opt.ugt@motorsich.com
- Уланов С. А. аспирант кафедры технологии авиационных двигателей Национального университета «Запорізька політехніка», г. Запорожье, Украина, e-mail: opt.ugt@motorsich.com

ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА ГОРЯЧЕГО ВЫДАВЛИВАНИЯ ЗАГОТОВОК РАБОЧИХ ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА ГТД

Цель работы. Повышение качества изготовления заготовок рабочих лопаток компрессора горячим выдавливанием.

Методы и оборудование для исследования. Исследование проводилось с использованием кривошипного прессы с усилием 1000 кН, в разъемных штампах в соответствии с серийным технологическим процессом.

Штампы нагревали до 150...200 °С, для улучшения работы при выдавливании заготовок рабочих лопаток из титанового сплава BT8.

Толщину медного покрытия измеряли магнитоиндукционным прибором ИТМП-3, имеющим погрешность ± 2 мкм.

Рентгеноспектральный микроанализ проводили на растровом микроскопе ISM-6360ALA.

Нагрев заготовок производили в печи МП-2У.

Полученные результаты. Установлено, что на качество заготовок лопаток из титанового сплава BT8, полученных горячим выдавливанием, оказывает влияние состояние медного покрытия, которое предварительно наносят на поверхность исходной заготовки.

При нагревании исходных заготовок медь окисляется и в интервале температур 250...700 °С скорость окисления протекает по линейной закономерности, а после 700...750 °С – по параболической закономерности.

Окисление медного покрытия происходит неравномерно не только в пределах одной заготовки, но и в пределах партии, что приводит к снижению стойкости и ухудшению качества поверхности заготовок лопаток, получаемых горячим выдавливанием.

Исследование, проведенное РСМА медного покрытия выявило наличие оксидов алюминия разной степени дисперсности.

Источником этого материала в медном покрытии является шаржирование в поверхность заготовки корунда, используемого при обдувке, что является причиной появления задиров на пере заготовки лопатки.

Установлено также, что продольные риски на пере лопатки, являются следствием проявления на рабочей поверхности фильеры матрицы бугорков (напльзов), вызванных адгезией деформируемого материала лопатки к основе металла инструмента.

Научная новизна. Установлена закономерность влияния температуры нагрева исходной заготовки лопатки на скорость окисления медного покрытия. Раскрыт механизм влияния окисления медного покрытия и адгезии контактирующих материалов при горячем выдавливании на состояние поверхности получаемых заготовок.

Практическая ценность. Полученные результаты позволяют повысить качество изготавливаемых заготовок рабочих лопаток компрессора горячим выдавливанием.

Ключевые слова: горячее выдавливание, заготовка рабочей лопатки, титановый сплав BT8, медное покрытие, температура, шероховатость поверхности, риски, окисление.

Введение

Наиболее прогрессивным методом получения заготовок рабочих лопаток компрессора ГТД является формообразование их пластическим деформированием [1].

Широкое распространение получил метод (экструдирования) горячего выдавливания заготовок рабочих лопаток, который выполняется по схеме (рис. 1а) на кривошипном одностоечном прессы усилием 1000 кН в разъемных штампах (рис. 1б, в) [2].

Горячим выдавливанием получают заготовки рабочих лопаток компрессора длиной до 50 мм, имею-

щие развитый массивный хвостовик, приближающийся в осевой проекции к квадрату, и относительно тонкое перо. Заготовки лопаток из нержавеющей стали 1X16H2AM (ЭП479) и титанового сплава BT8 изготавливаются с припуском 0,1...0,2 мм на сторону, по сечению пера лопатки.

Заготовки рабочих лопаток, полученные методом горячего выдавливания, затем формуются методом холодного вальцевания, который предъявляет высокие требования к качеству получения заготовок, так как при этом не происходит удаление металла по поверхности пера за исключением входных и выход-

ных кромок и перехода хвостовика в перо. Поэтому одним из важных и актуальных направлений исследования горячего выдавливания заготовки рабочих лопаток, является изучение влияния параметров процесса на качество их изготовления.

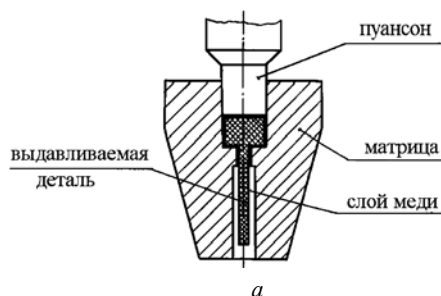


Рис. 1. Метод и оборудование для горячего выдавливания заготовок рабочих лопаток:

а – схема экструдирования заготовки лопатки;
б – пресс и оснастка для горячего выдавливания заготовок;
в – разъемная матрица для выдавливания заготовок

1 Анализ исследований и публикаций

Особенностью процесса горячего выдавливания заготовок лопаток является применение металлической смазки предварительной (исходной) заготовки, которую перед нагревом под деформацию покрывают гальваническим способом медью толщиной 12...18 мкм с подслоем никеля толщиной 1 мкм. Заготовки перед покрытием должны быть обдuty абразивом и иметь чистую без следов масла, абразивного порошка и пыли поверхность, на которой отсутствует окисленный слой, заусенцы, трещины. На заготовках, прошедших осадку с нагревом цилиндрической исходной заготовки вдоль оси (рис. 2б), необходимо гарантиро-

ванно удалять окисленный (для титановых сплавов альфированный) слой. При этом микротвердость поверхности промежуточных заготовок из титанового сплава ВТ8 не должна превышать 500 НV при микротвердости сердцевины в пределах 320 НV. Для лучших условий проведения процесса выдавливания необходимо, чтобы величина микротвердости поверхности не превышала микротвердость основы более, чем на 20 %. Шероховатость поверхности заготовки перед покрытием должна быть не хуже 1,25 мкм. А так как прутки, например, из сплава ВТ8, поступают с шероховатостью 20...40 мкм, то их необходимо шлифовать, доводя шероховатость поверхности до требуемой величины.

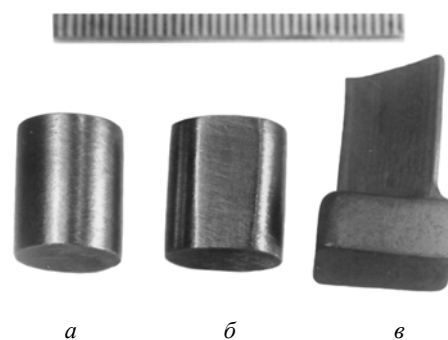


Рис. 2. Технологические переходы при горячем выдавливании заготовки рабочей лопатки компрессора:

а, б – исходная и предварительная заготовка;
в – лопатка

При проведении исследований процесса горячего выдавливания заготовок рабочих лопаток из титанового сплава ВТ8 определялось влияние на качество изготовления температуры деформации, толщины медного покрытия, исходной заготовки и ее формы перед выдавливанием, смазки, скорости деформирования, упрочняющих покрытий штампа и шероховатости поверхности.

Влияние температуры деформации

Установлено, что повышение температуры нагрева заготовки перед выдавливанием приводит к резкому ухудшению их качества. Показано, что при покрытии исходных заготовок из сплава ВТ8 медью толщиной 9...18 мкм рабочей температурой горячего выдавливания является температура 830...870 °С [2].

Влияние толщины медного покрытия

Установлено, что толщина медного покрытия в пределах 4...6 мкм приводит к образованию рисок уже на 5-й заготовке, толщина 9...12 мкм медного покрытия – к образованию рисок на 40...50-й заготовках, а толщина медного покрытия 20...25 мкм – к образованию рисок на 80...90-й заготовках [2, 4].

Конструктивные особенности матрицы и геометрия торца исходной заготовки влияют на образование повышенной шероховатости пера при выдавливании заготовок лопаток но и на образование закована лопатках компрессора, из титанового сплава ВТ8.

Установлено, что применение круглой заготовки

с радиусом между торцем и цилиндрической поверхностью $R4^{+2}$ (мм) уменьшает шероховатость и устраняет заковы, что повышает стойкость штампов на 10 % [2, 4].

Влияние скорости деформирования

Уменьшение скорости деформирования приводит к улучшению состояния поверхности и не вызывает отклонения геометрии выдавленных заготовок лопаток. [2, 4]

Влияние вида смазки на процесс выдавливания

Установлено, что наиболее эффективной является смазка: графит (30 %) и машинное масло (70 %) [2, 4].

Влияние деформационной неоднородности на пластическое течение металла пера выдавливанием заготовки рабочих лопаток компрессора

Выдавливание заготовок лопаток с развитым хвостовиком и тонким пером сопровождается следующими особенностями:

- деформационная неоднородность пластического течения металла в тонкостенной перьевой части значительно больше неоднородности течения металла в хвостовой части;
- продольное течение металла в области перьевой части профиля является неустановившимся процессом;
- в области пера лопатки деформированное состояние отличается значительной неравномерностью как в продольном, так и в поперечном направлениях;
- деформации металла в хвостовой и перьевой части связаны между собой и оказывают друг на друга взаимное воздействие [3.]

2 Цель работы

Повышение качества изготовления заготовок рабочих лопаток компрессора горячим выдавливанием.

3 Результаты исследований и их обсуждение

Для улучшения сцепления меди заготовки предварительно проходят никельхлористую обработку в электролите, имеющем следующий состав: 200...240 г/л хлористого никеля и 70...100 г/л соляной кислоты с удельной массой 1,19. Гальваническое меднение заготовок целесообразно проводить в колокольных ваннах. Так меднение заготовок, проведенное в неподвижной корзине (режим обработки: количество погруженных заготовок – 800...1000 штук, время обработки – 60...90 мин, сила тока – 20...40 А) и в колокольной ванне показало существенное отличие состояния их поверхностей. Заготовки, покрытые медью в корзине, имели грубую «зернистую» поверхность, а в колокольной ванне – блестящую поверхность с меньшей шероховатостью и более мелкой структурой, обусловленную эффектом их полирования при вращении колокола (рис. 3). Такая поверхность при последующем нагреве менее склонна к неравномерному окислению медного покрытия.

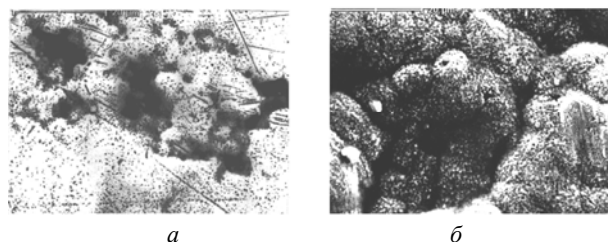


Рис. 3. Микрорельеф поверхности медного покрытия на заготовке, полученной в колокольной ванне (а) и в корзине (б)

Толщину медного покрытия измеряли в центре торца исходной заготовки магнитоиндукционным прибором ИТМП-3, имеющим погрешность ± 2 мкм. В особых случаях контроль толщины медного покрытия можно выполнять капельным химическим способом по ГОСТ 9.302-88, после которого заготовка требует повторного покрытия. Качество сцепления медного покрытия с основным металлом проверялось методом крацевания металлической щеткой с диаметром проволоки 0,2 мм при частоте вращения 2000 об/мин в течение не менее 15 с. На поверхности медненных заготовок не допускается непокрытых участков поверхности. В связи с наличием медного покрытия исходные заготовки перед выдавливанием нагревают при меньшей температуре, чем обычно рекомендовано для обрабатываемого металла, например, для сплава ВТ8 она составляет 870 °С. Такое понижение температуры нагрева перед деформацией вызвано окислением медного покрытия, которое при высокой температуре нагрева и длительной выдержке при этой температуре может полностью окислиться, обнажив основной материал. Окисление медного покрытия носит неравномерный характер не только в пределах одной заготовки, обусловленное некоторыми технологическими условиями его нанесения, но и существенно зависит от температуры. Скорость окисления меди в интервале температур 250...700 °С протекает по линейной закономерности (кривая 1), а после 700...750 °С резко возрастает по параболической кривой (кривая 2, рис. 4).

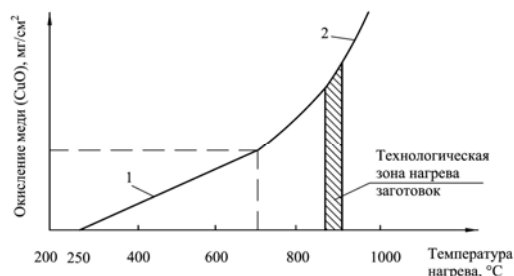


Рис. 4. Скорость окисления меди от температуры нагрева

При повышенных температурах (более 700 °С) медь активно взаимодействует с кислородом с образованием пленки закиси меди (Cu_2O), которая обладает, однако, большей пластичностью, чем окись меди (CuO) [4]. Оптимальную температуру нагрева меднен-

ных заготовок толщиной 9...12 мкм при выдавливании исследовали на рабочих лопатках XII ступени компрессора двигателя ТВ3-117. Исходные (промежуточные) заготовки нагревали в интервале температур 890...950 °С, который на 20...80 °С выше принятого в производственном технологическом процессе. Проведенные исследования свидетельствуют о том, что повышение температуры нагрева исходной заготовки под выдавливание ухудшает качество полученных заготовок лопаток по всем оценочным критериям (качество поверхности, заковы по хвостовику, незаполнение радиусных поверхностей хвостовика). Малое количество исследованных при температуре 930 °С заготовок объясняется крайне неудовлетворительным состоянием заготовок лопаток. В связи с этим обстоятельством, выдавливание заготовок лопаток при температуре нагрева 950 °С в дальнейшем не производилось.

Проведенное РСМА медного покрытия на заготовках, показавших неудовлетворительную стойкость оснастки, выявило наличие окислов алюминия разной степени дисперсности, источником присутствия которых является шаржирование в поверхность заготовки корунда, используемого при обдувке. Этот высокопрочный материал может явиться причиной появления задиrow на пере заготовки лопатки при выдавливании. На рис. 5, 6 представлены результаты исследования этих включений.

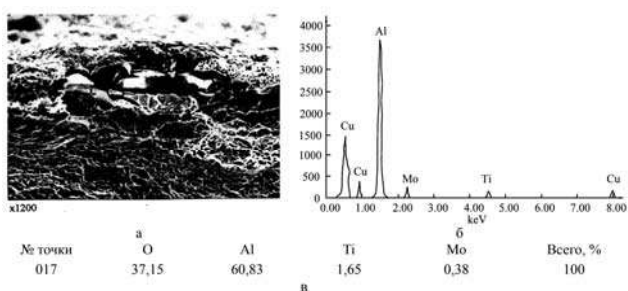


Рис. 5. РСМА химического состава включения под слоем меди на исходной заготовке:

a – структура включения и место анализа; *б* – спектрограмма от анализируемого места; *в* – примерный химический состав

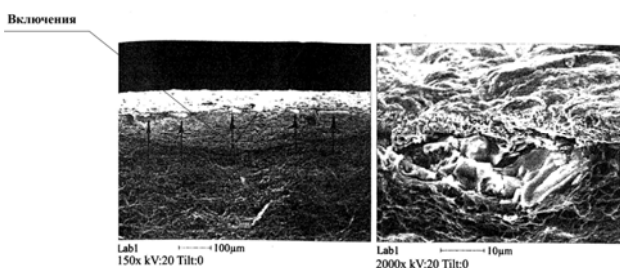


Рис. 6. Включения корунда на поверхности исходной заготовки рабочей лопатки компрессора под слоем меди (до нагрева под выдавливание)

Так как управление скоростями и толщинами образования фазовых слоев при экстремальных условиях нагрева медненных заготовок не представляется возможным, то для уменьшения скорости протекания диффузионных процессов необходимо строго соблюдать толщину медного покрытия, температуру и время нагрева перед выдавливанием. Время нагрева исходных заготовок можно сократить за счет уменьшения загрузки заготовок в печь до 15...20 шт. Так уменьшение времени нагрева до 7 мин при температуре 870 °С заготовки, имевшей толщину медного покрытия 9...18 мкм, при выдавливании поковки лопатки V ступени компрессора двигателя ТВ3-117 из сплава ВТ8 показало хорошую шероховатость поверхности пера без рисок и задиrow и высокую стойкость матрицы. Уменьшение количества нагреваемых в печи МП-2У заготовок также актуально и для стабилизации их температуры нагрева. Нагрев заготовок диаметром 12 мм и высотой 20 мм из сплава ВТ8 с зачеканенной термопарой производился на расстоянии 170 мм от дверцы печи которая имела окно выдачи размером 100 мм × 60 мм. Проведенные измерения температуры контрольной заготовки, находящейся в печи в течение 6 мин, что соответствует выработке 50-ти нагреваемых заготовок, показали падение ее температуры примерно на 80 °С (с 881 °С до 807 °С). Продольные риски на пере лопатки являются следствием появления на рабочей поверхности фильеры матрицы бугорков («напылов»), вызванных адгезией деформируемого материала лопатки к основе металла инструмента. Элементный состав материала «напыла», определенный методом РСМА на растровом электронном микроскопе JSM-6360LA, показал, что он действительно состоит из сплава ВТ8 с наличием в его поверхностной зоне меди, достигающей до 54 %. Наличие такого количества меди на титановой основе «напыла» объясняется тем, что вначале произошло схватывание (адгезия) титана с матрицей с образованием на матрице выступа, на который впоследствии происходило «намазывание» медного покрытия при дальнейшей деформации (рис. 7).

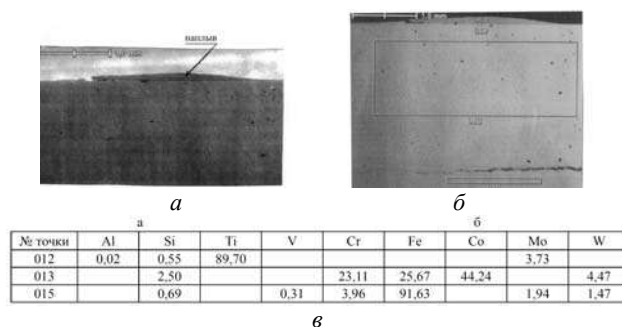


Рис. 7. Внешний вид «напыла» на поверхности стеллита (*a*) и РСМА образца из штампа (сталь ДИ22МП), наплавленного по рабочей части стеллитом ВЗК в зоне образования напыла (*б*) и элементный состав анализируемых участков (*в*) 012 – «напыл», 013 – наплавка, 015 – материал штампа

Выводы

1. Толщина и качественное нанесение медного покрытия на исходную заготовку является одним из важнейших факторов проведения процесса горячего выдавливания заготовок лопаток из титанового сплава BT8.

2. Установлено, что при некачественном медном покрытии до 50 % выдавленных заготовок лопаток имеют на поверхности риски.

Список литературы

1. Технология производства авиационных двигателей. Ч. I / В. А. Богуслаев, А. Я. Качан, В. Ф. Мозговой, Е. Я. Кореневский. – Запорожье : АО «Мотор Сич», 2000. – 944 с.

2. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД: монография. Ч. I

Лопатки компрессора и вентилятора / В. А. Богуслаев, П. Д. Жеманюк, А. Я. Качан и др. – 2-е изд., перераб. и доп. – Запорожье : АО «Мотор Сич», 2017. – 500 с.

3. Чигиринский В. В. Исследование течения металла при выдавливании заготовок компрессорных лопаток / Чигиринский В. В., Бень А. Н., Кресанов Ю.С. // Обработка металлов давлением : сб. науч. трудов Донбасской государственной машиностроительной академии (ДГМА). – Краматорск : ДГМА, 2013. – № 1 (34). – С. 100–105.

4. Влияние параметров горячего выдавливания заготовок рабочих лопаток компрессора на качество изготовления/ Ю. С. Кресанов, А. Я. Качан, В. В. Чигиринский, А. Н. Бень // Вестник двигателестроения. – 2009. – № 2. – С. 108–115.

Одержано 30.06.2021

Качан О. Я., Уланов С. О. Особливості процесу гарячого видавлювання заготовок робочих лопаток компресора ГТД

Мета роботи. Підвищення якості виготовлення заготовок робочих лопаток компресора гарячим видавлюванням.

Методи й обладнання для дослідження. Дослідження проводилися з використанням кривошипного преса із зусиллям 1000 кН, у роз'ємних штампах відповідно до серійного технологічного процесу.

Штампи нагрівали до 150...200 °С, для поліпшення роботи при видавлюванні заготовок робочих лопаток з титанового сплаву BT8.

Товщину мідного покриття вимірювали магнітоіндукційним приладом ИТМП-3, що має погрешність ± 2 мкм.

Рентгеноспектральний мікроаналіз проводили на растровому мікроскопі ISM-6360ALA.

Нагрівання заготовок робили в печі МП-2В.

Отримані результати. Установлено, що на якість заготовок лопаток з титанового сплаву BT8, отриманих гарячим видавлюванням, впливає стан мідного покриття, що попередньо наносять на поверхню вихідної заготовки.

При нагріванні вихідних заготовок мідь окислюється й в інтервалі температур 250...700 °С швидкість окислювання протікає по лінійній закономірності, а після 700...750 °С – по параболічній закономірності.

Окислювання мідного покриття відбувається нерівномірно не тільки в межах однієї заготовки, але й у межах партії, що приводить до зниження стійкості й погіршенню якості поверхні заготовок лопаток, одержаних гарячим видавлюванням.

Дослідження, проведене РСМА мідного покриття виявило наявність оксидів алюмінію різного ступеня дисперсності.

Джерелом цього матеріалу в мідному покритті є шаржування в поверхню заготовки корунду, використаного при обдуванні, що є причиною появи задирів на пері заготовки лопатки.

Установлено також, що поздовжні риски на пері лопатки, є наслідком прояву на робочій поверхні фільтри матриці бугорків (напливів), викликаних адгезією деформованого матеріалу лопатки до основи металу інструмента.

Наукова новизна. Встановлено закономірність впливу температури нагрівання вихідної заготовки лопатки на швидкість окислювання мідного покриття. Розкрито механізм впливу окислювання мідного покриття й адгезії контактуючих матеріалів при гарячому видавлюванні на стан поверхні одержуваних заготовок.

Практична цінність. Отримані результати дозволяють підвищити якість заготовок робочих лопаток компресора виготовлених гарячим видавлюванням.

Ключові слова: гаряче видавлювання, заготовка робочої лопатки, титановий сплав BT8, мідне покриття, температура, шорсткість поверхні, риски, окислювання.

Kachan A., Ulanov S. Features of the process of hot extrusion of blanks of the rotor blades of a GTE compressor

Purpose. Improving the quality of manufacturing of blanks for compressor rotor blades by hot extrusion.

Research methods and equipment. The research was carried out using a crank press with a force of 1000 kN, in split dies in accordance with a serial technological process.

The dies were heated up to 150 ... 200 °C, to improve the work when extruding the blanks of the rotor blades made from the titanium alloy BT8.

The thickness of the copper coating was measured with an ITMII-3 magnetic induction device with an error of $\pm 2 \mu\text{m}$.

X-ray spectral microanalysis was performed on an ISM-6360ALA scanning microscope.

The billets were heated in an MII-2B furnace.

Results. It has been established that the quality of blade blanks made of BT8 titanium alloy obtained by hot extrusion is influenced by the state of the copper coating, which is preliminarily applied to the surface of the original blank.

When the initial blanks are heated, copper is oxidized and in the temperature range of 250...700 °C the oxidation rate proceeds according to a linear pattern, and after 700...750 °C – according to a parabolic pattern.

Oxidation of the copper coating occurs unevenly not only within one workpiece, but also within the batch, which leads to a decrease in durability and deterioration of the surface quality of the blade workpieces obtained by hot extrusion.

Research carried out by X-ray spectral microanalysis of the copper coating revealed the presence of aluminum oxides of varying degrees of dispersion.

The source of this material in the copper coating is caricature of corundum used in blowing into the surface of the billet, which is the reason for the appearance of scoring on the blade blank.

It was also found that longitudinal marks on the blade are a consequence of the appearance of a matrix of tubercles (sagging) on the working surface of the die, caused by the adhesion of the deformable material of the blade to the base metal of the tool.

Scientific novelty. The regularity of the influence of the heating temperature of the initial blank of the blade on the oxidation rate of the copper coating has been established. The mechanism of the influence of the oxidation of the copper coating and the adhesion of contacting materials during hot extrusion on the surface condition of the resulting blanks is disclosed.

Practical value. The results obtained make it possible to improve the quality of the manufactured blanks of the compressor rotor blades by hot extrusion.

Key words: hot extrusion, working blade blank, BT8 titanium alloy, copper coating, temperature, surface roughness, oxidation.

УДК 620.178.4/.6:62-45:538.911:519.688

- Tatarchuk T. V. PhD Tech., associate professor of Physics Department of National University «Zaporizhzhia Polytechnic», Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: tanko.ho1@gmail.com*
- Kravchuk Yu. S. specialist of the highest category, senior lecturer, Zaporozhye Aviation College named after O.G. Ivchenko, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: kravchuk@zac.org.ua*
- Pelykh V. P. student of Kharkiv National Aerospace University named after M. Y. Zhukovsky «Kharkiv Aviation Institute», Kharkiv, Ukraine, *e-mail: venator.verba@gmail.com*

USE OF ADDITIVE TECHNOLOGIES IN THE MANUFACTURE OF CENTRAL IMPACTORS

Purpose. Analysis of methods of manufacturing centrifugal blades by 3D printing methods on the example of a modernized cooling system of the AI-450M engine of the Mi-2MSB helicopter.

Research methods: calculation method of finite elements, analytical.

Results. Studies have shown that the use of layer-by-layer printing technology of the centrifugal wheel of the cooling system provides the following opportunities and improvements:

- reduce the percentage of rejection of finished products by 8–9 times;
- reduce material consumption by 300–400 %;
- increase the speed of production, experiments and testing the manufacture of working elements through the development of new technologies for rapid production (rapid fabrication);
- easy printing of previously “impossible” geometry.

The analysis of possible types of manufacturing of working centrifugal wheel and the calculated estimation of thermodynamic parameters in the course of step-by-step drawing of layers of metal is carried out. The problem of a large percentage of defects in the process of classical-mechanical milling of blades was solved by changing the type of production to additive one.

Scientific novelty. In today's world, the spread of CAD / CAM / CAE / PLM technologies and the accumulation of a wide library of materials open up a large number of new and more efficient, in terms of economy and quality, methods of manufacturing components and units. Following the example of such giants in the production of aircraft engines as Rolls-Royce Motor, General Electric and Pratt & Whitney, it is clear that the use and development of the latest methods of three-dimensional printing is appropriate.

Practical value. The obtained results are important in the further process of production and modernization of Mi-2 helicopter of all modifications with the latest engines, as well as for projects for the development of helicopter construction in Ukraine - МСБ-2 “Hope”, МСБ-6 “Otaman”, МСБ-8 and others. The ability to increase the efficiency of manufacturing the main working elements - blades allows you to reduce the cost of components, their further repair, operation. The most important factor is to increase reliability, as in the manufacture reduces the likelihood of defects, which will not be detected at the stages of intermediate and final control.

Key words: additive technologies (AT), 3D printing, layer-by-layer extension, centrifugal wheel (CW), finite element method (FEM), cooling system (CS), modernization, air system, pneumatic system, aircraft compressor.

Introduction

Working rotary elements currently have a complex geometry, which is difficult, and in most cases even impossible to transfer geometric dimensions. In their manufacture, working tools perform complex spatial movements in 6 degrees of freedom. Even in the case of using CNC machines, the manufacturing process is delayed and sometimes can not even be completed, due to the impossibility of supplying the cutting tool to the workpiece without the risk of its breakdown [8].

One of the most promising areas of development of modern engineering is the development of new technologies for rapid production of products (rapid fabrication). The essence of such technologies is the layer-by-layer construction of products from powder material on the basis of CAD-models – models whose three-dimensional geometry is described in digital form, using solid-state modeling programs (SolidWorks, CATIA, ProE, AutoCAD, etc.).

When setting the geometry in the form of reference points, lines and surfaces (frame model) and its subsequent translation into the most common stl., Step., X_t. or another format, which can then be cut with slice-sulfur – we get a layered image of each intermediate section, which is set by the boundary splines and baked by lasers along the trajectories.

Currently, the most common elements with complex geometry are the impellers of centrifugal fans, pumps and compressors [2]. Since these elements are structurally monolithic, and the number of blades that need to be processed exceeds 10, their manufacture by metal subtraction methods is impractical [7].

Additive methods of production of centrifugal blades and impellers of compressors, pumps and fans will become more and more popular every year, they can be found in the manufacture of high and low pressure compressors for air-

craft and ground engines, air pneumatic and hydraulic pumps of responsible systems, power plants, cooling fans [1].

1 Analysis of research and publications

Considering the process of development of methods of production of elements of pumps, fans and compressors, special attention is paid to the period 2010–2020 [3–6], in which the active development of additive technologies began, the literature of this period is the newest, relevant and has the largest authority. Most scientists and authors note the special attention of the giants of the aviation and engine industry in the field of spatial printing. “Prospects for the use of additive technologies in the creation of aerospace and rocketry” – the result of an in-depth analysis of the latest trends, means of saving and increasing reliability in the production of the most loaded pneumatic and hydraulic systems.

Spatial printing is usually appropriate for the manufacture of parts of complex geometry with a large number of planes and thin-walled elements in the production of small and medium batches, and less appropriate for parts with a simple structure and mass or multi-batch production [3].

Thus, this paper presents a modernized centrifugal fan of the Mi-2 helicopter and performed CAD calculations (temperature, deformation, mechanical stress) in the most important section for this part, provided it is manufactured using additive technologies.

2 Goal of the work

The main purpose of this work is the analysis of methods of manufacturing centrifugal blades by 3D printing methods on the example of the modernized cooling system of the AI-450M engine of the Mi-2MSB helicopter.

Increasing production productivity, and as a consequence of reducing the cost of manufacturing working blade parts and assemblies is possible in the following ways:

- organization of production;
- increase of a series;
- use of more advanced equipment;
- mechanization of the cycle;
- the use of fundamentally different production

methods that save time of equipment operation, material consumption and other indicators of production.

Changing the organization of production is not always possible within the established type of management. This requires a lot of money and a lot of work with management. The organization of production is a matter for coaches and managers, from the point of view of technical workers this issue is not considered.

Increasing the production series is not an effective way, because in some cases, it is not appropriate due to low demand for goods, or experimental / experimental type of production, which is mandatory in the initial stages of production. Particular attention should be paid to the fact that in the field of aircraft construction - mass production is a rare phenomenon and is not permanent. The convenience of the additive method is the ability to manu-

facture parts and assemblies in series of up to 100 and more than 10,000 with a relatively equal cost per unit of goods.

The use of more advanced equipment is always a large pile of economic calculations of production costs, calculation of series payback ratios, cost-effectiveness ratios of capital investments, payback period indicators, which in many cases will indicate the inexpediency of purchasing new equipment. It is also unprofitable to install new tools for small series of production, which also closes the possibility of experimental and small-scale production.

Mechanization of the production cycle can significantly reduce the percentage of manual labor, increase the pace of production, allows you to go to a parallel or series-parallel cycle, but can be used effectively only in mass production.

Due to all these factors, the most logical way is to find the latest production methods that will contain the advantages of the classical method of machining, but will be able to give the necessary increase in productivity.

After studying the ways of production of the world's production giants, it was found that the methods of spatial printing are not only used, but gradually replace the classic types of tools [5].

3 Presentation of the basic material and analysis of the obtained results

After the remotirization and replacement of the GTD-350 with newer AI-450M-P, which increased the capacity, the heat output also increased. The fan assembly has not been structurally changed, the cooling system designed for less powerful engines began to work in more complex conditions. Productivity began to be lacking both for cooling the STG-9M starter generators and for blowing the flanges connecting the shafts of the main gearbox and motors (or idling clutches, if any).

Since the unit operates at a nominal 8000 rpm, it is possible to use a centrifugal fan type. This design change gives a big increase in the productivity of pumping cold heated air to hot units.

As initial data, to test the feasibility and feasibility of the additive method, were selected: the geometry of the impeller of the centrifugal fan unit of the helicopter MSB-2, wheel material titanium Ti64 (granular) (the most common fine powder with close mechanical physical and operational characteristics to the original titanium alloy). Obviously, to reduce the cost of the experiment, it is advisable to create a virtual copy of the product, so a spatial model was built, which was then transformed into x_t format for calculation in the FEM system, and in stl to analyze the success of slicer and print.

In fig. 1. The modernized centrifugal fan of the Mi-2 helicopter is presented. As a result of calculations the ready geometry of the main and splitter blades was received. All other wheel elements were added to CAD COMPASS 3D. See the final geometry in Fig. 2.

To reduce the cost due to additive production, we calculate the necessary parameters for two cases, production by the method of spatial printing, and machining.

Material savings are the ratio of the amount of alloy used for milling and drilling to the amount of material that will be converted into printing powder:

$$K_M = \frac{M_M}{M_A} = \frac{59,971}{15,169} = 3,95,$$

where M_M – the mass of material used in the manufacture of mechanical means, kg;

M_A – the mass of material used in the manufacture of the additive method, kg.

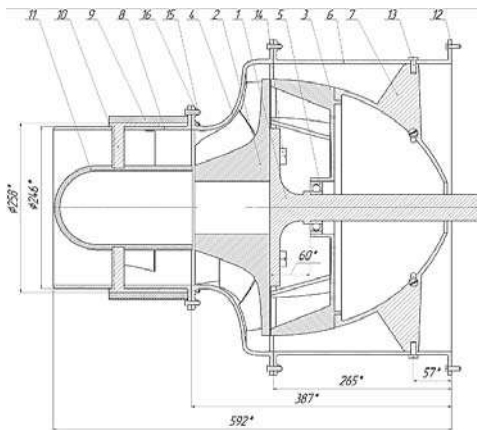


Fig. 1. Upgraded explosive helicopter Mi-2:

- 1 – shaft; 2 – centrifugal wheel; 3 – stator disk; 4 – diffuser;
- 5 – ceramic bearing; 6 – housing; 7 – diffuser cone; 8 – fairing housing; 9 – casing; 10 – stator blade; 11 – fairing; 12 – bolt; 13, 14 – screws; 15 – nut; 16 – washer

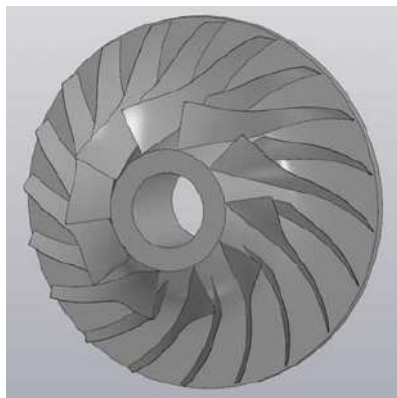


Fig. 2. 3D model of a working centrifugal wheel

That is, with the help of spatial printing you can save almost 4 times

Specific energy input:

$$E_{LM} = \frac{P_M}{V_M} = \frac{70000}{133269903} = 0,0052,$$

where P_M – the amount of energy consumed during mechanical production, kW;

V_M – volume of material of the workpiece of the centrifugal wheel, mm³;

$$E_{LA} = \frac{P_A}{V_A} = \frac{45000}{3370964} = 0,0133,$$

where P_A – the amount of energy consumed during production by the additive method, kW;

V_A – the volume of material required for printing the centrifugal wheel, mm³;

$$\frac{E_{LA}}{E_{LM}} = \frac{0,0133}{0,0052} = 2,557.$$

This indicates an increase in energy consumption in additive printing by 255 %.

The most important factor is the percentage of printing, from open sources it is known that the lack of stages from the workpiece to the final machined impeller is in the range of 75...85 % (in terms of triple curvature of the working surface and the number of blades more than 10). General Electric achieved a failure rate of 3...10 % for compressors of complex geometry.

The final efficiency is calculated by the formula:

$$C_M = (I_M \cdot M_M + P_M \cdot T_M) \cdot \Delta_M = (1200 \cdot 59,971 + 70000 \cdot 1,68) \cdot 5 = 947826,$$

where I_M – the price of the material used for the manufacture of CW by mechanical means;

T_M – the price per unit of energy input in mechanical manufacturing;

Δ_M – the mass coefficient coefficient in mechanical production, kg⁻¹.

$$C_A = (I_A \cdot M_A + P_A \cdot T_A) \cdot \Delta_A = (1800 \cdot 15,169 + 45000 \cdot 1,68) \cdot 1,05 = 108049,$$

where I_A – the price of the material used for the manufacture of CW by mechanical means;

T_A – the price per unit of energy input in additive manufacturing;

Δ_A – the mass coefficient for additive manufacturing, kg⁻¹.

$$\frac{C_M}{C_A} = \frac{947826}{108049} = 8,77.$$

That is, the average increase without taking into account the costs of administrative services, sales, etc. is 877 %. The comparison in the first approximation indicates a significant increase in manufacturing productivity, compared with the original method.

With the help of FEM analysis we determine the possibility of printing the geometry of the wheel on the simplest printers. Analyzing the obtained results, we can conclude that it is possible to achieve the required values of quality and economy of the material, the details of which are made by the additive method. Among the features of creating a grid are the creation of a very small grid over the entire volume of the part, the creation of the base on which the part will be built and the creation of

reinforcing supports (due to the complex geometry of the main blades, the angle is greater than 70 °C). In fig. 3 presents a grid of finite elements for thermodynamic calculation, and in table. 1 – initial calculation parameters.

Table 1 – Initial calculation parameters

| Indicator | Parameter |
|-------------------------|------------------------|
| Sintering temperature | 1604 °C |
| NS temperature | 22 °C |
| Powder dimensions | 0,4-0,8 |
| Powder material | Ti64 |
| Impeller weight | 15,169 kg |
| Pressure in the chamber | 110000 Pa |
| Maximum material stress | 1000 N/mm ² |
| Base material | 40XC |

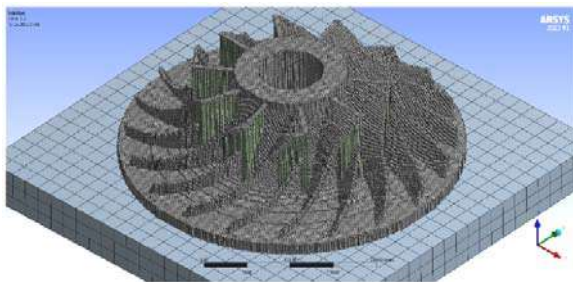


Fig. 3. Finite element grid for thermodynamic calculation

The calculation of temperature loads is carried out in the program Ansys Transient Thermal. The input data for the calculation were: powder material (Ti64), ambient temperature (taken under standard conditions), parameters of the laser installation (the simplest laser installation) and other reference data. The dimensions of the powder are 0.4 mm. Operating sintering temperature 1604 °C (Fig. 4). Each layer of powder is sintered and then cooled to an ambient temperature of 22 °C.

The calculation of mechanical loads in the printing process is carried out in the program Ansys Static Structural. The input data were the values obtained in the Transient Thermal module. As a result of the calculation, error values due to temperature stresses in the cross sections were obtained.

The largest defect is obtained in the cross section of the supports (Fig. 5), which in the maximum values is equal to 2.1 mm. The error in the cross section of the blade at all stages of printing does not exceed 1 mm, which is less than the required tolerance (3 mm). Because the supports are removed after printing, an error of 2.1 mm can be neglected.

An important indicator is the shear stress in the cross section during printing. The maximum allowable shear stress for Ti64 is about 1000 N/mm², in the printing process the shear stress in the section is kept within 550 N/mm², which is almost twice less than the allowable. At critical points, the voltage reaches 814 N/mm² units, which allows us to consider the printing process safe for internal loads. Figures 5–7 are presented in a scale of 20:1 for the convenience of lining the places of deformation. See the on-shear field in Figure 6.

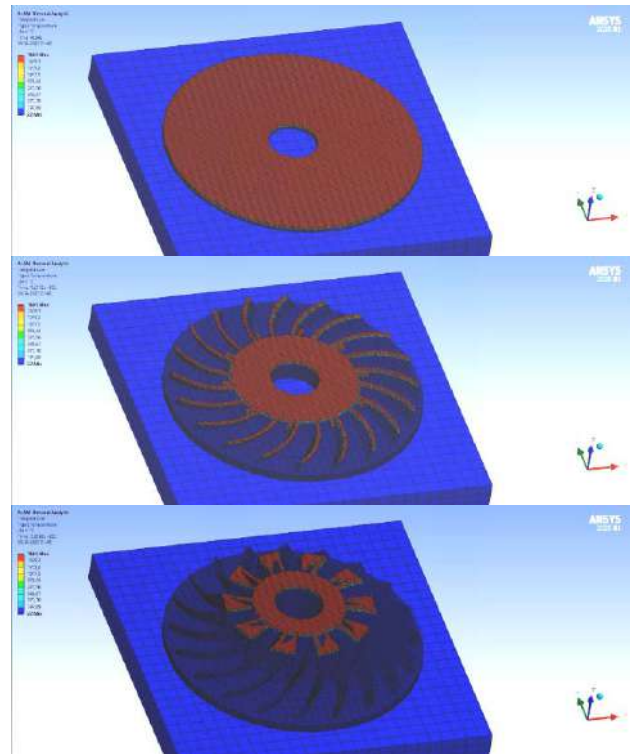


Fig. 4. Temperature field at the beginning in the middle and end of the sintering process of the wheel

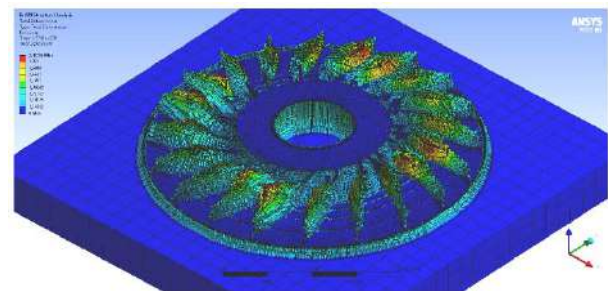


Fig. 5. Defect field as a result of thermal loads in the most loaded section

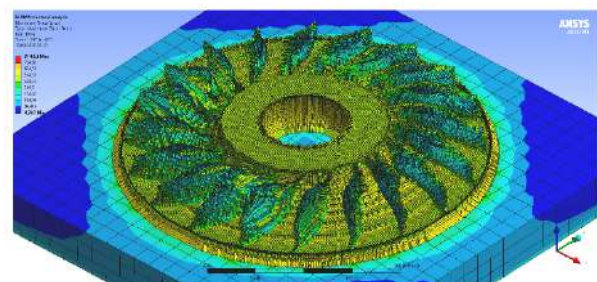


Fig. 6. Shear stress field in dangerous section in the most loaded section

The value of the printing inaccuracy at an angle of the laser direction of 45° is in the range of -1.8... + 1.8 mm (in the support zone) and -0.2... + 0.2 mm (in the area of the main part) therefore the error of the deformation of the location neglect (less than 3 mm for support) the amount of deformation error see in Figure 7.

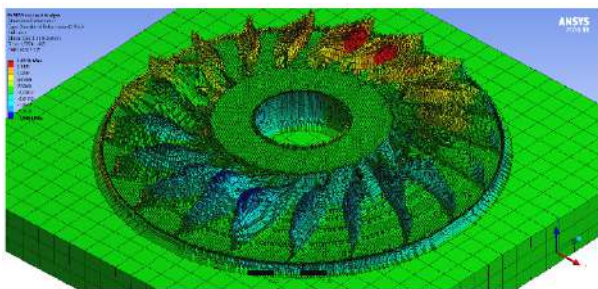


Fig. 7. The deformation field of the location in the most loaded section

The density of the grid is $2 \cdot 10^6$ knots, such a small grid allows to assert the validity of the obtained results by FEM methods. According to the results of the calculation, the need to create a base for printing - steel 40XS or analogues, the creation of reinforcing supports (due to the complex geometry of the main blades, the angle of inclination when printing is greater than 70°).

When loading an archive with geometry (.stl) of the finite element grid and initial conditions, we obtain a control program for additive production on a standard installation. The conclusion of this calculation is a ready-made control program for printing, data indicating the possibility and safety of printing the impeller in the case of titanium Ti64.



Fig. 8. Cleaning of the printed centrifugal impellers from powder

As a result of experiments with baking of Ti64 powder, the quality of the surface was determined, which, although it contains a large number of small deformation elements, but their effect on mechanical characteristics is not large [4], thus, none of these is a large stress concentrator and will not lead to destruction. as a result of the action of workloads. The titanium alloy Ti6-Al-4V under normal conditions (Fig. 9) exists in the form of an alpha phase with a crystal structure of densely paved spheres. The beta phase has a cubic crystal structure. Aluminum stabilizes the alpha phase and vanadium the beta phase [9]. The dependence of the number of granules per unit area on their diametrical size can be seen in Figure 10.

Analysis of the size distribution of Ti64 / Ti6-Al-4V powder granules (Fig. 10) shows that it obeys Gau'sss law, the most probable granule size being 5.1...5.3 nm. Analysis of the microstructure of the samples obtained by additive technologies showed the presence of a small number of pores (Fig. 9b). In the future, real tests of samples are planned.

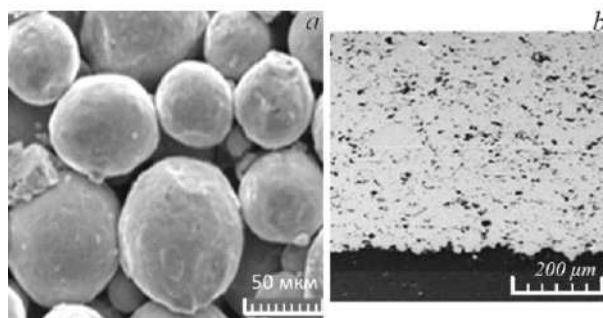


Fig. 9. Ti64 / Ti6 – Al – 4V powder in the form of granules (a) and the layer structure of Ti64 powder as a result of sintering (b)

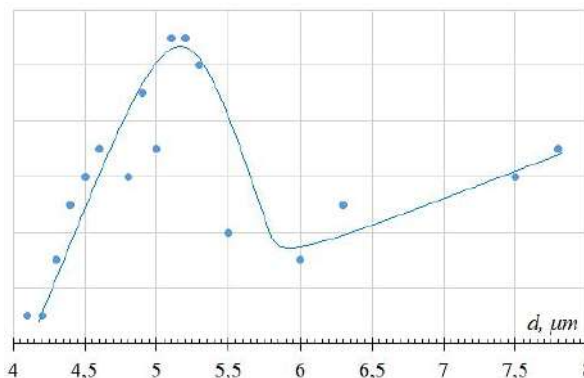


Fig. 10. Distribution by size of granules

Conclusions

1. Additive method of production is considered more appropriate for the production of centrifugal impellers and blades due to the presence in the geometry of the latter complex surfaces of triple curvature, difficult to machine or cannot be obtained mechanically due to small size tolerances (thinnest parts of splitting blades 1.6 mm)
2. According to the analysis of the calculation of the additive seal of the wheel, the economy of the material is determined in comparison with the processes of chip formation, which reaches 300...400 %.
3. Centrifugal fans, due to the design features of units and aggregates are monolithic, so in the production process are adversely affected by a large number of roughing and finishing operations, which adversely affect their structure and quality. Mechanical exposure can leave surface defects. Additive technologies depend only on the type of sintering or surfacing mechanism and are more permanent in the end. The obtained surface quality on a simple printer is satisfactory for the conditions of nominal operation of the unit (absence of stress concentrators that can lead to failure and the value of equivalent roughness, which lies within the necessary limits for proper and stable air or liquid flow).
4. Due to the use of spatial printing, the percentage of marriage decreased from the range of 75... 85 % to 3... 10 %, which according to the calculations in the first approximation, given the increase in energy consumption and its reduction in material consumption, gives an increase in productivity of 877 %. The need to create a printing base and supporting elements is justified.
5. Deformations as a result of local temperature

stresses lie within the tolerances.

6. The additive method allows to obtain all the necessary number of working elements in all types of production, from experimental to mass without a sharp rise in price. Machines with laser installations are universal, which indicates their ability to be used later in the manufacture of other parts of a completely new configuration.

7. The cost of preparing a part for production is simplified, as it is not necessary to adjust the CNC machine, only a CAD model is needed for printing, which is transferred to printing in an incredibly fast time (recommended check of the thermodynamic model).

References

1. Исследование свойств коррозионностойкой стали, полученной по аддитивной технологии, применительно к условиям эксплуатации жидкометаллических теплообменных систем. Перспективные материалы / Ладько М. А., Люблинский И. Е., Еремин А. Г. и др. – 2019. – № 10. – С. 26–34.

2. Воронецкий А. В. Современные центробежные компрессоры / Воронецкий А. В. – М. : Премиум Инжиниринг, 2007.

3. Чемодуров А. Н. Применение аддитивных технологий в производстве изделий машиностроения /

Чемодуров А. Н. // Известия ТулГУ. Технические науки. – 2016. – № 8. – Ч. 2. – С. 210–217.

4. Смуров И. Ю. О внедрении аддитивных технологий и производства в отечественную промышленность / Смуров И. Ю., Конов С. Г., Котобан Д. В. // Новости материаловедения. Наука и техника. – 2015. – № 2. – С. 11–22.

5. Чумаков Д. М. Перспективы использования аддитивных технологий при создании авиационной и ракетно-космической техники / Чумаков Д. М. // Труды МАИ. – 2014. – № 78. – 22 с.

6. Логачева А. И. Аддитивные технологии производства ответственных изделий из металлов и сплавов / Логачева А. И., Сентюрин Ж. А., Логачев И. А. // Перспективные материалы, 2015. – № 4. – С. 5–16.

7. Бобровский С. А. Гидравлика, насосы и компрессоры / Бобровский С. А., Соколовский С. М. – М., изд-во «Недра», 1972.

8. Михайлов А. К. Компрессорные машины / Михайлов А. К., Ворошилов В. П. – М. : Энергоатомиздат, 1989.

9. Titanium Alloy Ti 6Al-4V Technical Data Sheet. Carpenter Technology Corporation, 2017.

Одержано 23.07.2021

Татарчук Т. В., Кравчук Ю. С. Пелих В. П. Використання адитивних технологій при виготовленні відцентрових робочих коліс

Мета роботи. Аналіз методів виготовлення відцентрових лопаток методами 3D друку на прикладі модернізованої системи охолодження двигуна AI-450M гелікоптеру Mi-2МСБ.

Методи дослідження: розрахунковий метод кінцевих елементів, аналітичний.

Отримані результати. Проведені дослідження показали, що застосування технологій пошарового друку відцентрового колеса системи охолодження надають наступні можливості та покращення:

- зменшити відсоток відбракування готових виробів у 8–9 разів;
- знизити витрату матеріалу на 300–400 %;
- підвищити швидкість виробництва, дослідів, експериментів та відпрацювання виготовлення робочих елементів за рахунок розробки нових технологій швидкого виробництва (*rapid fabrication*);
- легкий друк раніше «неможливої» геометрії.

Був проведений аналіз можливих видів виготовлення робочого відцентрового колеса, в роботі проведена розрахункова оцінка термодинамічних параметрів в процесі поетапного нанесення шарів металу. Проблема великого відсотку браку в процесі класичного – механічного фрезерування лопатей була вирішена за рахунок зміни виду виробництва на адитивний.

Наукова новизна. У сучасному світі за рахунок розповсюдження CAD / CAM / CAE / PLM технологій та накопиченню широкої бібліотеки матеріалів відкривається велика кількість новітніх та більш ефективних, з точки зору економії та якості, методів виготовлення вузлів та агрегатів. На прикладі таких гігантів виробництва авіаційних двигунів Rolls-Royce Motor, General Electric та Pratt & Whitney зрозуміло, що використання та розробка новітніх методів об'ємного друку є доцільною.

Практична цінність. Одержані результати мають важливе значення в подальшому процесі виробництва та модернізації гелікоптеру Mi-2 усіх модифікацій з новітніми двигунами, а також для проектів по розвитку будівництва гелікоптерів Україні – МСБ-2 «Надія», МСБ-6 «Отаман», МСБ-8 та інших. Можливість підвищення ефективності виготовлення основних робочих елементів – лопатей дає змогу знизити собівартість вузлів, їх подальшого ремонту, експлуатації. Найголовнішим чинником є підвищення надійності, тай як при виготовленні знижується ймовірність дефектів, що потім не будуть виявлені на етапах проміжного та кінцевого контролю.

Ключові слова: адитивні технології (АТ), 3D друк, пошарове нарощування, відцентрове колесо (ВК), метод кінцевих елементів (МКЕ), система охолодження (СО), модернізація, повітряна система, пневмосистема, авіаційний компресор.

Татарчук Т. В., Кравчук Ю. С. Пелых В. П. Использование аддитивных технологий при изготовлении центробежных рабочих колес

Цель работы. Анализ методов изготовления центробежных лопаток методами 3D печати на примере модернизированной системы охлаждения двигателя АИ-450М вертолета Ми-2МСБ.

Методы исследования: расчетный метод конечных элементов, аналитический.

Полученные результаты. Проведенные исследования показали, что применение технологий послойного печати центробежного колеса системы охлаждения предоставляют следующие возможности и улучшения:

- уменьшить процент отбраковки готовых изделий в 8-9 раз;
- снизить расход материала на 300–400 %;
- повысить скорость производства, опытов, экспериментов и отработки изготовления рабочих элементов за счет разработки новых технологий быстрого производства (*rapid fabrication*)
- легкая печать ранее «невозможной» геометрии.

Был проведен анализ возможных видов изготовления рабочего центробежного колеса, в работе проведена расчетная оценка термодинамических параметров в процессе поэтапного нанесения слоев металла. Проблема большого процента брака в процессе классического – механического фрезерования лопастей была решена за счет изменения вида производства на аддитивный.

Научная новизна. В современном мире за счет распространения CAD / CAM / CAE / PLM технологий и накоплению широкой библиотеки материалов открывается большое количество новых и более эффективных, с точки зрения экономики и качества, методов изготовления узлов и агрегатов. На примере таких гигантов производства авиационных двигателей Rolls-Royce Motor, General Electric и Pratt & Whitney понятно, что использование и разработка новейших методов объемного печати целесообразна.

Практическая ценность. Полученные результаты имеют важное значение в дальнейшем процессе производства и модернизации вертолета Ми-2 всех модификаций с новейшими двигателями, а также для проектов по развитию вертолетостроения в Украине – МСБ-2 «Надежда», МСБ-6 «Атаман», МСБ-8 и других. Возможность повышения эффективности производства основных рабочих элементов - лопастей позволяет снизить себестоимость узлов, их последующего ремонта, эксплуатации. Самым главным фактором является повышение надежности, да как при изготовлении снижается вероятность дефектов, потом не будут обнаружены на этапах промежуточного и конечного контроля.

Ключевые слова: аддитивные технологии (АД), 3D печать, послойное наращивание, центробежное колесо (ВК), метод конечных элементов (МКЭ), система охлаждения (СО), модернизация, воздушная система, пневмосистема, авиационный компрессор.

- Єршов А. В. д-р. техн. наук, професор, професор кафедри фізики Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: ershov@zpu.edu.ua
- Зеленіна О. А. Лаборант кафедри фізики Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: e: hellen_shi@mail.ru

МЕТОД ДУГОВОЇ АКТИВАЦІЇ ОСНОВИ ПРИ ЗБІЛЬШЕННІ ДИСТАНЦІЇ ПЛАЗМОВОГО НАПИЛЕННЯ

Мета роботи полягає у підвищенні працездатності плазмового покриття шляхом розробки методу іонно-дугової активації основи при використанні активуючого електрода, що призводить до збільшення міцності зчеплення покриття внаслідок розпилення поверхневих оксидів основи.

Методи дослідження. Експериментальний та розрахунковий, механічні випробування, оптична мікроскопія. Розробка методу іонно-дугової активації основи деталі при збільшенні дистанції нанесення покриття полягає у використанні активуючого електрода, який розташовано біля поверхні основи для створення додаткової активуючої дуги. Визначено вплив активуючої дуги на міцність зчеплення покриття. Виконано оцінку густини струму активуючої дуги для розпилення поверхневих оксидів основи.

Отримані результати. Знайдено метод дугової активації поверхні основи при збільшенні дистанції нанесення покриття. Показано, що використання активуючої дуги зворотної полярності, яка горить між додатковим електродом та основою призводить до іонного бомбардування поверхні, розпилення поверхневих оксидів та створення мікрократерів на поверхні основи. Внаслідок цього міцність зчеплення підвищується удвічі у порівнянні з міцністю зчеплення, отриманою без використання іонно-дугової активації основи. Проведено розрахунки швидкості катодного розпилення поверхневих оксидів основи та визначено мінімальну густину струму активації основи, що призводить до повного розпилення шару оксидів заданої товщини.

Наукова новизна. Визначено, що незважаючи на швидке окислення основи в атмосферних умовах, використання методу іонно-дугового очищення поверхні під час нанесення покриття призводить до значного підвищення міцності зчеплення покриття з основою.

Практична цінність. Отримані результати підвищення міцності зчеплення збільшують працездатність, гарантований ресурс роботи плазмового покриття на деталях машин та механізмів.

Ключові слова: плазмове покриття, катодне розпилення, міцність зчеплення, іонно-дугова активація, поверхневі оксиди, дистанція нанесення покриття.

Вступ

Існує проблема підвищення міцності зчеплення та когезійної міцності плазмових покриттів. Одним з шляхів вирішення цієї проблеми є застосування методів активації основи під час нанесення покриття. У роботі [1] активацію та нанесення газотермічного покриття, виконують одночасно з іонно-дуговою активацією поверхні та розпилюванням поверхневих оксидів при атмосферному тиску за допомогою додаткового дугового розряду зворотної полярності струмом 25–30 А. Але довжина активуючої дуги, яка горить між дротом-анодом плазмотрона та поверхнею підкладки і дорівнює дистанції напилення складає лише 15–20 мм, що недостатньо з умов оптимізації процесу.

Аналіз досліджень та публікацій

Недоліком вказаного методу є обмеження дистанції напилення. При обробці поверхонь складних великогабаритних деталей, таких як колінчасті вали та інші, необхідна дистанція напилення збільшується і може складати 200 мм, що перевищує її значення при активації дугою, яка горить між дротом-анодом плазмотрона та поверхнею основи. Довжина активуючої дуги обмежується внаслідок зростання

напруження при одночасному зменшенні електропровідності плазми по довжині плазмового струменя.

Існує і інший метод нанесення плазмових покриттів, [2–5], який використовує термічну активацію оброблюваної поверхні електричним струмом виносної дуги, поєднаної з плазмовим струменем. Виносна активуюча дуга потужністю 1–8,5 кВт з пульсуючим струмом та частотою імпульсів 25–100 Гц горить між виносним катодом та поверхнею основи.

Недоліком цього методу на наш погляд є недостатньо повне використання можливості електричної дуги для активації основи. Використовується тільки термічна активація поверхні, оскільки виносний електрод є катодом, а основа – анодом. Однак на наш погляд більш важливим процесом ніж термічна активація поверхні є очищення основи від оксидів та адгезійних плівок, наявність яких суттєво знижує міцність зчеплення. Відомо, що найбільш ефективно очищення поверхні від оксидів та адгезійних плівок під дією іонного бомбардування та катодного розпилювання поверхні відбувається у тому разі, коли ця поверхня є катодом, а не анодом [6, 7]. Окрім того, при використанні основи у якості анода тепловий струм на її поверхні

буде у 2–3 рази вищим ніж на катоді. Тому цей метод нанесення покриття може привести до перегріву поверхні деталей, ймовірності термічної деформації виробу та деструктивних змін у підкладці.

Мета роботи полягає у підвищенні міцності плазмового покриття шляхом розробки метода іонно-дугової активації основи при використанні активуючого електрода, що призводить до розпилення поверхневих оксидів при збільшенні міцності зчеплення.

Активація основи при великій дистанції напилення досягається тим, що її виконують за допомогою струму виносної дуги зворотної полярності, яка горить між основою та виносним анодом, рис. 1, який знаходиться на відстані 15–30 мм від основи.

Виносна дуга зворотної полярності служитиме способом активації і очищення поверхні металу від оксидів, що необхідно для підвищення міцності зчеплення без значного підвищення температури основи. Сила струму виносної дуги для очищення і активації основи знаходиться у інтервалі 30–100 А. Для масивних деталей, при підвищенні сили струму виносної дуги, буде зростати міцність зчеплення внаслідок часткового приварювання частинок покриття до підкладки.

Схему установки для газотермічного напилення з використанням іонної активації поверхні виносною дугою зворотної полярності зображено на рис. 1.

Установка складається з плазмотрона 1, дроту – анода 2, що розпилюється, металізаційного струменя 3, анода виносної дуги 4, джерела живлення активуючого анода 5, шару покриття 6 на поверхні підкладки 7.

Метод активації основи

За допомогою електричної дуги, що горить у плазмовому струмені всередині плазмотрона 1, рис. 1, під тиском 0,4 МПа відбувається розпилювання дроту-анода 2 і створюється металізаційний струмінь 3, який переносить розпилений метал на поверхню підкладки 7 і створює шар покриття 6. З металізаційним струменем 3 поєднують анод виносної дуги 4, яка горить у металізаційному струмені 3 між

анодом виносної дуги 4 та поверхнею основи 7, під дією напруги джерела живлення активуючого анода 5.

Для очищення поверхні основи від оксидів між ізольованим активуючим анодом виносної дуги 4 та поверхнею підкладки 7 підключається джерело живлення активуючого анода 5, яке під час нанесення шару покриття 6, створює виносну дугу довжиною 10–30 мм. При цьому відбувається іонне бомбардування поверхні основи 7 та утворення мікроратерів внаслідок процесів вибухової емісії. При дистанції напилення 250 мм струм виносної дуги складає А 50, що не призводило до перегріву поверхні підкладки.

Міцному з'єднанню металевих частинок з основою в атмосферних умовах перешкоджає утворення плівки оксидів на підкладці. Для зменшення тривалості взаємодії кисню з металом слід робити очищення поверхні одночасно з процесом нанесення покриття. Доцільно використовувати явище катодного розпилення оксидів на підкладці за допомогою додаткової дуги зворотної полярності, що горить між розпилюється дротом і підкладкою.

Практично важливим є дослідження можливості підвищення міцності зчеплення покриття при використанні катодного розпилення оксидів в процесі нанесення плазмового покриття на підкладку. При розпилюванні токоведучого дроту створюється потік металізаційних частинок, які утворюють струмопровідний канал між дротом і основою. Джерело з зовнішнім напругою ~ 30 В підключають негативним полюсом до основи і позитивним до анода виносної дуги 4. При довжині виносної дуги 15–20 мм в ланцюзі джерела проходив струм ~ 30 А, який приводив до іонного розпорощення оксидів на основі. Енергія іонів, що падають на основу з урахуванням їх рекомбінації запишеться:

$$\varepsilon_i = e(U_k + E_i) + \frac{3}{2}kT, \quad (1)$$

де e – заряд електрона; k – постійна Больцмана; U_k і E_i – катод падіння і потенціал іонізації парів металу; T – температура іонів в плазмі.

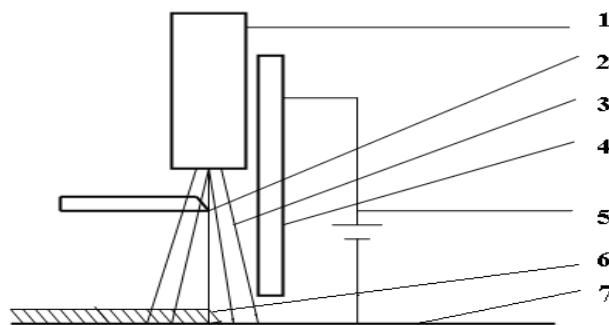


Рис. 1. Спосіб газотермічного нанесення покриття

Розпилення оксидів на основі здійснюється іонами з енергією більше порогової, яка становить приблизно $(5 \div 20)$ еВ [9], що менше ніж енергія іонів падаючих на основу, яка відповідно до (1) складається з кінетичної енергії – $e U_k$, отриманої в зоні катодного падіння потенціалу, потенційної енергії рекомбінації з електроном – $e E_i$ і теплової енергії хаотичного руху – $3/2 kT$. При розглянутих умовах енергія іонів ~ 25 еВ. З огляду на те, що при енергії іонів близькою до граничної, коефіцієнт розпилення оксидної плівки $S \approx 1$, [9]. При заданій щільності іонного струму j , швидкість розпилення плівки визначиться зі співвідношення:

$$S \cdot j_i = e \cdot n \cdot \frac{d\delta}{dt}, \quad (2)$$

де e – заряд електрона; S – коефіцієнт розпилення;
 n – концентрація атомів у плівці оксидів;
 δ – товщина плівки оксидів.

Дослідження мікрошліфів покриття показують, що товщина оксидного шару між покриттям і підкладкою становить, приблизно $\delta = 0,5 \cdot 10^{-5}$ м. Наявність оксидного шару обмежує адгезійну міцність покриття на рівні 25 МПа. Для видалення оксидів підбирався режим розпилення по щільності іонного струму при заданій тривалості процесу розпилення, яка визначалася швидкістю переміщення основи щодо плазмотрона $V = 0,2$ м/с і діаметром плазмового струменя в зоні контакту з основою $d = 10^{-2}$ м.

$$\tau = \frac{d}{2V} = 2,5 \cdot 10^{-2}, \text{с.} \quad (3)$$

Вважалося, що час розпилення оксидів відповідає переміщенню основи на половину діаметра плазмового струменя і становить: $2,5 \cdot 10^{-2}$, с. Щільність іонного струму, необхідна для розпилення шару оксидів товщиною $0,5 \cdot 10^{-5}$ м визначиться за формулою (2) при щільності атомів в шарі $n = 1028 \text{ м}^{-3}$ і коефіцієнті розпилення $S = 1$, складе:

$$j_i = e \cdot n \cdot \delta / \tau = 32 \cdot 10^4, \text{ А/м}^2. \quad (4)$$

Крім катодного розпилення іонне бомбардування створює на основі мікроратери діаметром 2–3 мкм, рис. 2, які збільшують дефектність структури і поверхневу енергію, що сприяє підвищенню міцності зчеплення.

Для отримання і випробування покриттів напилювались зразки з ст. 5 дротом марки Нп-65Г діаметром 1,4 мм. Загальна товщина напилюного шару становила 4 мм. Випробування покриття товщиною 4 мм на відрив штифта діаметром 4 мм. показали, що міцність зчеплення зросла з 25 МПа до 52 МПа. При цьому не потрібна попередня дробеструйна активація основи [10]. Детальний аналіз зразків після штифтової проби свідчив про розрив самого покриття, що можливо коли міцність зчеплення досягає, або перевищує когезійну міцність покриття.

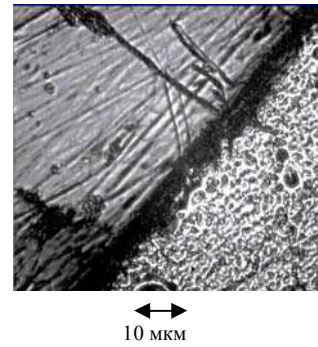


Рис. 2. Границя обробки поверхні металу при іонно-дугового активації при щільності струму $30 \cdot 10^4 \text{ А/м}^2$, швидкості переміщення дуги 0,2 м / с

Причиною підвищення міцності зчеплення на наш погляд є зменшення товщини шару оксидів між покриттям та підкладкою, який при відсутності дугової активації відокремлює шар покриття від основи. Підтвердженням зміцнення перехідною зоною покриття – основа є фотознімки зони контакту мікрошліфів рис. 3. і вимірювання мікротвердості напилених зразків. Фотознімки мікрошліфів зони контакту, отриманих без застосування і з застосуванням іонного розпилення оксидів показані на рис. 3 [7]. Товщина оксидної зони на рис. 3а) становить, приблизно $0,5 \cdot 10^{-5}$ м. Ця величина і була використана в розрахунку необхідної щільності струму для розпилення поверхневих оксидів (4).

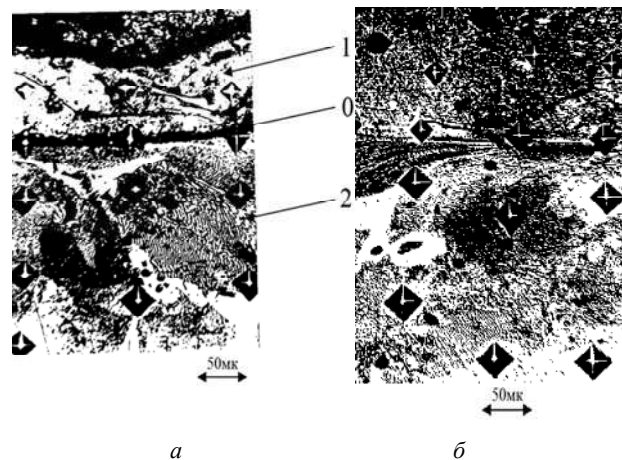


Рис. 3. Мікрошліф контакту покриття-підкладка отримано: а – при дробеструйної активації підкладки і б – при іонної активації підкладки зі сталі Ст-5. Покриття Нп- 65Г

Як видно з порівняння знімків, ширина темної оксидної перехідної зони в стикі між покриттям і основою при використанні іонно дугового обробки зменшується більш, ніж на порядок, що забезпечує створення міцного хімічного зв'язку. Вимірювання мікротвердості Н05 перехідної зони покриття – основа, наведене в табл. 1, [7], показують, приблизно, десятикратне зниження мікротвердості в стикі між покриттям і підкладкою при традиційному способі нанесення покриттів з попередньою дробеструйною обробкою.

Таблиця 1 – Розподіл мікротвердості Н0,5, ГПа в перехідній зоні покриття-основа в залежності від методу підготовки поверхні під напылення [7]

| Зона вимірювання | Підкладка, сталь Ст 5 | Перехідна зона | Покриття дрiт Нп-65Г |
|------------------------|-----------------------|----------------|----------------------|
| Дробоструминна обробка | 3,5 | 0,4 | 5,6 |
| Іонно-дугова активація | 3,2 | 3,6 | 6,1 |

Застосування методу іонно дугового розпилення оксидів дає щільний стик, в якому не виявляється зниження мікротвердості, що свідчить про ефективність запропонованого методу підвищення міцності зчеплення. Присутність ліній температурних деформацій підкладки на рис. 3 свідчить про міцність з'єднання плазмових покриттів з підкладкою.

Висновки

1. Застосування додаткового активуючого електрода дозволяє здійснювати дугову активацію основи під час нанесення плазмового покриття при будь-якій дистанції напылення.

2. Активацію основи дуговим розрядом зворотньої полярності супроводжується катодним розпиленням оксидів та створення мікроратерів діаметром 3–5 мкм на її поверхні.

3. Дугове розпилення поверхневих оксидів призводить до двократного підвищення міцності зчеплення покриття з основою при струмі активуючої дуги 40–50 А.

Список літератури

1. Пат. 37048 Україна, МПК С23С14/38. Спосіб газотермічного нанесення покриття / А. В. Ершов, Н. Н. Сытников, О. Г. Биковський ; заявник і патентовласник Запорізький нац. техн. ун-т.– №u200808642, заявл.01.07.08 ; опубл. 10.11.08.– Бюл. № 21. – 2008. – 3с.

2. Пат. 2155822 Росія, МПК С23С4/12. Спосіб плазменного нанесення покриттів [електр. ресурс]/ А. М. Гонопольский, А. Ф. Пузряков; Патенто-обладатель : ОАО «КОМПАТ» ; заявл. 25.08.1999 ; опубл. 10.09.2000.–Режим доступу: <http://www1.fips.ru>.

3. Исследование влияния активации поверхности основы дуговым разрядом в процессе напыления на адгезионно-когезионные характеристики плазменного покрытия / Н. В. Протасова, И. П. Гришина, В. М. Таран, А. В. Лясникова // Вестник СГТУ. – 2012. – № 2 (66). – Вып. 2. – С. 147–152.

4. Лясникова А. В. Проектирование электроплазменных технологий и автоматизированного оборудования / С. М. Лисовский, В. М. Таран, А. В. Лясникова. – М. : Моск. гос. техн. ун-т им. Н. Э. Баумана, 2005. – 256 с.

5. Технологическое обеспечение качества плазменных покрытий на основе применения комбинированных физико-технических методов активации поверхности / Н. В. Протасова, В. М. Таран, А. В. Лясникова и др. – М. : Спецкнига, 2012. – 350 с.

6. Ершов А. В. Влияние катодного распыления оксидов на адгезионную прочность плазменного покрытия /А. В. Ершов, Н. Н. Сытников, О. Г. Биковский //Вестник двигателестроения. – 2004. – № 3. – С. 28–30.

7 Ершов А. В. Применение ионной активации подложки для повышения адгезионной прочности плазменных покрытий /А. В. Ершов, Н. Н. Сытников, О. Г. Биковский // Заготовительные производства в машиностроении. – 2005. – № 12. – С. 12–16.

8. Лоскутов С. В. Влияние поверхностных оксидов на механизм сцепления покрытия при плазменном напылении / С. В. Лоскутов, А. В. Ершов, Е. А. Зеленина // Металлофизика та новітні технології. – 2016. – № 6, Т. 38. – С. 839–851.

9. Плешивцев Н. В. Катодное распыление / Плешивцев Н. В. – М. : Атомиздат, 1968. – 343 с.

10. Сытников Н. Н. О возможности напыления покрытий без создания шероховатости на подложке./ Н. Н. Сытников, А. В. Ершов, Н. Н. Пулина // Тез. 4 Всес. конф. Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки. Запорожье. – 1989. – С. 189–190.

Одержано 19.04.2021

Ершов А. В., Зеленина Е. А. Метод дуговой активации основы при увеличении дистанции плазменного напыления

Цель работы заключается в повышении работоспособности плазменного покрытия путем разработки метода ионно-дуговой активации основы при использовании активизирующего электрода, что приводит к увеличению прочности сцепления покрытия вследствие распыления поверхностных оксидов основы.

Методы исследования. Экспериментальный и расчетный, механические испытания, оптическая микроскопия. Разработка метода ионно-дуговой активации основы детали при увеличении дистанции нанесения покрытия состоит в использовании активизирующего электрода, расположенного у поверхности основы для создания дополнительной активизирующей дуги. Определено влияние активизирующей дуги на прочность сцепления покрытия. Выполнена оценка плотности тока активизирующей дуги для распыления поверхностных оксидов основания.

Полученные результаты. Найден метод дуговой активации поверхности основания при увеличении дистанции нанесения покрытия. Показано, что использование активизирующей дуги обратной полярности, которая горит между дополнительным электродом и основой приводит к ионной бомбардировке поверхности

распыления поверхностных оксидов и создание микрократеров на поверхности основания. В результате прочность сцепления повышается вдвое по сравнению с прочностью сцепления, полученной без использования ионно-дуговой активации основания. Проведены расчеты скорости катодного распыления поверхностных оксидов основы и определена минимальная плотность тока активации основы, приводит к полному распылению слоя оксидов заданной толщины.

Научная новизна. Определено, что несмотря на быстрое окисление основы в атмосферных условиях, использование метода ионно-дуговой очистки поверхности во время нанесения покрытия приводит к значительному повышению прочности сцепления покрытия с основой.

Практическая ценность. Полученные результаты повышения прочности сцепления увеличивают работоспособность, гарантированный ресурс работы плазменного покрытия на деталях машин и механизмов.

Ключевые слова: плазменное покрытие, катодное распыление, прочность сцепления, ионно-дуговая активация, поверхностные оксиды, дистанция нанесения покрытия.

Ershov A., Zelenina E. Method of arc activation of the base at increasing the distance plasma spraying

Purpose. To increase the efficiency of the plasma coating by developing a method of ion-arc activation of the base using an activating electrode, which leads to an increase in the adhesion strength of the coating due to the sputtering of surface oxides of the base.

Research methods. Experimental and computational, mechanical tests, optical microscopy. The development of the method of ion-arc activation of the part base with an increase in the distance of coating deposition consists in application of an activating electrode located at the surface of the base to create an additional activating arc. The influence of the activating arc on bases for creating an additional activating arc. The influence of the activating arc on the adhesion strength of the coating is determined. The estimation of the current density of the activating arc for the sputtering of surface base oxides is carried out.

Results. A method of arc activation of the base surface with an increase in the coating distance is found. It is shown that application of an activating arc of reverse polarity that burns between the additional electrode and the base leads to ion bombardment of the surface by sputtering surface oxides and the creation of microcraters on the base surface. As a result, the bond strength is doubled compared to the bond strength obtained without the use of ion-arc activation of the base. The calculations of the rate of cathodic sputtering of the surface oxides of the base are carried out and the minimum activation current density of the base is determined, which leads to the complete sputtering of a layer of oxides of a given thickness.

Scientific novelty. It has been determined that, despite the rapid oxidation of the base under atmospheric conditions, application of the method of ion-arc cleaning of the surface during coating leads to a significant increase in the adhesion strength of the coating to the base.

Practical value. The obtained results of increasing the adhesion strength rise the efficiency, the guaranteed service life of the plasma coating on the parts of machines and mechanisms.

Key words: plasma coating, cathode sputtering, bond strength, ion-arc activation, surface oxides, coating distance.

III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 004.021

- Дейнега Л. Ю. ст. викладач кафедри програмних засобів Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: deynega.larisa@gmail.com*;
- Бережний О. Ю. студент кафедри програмних засобів Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: 8357238@gmail.com*;
- Козлов В. В. студент кафедри програмних засобів Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: kozlovvaleriy.zp@gmail.com*;
- Судаков В. Р. студент кафедри програмних засобів Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: sudakov0.w@gmail.com*

ОЦІНКА ЯКОСТІ ОБРОБКИ МЕТАЛЕВИХ ПОВЕРХОНЬ МЕТОДОМ ВЕЙВЛЕТ-АНАЛІЗУ

Мета роботи. Проаналізувати ефективність використання вейвлет-аналізу для оцінки якості поверхонь металів. Дослідити можливість використання вейвлет-аналізу при ультразвуковій дефектоскопії. Визначити оптимальні вейвлет-сімейства та їх критерії для оцінки якості обробки металевих поверхонь.

Методи дослідження. Розглянуто ортогональні вейвлети: вейвлет Добеші, вейвлет Сімлета та вейвлет Койфлета, які забезпечують можливість здійснення процедури дискретного вейвлет-перетворення. Розглянуто критерії, які впливають на результативність фільтрації ультразвукового сигналу методами з використанням вейвлет-аналізу. Проведено фільтрацію ультразвукових сигналів за допомогою вейвлет функцій.

Отримані результати. З'ясовано, що для успішної фільтрації сигналів обраний вейвлет-метод повинен забезпечувати дискретне вейвлет-перетворення, і мати схожість форми вейвлет-функції до локальних особливостей сигналів ультразвукового дефектоскопа. При проведенні роботи обрано жорсткий поріг обмеження коефіцієнтів деталізації вейвлет аналізу, оскільки він є найкращим для задач фільтрації. Ефективність фільтрації підтверджено відносно великим показником відношення сигналу до переешкоди, а також тим фактом, що форма імпульсу, відбитого від дефекту, залишилася майже без зміни.

Наукова новизна. При використанні в якості базисних функцій вейвлетів Добеші і Койфлета в результаті вейвлет-фільтрації вдалося збільшити відношення сигналу до переешкоди на 20 дБ і впевнено виділити корисний сигнал на тлі переешкод, що свідчить про перспективність використання подібного роду перетворень в завданнях фільтрації.

Практична цінність. Отримані рішення можна використовувати для впровадження в алгоритми фільтрації сигналів у блоках цифрової обробки автоматизованих систем неруйнівного ультразвукового контролю.

Ключові слова: вейвлет, дискретне вейвлет-перетворення, розкладання сигналу, видалення шумів, дефектоскопія, неруйнівний ультразвуковий контроль, *ruthon*.

Вступ

Безперервно підвищуються вимоги до якості продукції металургійних виробництв, оскільки якість продукції є запорукою конкурентоспроможності і прибутковості виробництва. Через це виникає необхідність розробки і впровадження ефективних методів і засобів контролю якості металопродукції.

Однією з характеристик якості металу є якість поверхні. Вона підлягає першочерговому контролю як при випуску продукції на підприємстві виробника так і при «вхідному контролі» споживача. Вивчення якості поверхні – важлива інженерна задача [1]. Найчастіше для оцінки поверхні металу використовують пристрої та апаратні комплекси, принцип яких засновано на застосуванні ультразвукових хвиль.

Під час ультразвукового аналізу крім сигналів, що несуть корисну інформацію, таких як імпульси хвиль, які відбиті від дефектів і поверхні, на екрані УЗ

комплексів (дефектоскопів) або у будь-якому іншому форматі виводу результатів, нерідко присутні шуми і переешкоди. Вони погіршують ймовірність виявлення дефектів і правильної оцінки якості, тим самим знижують об'єктивність контролю. При обробці сигналів однією з проблем є облік шумів, що спотворюють їх [2].

Зменшити кількість шумів, а, відповідно, підвищити якість ультразвукового аналізу можна покращенням алгоритмів фільтрації, серед яких одним з найперспективніших є метод вейвлет-аналізу.

Аналіз досліджень і публікацій

Вейвлет – це математична функція, яка дозволяє аналізувати різні частотні компоненти даних. Сучасна теорія вейвлет-аналізу в значній мірі розроблена І. Добеші [3]. Вейвлет-перетворення одновимірного сигналу – це представлення його у вигляді узагальненого ряду по системі базисних функцій (1), які сконструйовано з материнського вейвлета $\psi(t)$, що володіє

певними властивостями за рахунок операцій зсуву в часі b і зміни тимчасового масштабу a . Для заданих значень параметрів a і b функція $\psi_{ab}(t)$ є вейвлет, що породжується материнським вейвлетом $\psi(t)$.

$$\Psi_{ab} = \frac{1}{\sqrt{a}} \Psi\left(\frac{t-b}{a}\right). \quad (1)$$

Однією з характеристик вейвлета є порядок, який визначає гладкість відновленого сигналу. Вейвлети вищого порядку дозволяють аналізувати більш тонку (високочастотну) структуру сигналу, пригнічуючи його повільно через мінливі складові.

При дослідженні сигналів доцільно їх представляти у вигляді сукупності послідовних наближень апроксимуючої $A_m(t)$ і деталізуючої $D_m(t)$ складових (2) з подальшим уточненням ітераційним методом.

$$S(t) = A_m(t) + \sum_{j=1}^m D_j(t). \quad (2)$$

Кожен крок уточнення відповідає певному масштабу a_m аналізу декомпозиції і синтезу сигналу. Таке представлення кожної складової сигналу вейвлетами можна розглядати як в часовій так і в частотних областях.

Більшість типів вейвлетів не мають аналітичного опису у вигляді однієї формули, а задаються ітераційними виразами, точніше коефіцієнтами h_i , які однозначно визначають материнський $\psi(t)$ і батьківський $\phi(t)$ вейвлети. Вейвлет-функція $\psi(t)$ відповідає за деталі сигналу $s(t)$, а скейлінг-функція $\phi(t)$ – за апроксимацію.

У статті [1] розглядається можливість застосування математичного апарату вейвлет-перетворень для делінеації сигналу складної форми на незалежні компоненти, а саме профілі хвилястості і шорсткості профілограм металевих поверхонь. При реалізації даного методу використовується відновлення сигналу за вейвлет-коефіцієнтами оптимального рівня декомпозиції сигналу при визначенні компонент сигналу.

У статті [2] розглядається застосування вейвлет-аналізу для розширення можливостей атомно-емісійного спектрального аналізу металів та сплавів латуні. Пропонується використання процедури вейвлет-фільтрації (дискретного вейвлет-перетворення) сигналу для зниження шумів при дослідженні.

В розглянутих статтях доводиться ефективність використання вейвлет-аналізу для оцінки якості поверхонь металів, проте не розглядається можливість його використання при УЗ дефектоскопії та причини вибору використовуваних сімейств вейвлет-перетворень.

Мета роботи

Для збільшення ефективності алгоритмів вейвлет-фільтрації необхідно провести додаткові дослідження, оскільки обсяг вейвлет-функцій досить широкий. Практичним завданням є підвищення шумостійкості ультразвукових систем контролю металопр-

кату за рахунок застосування вейвлет-перетворення і виділення корисного сигналу на тлі перешкод. Це можна звести: до вибору оптимальних параметрів вейвлет-перетворення і перевірки застосовності алгоритмів вейвлет-перетворення до сигналів ультразвукових дефектоскопів.

Основний матеріал та аналіз отриманих результатів

Критерії відбору типу вейвлета для аналізу сигналів ультразвукових дефектоскопів повинні враховувати вимоги, що висуваються до автоматизованих систем неруйнівного контролю. Зважаючи на те, що сигнал, який пройшов аналого-цифрове перетворення, представлено в цифровому вигляді, то для ефективної обробки дискретних відліків сигналу вейвлет-перетворення повинно бути дискретним.

Для успішного розкладання на апроксимуючі cA_j і деталізуючі cD_j коефіцієнти, вейвлет-сімейство має володіти скейлінг функцією, яка визначає грубу апроксимацію сигналу і породжує коефіцієнти апроксимації, а також вейвлет-функцією $\psi(t)$, яка визначає деталі сигналу і породжує коефіцієнти деталізації [4].

Варто відзначити, що скейлінг-функцією $\psi(t)$ можна описати не всі вейвлети, а тільки ті, які відносяться до ортогональних, тобто тих, що ґрунтуються на ортогональних базисних функціях. Ортогональні вейвлети надають можливість відновлення не тільки локальних особливостей довільного сигналу $S(t)$, а й всього сигналу в цілому.

Таким чином, можна істотно звузити коло вейвлетів, які розглядаються, до сімейств ортогональних вейвлетів, оскільки вони мають можливість розкладання сигналу на коефіцієнти апроксимації та деталізації і подальшого відновлення сигналу з даного рівня, тобто здійснення процедури дискретного вейвлет-перетворення.

З представлених в пакеті PyWavelets ортогональних вейвлетів можна виділити групу ортогональних вейвлетів з компактним носієм (кінцевою довжиною): вейвлет Добеші – «db», вейвлет Сімлета – «sym» та вейвлет Койфлета – «coif».

Ці типи вейвлетів мають такі основні параметри: скейлінг-функція $\psi(t)$ існує, функції $\psi(t)$ і $\phi(t)$ мають компактний носій, функція $\psi(t)$ має кілька нульових моментів.

Важливу роль в процедурі вибору параметрів фільтрації грає схожість вейвлет-функції $\psi(t)$ з локальними особливостями сигналу. Велика ступінь схожості форми вейвлет-функції та сигналу відбитого від дефекту підвищує роздільну здатність вейвлет-перетворення, дозволяючи впевнено виділити корисні сигнали на тлі перешкод. Схожість розглядають з точки зору ідентичності форми вейвлет-функції і її симетричності.

Особливостями прийнятих дефектоскопами сигналів є гладка форма (відсутність різких стрибків або розривів) і відносна симетрія (рис. 1) [5].

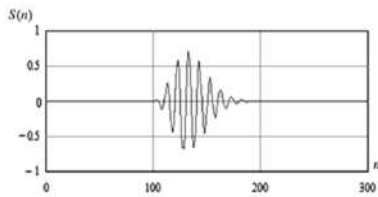


Рис. 1. Приклад сигналу ультразвукового дефектоскопу, який відбито від дефекту

З обраних ортогональних вейвлетів з компактним носієм найменшу симетрію мають вейвлети Добеші. Наступні за ступенем симетрії слід розглядати вейвлети Сімлета. При $N = 2$ вони однотипні і розрізняються лише знаком вейвлет-функції $\psi(t)$. При підвищенні порядку місце локалізації $\varphi(t)$ і $\psi(t)$ функцій вейвлетів Сімлета практично збігається, а симетричність $\psi(t)$ функції збільшується. Найбільш симетричними з ортогональних вейвлетів з компактним носієм є вейвлети Койфлета.

Провівши аналіз ступеня схожості розглянутих вейвлет функцій з локальними особливостями сигналу, отримано розуміння про перспективність використання вейвлета Добеші восьмого порядку в алгоритмах вейвлет-фільтрації. Вейвлет-функція $\psi(t)$ Добеші, незважаючи на асиметрію, найбільше схожа за формою з сигналом, що досліджується (рис. 2), отже, очікуваним ефектом буде підвищення роздільної здатності вейвлет-декомпозиції.

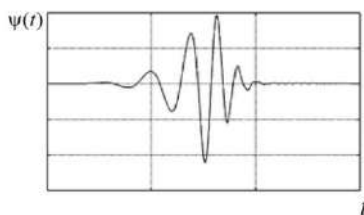


Рис. 2. Вейвлет-функція Добеші 8-го порядку

Окрім цього, важливою перевагою розглянутих типів вейвлетів є можливість реалізації процедури швидкого вейвлет-перетворення. Для практичних розрахунків використовують не самі вейвлети, а їх вагові коефіцієнти h_l .

Наведені сімейства ортогональних вейвлетів мають відповідний набір високочастотних і низькочастотних фільтрів декомпозиції і реконструкції, за допомогою яких реалізуються алгоритми швидкого вейвлет-перетворення.

Враховуючи отримані результати, зроблено висновки про перспективність використання вейвлета Добеші 8-го порядку в алгоритмах вейвлет фільтрації акустичних сигналів. Однак остаточний тип вейвлета можна вибрати, лише спираючись на чисельні дані, отримані в результаті програмної обробки реальних сигналів ультразвукових дефектоскопів.

У всіх конструкціях дефектоскопів використовується частотна фільтрація прийнятого сигналу. Оскільки корисні сигнали в ультразвуковій дефектоскопії, як правило, мають ширину спектра, яку можна порів-

няти з центральною частотою, то ширину смуги пропускання фільтра також вибирають досить великою. Тому такий фільтр ефективно послаблює тільки деякі види шумових сигналів.

Модель перешкоди сигналу зазвичай приймають адитивною (3).

$$S(n) = f(n) + \sigma e(n), \quad (3)$$

де $f(n)$ – корисний сигнал; σ – рівень шуму; $e(n)$ – гаусів білий шум.

Назва «білий шум» показує, що такий сигнал $e(n)$ має постійний спектр на всіх частотах. Мета полягає в тому, щоб придушити шумову частину $e(n)$ сигналу і відновити $f(n)$.

При використанні вейвлет-аналізу сигнал розкладають на апроксимуючі коефіцієнти, які представляють згладжений сигнал, і деталізуючі коефіцієнти, що описують коливання. Відповідно шумовий компонент більше відбивається в деталізуючих коефіцієнтах cD_j . Тому при вейвлет-фільтрації зазвичай обробляють деталізуючі коефіцієнти. Один з найпростіших способів видалення шуму полягає в тому, щоб зробити нульовими значення коефіцієнтів, які менше деякого порогового значення. Ця процедура називається пороговою обробкою, або «трешолдінгом» коефіцієнтів.

Сутність трешолдінга полягає в тому, що в векторах, які деталізують вейвлет-коефіцієнти $cD_1, cD_2, \dots, cD_{i_{\max-2}}, cD_{i_{\max-1}}$, обнуляють всі додатні (від'ємні) значення, що мають амплітуду, меншу (більшу) деяких додатних (від'ємних) порогів, які встановлюються симетрично відносно нульового рівня. Якщо при цьому інші елементи векторів залишаються без зміни, то реалізується так званий жорсткий поріг, який найкращим чином підходить для задач фільтрації. Крім нього на практиці також використовується м'який поріг, коли елементи послідовностей, що знаходяться поза обмеженою порогами смугою, зсуваються у напрямку до нульового рівня на величину висоти порога. Пороги для векторів вейвлет-коефіцієнтів cD_j встановлюються симетрично щодо нульового рівня.

Від вибору порогового рівня фону (оцінки дисперсії шуму) залежить якість шумозаглушення сигналу, що оцінюється у вигляді відношенні сигналу до шуму.

Установка малих значень порога зберігає фон в коефіцієнтах деталізації, тому призводить лише до незначного збільшення відношення сигналу до шуму. При великих значеннях порога можна втратити коефіцієнти, що несуть істотну інформацію.

З точки зору шумоприглушення, однією з найбільш ефективних стратегій визначення порогових рівнів при вейвлет-фільтрації сигналів є метод фіксованого порога. Він застосовується для виділення корисного сигналу на тлі шуму, який має нормальний або близький до нормального закон розподілу.

При застосуванні методики вибору величини фіксованого порога без перемасштабування, рівні порогів для відповідних векторів вейвлет-коефіцієнтів

розраховуються як зазначено в формулі (4).

$$T = \pm S_{i_{\max}-1} \sqrt{2 \ln N}, \quad (4)$$

де $i = i_{\max} - 1, i = i_{\max} - 2, \dots, 1, 0$; $S_1 = \text{med}(|cD_1|)/0,6745$, $\text{med}(|cD_1|)$ – медіана числової послідовності.

Медіана числової послідовності є наближеною оцінкою середнього відхилення абсолютних значень елементів чисельної послідовності від нуля. Вона малочутлива до наявності у виборці окремих елементів, значення яких набагато перевершують середній рівень. Таким чином, пороги на всіх рівнях визначаються на підставі оцінки вектора вейвлет-коефіцієнтів на рівні $i_{\max} - 1$.

Така стратегія дає хороші результати в тих випадках, коли шум білий. Якщо ж енергія шуму нерівномірно розподілена по частотному діапазону, то використовується методика вибору фіксованого порога з перемасштабуванням (5).

$$T = \pm S_i \sqrt{2 \ln N^{(i)}}, \quad (5)$$

де $N^{(i)}$ – довжина вектора вейвлет-коефіцієнтів cD_j на рівні i .

Отже, величини порогів на різних рівнях роздільності обчислюють з урахуванням оцінок векторів вейвлет-коефіцієнтів на відповідних рівнях.

При очищенні сигналів від шумів і стисненні використовується швидке вейвлет-перетворення. При цьому завжди враховується, що якщо повний розмір сигналу становить M відліків, а максимальний рівень розкладання дорівнює N , то для нормальної роботи швидкого вейвлет-перетворення відношення $M/2N$ має бути цілим числом, що може бути забезпечено цілим числом коефіцієнтів на останньому рівні розкладання. Якщо ця умова не виконується, то масив відліків доповнюють іншими значеннями [6].

Зменшення числа відліків відбувається тому, що при розрахунку коефіцієнтів на рівні i враховують тільки парні апроксимуючі коефіцієнти рівня $i+1$. Отже, кількість відліків апроксимуючих коефіцієнтів і деталізуючих коефіцієнтів скорочується вдвічі при переході на рівень з роздільністю з меншим на одиницю номером.

Важливим при реалізації вейвлет-фільтрації є вибір оптимального рівня розкладання N . При малому значенні рівня розкладання локальні особливості можуть бути не виявлені на тлі шумів, що значно погіршить якість фільтрації. З іншого боку, велика кількість рівнів розкладання також небажана, бо це вимагає великих обчислювальних потужностей.

Мірою оптимальності рівня розкладання зазвичай служить концентрація числа вейвлет-коефіцієнтів для обробки і реконструкції сигналу із заданою точністю. Оцінка інформативності набору коефіцієнтів виконується за критерієм ентропії. Будь-яке усереднення коефіцієнтів збільшує ентропію. При аналізі дерева вейвлет-розкладання обчислюють ентропію його вузлів, якщо при поділі вузла ентропія не зменшується, то подальше розгалуження з цього вузла не має сенсу.

Для остаточного твердження про доцільність застосування вейвлет-перетворення необхідно розглянути алгоритми вейвлет-фільтрації стосовно реальних сигналів ультразвукових дефектоскопів.

Сигнали, які використано для дослідження, отримано шляхом зондування металевого об'єкту (а саме – паралелепіпеда) на ультразвуковому дефектоскопі «Північ» імпульсом з частотою 4,7 МГц. Подальша обробка сигналів виконувалася за допомогою програмного пакету PyWavelets.

На рисунку 3 показана розгортка, що показує процес зміни амплітуди поздовжніх пружних хвиль до певної точки на поверхні зразка. По осі абсцис – номери відліків вибірки n , які відповідають різним моментам часу, а цифри по осі ординат – амплітуда сигналу $S(n)$, виражена в умовних одиницях.

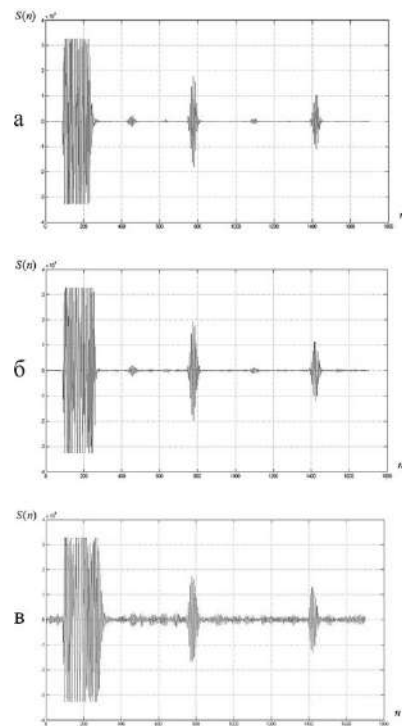


Рис. 3. Зашумлений вихідний сигнал: а – без проміжку; б – проміжок 1 мм між дефектоскопом і зразком; в – проміжок 2,5 мм між дефектоскопом і зразком

Сигнали, що досліджуються, є послідовністю рівновіддалено розташованих радіоімпульсів, що складаються з декількох періодів, які згасають під час коливань. На початку розгортки можна спостерігати обмежені за амплітудою високочастотні коливання – це сигнал, утворений в результаті впливу широкопasmового імпульсу генератора ударного збудження на кристалічну структуру досліджуваного зразка («зондуючий» сигнал).

На рисунку 3 чітко видно радіоімпульс (в момент часу $n \sim 750$), який відповідає сигналу, що пройшов через зразок один раз («перший донний» сигнал), а також менший за розміром імпульс ($n \sim 1400$) – сигнал, що послідовно відображався від двох поверхонь зразка, тобто який пройшов шлях в три рази довше,

ніж перший (відповідно «другий донний» сигнал).

Найбільш значимі з точки зору проведення контролю сигнали, відбиті від дефектної ділянки ($n \sim 450$ і $n \sim 1100$). Вони є радіоімпульсами згасаючих в часі коливань значно меншої амплітуди в порівнянні з «зондуючим» і «донними» сигналами. За присутності даного типу імпульсів в сигналі судять про наявність дефекту на контрольованій ділянці. Тому особливо важливою є можливість виділення «корисних» віддзеркалень від дефекту сигналів на тлі шумів і перешкод за допомогою фільтрації.

Ефективність прийому ультразвуку по експоненті зменшується зі збільшенням відстані між перетворювачем і об'єктом контролю. Так, якщо при відсутності проміжку сигнали від дефекту можуть бути легко знайдені на тлі перешкод (рис. 3а), то при збільшенні проміжку до 2,5 мм (рис. 3б) потрібні сигнали від дефектів повністю приховані перешкодами, і їх візуальне виявлення не представляється можливим.

Як числовий критерій оцінки ступеня фільтрації сигналу використано відношення сигналу до шуму (6).

$$SNR = 20 \log_{10} \left(\frac{A_c}{A_u} \right), \quad (6)$$

де A_c – амплітуда корисного сигналу; A_u – середньоквадратичне значення шуму.

До розглянутих сигналів була застосована процедура вейвлет-фільтрації. Були обрані основні параметри вейвлет-фільтрації: сімейство і тип вейвлета: Добеші – db8, Сімлета – sym8 та Койфлета – coif5; параметри граничного порогу – фіксований жорсткий поріг обмеження коефіцієнтів з їх перемасштабуванням на кожному рівні декомпозиції.

Найбільш простий випадок – це відсутність проміжку між перетворювачем і об'єктом. На рисунку 4 наведені початковий зашумлений сигнал і сигнали після фільтрації.

Найбільший інтерес при дослідженні можливостей вейвлет-фільтрації являють сигнали, якщо є робочий проміжок (рис. 5, 6). Оскільки робочі проміжки при реалізації безконтактного методу збудження ультразвуку становлять від 0,5 до 2 мм, то особливо важливе впевнене виділення корисних сигналів саме в таких випадках.

Розглянемо фільтрацію сигналу для випадку, коли немає проміжку між перетворювачем і об'єктом дослідження (рис. 4).

Для вихідного сигналу (рис. 4а) відношення сигналу до шуму склало 26,8 дБ. Сигнал, відбитий від дефекту, добре фіксується на тлі перешкод тому що його рівень значно перевершує рівень високочастотних перешкод.

Після проведення фільтрації з використанням вейвлета Добеші (db8) відношення сигналу до перешкод збільшилось майже в 2 рази і склало 49,7 дБ (рис. 4б). Для сигналу, відфільтрованого з використанням вейвлета Сімлета (sym8, рис. 4в) та вейвлета Койфлета (coif5, рис. 4г) відношення сигналу склало 54,5 дБ.

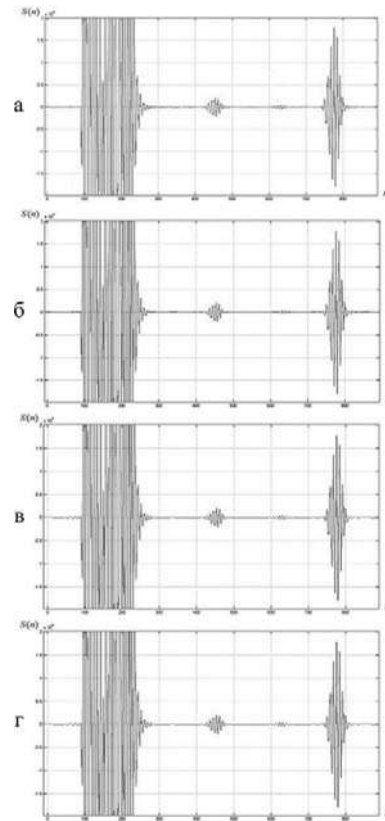


Рис. 4. Сигнал УЗ дефектоскопу (без проміжку): а – вхідний сигнал; б – використання вейвлета db8; в – використання вейвлета sym8; г – використанням вейвлета coif5

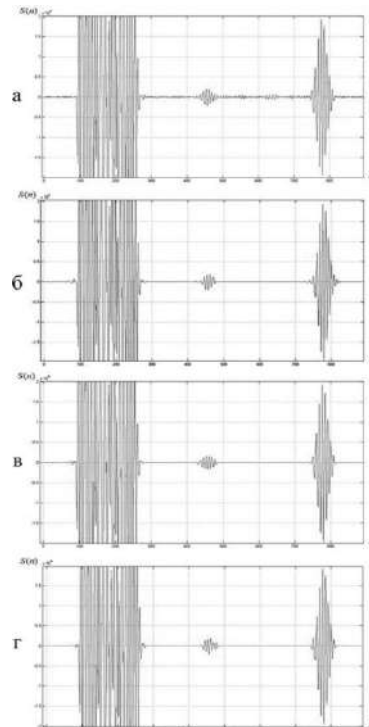


Рис. 5. Сигнал УЗ дефектоскопу (проміжок 1 мм): а – вхідний сигнал; б – використання вейвлета db8; в – використання вейвлета sym8; г – використання вейвлета coif5

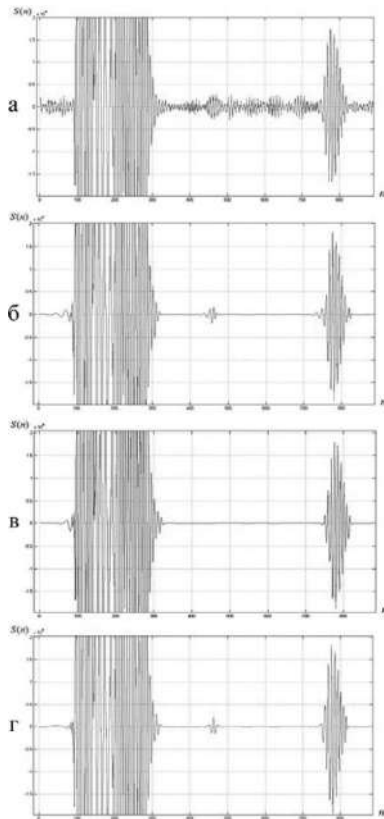


Рис. 6. Сигнал УЗ дефектоскопу (проміжок 2,5 мм):
а – вхідний сигнал; *б* – використання вейвлета db8; *в* – використання вейвлета sym8; *г* – використання вейвлета coif5

Оскільки для вихідного сигналу відношення сигналу до шуму досить велике, результати фільтрації майже не вплинули на параметри ультразвукового контролю. Імпульс може бути впевнено помічений на тлі шумів і перешкод, при цьому його форма, амплітуда і тривалість залишилися без зміни.

Розглянемо фільтрацію сигналу для випадку, коли відстань між перетворювачем і об'єктом складає 1 мм (рис. 5).

В результаті вейвлет-фільтрації вдалося прибрати всі види шумів, які присутні у вихідному сигналі. Для вихідного сигналу відношення сигналу до шуму склало 22 дБ. В процесі фільтрації найбільш високий показник відношення сигналу до шуму було отримано при використанні вейвлета Добеші (db8) – 53 дБ. Для сигналів, відфільтрованих з використанням вейвлетів Койфлета (coif5) і Сімлета (sym8), показники відношення сигналу до перешкоди склали 45 і 52 дБ відповідно.

Граничний випадок, коли сигнал повністю прихований на тлі шумів (рис. 6) спостерігається при збільшенні проміжку між перетворювачем і об'єктом до 2,5 мм.

Для вихідного сигналу показник відношення сигналу до шуму складає 11 дБ. Мале значення відношення сигналу до перешкоди пояснюється тим, що рівень корисного сигналу можна порівняти з рівнем перешкод, що робить його детектування неможливим. Після застосування вейвлет-фільтрації з використанням вейвлета Добеші (db8) відношення сигналу до шуму знач-

но зросло і склало 45 дБ. В результаті фільтрації вдалося відкинути всі високочастотні шуми, присутні у вихідному сигналі, і з достатньою точністю виділити імпульс, відбитий від дефекту.

На наведеній осцилограмі (рис. 6б) можна спостерігати, що форма сигналу, відбитого від дефекту, в точності повторює форму вейвлет-функції Добеші. Це підтверджує теорію про перспективність використання вейвлетів Добеші в задачах фільтрації сигналів.

Оскільки за формою функція Добеші максимально схожа з сигналом, який досліджується, в процесі вейвлет-розкладання корисний сигнал виділяється у вигляді вейвлет-коефіцієнтів, які значно перевищують за амплітудою коефіцієнти, отримані в результаті перетворення шумової складової. При пороговій обробці коефіцієнти, що несуть істотну інформацію (великі за амплітудою), залишаються без зміни, а деталізуючі коефіцієнти меншої амплітуди, що відображають шумову компоненту, обнуляються.

При фільтрації з використанням вейвлета Сімлета (sym8) відношення сигналу до шуму не розраховано, бо в результаті фільтрації не вдалося виділити корисний сигнал на тлі перешкод (рис. 6в). Після порогової обробки деталізуючих коефіцієнтів величини порогів на різних рівнях дозволу обчислюють з урахуванням оцінок векторів вейвлет-коефіцієнтів на відповідних рівнях. При використанні вейвлетів Сімлета не вдалося виділити характерні особливості сигналу (в даному випадку імпульси, відбиті від дефекту), тому при пороговій обробці коефіцієнти, що містять корисний сигнал, були обнулені разом з коефіцієнтами, отриманими вейвлет-перетворенням шумової складової, відповідно до загального алгоритму визначення порогових рівнів з використанням методу фіксованих порогів.

При фільтрації вихідного сигналу з використанням вейвлета Койфлета (coif5) вдалося приглушити всі присутні у вихідному сигналі високочастотні перешкоди і виділити корисний сигнал, відбитий від дефекту (рис. 6г). Відношення сигналу до перешкоди при цьому склало 52 дБ.

В даному випадку ефективність шумозаглушення пов'язана з однією важливою особливістю вейвлет-базисів Койфлета – великим числом нульових моментів і відносно великою симетричністю вейвлет-функції Койфлета. При малих масштабах деталізуючі коефіцієнти добре наближаються до вибірок сигналу, при цьому порядок наближення зростає з ростом нульових моментів. Тому при проведенні вейвлет-декомпозиції більш помітно виділяються особливості сигналу на малих масштабах, що підвищує роздільну здатність вейвлет-розкладання, і, відповідно, якість вейвлет-фільтрації.

Висновки

При виконанні роботи розглянуто критерії, які впливають на результативність фільтрації УЗ сигналу методом вейвлет-аналізу. Було з'ясовано і підтверджено, що для успішної фільтрації сигналів обраний вейвлет-метод повинен забезпечувати дискретне вей-

влет-перетворення і мати схожість форми вейвлет-функції до локальних особливостей сигналів УЗ дефектоскопа. При проведенні роботи обрано жорсткий поріг обмеження коефіцієнтів деталізації вейвлет аналізу, оскільки він є найкращим для задач фільтрації.

Було проведено порівняльний аналіз сигналів Добеші (db), Сімлета (sym) і Койфлета (coif). При фільтрації сигналу у випадку, коли проміжок між дефектоскопом і зразком для дослідження становив 1 мм, більш ефективною виявилася фільтрація сигналу з використанням вейвлета Добеші 8-го порядку. Ефективність фільтрації підтверджено відносно великим показником відношення сигналу до перешкоди (53 дБ), а також тим фактом, що форма імпульсу, відбитого від дефекту, залишилася майже без зміни. При збільшенні відстані між перетворювачем і об'єктом контролю до 2,5 мм в результаті вейвлет-фільтрації було отримано найкращий результат в відношенні сигналу до шуму надав вейвлет Койфлета.

При використанні функцій вейвлетів Добеші (db) і Койфлета (coif) як базисних в результаті вейвлет-фільтрації вдалося збільшити відношення сигналу до перешкоди в середньому на 20 дБ і впевнено виділити корисний сигнал на тлі перешкод, що свідчить про перспективність використання подібного роду перетворень в завданнях фільтрації.

Отримані рішення можна використовувати для впровадження в алгоритми фільтрації сигналів у бло-

ках цифрової обробки автоматизованих систем неруйнівного УЗ контролю.

Список литературы

1. Дубровин В. И. Метод выделения профилей волнистости и шероховатости профилограмм металлических поверхностей с помощью вейвлет-анализа / В. И. Дубровин, П. А. Каморкин, Ю. В. Твердохлеб // Адаптивные системы автоматического управления. – 2015. – № 1. – С. 26–31.
2. Конюшенко И. О. Применение вейвлет-анализа для расширения возможностей спектрального анализа металлов и сплавов / И. О. Конюшенко, В. М. Немец, А. С. Носов // Вестник СПбГУ, 2014. – № 4. – С. 479–490.
3. Добеші І. Десять лекцій по вейвлетам / І. Добеші. – Іжевск : НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», 2001. – 464 с.
4. Малла С. Вейвлеты в обработке сигналов / С. Малла. – М. : Мир, 2005. – 338 с.
5. Петров Г. А. Практика использования вейвлет-анализа в дефектоскопии : учебное пособие / Г. А. Петров, Е. В. Шуранов. – СПб. : Балт. гос. техн. ун-т., 2012. – 65 с.
5. Смоленцев Н. К. Основы теории вейвлетов / Н. К. Смоленцев. – М. : ДМК Пресс, 2005. – 304 с.

Одержано 08.04.2021

Дейнега Л. Ю. Бережной А. Ю. Козлов В. В. Судаков В. Р. Оценка качества обработки металлических поверхностей методом вейвлет-анализа

Цель работы. Проанализировать эффективность использования вейвлет-анализа для оценки качества поверхностей металлов. Исследовать возможность использования вейвлет-анализа при ультразвуковой дефектоскопии. Определить оптимальные вейвлет-семейства и их критерии для оценки качества обработки металлических поверхностей.

Методы исследования. Рассмотрены ортогональные вейвлеты: вейвлет Добеші, вейвлет Симлета и вейвлет Койфлета, которые обеспечивают возможность осуществления процедуры дискретного вейвлет-преобразования. Рассмотрены критерии, которые влияют на результативность фильтрации ультразвукового сигнала методами с использованием вейвлет-анализа. Проведена фильтрация ультразвуковых сигналов с помощью вейвлет функций.

Полученные результаты. Определено, что для успешной фильтрации сигналов выбранный вейвлет-метод должен обеспечивать дискретное вейвлет преобразование, и иметь сходство формы вейвлет-функции в локальных особенностях сигналов ультразвукового дефектоскопа. При проведении работы выбран жесткий порог ограничения коэффициентов детализации вейвлет анализа, поскольку он является лучшим для задач фильтрации. Эффективность фильтрации подтверждена относительно большим показателем отношения сигнала к помехе, а также тем фактом, что форма импульса, выделенного от дефекта, осталась почти без изменения.

Научная новизна. При использовании в качестве базисных функций вейвлетов Добеші и Койфлета в результате вейвлет-фильтрации удалось увеличить отношение сигнала к помехе на 20 дБ и уверенно выделить полезный сигнал на фоне помех, что свидетельствует о перспективности использования подобного рода преобразований в задачах фильтрации.

Практическая ценность. Полученные решения можно использовать для внедрения в алгоритмы фильтрации сигналов в блоках цифровой обработки автоматизированных систем неразрушающего ультразвукового контроля.

Ключевые слова: вейвлет, дискретное вейвлет преобразование, разложение сигнала, удаление шумов, дефектоскопия, неразрушающий ультразвуковой контроль, python.

Deineha L., Berezhnyi O., Kozlov V., Sudakov V. Quality evaluation of metal surfaces treatment by wavelet analysis

Purpose. Analyze the effectiveness of using wavelet analysis to assess the quality of metal surfaces. Investigate the possibility of using wavelet analysis in ultrasonic flaw detection. Determine the optimal wavelet families and their criteria for assessing the quality of metal surface processing.

Research methods. Orthogonal wavelets are considered: Daubechies wavelet, Simlet wavelet and Coiflet wavelet, which provide the possibility of performing a discrete wavelet transform procedure. The criteria influencing the effectiveness of ultrasonic signal filtering by methods using wavelet analysis are considered. Ultrasonic signals were filtered using wavelet functions.

Results. It has been determined that for successful signal filtering, the selected wavelet method must provide a discrete wavelet transformation and have a similarity in the wavelet function shape in the local features of the ultrasonic signals flaw detector. During the work, a rigid threshold for limiting the detail coefficients of wavelet analysis was chosen, as it is the best for filtering tasks. The filtering efficiency is confirmed by the relatively high signal to noise ratio, as well as by the fact that the shape of the pulse extracted from the defect remained almost unchanged.

Scientific novelty. When using the Daubechies and Coiflet wavelets as basic functions, as a result of wavelet filtering, it was possible to increase the signal to noise ratio by 20 dB and confidently isolate the useful signal against the background noise, which indicates the prospects of using this kind of transformations in filtering problems.

Practical value. The obtained solutions can be used for implementation in signal filtering algorithms in digital processing units of automated non-destructive ultrasonic control systems.

Key words: wavelet, discrete wavelet transform, signal deconstructing, removing noise, flaw detection, non-destructive ultrasonic contro, python.

UDK 539.3: 534.1

Pozhuyeva I. S. Ph.D., Associate professor, Associate professor of the Department of Applied Mathematics of the National University “Zaporozhye Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: bisirenpozh@gmail.com;

Levitskaya T. I. Ph.D., Associate professor, Associate professor of the Department of Applied Mathematics of the National University “Zaporozhye Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: tigr_lev@ukr.net

STRESS-DEFORMED STATE OF THE SHELL WITH A SMALL INITIAL DEFLECTION UNDER THE ACTION OF THE END LOAD

Purpose of work. Construction of method for calculating the stress-strain state of cylindrical shell with small initial deflection, to which an end load is applied, using the method of characteristics. Comparison of the calculation results of the obtained model with the works of other authors in this area.

Research methods. For the calculation, the equations of motion of the Timoshenko type shell were used, taking into account both the shear deformation and inertia of rotation, and some nonlinear terms, to which the method of characteristics was applied. To obtain the equations of shell motion, the Hamilton-Ostrogradsky variational principle was used.

Results method is proposed for calculating the stress-strain state of a cylindrical shell with a small initial deflection using characteristics. Comparative analysis of the calculation results with research in this area by other authors, which showed the effectiveness of the proposed method.

Scientific novelty. The equations of the classical theory of shells, based on the Kirchhoff-Love hypotheses, which do not take into account the shear deformation and inertia of rotation, as well as linear equations of the Timoshenko type, have become widespread. In this work, a model of the stress-strain state of an axisymmetric shell with small initial deflections is constructed, taking into account both shear deformation and rotational inertia, and some nonlinear terms.

Practical value. The proposed method can be used to calculate the stress-strain state of structures in which thin shells are present as elements, taking into account small initial deflection. This method makes it possible to study the influence of the characteristics of the initial deflection on the stress-strain state of the entire structure.

Key words: shell, small deflection, end load, equations of motion, characteristics.

Introduction

Questions related to the determination of the deformed and stressed state of elastic shells are urgent problems of mechanics. In particular, dynamic problems for various types of shell loading are of interest. By now, the equations of the classical theory of shells, based on the Kirchhoff-Love hypotheses, which do not take into account the shear deformation and rotational inertia have become widespread, as well as linear equations of the Timoshenko type. In this work, a model of the stress-strain state of an axisymmetric shell with small initial deflections is constructed, taking into account both shear deformation and rotational inertia, and some nonlinear terms.

In a linear formulation, unsteady waves in homogeneous shell structures were investigated in [1–2, etc.]. Nonlinear problems of deformation of shell systems with geometric imperfections were considered by V.S. Gudramovich [4]. Composite constructions in a nonlinear formulation were solved in [3, etc.].

Mathematical formulation of the problem and research results

Consider a semi-infinite cylindrical shell of circular cross-section with constant thickness h . The Ox axis is

directed along the generating line by the middle of the shell surface, and the Oy axis is orthogonal to the Ox axis. We place the origin of coordinates at the end of the shell (Fig. 1).

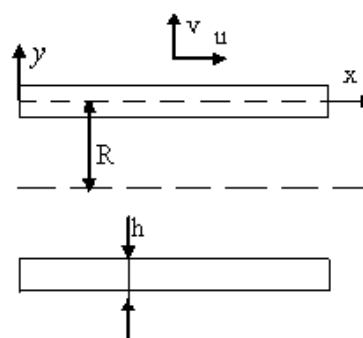


Fig. 1. Geometric interpretation of the problem statement

We will assume that the shell has a small initial deflection $\tilde{v}_0(x, y)$ in the middle surface. For the axisymmetric case: $\tilde{v}_0(x, y) = \tilde{v}_0(x)$, \tilde{v}_1 – additional elastic deflection, $\tilde{v} = \tilde{v}_0 + \tilde{v}_1$ – full deflection. In this case, in the expressions for deformations, only the components caused by the displacement of the dynamic deflection

change, and they take the form:

$$\begin{cases} e_{xx} = \frac{\partial \tilde{u}}{\partial x} + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial(\tilde{v}_0 + \tilde{v}_1)}{\partial x} \right)^2 - \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \tilde{v}_0}{\partial x} \right)^2 \\ e_{\varphi\varphi} = \frac{\tilde{v}_1}{R+y} + \frac{\tilde{v}_1^2}{2(R+y)^2} \\ e_{xy} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial(\tilde{v}_1 + \tilde{v}_0)}{\partial x} + \frac{\partial \tilde{u}}{\partial y} \right) + \frac{1}{2} \frac{\partial(\tilde{v}_1 + \tilde{v}_0)}{\partial x} \cdot \frac{\partial(\tilde{v}_1 + \tilde{v}_0)}{\partial y} - \\ - \frac{1}{2} \frac{\partial \tilde{v}_0}{\partial x} \cdot \frac{\partial \tilde{v}_0}{\partial y} - \frac{1}{2} \frac{\partial \tilde{v}_0}{\partial x} \end{cases} \quad (1)$$

Here $\tilde{u}(x, y, t)$ – displacement along the generatrix of the shell; $\tilde{v}(x, y, t)$ – displacement along the normal to the shell; R – middle surface radius.

We find the stress tensor components from Hooke's law:

$$\begin{cases} \sigma_{xx} = \frac{E}{1-\nu^2} (e_{xx} + \nu \cdot e_{\varphi\varphi}) + \frac{\nu}{1-\nu} \cdot \sigma_{yy} \\ \sigma_{\varphi\varphi} = \frac{E}{1-\nu^2} (e_{\varphi\varphi} + \nu \cdot e_{xx}) + \frac{\nu}{1-\nu} \cdot \sigma_{yy} \\ \tau = \frac{E}{1+\nu} e_{xy} \end{cases} \quad (2)$$

Here $\tau = \sigma_{xy}$, E – Young's modulus, ν – Poisson's ratio.

We will look for displacements in the shell in this form:

$$\begin{cases} \tilde{u}(x, y, t) = u(x, t) + (y - \frac{h^2}{12R})\psi(x, t) \\ \tilde{v}(x, y, t) = v(x, t) = v_1(x, t) + v_0(x, 0), \end{cases} \quad (3)$$

where the functions $u(x, t)$ and $v(x, t)$ can be considered as the displacement of some cylindrical surface $y = \frac{h^2}{12R}$, and ψ is the angle of rotation of the normal to the middle surface.

Assuming (as is customary for thin shells) $\sigma_{yy} = 0$, introducing the notation: $c_2^2 = \frac{E}{\rho(1-\nu^2)}$, $c_1^2 = \frac{E}{2\rho(1+\nu)}$ (ρ is the shell density) and using (1)–(3), we get:

$$\begin{cases} e_{xx} = \frac{\partial u}{\partial x} + (y - \frac{h^2}{12R}) \frac{\partial \psi}{\partial x} + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial(v_1)}{\partial x} \right)^2 + \frac{\partial v_0}{\partial x} \cdot \frac{\partial v_1}{\partial x} \\ e_{\varphi\varphi} = \frac{v_1}{R+y} + \frac{v_1^2}{2(R+y)^2} \\ e_{xy} = \frac{1}{2} \frac{\partial v_1}{\partial x} + \frac{1}{2} \psi, \end{cases}$$

$$\begin{cases} \sigma_{xx} = \rho c_2^2 \left[\frac{\partial u}{\partial x} + (y - \frac{h^2}{12R}) \frac{\partial \psi}{\partial x} + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial v_1}{\partial x} \right)^2 + \frac{\partial v_0}{\partial x} \cdot \frac{\partial v_1}{\partial x} \right] + \\ + \rho c_2^2 v \left[\frac{v_1}{R+y} + \frac{v_1^2}{2(R+y)^2} \right] \\ \sigma_{\varphi\varphi} = \rho c_2^2 v \left[\frac{\partial u}{\partial x} + (y - \frac{h^2}{12R}) \frac{\partial \psi}{\partial x} + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial v_1}{\partial x} \right)^2 + \frac{\partial v_0}{\partial x} \cdot \frac{\partial v_1}{\partial x} \right] + \\ + \rho c_2^2 \left[\frac{v_1}{R+y} + \frac{v_1^2}{2(R+y)^2} \right] \\ \tau = \rho c_1^2 \left(\frac{\partial v_1}{\partial x} + \psi \right). \end{cases} \quad (4)$$

To derive the equations of motion for the shell, we use the Hamilton-Ostrogradsky variational principle:

$$\delta \int_{t_2}^{t_1} (K - \Pi) dt = 0, \quad (5)$$

where K is the kinetic energy of the shell; Π is the potential energy of deformation. For a cylindrical shell, using formulas (4), we get:

$$\begin{aligned} K &= \frac{1}{2} \int_0^{2\pi} \int_{-h/2}^{h/2} \int_0^\infty \rho \left[\left(\frac{\partial \tilde{u}}{\partial t} \right)^2 + \left(\frac{\partial \tilde{v}}{\partial t} \right)^2 \right] (R+y) dy dx d\varphi = \\ &= \pi \rho \int_0^\infty \left[\left(\frac{\partial u}{\partial t} \right)^2 R h + \frac{h^3}{12} R \left(\frac{\partial \psi}{\partial t} \right)^2 - \frac{h^5}{144R} \left(\frac{\partial \psi}{\partial t} \right)^2 + \right. \\ &\quad \left. + R h \left(\frac{\partial v}{\partial t} \right)^2 \right] dx, \\ \Pi &= \frac{1}{2} \int_0^{2\pi} \int_{-h/2}^{h/2} \int_0^\infty \left[\sigma_{xx} e_{xx} + \sigma_{\varphi\varphi} e_{\varphi\varphi} + 2\tau e_{xy} \right] (R+y) dy dx d\varphi = \\ &= \pi \rho \int_0^\infty \left\{ c_2^2 \left[2\nu v_1 h \left(\frac{\partial u}{\partial x} - \frac{h^2}{12R} \cdot \frac{\partial \psi}{\partial x} + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial v_1}{\partial x} \right)^2 + \frac{\partial v_0}{\partial x} \cdot \frac{\partial v_1}{\partial x} \right) + \right. \right. \\ &\quad \left. \left. + \nu v_1^2 \ln \left| \frac{2R+h}{2R-h} \right| \cdot \left(\frac{\partial u}{\partial x} - \frac{h^2}{12R} \frac{\partial \psi}{\partial x} + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial v_1}{\partial x} \right)^2 + \frac{\partial v_0}{\partial x} \cdot \frac{\partial v_1}{\partial x} \right) + \right. \right. \\ &\quad \left. \left. + \nu v_1^2 h \frac{\partial \psi}{\partial x} - \nu R v_1^2 \ln \left| \frac{2R+h}{2R-h} \right| \frac{\partial \psi}{\partial x} + \right. \right. \\ &\quad \left. \left. + R h \left(\frac{\partial u}{\partial x} - \frac{h^2}{12R} \frac{\partial \psi}{\partial x} + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial v_1}{\partial x} \right)^2 + \frac{\partial v_0}{\partial x} \cdot \frac{\partial v_1}{\partial x} \right)^2 + \frac{R h^3}{12} \left(\frac{\partial \psi}{\partial x} \right)^2 + \right. \right. \\ &\quad \left. \left. + \frac{h^3}{6} \cdot \frac{\partial \psi}{\partial x} \cdot \left(\frac{\partial u}{\partial x} - \frac{h^2}{12R} \frac{\partial \psi}{\partial x} + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial v_1}{\partial x} \right)^2 + \frac{\partial v_0}{\partial x} \cdot \frac{\partial v_1}{\partial x} \right) + \right. \right. \\ &\quad \left. \left. + v_1^2 \ln \left| \frac{2R+h}{2R-h} \right| + \frac{4h}{4R^2 - h^2} v_1^3 + \frac{4v_1^4 R h}{(4R^2 - h^2)^2} \right] + \right. \\ &\quad \left. + c_1^2 R h \left(\frac{\partial v_1}{\partial x} + \psi \right)^2 \cdot k^2 \right\} dx. \end{aligned} \quad (7)$$

The last term in the resulting equality is multiplied by a correcting multiplier k^2 .

Substituting the obtained expressions for the potential and kinetic energy in (5), and taking into account that the variations of the functions $\delta u, \delta v_1, \delta \psi$ are independent quantities, we find three equations describing the axisymmetric motion of a cylindrical shell with an initial deflection.

$$\begin{aligned} \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} &= \frac{c_2^2 v}{R} \cdot \frac{\partial v_1}{\partial x} + \frac{c_2^2 v}{Rh} \cdot \ln \left| \frac{2R+h}{2R-h} \right| \cdot v_1 \frac{\partial v_1}{\partial x} + \\ &+ c_2^2 \cdot \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} + c_2^2 \frac{\partial v_1}{\partial x} \cdot \frac{\partial^2 v_1}{\partial x^2} + \\ &+ c_2^2 \cdot \left(\frac{\partial^2 v_0}{\partial x^2} \cdot \frac{\partial v_1}{\partial x} + \frac{\partial^2 v_1}{\partial x^2} \cdot \frac{\partial v_0}{\partial x} \right); \\ \frac{\partial^2 \psi}{\partial t^2} \left(\frac{h^3}{12} R - \frac{h^5}{144R} \right) &= c_2^2 \left(\frac{h^3}{12} R - \frac{h^5}{144R} \right) \frac{\partial^2 \psi}{\partial x^2} - \\ &- (c_2^2 v h^3 \frac{1}{12R} + c_1^2 k^2 h R) \frac{\partial v_1}{\partial x} + \\ &+ v_1 \frac{\partial v_1}{\partial x} \cdot \left[c_2^2 v (h - R \ln \left(\frac{2R+h}{2R-h} \right)) - c_2^2 v \frac{h^2}{12R} \ln \left| \frac{2R+h}{2R-h} \right| \right] - \\ &- c_1^2 k^2 h R \psi; \\ \frac{\partial^2 v_1}{\partial t^2} &= c_1^2 k^2 \frac{\partial^2 v_1}{\partial x^2} + \frac{c_2^2 v}{R} \cdot 2 \cdot v_1 \frac{\partial^2 v_1}{\partial x^2} - \\ &- \frac{c_2^2}{Rh} \ln \left| \frac{2R+h}{2R-h} \right| v_1 + (c_1^2 k^2 + \frac{c_2^2 v h^2}{12R^2}) \frac{\partial \psi}{\partial x} - \\ &- \frac{c_2^2 v}{R} \cdot \frac{\partial u}{\partial x} - \frac{c_2^2 v}{2R} \left(\frac{\partial v_1}{\partial x} \right)^2 - \frac{6c_2^2 v_1^2}{(4R^2 - h^2)R} - \\ &- \frac{c_2^2 v}{R} \left(\frac{\partial v_0}{\partial x} \cdot \frac{\partial v_1}{\partial x} - v_1 \frac{\partial^2 v_0}{\partial x^2} \right). \end{aligned} \quad (8)$$

When deriving these relations, it was assumed that it was possible to neglect nonlinear terms containing the function u and its derivatives, as well as nonlinear terms that include the displacements v_1 and v_0 or their derivatives if the degree of these terms is higher than two.

Next, we expand the coefficients in the resulting system (8) by degrees of h/R and retain only the senior terms in the expansion, as a result we obtain the following Timoshenko-type equations for the shell under consideration:

$$\begin{aligned} \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} &= c_2^2 \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} + c_2^2 \frac{v}{R} \cdot \frac{\partial v_1}{\partial x} + c_2^2 \frac{\partial v_1}{\partial x} \cdot \frac{\partial^2 v_1}{\partial x^2} + \\ &+ \frac{c_2^2 \cdot v}{R^2} v_1 \frac{\partial v_1}{\partial x} + c_2^2 \frac{\partial^2 v_0}{\partial x^2} \cdot \frac{\partial v_1}{\partial x} + c_2^2 \frac{\partial^2 v_1}{\partial x^2} \cdot \frac{\partial v_0}{\partial x}; \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \frac{\partial^2 \psi}{\partial t^2} &= c_2^2 \frac{\partial^2 \psi}{\partial x^2} - \left(\frac{c_2^2 v}{R^2} + \frac{c_1^2 k^2 \cdot 12}{h^2} \right) \frac{\partial v_1}{\partial x} - \frac{12c_1^2}{h^2} k^2 \psi - \\ &- \frac{c_2^2 v}{R^3} \cdot v_1 \frac{\partial v_1}{\partial x}; \\ \frac{\partial^2 v_1}{\partial t^2} &= c_1^2 k^2 \frac{\partial^2 v_1}{\partial x^2} + c_1^2 k^2 \frac{\partial \psi}{\partial x} - \frac{c_1^2}{R^2} v_1 - \\ &- \frac{c_2^2 v}{R} \cdot \frac{\partial u}{\partial x} - \frac{c_2^2 v}{2R} \left(\frac{\partial v_1}{\partial x} \right)^2 + \\ &+ \frac{2c_2^2 v}{R} v_1 \frac{\partial^2 v_1}{\partial x^2} - \frac{3c_2^2}{2R^3} v_1^2 - \frac{c_2^2 v}{R} \cdot \frac{\partial v_0}{\partial x}. \end{aligned} \quad (9)$$

They represent a hyperbolic system of equations for the dynamic state of the shell. It is of interest to construct a solution to the problem considered here using characteristic equations. To begin with, we pass in equations (9) to dimensionless variables by the formulas:

$$\begin{aligned} \bar{t} &= \frac{c_2 t}{R}; \quad \bar{x} = \frac{x}{R}; \quad U = \frac{u}{R}; \\ V_1 &= \frac{v_1}{R}; \quad V_0 = \frac{v_0}{R}; \quad c = \frac{c_1}{c_2}; \quad \chi = \frac{h}{R}. \end{aligned} \quad (10)$$

Then system (9) is reduced to the following:

$$\begin{aligned} U_{tt} &= U_{xx} + (V_{1x} + V_{0x}) \cdot V_{1xx} + F_1; \\ \Psi_{tt} &= \Psi_{xx} + F_2; \\ V_{1tt} &= (c^2 k^2 + 2v V_1) V_{1xx} + F_3. \end{aligned} \quad (11)$$

where for convenience the following notation is introduced:

$$\begin{aligned} F_1 &= v V_{1x} + v V_1 \cdot V_{1x} + V_{0xx} \cdot V_{1x}; \\ F_2 &= - \left(v + 12 \frac{k^2 c}{\chi^2} \right) V_{1x} - \frac{12k^2 c}{\chi^2} \psi - v V_1 V_{1x}; \\ F_3 &= c^2 k^2 \psi_x - V_1 - v U_x - \frac{v}{2} (V_{1x})^2 - \\ &- \frac{3}{2} V_1^2 - v V_{0x} V_{1x} + v V_1 V_{0xx}. \end{aligned} \quad (12)$$

In addition, the continuity conditions are satisfied along any direction:

$$\begin{aligned} dU_x &= U_{xt} dt + U_{xx} dx; \\ dV_{1x} &= V_{1xt} dt + V_{1xx} dx; \\ d\psi_x &= \psi_{xt} dt + \psi_{xx} dx; \\ dU_t &= U_{tt} dt + U_{tx} dx; \\ dV_{1t} &= V_{1tt} dt + V_{1tx} dx; \\ d\psi_t &= \psi_{tt} dt + \psi_{tx} dx. \end{aligned} \quad (13)$$

Getting rid of the mixed derivative in equations (13), they can be rewritten as:

$$\begin{aligned} U_{tt} &= U_{xx} \left(\frac{dx}{dt} \right)^2 + \frac{d(U_t)}{dt} - \frac{d(U_x)dx}{(dt)^2}; \\ \Psi_{tt} &= \Psi_{xx} \left(\frac{dx}{dt} \right)^2 + \frac{d(\Psi_t)}{dt} - \frac{d(\Psi_x)dx}{(dt)^2}; \\ V_{1tt} &= V_{1xx} \left(\frac{dx}{dt} \right)^2 + \frac{d(V_{1t})}{dt} - \frac{d(V_{1x})dx}{(dt)^2}. \end{aligned} \quad (14)$$

Let us consider the second equations of system (11), (14) separately, since they do not depend on $U_{xx}, U_{tt}, V_{1tt}, V_{1xx}$. Without them, if we substitute U_{tt} and V_{1tt} from (14) into equations (11) and introduce the following notation:

$$\begin{aligned} \gamma &= V_{1x} + V_{0x}; \quad \beta^2 = c^2 k^2 + 2\nu V_1; \\ \Phi_1 &= \nu V_{1x} + \nu V_1 \cdot V_{1x} + V_{0xx} \cdot V_{1x} - \frac{dU_t}{dt} + \\ &+ d(U_x) \frac{dx}{(dt)^2}; \\ \Phi_3 &= c^2 k^2 \Psi_x - V_1 - \nu U_x - \frac{\nu}{2} (V_{1x})^2 - \frac{3}{2} V_1^2 - \\ &- \nu V_{0x} V_{1x} + \nu V_1 V_{0xx} - \frac{dV_{1t}}{dt} + d(V_{1x}) \frac{dx}{(dt)^2}. \end{aligned} \quad (15)$$

we get a system of two equations for U_{xx} and V_{1xx} :

$$\begin{cases} \left[\left(\frac{dx}{dt} \right)^2 - 1 \right] U_{xx} - \gamma \cdot V_{1xx} = \Phi_1; \\ \left[\left(\frac{dx}{dt} \right)^2 - \beta^2 \right] V_{1xx} = \Phi_3. \end{cases} \quad (16)$$

For this system to be linearly dependent, the following relationships must be met:

$$\frac{\left(\frac{dx}{dt} \right)^2 - 1}{0} = \frac{-\gamma}{\left(\frac{dx}{dt} \right)^2 - \beta^2} = \frac{\Phi_1}{\Phi_3}, \quad (17)$$

from which we find the characteristics and ratios on them:

$$\begin{aligned} dx &= \pm \beta dt; \\ F_3 \cdot dx \mp \beta \cdot dV_{1t} + \beta^2 dV_{1x} &= 0; \\ dx &= \pm dt; \\ -\gamma(F_3 dx \mp dV_{1t} + d(V_{1x})) &= (1 - \beta^2)(F_1 dx \mp dU_t + dU). \end{aligned} \quad (18)$$

Now consider the system obtained from the second equations of relations (11), (14):

$$\begin{cases} \Psi_{tt} = \Psi_{xx} + F_2; \\ \Psi_{tt} - \left(\frac{dx}{dt} \right)^2 \Psi_{xx} = \frac{d\Psi_t}{dt} - \frac{d\Psi_x}{dt} \left(\frac{dx}{dt} \right). \end{cases} \quad (19)$$

Let us find the characteristics from the equality to zero of the determinant of the system $-\Delta$, and the relations on them from the equality to zero Δ_1 :

$$\begin{aligned} \Delta &= \begin{vmatrix} 1 & -1 \\ 1 & -\left(\frac{dx}{dt} \right)^2 \end{vmatrix} = 0; \\ \Delta_1 &= \begin{vmatrix} 1 & F_2 \\ 1 & F_4 \end{vmatrix} = F_4 - F_2 = 0; \end{aligned} \quad (20)$$

$$\text{where } F_4 = \frac{d\Psi_t}{dt} - \frac{d\Psi_x}{dt} \left(\frac{dx}{dt} \right).$$

Therefore, on the characteristics $dx = \pm dt$, we obtain, in addition to (18), the following relations:

$$F_2 \cdot dt = d\Psi_t \mp d\Psi_x. \quad (21)$$

The initial conditions were assumed to be zero. The mechanical effect on the shell was modeled by setting the particle velocity at the end $\bar{x} = \bar{x}_0$ in the form: $U_0 = \bar{t}e^{1-\bar{t}}$. Numerical calculations were carried out at

$d\bar{x} = d\bar{t} = 0.001, k^2 = 0.87, \bar{x}_0 = 0, E = 2.1 \cdot 10^{11} \text{ H/m}^2,$
 $\nu = \frac{1}{3}, \frac{h}{R} = 0.05$, by the method of characteristics, which is described in detail in [5–7]. The function plots show the distributions of velocities for different points in time:

$\bar{t} = 2.5$ (plot 1), $\bar{t} = 4$ (plot 2), $\bar{t} = 5.5$ (plot 3). Here Fig. 2 and Fig. 3 correspond $\bar{v}_0 = 0$, and Fig. 4 and Fig. 5 – $\bar{v}_0(x) = 0.01 \cdot (\bar{x}^2 - 6\bar{x} + 8)$ for $x \in [2; 4]$. $\bar{v}_0(x) = 0$ for $x \notin [2; 4]$.

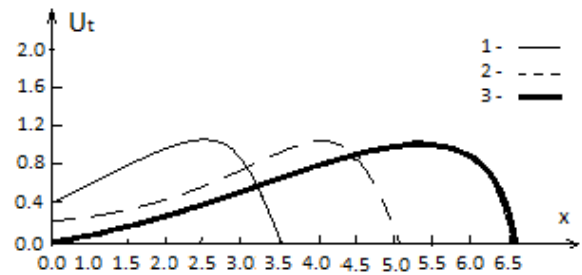


Fig. 2. Velocity distribution U_t at $\bar{v}_0 = 0$

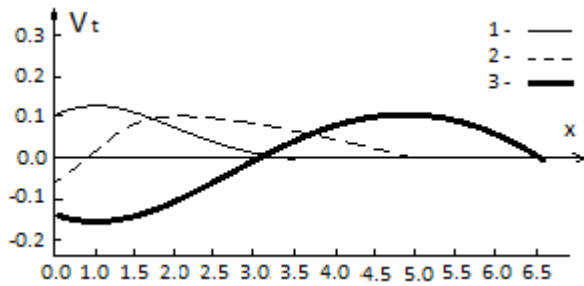


Fig. 3. Velocity distribution V_t at $v_0 = 0$

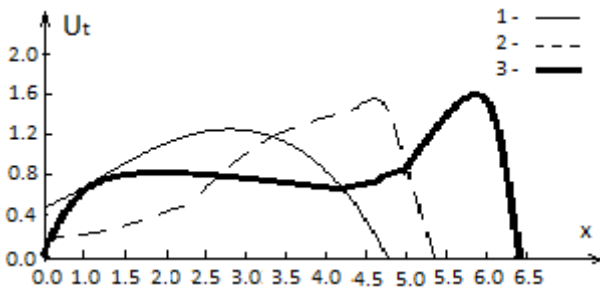


Fig. 4. Velocity distribution U_t at $v_0(x)$

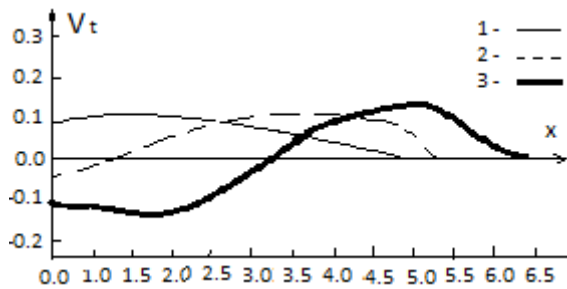


Fig. 5. Velocity distribution V_t at $v_0(x)$

Conclusions

Analysis was carried out for various geometrical and physical parameters of the shell with a small initial

Пожуєва І. С. Левицька Т. І. Напружено-деформований стан оболонки з малим початковим прогином під дією торцевого навантаження

Мета роботи. Побудова методики розрахунку напружено-деформованого стану циліндричної оболонки з малим початковим прогином, до якої прикладається торцеве навантаження, з використанням методу характеристик. Зіставлення результатів розрахунку отриманої моделі з роботами інших авторів у цій області.

Методи дослідження. Для розрахунку було використано рівняння руху оболонки типу Тимошенко, що враховують як деформацію зсуву й інерцію обертання, так і деякі нелінійні члени, до яких був застосований метод характеристик. Для виводу рівнянь руху оболонки застосовувався варіаційний принцип Гамільтона-Остроградського.

Отримані результати. Запропоновано метод розрахунку напружено-деформованого стану циліндричної оболонки з малим початковим прогином за допомогою характеристик. Проведено порівняльний аналіз результатів розрахунків з дослідженнями в цій області інших авторів, що показав ефективність запропонованого методу.

Наукова новизна. Широке поширення одержали рівняння класичної теорії оболонок, засновані на гіпотезах Кірхгофа-Лява, що не враховують деформацію зсуву й інерцію обертання, а також лінійні рівняння типу

deflection, as well as for various types and durations of end loading. In general, the results of this study are in good agreement with studies in this area by other authors, they show that the linear theory is quite acceptable when studying the transfer of a load impulse in a homogeneous shell and in a shell with a small initial deflection, the figures show the effect of nonzero deflection on the deformed state of the shell. In both cases, a rapid decay damping when moving away from the loading edge.

List of references

1. Мастиновский Ю. В. Нестационарные волны в составном обтекатель / Мастиновский Ю. В., Данильченко Д. В., Коротунова Е. В. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – ЗНТУ. – 2004. – № 1. – С. 119–122.
2. Мастиновский Ю. В. Продольный удар по составной цилиндрической оболочке / Мастиновский Ю. В., Данильченко Д. В. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – ЗНТУ. – 2004. – № 2. – С. 90–92.
3. Мастиновский Ю. В. Нелинейное деформирование составной цилиндрической оболочки / Мастиновский Ю. В., Данильченко Д. В., Пожуева И. С. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – ЗНТУ. – 2008. – № 2. – С. 98–101.
4. Гудрамович В. С. Особенности нелинейного деформирования оболочечных систем с геометрическими несовершенствами / Гудрамович В. С. // Прикл. механика. – 2006. – 42. – № 12. – С. 3–47.
5. Polyanin, A. D., Zaitsev, V. F. & Moussiaux, A. (2002), Handbook of First Order Partial Differential Equations, London: Taylor & Francis, ISBN 0-415-27267-X
6. Polyanin, A. D. (2002), Handbook of Linear Partial Differential Equations for Engineers and Scientists, Boca Raton: Chapman & Hall/CRC Press, ISBN 1-58488-299-9
7. Sarra, Scott (2003), The Method of Characteristics with applications to Conservation Laws, Journal of Online Mathematics and its Applications.

Одержано 20.04.2021
Після доробки 21.05.2021

Тимошенко. У даній роботі побудована модель напружено-деформованого стану осесиметричної оболонки з малими початковими прогинами, що враховує як деформацію зсуву й інерцію обертання, так і деякі нелінійні члени.

Практична цінність. Запропонований метод може бути використаний для розрахунку напружено-деформованого стану конструкцій, у яких присутні у якості елементів тонкі оболонки з наявністю малого початкового прогину. Даний метод дозволяє проводити дослідження впливу характеристик початкового прогину на напружено-деформований стан всієї конструкції.

Ключові слова: оболонка, малий прогин, торцеве навантаження, рівняння руху, характеристики.

Пожуева И. С., Левицкая Т. И. Напряженно-деформированное состояние оболочки с малым начальным прогибом под действием торцевой нагрузки

Цель работы. Построение методики расчета напряженно-деформированного состояния цилиндрической оболочки с малым начальным прогибом, к которой прикладывается торцевая нагрузка, с использованием метода характеристик. Сопоставление результатов расчета полученной модели с работами других авторов в этой области.

Методы исследования. Для расчета использовались уравнения движения оболочки типа Тимошенко, учитывающие как деформацию сдвига и инерцию вращения, так и некоторые нелинейные члены, к которым был применен метод характеристик. Для вывода уравнений движения оболочки использовался вариационным принципом Гамильтона-Остроградского.

Полученные результаты. Предложен метод расчета напряженно-деформированного состояния цилиндрической оболочки с малым начальным прогибом с помощью характеристик. Проведен сравнительный анализ результатов расчетов с исследованиями в этой области других авторов, который показал эффективность предложенного метода.

Научная новизна. Широкое распространение получили уравнения классической теории оболочек, основанные на гипотезах Кирхгофа-Лява, не учитывающие деформацию сдвига и инерцию вращения, а также линейные уравнения типа Тимошенко. В данной работе построена модель напряженно-деформированного состояния осесиметричной оболочки с малыми начальными прогибами, учитывающая как деформацию сдвига и инерцию вращения, так и некоторые нелинейные члены.

Практическая ценность. Предложенный метод может быть использован для расчета напряженно-деформированного состояния конструкций, в которых присутствуют в качестве элементов тонкие оболочки с учетом малого начального прогиба. Данный метод позволяет проводить исследование влияния характеристик начального прогиба на напряженно-деформированное состояние всей конструкции.

Ключевые слова: оболочка, малий прогиб, торцевая нагрузка, уравнения движения, характеристики.

УДК 624.04:617-7

- Штанько П. К. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри механіки Національного університету «Запорізька політехніка», г. Запоріжжє, Україна, e-mail: mech@zpu.edu.ua;
- Рягин С. Л. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри механіки Національного університету «Запорізька політехніка», г. Запоріжжє, Україна, e-mail: fox@student.su;
- Гелетий І. А. студент Національного університету «Запорізька політехніка», г. Запоріжжє, Україна, e-mail: Gelety.ivan@gmail.com;
- Кононенко А. В. студент Національного університету «Запорізька політехніка», г. Запоріжжє, Україна, e-mail: andrju3952@gmail.com

РАСЧЕТ БАЛКИ ПЕРЕМЕННОГО СЕЧЕНИЯ НА УПРУГОМ ОСНОВАНИИ КВАЗИАНАЛИТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ С УЧЕТОМ ГРАНИЧНЫХ УСЛОВИЙ

Цель работы. Совершенствование квазианалитического метода решения нелинейных дифференциальных уравнений и его апробация применительно к балкам переменного сечения на упругом основании с двумя коэффициентами постели.

Методы исследования. К системе линейных алгебраических уравнений, получающейся после подстановки в нелинейное дифференциальное уравнение аппроксимирующей функции с постоянными коэффициентами (например – степенной) и задания набора фиксированных значений переменной, граничные условия добавляются в виде необходимого числа соответственно преобразованных уравнений. В случае последующего аналитического решения общее количество уравнений должно соответствовать количеству постоянных коэффициентов.

Полученные результаты. В ходе апробации была определена упругая линия трапецевидной бетонной балки с прямоугольным сечением переменной высоты на упругом основании с двумя коэффициентами постели. Усредненная погрешность решения составила 0,06 %. Были исследованы распределения по длине балки изгибающих моментов и нормальных напряжений.

Научная новизна. Авторам не встречался в литературных источниках такой метод решения нелинейных дифференциальных уравнений.

Практическая ценность. Предложенный квазианалитический метод с реализованным учетом граничных условий может быть использован для решения дифференциальных уравнений любого порядка с нелинейностями различного типа, в том числе – при расчетах балок переменного сечения на упругом основании.

Ключевые слова: балка переменного сечения, упругое основание, нелинейное дифференциальное уравнение, квазианалитический метод, аппроксимация, граничные условия, система линейных алгебраических уравнений, приближенное решение, погрешность.

Введение

Точность математического моделирования является одним из основных факторов, определяющих будущую конкурентоспособность объектов техники. Это обуславливает актуальность и практическую ценность совершенствования методов решения нелинейных дифференциальных уравнений, встречающихся в технических расчетах, в частности, связанных с расчетом балок переменного сечения на упругом основании.

Анализ публикаций

В источнике [1] приведено базовое дифференциальное уравнение, используемое для расчета деформации балки постоянного сечения, покоящейся на упругом основании с двумя коэффициентами постели. В случае балки переменного сечения это дифферен-

циальное уравнение становится нелинейным:

$$E \cdot I(x) \cdot \frac{d^4 v}{dx^4} - 2 \cdot t \cdot \frac{d^2 v}{dx^2} + k \cdot v = q(x), \quad (1)$$

где v – прогиб балки;

$E \cdot I(x)$ – переменная жесткость поперечного сечения балки;

k, t – соответственно первый и второй коэффициенты постели;

$q(x)$ – распределенная нагрузка.

В статье [2] авторами был предложен и применен для решения уравнения (1) универсальный квазианалитический метод решения нелинейных дифференциальных уравнений. Согласно метода, искомую функцию аппроксимируем некоторой известной функцией с постоянными коэффициентами. После

подстановки функции в нелинейное дифференциальное уравнение задача сводится к аналитическому или численному нахождению таких значений постоянных коэффициентов, при которых оценка разницы между правой и левой частями дифференциального уравнения будет минимальной при всех возможных значениях переменной. Для решения уравнения (1) была использована аппроксимация степенной функцией.

Однако в статье [2] не был рассмотрен учет граничных условий.

Цель работы

Целью данной статьи является рассмотрение учета граничных условий путем добавления к системе соответствующих линейных алгебраических уравнений при определении коэффициентов аппроксимирующей функции, а также апробация усовершенствованного таким образом квазианалитического метода решения нелинейных дифференциальных уравнений применительно к расчету балок переменного сечения на упругом основании с двумя коэффициентами постели.

Метод исследования

В качестве объекта расчета была выбрана трапециевидная бетонная балка длиной $L = 6$ м с квадратным начальным поперечным сечением размерами $b_0 = 0,6$ м, $h_0 = 0,6$ м на левом крае (рис. 1). Высота поперечного сечения изменяется по закону:

$$h = h_0 \cdot (1 - 0,5 \cdot x / L), \quad (2)$$

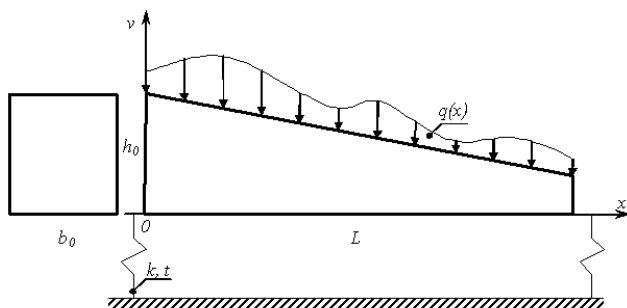


Рис. 1. Расчетная схема балки переменного сечения

Модуль Юнга балки: $E = 2 \cdot 10^{10}$ Па, первый и второй коэффициенты постели соответственно: $k = 145,8 \cdot 10^5$ Па, $t = 189,6 \cdot 10^5$ Н. Распределенная нагрузка описывается законом:

$$q(x) = q_0 \cdot \sin(\pi \cdot x / L), \quad (3)$$

где $q_0 = 20$ кН/м. Таким образом, нагрузка является симметричной и действует преимущественно посередине балки.

Тогда осевой момент инерции сечения, с учетом (2), определяется функцией:

$$I(x) = \frac{b_0 \cdot h_0^3}{12} \cdot \left(1 - \frac{x}{2 \cdot L}\right)^3. \quad (4)$$

Упругая линия балки описывается нелинейным дифференциальным уравнением (1). Поскольку в данном случае, в отличие от статьи [2], нахождение постоянных коэффициентов было решено осуществлять только аналитически, для аппроксимации искомого прогиба v была выбрана степенная функция:

$$u(x) = a_0 + a_1 \cdot x + a_2 \cdot x^2 + a_3 \cdot x^3 + a_4 \cdot x^4 + a_5 \cdot x^5 + a_6 \cdot x^6 + a_7 \cdot x^7. \quad (5)$$

Ее производные имеют вид:

$$\frac{du}{dx} = a_1 + 2 \cdot a_2 \cdot x + 3 \cdot a_3 \cdot x^2 + 4 \cdot a_4 \cdot x^3 + 5 \cdot a_5 \cdot x^4 + 6 \cdot a_6 \cdot x^5 + 7 \cdot a_7 \cdot x^6, \quad (6)$$

$$\frac{d^2u}{dx^2} = 2 \cdot a_2 + 6 \cdot a_3 \cdot x + 12 \cdot a_4 \cdot x^2 + 20 \cdot a_5 \cdot x^3 + 30 \cdot a_6 \cdot x^4 + 42 \cdot a_7 \cdot x^5, \quad (7)$$

$$\frac{d^3u}{dx^3} = 6 \cdot a_3 + 24 \cdot a_4 \cdot x + 60 \cdot a_5 \cdot x^2 + 120 \cdot a_6 \cdot x^3 + 210 \cdot a_7 \cdot x^4, \quad (8)$$

$$\frac{d^4u}{dx^4} = 24 \cdot a_4 + 120 \cdot a_5 \cdot x + 360 \cdot a_6 \cdot x^2 + 840 \cdot a_7 \cdot x^3. \quad (9)$$

Подстановка уравнений (5), (6), (7), (8), (9) в уравнение (1) после простых преобразований дает уравнение:

$$c_7 \cdot a_7 + c_6 \cdot a_6 + c_5 \cdot a_5 + c_4 \cdot a_4 + c_3 \cdot a_3 + c_1 \cdot a_1 + c_0 \cdot a_0 = q(x), \quad (10)$$

где

$$c_7 = 840 \cdot x^3 \cdot E \cdot I(x) - 84 \cdot t \cdot x^5 + k \cdot x^7, \quad (11)$$

$$c_6 = 360 \cdot x^2 \cdot E \cdot I(x) - 60 \cdot t \cdot x^4 + k \cdot x^6, \quad (12)$$

$$c_5 = 120 \cdot x \cdot E \cdot I(x) - 40 \cdot t \cdot x^3 + k \cdot x^5, \quad (13)$$

$$c_4 = 24 \cdot E \cdot I(x) - 24 \cdot t \cdot x^2 + k \cdot x^4, \quad (14)$$

$$c_3 = -12 \cdot t \cdot x + k \cdot x^3, \quad (15)$$

$$c_1 = k \cdot x, \quad (16)$$

$$c_0 = k. \quad (17)$$

Здесь дополнительно могут быть учтены граничные условия. В данном случае, граничными условиями является равенство нулю изгибающего момента на обоих концах балки. С учетом уравнения [1]:

$$M = -E \cdot I(x) \cdot \frac{d^2 v}{dx^2}, \quad (18)$$

из уравнения (7) получаем соответственно при $x = 0$ и $x = L$:

$$a_2 = 0, \quad (19)$$

$$a_3 \cdot L \cdot 6 + 12 \cdot a_4 \cdot L^2 + 20 \cdot a_5 \cdot L^3 + 30 \cdot a_6 \cdot L^4 + 42 \cdot a_7 \cdot L^5 = 0. \quad (20)$$

Таким образом, к системе линейных алгебраических уравнений, формируемой на основе формулы (10), граничные условия добавляются в форме соответствующим образом преобразованных уравнений, в данном случае – (19), (20). В соответствии с [2], дальнейшее решение может быть получено численной оптимизацией, приближенным аналитическим способом или комбинированным способом. В отличие от [2], где решения находились комбинированным способом, в данном случае было решено для сравнения использовать приближенный аналитический способ, что предполагает равное суммарное количество линейных алгебраических уравнений и неизвестных постоянных коэффициентов.

Уравнение (19) было заранее учтено в формуле (10).

Для нахождения оставшихся семи неизвестных постоянных коэффициентов $a_0, a_1, a_3, a_4, a_5, a_6, a_7$ была сформирована система семи линейных алгебраических уравнений из уравнения (10) при шести значениях $x = \{0; L/5; 2L/5; 3L/5; 4L/5; L\}$, с учетом (11), (12), (13), (14), (15), (16), (17), (3), (4), и уравнения (20).

Решение этой системы линейных алгебраических уравнений было получено с помощью стандартной процедуры. С учетом (19), искомые коэффициенты уравнения (5) составляют: $a_0 = 4,03172117 \cdot 10^{-5}$, $a_1 = -3,35704081 \cdot 10^{-4}$, $a_2 = 0$, $a_3 = 1,41111632 \cdot 10^{-5}$, $a_4 = -1,13392158 \cdot 10^{-7}$, $a_5 = -9,12593131 \cdot 10^{-8}$, $a_6 = -1,17496141 \cdot 10^{-8}$, $a_7 = 1,20042367 \cdot 10^{-9}$.

Усредненная погрешность определялась так же, как и в статье [2]: как умноженное на 100% отношение суммы модулей разности между значениями правой и аппроксимированной левой частей уравнения (1) в многих точках по длине балки к сумме модулей значений правой части того же уравнения в тех же точках балки. Точки брались с постоянным шагом 0,1 м (всего 61 точка). Расчет показал, что в данном случае усредненная погрешность составила 0,06 %.

Результаты исследований и их обсуждение

Форма упругой линии трапециевидной балки, являющейся объектом расчета, приведена на рис. 2. На рис. 3 показано распределение изгибающего момента, пересчитанного по уравнению (18), по длине той же балки. Распределение по длине балки нормальных напряжений, определенных по известным

формулам с учетом переменной высоты поперечного сечения, показано на рис. 4.

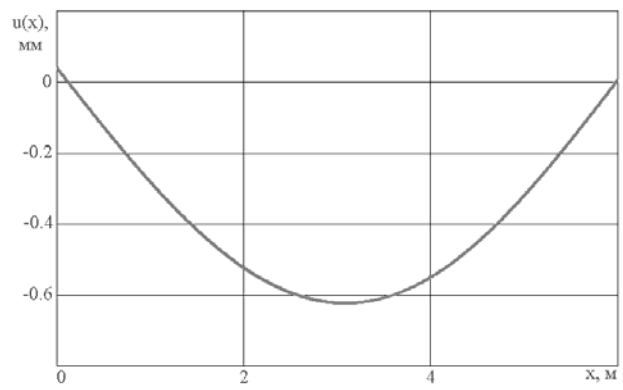


Рис. 2. Упругая линия балки переменного сечения

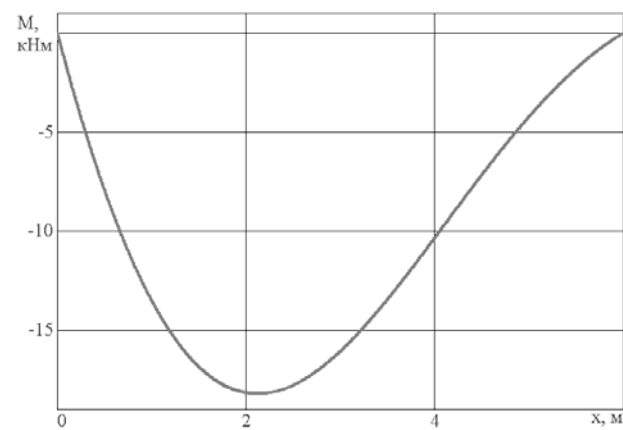


Рис. 3. Распределение изгибающего момента по длине балки переменного сечения

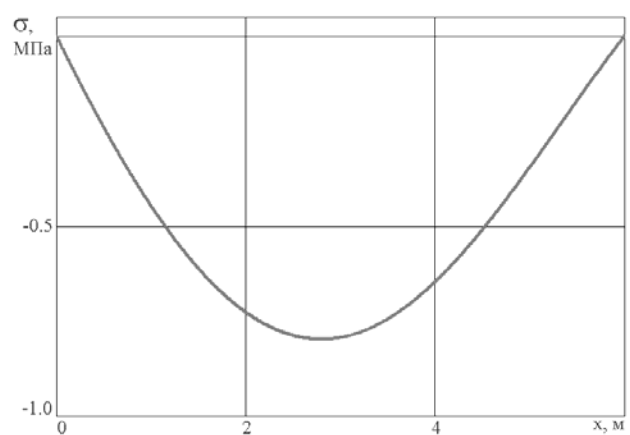


Рис. 4. Распределение нормальных напряжений по длине балки переменного сечения

Из анализа полученных результатов видно, что формы полученных зависимостей, с учетом ее трапециевидной формы балки, в целом соответствуют заданной нагрузке.

Из рис. 3 видно, что распределение изгибающего момента по длине балки соответствует заданным граничным условиям.

Выводы

Таким образом, в предложенном квазианалитическом методе решения нелинейных дифференциальных уравнений граничные условия могут быть учтены путем добавления к системе линейных алгебраических уравнений необходимого числа соответственно преобразованных уравнений. Апробация, выполненная применительно к расчету балок переменного сечения на упругом основании с двумя коэффициентами постели, подтверждает правильность такого подхода. В перспективе авторы планируют сравнить

усредненную погрешность при определении значений постоянных коэффициентов аналитическим и численным способом.

Список литературы

1. Власов В. З. Балки, плиты и оболочки на упругом основании / В. З. Власов, Н. Н. Леонтьев. – М. : Гос. изд-во физ.-мат. лит., 1960. – 491 с.
2. Штанько П. К. Расчет балки переменного сечения на упругом основании квазианалитическим методом / Штанько П. К. Рягин С. Л. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2019. – № 1. – С. 62–66.

Одержано 25.03.2021

Штанько П. К., Рягин С. Л., Гелетій І. А., Кононенко А. В. Розрахунок балки змінного перерізу на пружній основі квазіаналітичним методом з урахуванням граничних умов

Мета роботи. Удосконалення квазіаналітичного методу рішення нелінійних диференціальних рівнянь та його апробація стосовно балок змінного перерізу на пружній основі з двома коефіцієнтами постелі.

Методи досліджень. До рішення системи лінійних алгебраїчних рівнянь, що утворюється після підстановки у нелінійне диференціальне рівняння апроксимуючої функції з постійними коефіцієнтами (наприклад – степеневої) та задання набору фіксованих значень змінної, граничні умови додаються у вигляді необхідної кількості відповідним чином перетворених рівнянь. У випадку подальшого аналітичного вирішення загальна кількість рівнянь має відповідати кількості постійних коефіцієнтів.

Отримані результати. У ході апробації була визначена пружна лінія трапецієподібної бетонної балки з прямокутним перерізом змінної висоти на пружній основі з двома коефіцієнтами постелі. Усереднена похибка рішення склала 0,06 %. Було досліджено розподіли по довжині балки згинальних моментів та нормальних напружень.

Наукова новизна. Автори не зустрічали у літературних джерелах такий метод рішення нелінійних диференціальних рівнянь.

Практична цінність. Запропонований квазіаналітичний метод з реалізованим урахуванням граничних умов може бути використано для рішення диференціальних рівнянь будь-якого порядку з нелінійностями різного типу, у тому числі – при розрахунках балок змінного перерізу на пружній основі.

Ключові слова: балка змінного перерізу, пружна основа, нелінійне диференціальне рівняння, квазіаналітичний метод, апроксимація, граничні умови, система лінійних алгебраїчних рівнянь, наближене рішення, похибка.

Shtanko P., Ryagin S., Geletiy I., Kononenko A. Design of a beam of variable cross-section on the elastic base by the quasi-analytical method considering boundary conditions

Purpose. Improvement of the quasi-analytical method of nonlinear differential equation solution and its approbation with reference to beams of variable cross-section on the elastic base with two base factors.

Research methods. Boundary conditions in the form of required number of correspondently transformed equations are added to the system of the linear algebraic equations which results from substitution of approximating function with constant factors (for example – power function) in the nonlinear differential equation and fixation of a set of variable values. The total number of the equations have to correspond to quantity of constant factors if the further solution will be carried out by an analytical method.

Results. Deflection diagram of a trapezoid concrete beam with rectangular cross-section of variable height on the elastic base with two base factors has been calculated during approbation. Average solution error was equal to 0.06%. Distributions of the bending moments and normal stresses along the beam have been researched.

Scientific novelty. The authors did not meet in literature such method of nonlinear differential equation solution.

Practical value. The quasi-analytical method with realised consideration of boundary conditions that has been offered can be used for solution of differential equations of any order with various types of nonlinearity, including calculations of beams of variable cross-section on the elastic base.

Key words: beam of variable cross-section, elastic base, nonlinear differential equation, quasi-analytical method, approximation, boundary conditions, system of the linear algebraic equations, approximate solution, error.

УДК 539.371

- Левчук С. А. канд. фіз.-мат. наук, доцент, доцент кафедри прикладної математики і механіки Запорізького національного університету, м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: levchukser65@gmail.com;
- Швидка С. П. канд. фіз.-мат. наук, доцент, доцент кафедри прикладної математики і механіки Запорізького національного університету, м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: svetlana.shvydka@gmail.com;
- Хмельницький А. А. заст. директора з навч.-виховн. роботи, вчитель математики, ЗНВК № 67, м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: andreykhmel1609@gmail.com

РОЗРАХУНОК НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ ДВОХ ОРТОГОНАЛЬНО СПРЯЖЕНИХ ПЛАСТИН ПРИ КРАЙОВИХ УМОВАХ СИМЕТРІЇ ЗА ДОПОМОГОЮ МАТРИЦЬ ТИПУ ГРІНА

Мета роботи. Розрахувати напружено-деформований стан двох ортогонально спряжених пластин за допомогою спеціально побудованих матриць типу Гріна.

Методи дослідження. Основи теорії тонких пластин, апарат тригонометричних рядів Фур'є, методи: гранично-складених задач, варіації довільних сталих, матриць типу Гріна.

Отримані результати. Було розглянуто задачу про пружну рівновагу пари пластин, з'єднаних під прямим кутом. На паралельних ребру з'єднання краях складеного тіла були обрані спеціальні крайові умови – умови симетрії. Відзначимо, що з фізичної точки зору досліджуване тіло може бути моделлю бічних стінок паралелепіпеда. Це забезпечується спеціальними умовами симетрії на обох краях складеного тіла, що паралельні ребру з'єднання пластин. Спосіб розрахунку, запропонований у роботі, дозволяє розраховувати напружено-деформований стан просторової конструкції з двох пластин в умовах довільного поверхневого навантаження. Як приклад застосування методу, наведено результати розрахунку (у вигляді ліній рівня) основних характеристик статичного деформування розглянутого прямокутного з'єднання двох пластин.

Наукова новизна. В даній статті був удосконалений метод розрахунку пари пластин, з'єднаних під прямим кутом, при крайових умовах симетрії, з подальшою графічною ілюстрацією отриманих результатів.

Практичне значення. Досліджувана у роботі задача моделює явища, які відбуваються, зокрема, при деформуванні елементів вулканізаційного обладнання. Одержані результати дозволяють виявити особливості роботи елементів конструкції складної структури і, у кінцевому рахунку, підвищити її ефективність шляхом оптимізації параметрів складових частин.

Ключові слова: складене тіло з двох пластин, напружено-деформований стан, матриця типу Гріна, крайові умови симетрії.

Вступ

Розглянемо задачу про пружну рівновагу пари пластин, з'єднаних під прямим кутом. На паралельних ребру з'єднання краях складеного тіла оберемо спеціальні крайові умови – умови симетрії (рис. 1).

Відзначимо, що з фізичної точки зору досліджуване тіло може бути моделлю бічних стінок паралелепіпеда. Це забезпечується спеціальними умовами симетрії на обох краях складеного тіла, що паралельні ребру з'єднання пластин. Спосіб розрахунку, запропонований нижче, дозволяє розраховувати статичне деформування просторової конструкції з двох пластин в умовах довільного поверхневого навантаження. Попередня розробка цієї задачі була здійснена у роботах [1–4]. У даній роботі був удосконалений згаданий вище спосіб розрахунку з подальшою графічною ілюстрацією результатів.

Матеріали та методика досліджень

Нехай мова йде про побудову матриць типу Гріна задачі, яка описує статичне деформування пари пластин,

з'єднаних під прямим кутом з умовами симетрії на паралельних ребру з'єднання краях (див. рис. 1).

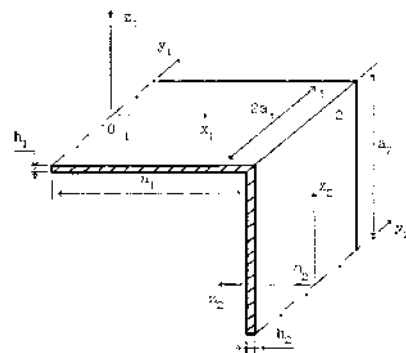


Рис. 1. Складене тіло з двох пластин, при умовах симетрії на краях (під дією довільного навантаження)

Для визначення пружної рівноваги кожної з пари пластин може бути використана система диференціальних рівнянь у переміщеннях [5]:

$$\begin{aligned} \Delta U_v + \frac{\lambda_v + \mu_v}{\mu_v} \frac{\partial}{\partial x_v} \left[\frac{\partial U_v}{\partial x_v} + \frac{\partial V_v}{\partial y_v} \right] &= X_v \\ \Delta V_v + \frac{\lambda_v + \mu_v}{\mu_v} \frac{\partial}{\partial y_v} \left[\frac{\partial U_v}{\partial x_v} + \frac{\partial V_v}{\partial y_v} \right] &= Y_v \\ \Delta \Delta W_v &= Z_v, \end{aligned} \quad (1)$$

де $U_v = U_v(x_v, y_v)$, $V_v = V_v(x_v, y_v)$, $W_v = W_v(x_v, y_v)$ – проекції вектора зміщень $\Psi_v = \Psi_v(x_v, y_v)$ на відповідні осі декартової системи координат; $X_v = X_v(x_v, y_v)$, $Y_v = Y_v(x_v, y_v)$, $Z_v = Z_v(x_v, y_v)$ – праві частини, що враховують інтенсивність зовнішнього поверхневого навантаження та фізичні характеристики пластини, причому

$$\begin{aligned} X_v(x_v, y_v) &= -\frac{12(1-\sigma_v^2)}{E_v h_v^3} q_{xv}(x_v, y_v), \\ Y_v(x_v, y_v) &= -\frac{12(1-\sigma_v^2)}{E_v h_v^3} q_{yv}(x_v, y_v), \\ Z_v(x_v, y_v) &= \frac{12(1-\sigma_v^2)}{E_v h_v^3} q_{zv}(x_v, y_v); \quad q_{xv}(x_v, y_v), \end{aligned}$$

де $q_{yv}(x_v, y_v)$, $q_{zv}(x_v, y_v)$ – інтенсивності зовнішнього навантаження вздовж відповідних осей; E_v – модуль Юнга, h_v – товщина пластини, σ_v – коефіцієнт Пуассона, λ_v , μ_v – коефіцієнти Ламе, $\Delta = \frac{\partial^2}{\partial x_v^2} + \frac{\partial^2}{\partial y_v^2}$ – диференціальний оператор Лапласа. Тут і нижче $v = 1, 2$ і позначає номер пластини у складеній конструкції.

Умови симетрії на краях складеного тіла можуть мати вигляд [6]:

$$\begin{aligned} U_v|_{x_v=0} = 0, \quad \frac{\partial V_v}{\partial x_v}|_{x_v=0} &= 0, \\ \frac{\partial W_v}{\partial x_v}|_{x_v=0} = 0, \quad \frac{\partial^3 W_v}{\partial x_v^3}|_{x_v=0} &= 0 \end{aligned} \quad (2)$$

Для умов з'єднання пластин мають місце вирази (формулюються із фізичних міркувань) [6]:

$$\begin{aligned} W_1|_{x_1=a_1} = U_2|_{x_2=a_2}, \quad U_1|_{x_1=a_1} = -W_2|_{x_2=a_2}, \\ V_1|_{x_1=a_1} = V_2|_{x_2=a_2}, \\ \frac{\partial W_1}{\partial x_1}|_{x_1=a_1} = \frac{\partial W_2}{\partial x_2}|_{x_2=a_2}, \\ T_{1x}|_{x_1=a_1} + Q_{2x}|_{x_2=a_2} = 0, \quad T_{2x}|_{x_2=a_2} - Q_{1x}|_{x_1=a_1} = 0, \end{aligned}$$

$$S_{1xy}|_{x_1=a_1} - S_{2xy}|_{x_2=a_2} = 0, \quad M_{2x}|_{x_2=a_2} - M_{1x}|_{x_1=a_1} = 0, \quad (3)$$

де Q_{1x} , Q_{2x} та T_{1x} , T_{2x} – поперечні та розтягувальні сили відповідно; S_{1xy} , і S_{2xy} – зсувні зусилля; M_{1x} , M_{2x} – згинальні моменти.

Їх вирази через складові вектора зміщень мають вигляд [5]:

$$\begin{aligned} T_{vx} &= \frac{E_v h_v}{1-\sigma_v^2} \left(\frac{\partial U_v}{\partial x_v} + \sigma_v \frac{\partial V_v}{\partial y_v} \right), \\ Q_{vx} &= -\frac{E_v h_v^3}{12(1-\sigma_v^2)} \frac{\partial}{\partial x_v} \Delta W_v, \\ S_{vxy} &= \frac{E_v h_v}{2(1+\sigma_v)} \left(\frac{\partial U_v}{\partial y_v} + \frac{\partial V_v}{\partial x_v} \right), \\ M_{vx} &= -\frac{E_v h_v^3}{12(1-\sigma_v^2)} \left(\frac{\partial^2 W_v}{\partial x_v^2} + \sigma_v \frac{\partial^2 W_v}{\partial y_v^2} \right). \end{aligned} \quad (4)$$

Теоретичні результати та їх аналіз

Розв'язок досліджуваної задачі будемо шукати у вигляді тригонометричних рядів вигляду:

$$\begin{aligned} U_v(x_v, y_v) &= \sum_{k=1,3}^{\infty} U_{vk}(x_v) \cos \frac{k\pi y_v}{2a_3}; \\ V_v(x_v, y_v) &= \sum_{k=1,3}^{\infty} V_{vk}(x_v) \sin \frac{k\pi y_v}{2a_3}; \\ W_v(x_v, y_v) &= \sum_{k=1,3}^{\infty} W_{vk}(x_v) \cos \frac{k\pi y_v}{2a_3}, \end{aligned} \quad (5)$$

де $2a_3$ – довжина першої і другої пластини у напрямку осей (OY_1) і (OY_2) .

Компоненти правих частин диференціальних рівнянь також подамо у вигляді відповідних тригонометричних рядів:

$$\begin{aligned} X_v(x_v, y_v) &= \sum_{k=1,3}^{\infty} X_{vk}(x_v) \cos \frac{k\pi y_v}{2a_3}; \\ Y_v(x_v, y_v) &= \sum_{k=1,3}^{\infty} Y_{vk}(x_v) \sin \frac{k\pi y_v}{2a_3}; \\ Z_v(x_v, y_v) &= \sum_{k=1,3}^{\infty} Z_{vk}(x_v) \cos \frac{k\pi y_v}{2a_3}, \end{aligned} \quad (6)$$

де $X_{vk}(x_v)$, $Y_{vk}(x_v)$, $Z_{vk}(x_v)$ – коефіцієнти ряду Фур'є:

$$\begin{aligned} X_{vk}(x_v) &= \frac{1}{a_3} \int_{-a_3}^{a_3} X_v(x_v, \eta) \cos(k\eta) d\eta; \\ Y_{vk}(x_v) &= \frac{1}{a_3} \int_{-a_3}^{a_3} Y_v(x_v, \eta) \sin(k\eta) d\eta; \end{aligned}$$

$$Z_{vk}(x_v) = \frac{1}{a_3} \int_{-a_3}^{a_3} Z_v(x_v, \eta) \cos(k\eta) d\eta. \quad (7)$$

В результаті підстановки (5), (6) у (1), одержимо систему звичайних диференціальних рівнянь з сталими коефіцієнтами для кожної з пари пластин:

$$\begin{aligned} \frac{d^4 W_{vk}}{dx_v^4} - 2 \left(\frac{k\pi}{2a_3} \right)^2 \frac{d^2 W_{vk}}{dx_v^2} + \left(\frac{k\pi}{2a_3} \right)^4 W_{vk} &= Z_{vk}, \\ (1 + q_v) \frac{d^2 U_{vk}}{dx_v^2} - \left(\frac{k\pi}{2a_3} \right)^2 U_{vk} + q_v \frac{k\pi}{2a_3} \frac{dV_{vk}}{dx_v} &= X_{vk}, \\ \frac{d^2 V_{vk}}{dx_v^2} - \left(\frac{k\pi}{2a_3} \right)^2 (1 + q_v) V_{vk} - q_v \frac{k\pi}{2a_3} \frac{dU_{vk}}{dx_v} &= Y_{vk}, \end{aligned} \quad (8)$$

де $q_v = \frac{\lambda_v + \mu_v}{\mu_v}$.

Введемо позначення $l = k\pi/(2a_3)$. Підставляючи (5) в умови симетрії (2), а також в умови з'єднання пластин (3), перетворимо їх до вигляду:

умови симетрії:

$$\begin{aligned} U_{vk} \Big|_{x_v=0} = 0, \quad \frac{dV_{vk}}{dx_v} \Big|_{x_v=0} = 0, \\ \frac{dW_{vk}}{dx_v} \Big|_{x_v=0} = 0, \quad \frac{d^3 W_{vk}}{dx_v^3} \Big|_{x_v=0} = 0; \end{aligned}$$

(9)

умови з'єднання елементів:

$$\begin{aligned} W_{1k} \Big|_{x_1=a_1} = U_{2k} \Big|_{x_2=a_2}, \\ U_{1k} \Big|_{x_1=a_1} = -W_{2k} \Big|_{x_2=a_2}, \\ V_{1k} \Big|_{x_1=a_1} = V_{2k} \Big|_{x_2=a_2}, \quad \frac{dW_{1k}}{dx_1} \Big|_{x_1=a_1} = \frac{dW_{2k}}{dx_2} \Big|_{x_2=a_2}, \\ \frac{h_1^2}{12} \left[\frac{d^3 W_{1k}}{dx_1^3} - l^2 \frac{dW_{1k}}{dx_1} \right] \Big|_{x_1=a_1} + \\ + \left[\frac{dU_{2k}}{dx_2} + \frac{q_2 - 1}{2q_2} l W_{2k} \right] \Big|_{x_2=a_2} = 0, \\ - \frac{h_2^2}{12} \left[\frac{d^3 W_{2k}}{dx_2^3} - l^2 \frac{dW_{2k}}{dx_2} \right] \Big|_{x_2=a_2} + \\ + \left[\frac{dU_{1k}}{dx_1} + \frac{q_1 - 1}{2q_1} l W_{1k} \right] \Big|_{x_1=a_1} = 0, \\ \left[\frac{dV_{1k}}{dx_1} - l U_{1k} \right] \Big|_{x_1=a_1} - \left[\frac{dV_{2k}}{dx_2} - l U_{2k} \right] \Big|_{x_2=a_2} = 0, \\ \left[\frac{d^2 W_{1k}}{dx_1^2} - \frac{q_1 - 1}{2q_1} l^2 W_{1k} \right] \Big|_{x_1=a_1} - \end{aligned}$$

$$- \left[\frac{d^2 W_{2k}}{dx_2^2} - \frac{q_2 - 1}{2q_2} l^2 W_{2k} \right] \Big|_{x_2=a_2} = 0. \quad (10)$$

Враховуючи, що фундаментальна система розв'язків диференціальних рівнянь (8) відома і має вигляд [7]:

$$\begin{aligned} W_{vk}^{(1)}(x_v) &= ch(lx_v), \quad W_{vk}^{(2)}(x_v) = sh(lx_v), \\ W_{vk}^{(3)}(x_v) &= x_v ch(lx_v), \quad W_{vk}^{(4)}(x_v) = x_v sh(lx_v), \\ U_{vk}^{(1)}(x_v) &= ch(lx_v), \quad U_{vk}^{(2)}(x_v) = sh(lx_v), \\ U_{vk}^{(3)}(x_v) &= x_v ch(lx_v), \quad U_{vk}^{(4)}(x_v) = x_v sh(lx_v), \\ V_{vk}^{(1)}(x_v) &= -sh(lx_v), \quad V_{vk}^{(2)}(x_v) = -ch(lx_v), \\ V_{vk}^{(3)}(x_v) &= -\frac{2 + q_v}{q_v l} ch(lx_v) - x_v sh(lx_v), \\ V_{vk}^{(4)}(x_v) &= -\frac{2 + q_v}{q_v l} sh(lx_v) - x_v ch(lx_v), \end{aligned}$$

доцільно подальший розв'язок системи звичайних диференціальних рівнянь (8) здійснювати методом варіації довільних сталих, при цьому, одержимо вирази:

$$\begin{aligned} W_{vk}(x_v) &= \int_0^{x_v} Z_{vk}(\xi) \frac{sh(l(\xi - x_v)) - l(\xi - x_v)ch(l(\xi - x_v))}{2l^3} d\xi + \\ &+ \sum_{i=1}^4 \gamma_{vk}^{(i)} W_{vk}^{(i)}(x_v), \\ U_{vk}(x_v) &= \int_0^{x_v} X_{vk}(\xi) \frac{q_v l(\xi - x_v)ch(l(\xi - x_v)) - (2 + q_v)sh(l(\xi - x_v))}{2l(1 + q_v)} d\xi - \\ - \int_0^{x_v} Y_{vk}(\xi) \frac{q_v}{2(1 + q_v)} (\xi - x_v) sh(l(\xi - x_v)) d\xi + \sum_{i=5}^8 \gamma_{vk}^{(i)} U_{vk}^{(i-4)}(x_v), \\ V_{vk}(x_v) &= \int_0^{x_v} X_{vk}(\xi) \frac{q_v}{2(1 + q_v)} (\xi - x_v) sh(l(\xi - x_v)) d\xi - \\ - \int_0^{x_v} Y_{vk}(\xi) \frac{q_v l(\xi - x_v)ch(l(\xi - x_v)) + (2 + q_v)sh(l(\xi - x_v))}{2l(1 + q_v)} d\xi + \\ + \sum_{i=5}^8 \gamma_{vk}^{(i)} V_{vk}^{(i-4)}(x_v). \end{aligned} \quad (11)$$

Потім, використовуючи додаткові умови (9), (10), слід визначити невідомі сталі $\gamma_{vk}^{(i)}$. Підставляючи знайдені $\gamma_{vk}^{(i)}$ у (11), а потім отримані вирази у (5), одержимо остаточний розв'язок задачі (1)–(3) у вигляді:

$$\begin{aligned} \Psi_v(x_v, y_v) &= \int_{-a_3}^{a_3} \int_0^{a_1} \Omega_v(x_v, y_v, \xi, \eta) \Phi_1(\xi, \eta) d\xi d\eta + \\ &+ \int_{-a_3}^{a_3} \int_0^{a_2} \Theta_v(x_v, y_v, \xi, \eta) \Phi_2(\xi, \eta) d\xi d\eta, \end{aligned} \quad (12)$$

де $\Omega_v(x_v, y_v, \xi, \eta)$, $\Theta_v(x_v, y_v, \xi, \eta)$ – побудовані матриці типу Гріна для даної задачі, які мають вигляд:

$$\Omega_v(x_v, y_v, \xi, \eta) = \sum_{k=1}^{\infty} \frac{1}{a_3} \vartheta_k(y_v) \omega_{vk}(x_v, \xi) \vartheta_k(\eta);$$

$$\Theta_v(x_v, y_v, \xi, \eta) = \sum_{k=1}^{\infty} \frac{1}{a_3} \vartheta_k(y_v) \theta_{vk}(x_v, \xi) \vartheta_k(\eta), \quad (13)$$

де $\omega_{vk}(x_v, \xi)$, $\theta_{vk}(x_v, \xi)$ – компоненти матриць типу Гріна (більш детально про матриці типу Гріна див. [2]),

$$\vartheta_k(y_v) = \left\{ \begin{array}{ccc} \cos(k\pi/(2a_3)y_v) & 0 & 0 \\ 0 & \sin(k\pi/(2a_3)y_v) & 0 \\ 0 & 0 & \cos(k\pi/(2a_3)y_v) \end{array} \right\}; \quad (14)$$

$\Phi_v(\xi, \eta)$ – вектор правих частин рівнянь (1).

Обчислювальні результати

Нижче, в якості прикладу застосування описаного методу, наведено результати розрахунку (у вигляді ліній рівня) основних характеристик статичного деформування розглянутого вище прямокутного з'єднання двох пластин (рис. 2–6). При обчисленнях було прийнято: $a_1/h_1 = 25$; $a_2/h_2 = 12,5$; $a_3/h_1 = 3$; $\sigma_v = 0,25$; $k = 1$; $E_v/q_{yvk}(x_v) = -\frac{4}{3} \cdot 10^6$; $q_{xvk}(x_v) = q_{zv}(x_v) = 0$.

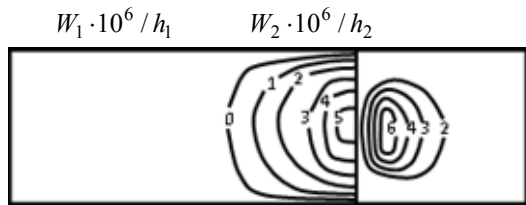


Рис. 2. Нормальні прогини

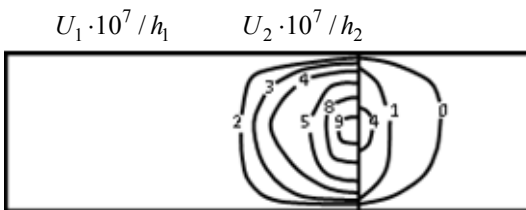


Рис. 3. Зміщення вздовж осі (OX)

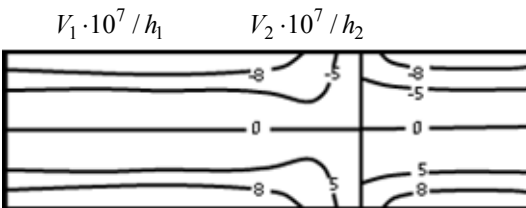


Рис. 4. Зміщення вздовж осі (OY)

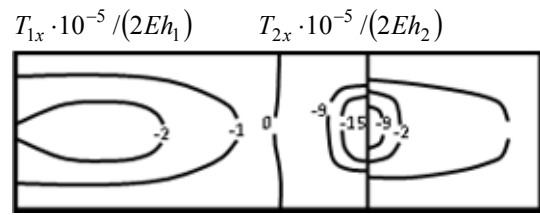


Рис. 5. Розтягувальні сили

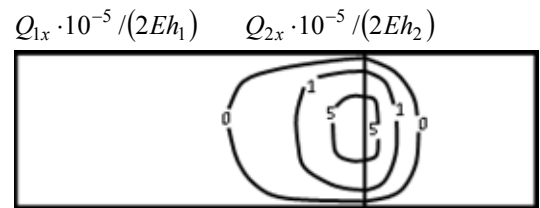


Рис. 6. Поперечні сили

Список літератури

1. Левчук С. А. Дослідження статичного деформування складеної конструкції з двох пластин / С. А. Левчук // Вісник Запорізького державного університету. Сер. Фізико-математичні науки. – Запоріжжя, 1998. – № 2. – С. 79–81.
2. Левчук С. А. Матриці Гріна рівнянь та систем еліптичного типу для дослідження статичного деформування складених тіл : дис. ... кандидата фіз.-мат. наук : 01.02.04 / Левчук Сергій Анатолійович. – Запоріжжя : ЗДУ, 2002. – 150 с.
3. Левчук С. А. Моделювання симетричного напружено-деформованого стану складеного тіла з двох пластин з'єднаних під прямим кутом за допомогою матриць Гріна/ С. А. Левчук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2010. – № 2. – С. 116–119.
4. Левчук С. А. Расчет напряженно-деформированного состояния элементов сложных технических конструкций/ С. А. Левчук – Запорож. ун-т. – Запорожье, 1997. – 24 с. – Деп. в УкрИНТЭИ 17.06.97, № 447. – Ук97.
5. Биргер М. А. Прочность, устойчивость, колебания : в 3-х т. / М. А. Биргер, Я. Г. Пановко – М. : Машиностроение, 1968. – Т. 1. – 832 с.
6. Гавеля С. П. Метод построения матриц типа Грина для составных оболочек / С. П. Гавеля // Докл. АН УССР. – Сер. А. – 1981. – № 9. – С. 12–17.
7. Канторович Л. В. Приближенные методы высшего анализа / Л. В. Канторович, В. И. Крылов. – М. – Л. : Физматгиз, 1962. – 708 с.

Одержано 01.04.2021

Левчук С. А., Швыдка С. П., Хмельницький А. А. Расчет напряженно-деформированного состояния двух ортогонально сопряженных пластин при краевых условиях симметрии при помощи матриц типа Грина

Цель работы. *Расчитать напряженно-деформированное состояние двух ортогонально сопряженных пластин при помощи специально построенных матриц типа Грина.*

Методы исследования. *Основы теории тонких пластин, аппарат тригонометрических рядов Фурье, методы: гранично-составных задач, вариации произвольных постоянных, матриц типа Грина.*

Полученные результаты. *Была рассмотрена задача об упругом равновесии пары пластин, соединенных под прямым углом. На параллельных ребру соединения краях составного тела были выбраны специальные краевые условия – условия симметрии. Отметим, что с физической точки зрения исследуемое тело может быть моделью боковых стенок параллелепипеда. Это обеспечивается специальными условиями симметрии на обоих краях составного тела, которые параллельны ребру соединения пластин. Способ расчета, предложенный в работе, позволяет рассчитывать напряженно-деформированное состояние пространственной конструкции из двух пластин в условиях произвольной поверхностной нагрузки. Как пример использования метода, приведены результаты расчета (в виде линий уровня) основных характеристик статического деформирования рассмотренного прямоугольного соединения двух пластин.*

Научная новизна. *Усовершенствован метод расчета пары пластин, соединенных под прямым углом, при краевых условиях симметрии, с последующей графической иллюстрацией полученных результатов.*

Практическое значение. *Исследуемая в работе задача моделирует явления, которые происходят, в частности, при деформировании элементов вулканизационного оборудования. Полученные результаты позволяют выявить особенности работы элементов конструкции сложной структуры и, в конечном счете, повысить ее эффективность путем оптимизации параметров составных частей.*

Ключевые слова: *составное тело из двух пластин, напряженно-деформированное состояние, матрица типа Грина, краевые условия симметрии.*

Levchuk S., Shvydka S., Khmelnytskyi A. Calculation of the tense-deformed state of two orthogonal attended plates at the regional terms of symmetry through the matrices of Grina type

Purpose. *Calculate the tense-deformed state of two orthogonal attended plates through special the built matrices of Grina type.*

Research methods. *Bases of theory of laminas, apparatus of trigonometric rows of Fourier, methods: border-component tasks, variation of arbitrary permanent, matrices of Grina type.*

Results. *A task of elastic equilibrium of plate pairs connected at right angle was considered. On parallel edges of component body to connection rib special edge conditions – conditions of symmetry – were chosen. From the physical point of view the probed body can be the model of lateral walls of parallelepiped. It is provided the special terms of symmetry on both edges of component body, which are parallel to the rib of connection of plates. The method of calculation allows to calculate the tense-deformed state of spatial construction consisting of two plates in edge conditions of arbitrary surface loading. The results of calculation (as lines of level) of basic characteristics of static deformation of considered rectangular connection of two plates are given.*

Scientific novelty. *The method of calculation of pair of plates, united at right angles was improved at the regional terms of symmetry, with subsequent graphic illustration of achieved results.*

Practical value. *The task probed in-process designs the phenomena which take place, at deformation of elements of vulcanization equipment. Achieved results allow to find peculiarities of elements work of construction of complex structure and to promote its efficiency by optimization of component parameters parts.*

Key words: *component body from two plates, tense-deformed state, matrix of Grina type, edge conditions symmetry.*

ПРОБЛЕМА ФОРМОУТВОРЕННЯ ТА ЕРГОНОМІКИ ЕКОЛОГІЧНОГО КОМПАКТНОГО ЕЛЕКТРОТРАНСПОРТУ

В сучасних умовах зростає інтерес до екологічного компактного транспорту, ведуться пошуки та спроби впровадження такого виду транспорту у всі сфери життя та послуг; набуває актуальності питання особливостей різних аспектів дизайну гідроскутерів, ускладнення їх функціонального аспекту спонукає до більш детального розгляду проблема дизайну електротранспорту та формоутворення об'єкту.

Мета роботи полягає у висвітленні та аналізі важливих аспектів дизайну електроскутерів, включаючи нові матеріали що мають малу вагу і можливість змінювати свою форму за спрощеною технологією.

Стосовно зазначеної проблеми розглянуто ряд робіт, в яких автори тим чи іншим чином торкаються проблеми зв'язку науково-технологічних інновацій і проектної діяльності на різних рівнях. Проаналізуємо ситуацію впливу технологій на зміну парадигми дизайну, яку дослідили О. Базилевський [1], Н. Бостром [4], Г. Щедровицький [18], К. Храмкова [17] та ін.

В загальнотеоретичному осмисленні обраної проблематики в дизайні були використані теоретичні здобутки В. Даниленка [11], О. Бойчука [3], Г. Щедровицького [18], В. Глазичева [10], В. Папанека [12], Д. Нормана, Д. Бермана [2], та ін. В осмисленні феномену новітніх технологій в матеріальній культурі розглядалися роботи В., Д. Медведєва [14], Г. Кричевського [5]. Звичайно, механізм об'єкту зумовлений інженерними розробками і відповідає технічним нормам та правилам, що відносяться до суто технологічних розробок, які дизайнер не створює, але дизайнерське вирішення форми об'єкту на рівні тактильних, звукових, візуальних каналів сприйняття людини мають колосальне значення.

Сучасне суспільство переживає «четверту хвилю» глобальної технологічної революції на рівні модернізації та дизайну. Таким чином, виникає необхідність у проектуванні компактного електротранспорту, передусім медичного призначення. Основним акцентом у комерційних трендах зазначеного сектору продукції виступає думка про необхідність сегвею для всіх, хто хоче пришвидшити переміщення по місту, але зберегти екологію довкілля.

Створювати продукти для користувача, а не для себе – це робота дизайнерів. Зрозуміти почуття, думки і потреби користувачів непросто і без емпатії тут ніяк, тому саме емпатичний дизайн, що останнім часом швидко поширюється, як невід'ємний компонент проектної діяльності, напрям з яскраво вираженим методичним інструментом аналітичного, так званого «дизайн мислення». Т. Браун, що ввів у широкий вжиток даний термін і позиціонує його як універсальний інструмент для будь-якої проектної діяльності. Даний підхід обумовлює можливість створювати не тільки предмет з певною формою та функцією, а також здатний викликати у людини широку гаму відчуттів та емоцій [8].

Формування критеріїв та вимог до властивостей дизайн-продукту, а зокрема і сегвею медичного призначення, при такій постановці завдання передбачає принципово інший тип мислення у проектній сфері. У ситуації, коли завдяки інформаційним технологіям, стрімко змінюється парадигма світу вже не діють сталі базові принципи, такого типу, як «форма залежить від функції». Синтез та зближення міждисциплінарних зв'язків принципово змінює проектний простір, про що пишуть в своїх роботах О. Базилевський [1], В. Баришева [4], Н. Бостром [4], В. Глазичев [11], Г. Щедровицький [18]. Останній у цьому зв'язку пише про те, наскільки синтетичним стає проектний простір, де «...знайдуть собі місце і будуть «врізані» в єдину систему зв'язків і залежностей настільки різномірні (і тому на перший погляд несумісні) явища і чинники, як знання, операції, речі, машини, цілі, мотиви, свідомість, знаки, сенси, значення, цінності і т. п.»

Близьку за тематикою думку висказує в своїй роботі «Сингулярність вже близько» М. Ромул (адаптація роботи Р. Курцвейла). Він звертає увагу на тотальну технологізацію та експоненціальне прискорення у всіх сферах, що нею спричинене, здешевлення виробництва та зростання споживання. Аналізуючи зближення людини з інформаційними технологіями бачить протиріччя у постійних спробах удосконалити людину як біологічний вид, шляхом аргументації та синтезу штучного інтелекту та спроби людини залишитися у старій культурній парадигмі [4, с. 19].

Взагалі філософська точка зору притаманна багатьом фахівцям різних галузей, в першу чергу тим, які наводять прогностичні дані: М. Ромул [31], М. Тіль [14], Р. Тоффлер [16], Г. Бостром [4]. При проведенні даного дослідження було використано праці багатьох дослідників, вчених, що працюють у сферах різних наукових напрямів та дисциплін, в яких автори тим чи іншим чином торкаються проблеми змін в проектній діяльності, що обумовлені впливом науково-технологічних інновацій.

За визначенням енциклопедичного словника «Сегвей (англ. Segway) — двоколісний електросамокат, різновид дициклу, який винайшов американець ДінКеймен. Назва сегвей походить від італійського слова segue, що буквально означає «слідую». Кожне колесо сегвея приводить до руху свій електродвигун, що реагує на зміни рівноваги машини. Останнє відбувається завдяки технології (складна система з п'яти вібруючих кілець-гіроскопів і двох рідинних датчиків нахилу), яка з частотою 100 разів на секунду визначає порушення балансування при зміні положення корпусу їздця.

Сегвей – електроскутер, якому не потрібне ні кермо, ні гальма. При нахилі корпусу їздця вперед, сегвей починає котитися вперед, і чим більший нахил, тим більшу він розвиває швидкість. При відхиленні корпусу їздця назад, сегвей уповільнює рух, зупиняється і потім починає котитися заднім ходом. При нахилі вліво або вправо електродвигун відповідного колеса сповільнюється, сегвей повертається в потрібну сторону» [6].

Гіроскутер (двоколісний скутер, самобалансовний скутер (англ. GyroScooter) – вуличний електричний транспортний засіб, виконаний у формі поперечної планки з двома колесами по боках. Використовує електродвигуни, що живляться від електроакумуляторів, і ряд гіроскопічних датчиків для самобалансування і підтримки горизонтального положення підніжки.

Гіроскутери іноді називають «ховерборд», що не зовсім вірно. Ховерборд – це назва літаючої дошки, спочатку вигаданого пристрою, який з часом частково втілилися в реальність [7].

Винахід подібного виду транспорту сягає корінням ще в 90-ті роки минулого століття, коли з'явилися перші прототипи транспортних засобів, які використовують в своїй конструкції системи автоматичного балансування. Мабуть, прабатьком сучасного гіротранспорту подібного типу можна назвати винахід Segway. Цей пристрій також має два колеса і майданчик для ніг. У рідкісних випадках модель може бути оснащена сидінням. Однак головна відмінність гіроскутера від сегвея – відсутність рульового стовпа. Тут управління здійснюється не маніпуляцією руками, а переміщенням маси тіла з боку в бік. Наприклад, для руху вперед необхідно нахилитися у відповідному напрямку, для гальмування і руху назад – навпаки. Повороти здійснюються за допомогою зміщення маси тіла в бажану сторону. При проведенні систематизації інформаційних джерел були сформовані вимоги до екологічного компактного транспорту.

Список літератури

1. Базилевский А. А., Барышева В.Е. Дизайн. Технология. Форма; Издательство : Архитектура-С, 2010. – 248 с.
2. Берман Д. Dogooddesign : как дизайнеры когут изменить мир. – Пер. с англ. – СПб : Символ-плюс, 2011. – 208 с.
3. Бойчук О. В. Дизайн в облаштуванні дійсності / Бойчук О. В. // Традиції та новачі у вищій архітектурно-художній освіті. Зб. ст. за матеріалами II Всеукраїнської науково-методичної конференції «Регіональний дизайн і освіта: потенціал сучасності», м. Черкаси – Х. : ХДАДМ, 2017. – № 2. – С. 26–131.
4. Бостром Н. Искусственный интеллект. Этапы. Угрозы. Стратегии / НикБостром, пер. с английского. С. Филина. – М. : Манн, Иванов и Фербер, 2016. – 496 с.
5. Браун Т. Дизайн-мышление от разработки новых продуктов до проектирования бизнес-моделей / Тим Браун ; пер. с англ. Владимира Хозинского. – М. : Манн, Иванов и Фербер, 2012. – 256 с.
6. Иоханнес И. Искусствоформы. Мойфоркурс в Баухаузе и других школах / Иоханнес И. – М., 2010. – С. 5–9.
7. Васіна О. В. Дизайн і технології: перспективи розвитку/ Васіна О. В. // Вісник : Зб.ст. – Х. : ХДАДМ, 2015. – № 7. – 8 с.
8. Глазичев о дизайне. / Режим доступа: http://www.glazychev.ru/books/design/design_02.htm – Название с экрана
9. Глазичев В. Дизайн как он есть / Глазичев В. – Изд. 2-е, доп. – М. : Издательство «Европа», 2006. – 320 с.
10. Грегори Р. Л. Глаз и мозг. Психология зрительного восприятия. / Грегори Р. Л. // Под ред. А. Р. Лурия и В. П. Зинченко. – М., 1970. – 156 с.
11. Даниленко В. Я. Екологія мислення в дизайні / Даниленко В. Я. – Х. : ХДАДМ. – 2003. – 320 с.
12. Прайд В., Медведев Д. А. Феномен NBIC-конвергенции: Реальность и ожидания. Философские науки 1: 97-117 [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <http://transhumanism-russia.ru/content/view/498/110/>
13. Рагулин Е. Я. Промышленный дизайн в системе «потребитель-предмет-среда» / Рагулин Е. Я. // Вестник ХДАДМ №5/2007. – Х. : ХДАДМ, 2007. – 120 с.
14. Електронний словник з дизайну і ергономіки: справочник-словник / В. О. Свірко, О. Т. Ашеро́в, О. В. Бойчук и др. // Український науково-дослідний інститут дизайну та ергономіки : НАУ.
15. Тиль П. Конецбудущего [Электронный ресурс] / Питер Тиль. – 19.01.2012. – Режим доступа : <http://hrazvedka.ru/guru/koniec-budushhego-pitera-tilya.html>
16. Уолтер Аарон. Эмоциональный веб-дизайн / Уолтер Аарон. – 2012. – 93 с.
17. Храмова Е. Л. Разработкаинновационногопродукта: семьповодовзадуматься о будущем [Электронный ресурс] – Е. Л. Храмова // Право. Менеджмент. Маркетинг. – 2009. – № 9. – Режим доступа: <http://transfer.eltech.ru/innov/archive.nsf/0d592545e5d69ff3c32568fe00319ec1/22d6d3e9f49cd215c3257868003b70d9?OpenDocument>
18. Щедровицкий Г. П. Коммуникация, деятельность, рефлексия [Электронный ресурс]. – Режим доступа : www.fondgp.ru/.../Schedrovitskij_G_P_Kommunikatciya_deyatelnosty_refleksiya
19. Peter Thiel. The End of the Future
20. <https://alibaba.com/product-detail/comercial-service-robot-intelligent-robot-for-businesses-catering-restaurant->

service-waiter-robot-deliver-60648564885.html?spm=a2700.8699010.29.61.b5ed2995useHDd

21. <https://www.rbc.ru/newspaper/2018/03/15/5aa656109a79470e35d2c88a>

Одержано 05.05.2021

© Кардашов В. М.¹, Кашуба О. В.²

¹ Канд. пед. наук, професор кафедри дизайна, Класичний приватний університет

¹ Аспірант кафедри фізичного матеріалознавства, Національний університет «Запорізька політехніка»;
м. Запоріжжя, Україна

Kardashov V., Kashuba O. The problem of formation and ergonomics of ecologically compact electric transport

МОДЕЛЬ ПОВЕРХНЕВОГО ПЕРЕРОЗПОДІЛУ ДОМІШКИ ВПРОВАДЖЕННЯ ПІД ДІЄЮ ІМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРУ

Серед існуючих методів впливу на фізико-механічні та трибологічні властивості тонкого шару поверхні виробів з металів та сплавів особливе місце займає лазерна обробка [1–5]. Зважаючи на широке використання імпульсного лазера у виробничих процесах, залишається актуальним питання регулювання впливу такого випромінювання на перерозподіл легуючих елементів по глибині зони лазерного впливу [6, 7]. Це пов'язано з тим, що домішки впровадження є слабо зв'язаними з матрицею і легко дифундують під впливом зовнішніх факторів [8, 9]. Насамперед це стосується випадку перерозподілу вуглецю у поверхневому шарі аустенітної сталі при лазерній обробці в режимі з оплавленням чи з модуляцією добротності [10–12].

Відомо, що при дії лазерного імпульсу на матеріали прискорюються процеси дифузії атомів з поверхні в матрицю [13–16]. В роботі [13] це пояснюється захопленням атомів пружним полем рухомих дислокаційних уступів, що генеруються внаслідок великих градієнтів термічних напружень, а сам процес описується рівнянням дифузії з додатковим членом, який враховує спрямований рух атомів. В роботі [14] теоретично та експериментально встановлено, що перенесення атомів в глибину металу при імпульсній лазерній обробці пов'язано з процесами термопластичної течії матеріалу. Очевидно, що вплив термомеханічних факторів на перерозподіл атомів домішки впровадження буде ще більш суттєвим. Особливо це стає актуальним в зв'язку зі швидким розвитком 3D технологій друкування виробів зі сплавів і навіть нержавіючої сталі, які базуються на застосуванні лазерного випромінювання [17].

В зв'язку з практичною важливістю в роботі пропонується модель дифузії атомів домішки впровадження під дією градієнтів температури та термічних напружень та приводяться розрахунки для випадку вуглецевих сталей з аустенітною структурою.

Модель

Задача про вплив пружної хвилі на перерозподіл домішки впровадження на прикладі вуглецю в зоні імпульсної лазерної дії, на відміну від попередньої моделі [18–20], складається з рівнянь теплопровідності (1), хвильових рівнянь (2), рівнянь дифузії (3) для рідкої та твердої фаз відповідно:

$$\frac{\partial T_1}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T_1}{\partial x^2} \quad \text{для} \quad 0 < x < S,$$

$$\frac{1}{a} \frac{\partial T_2}{\partial t} = \frac{\partial^2 T_2}{\partial x^2} - \frac{(3\lambda + 2\mu)\alpha}{\chi} \frac{\partial U_2}{\partial x} \quad \text{для} \quad S < x < \infty; \quad (1)$$

$$\frac{\partial^2 U_1}{\partial t^2} = C_s^2 \frac{\partial^2 U_1}{\partial x^2},$$

$$\rho \frac{\partial^2 U_2}{\partial t^2} = (\lambda + 2\mu) \frac{\partial^2 U_2}{\partial x^2} - \alpha(3\lambda + 2\mu) \frac{\partial T_2}{\partial x} - \beta_2 \frac{\partial c_2}{\partial x}; \quad (2)$$

$$\frac{\partial c_1}{\partial t} = D_1 \frac{\partial^2 c_1}{\partial x^2},$$

$$\frac{\partial c_2}{\partial t} = b \frac{\partial}{\partial x} \left(c_2 \frac{\partial \varphi}{\partial x} \right) \quad (3)$$

початкових умов (4):

$$T_2(x, 0) = \tilde{T}_0, \quad U_2(x, 0) = 0,$$

$$U_{2t}(x, 0) = 0, \quad c_2(x, 0) = \tilde{c}_0 \quad (4)$$

граничних умов на поверхні зразка, що опромінюється (5)

$$c_1(0, t) = \tilde{c}_0, \quad -\chi \frac{\partial T_1}{\partial x} \Big|_{x=0} = Aq_0 f(t), \quad U_1(0, t) = \tilde{U}_0 f(t) \quad (5)$$

та граничних умов на протилежній поверхні (6) (впливом умов на цій поверхні можна знехтувати у зв'язку з тим що процес перерозподілу вуглецю відбувається у приповерхневих шарах зразку (~ 200мкм)):

$$T_2|_{x \rightarrow \infty} = \tilde{T}_0, \quad U_2|_{x \rightarrow \infty} = 0, \quad c_2|_{x \rightarrow \infty} = \tilde{c}_0, \quad (6)$$

а також граничних умов на межі розділу рідкої та твердої фаз

$$\begin{aligned} T_1(s,t) &= T_2(s,t) = T_{nn} \\ \lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial x} \Big|_{x=s(t)} - \lambda_2 \frac{\partial T_2}{\partial x} \Big|_{x=s(t)} &= \rho L \frac{ds}{dt} \\ U_1 \Big|_{x=s(t)} &= U_2 \Big|_{x=s(t)}, \quad \frac{\partial U_1}{\partial x} \Big|_{x=s(t)} = \frac{\partial U_2}{\partial x} \Big|_{x=s(t)} \\ c_1 \Big|_{x=s(t)} &= c_2 \Big|_{x=s(t)}, \quad D_1 \frac{\partial c_1}{\partial x} \Big|_{x=s(t)} = D_2 \frac{\partial c_2}{\partial x} \Big|_{x=s(t)}. \end{aligned} \quad (7)$$

У сформульованій задачі: T – температура, U – механічне зміщення, c – концентрація вуглецю, φ – хімічний потенціал, a – коефіцієнт температуропровідності, b – рухомість атомів вуглецю у твердій фазі, T_0 – температура навколишнього середовища ($T_0 = 300K$), λ , μ – коефіцієнти Ламе, α – коефіцієнт лінійного теплового розширення, β – коефіцієнт концентраційного розширення, A – коефіцієнт поглинання за потужністю, q_0 – максимальне значення щільності потужності випромінювання, ρ – густина матеріалу зразка, χ – коефіцієнт теплопровідності, C_{1s} – швидкість звуку в розплаві, D_1 – коефіцієнт дифузії в рідкій фазі, $f(t) = Bte^{-\gamma t}$ – чинник часу запропонований в роботі [19].

З урахуванням того, що хімічний потенціал φ має вигляд [20]

$$\varphi = \varphi_0 + kT[\ln c_2 - \ln(1 - c_2)] + \Omega(U_0 + 9K\omega^2)c_2 - 3k\omega\varepsilon_{II}, \quad (8)$$

де k – стала Больцмана, $\omega = \frac{\beta}{3K}$ – лінійний коефіцієнт концентраційного розширення, $U_0 = -4k\omega^2 \left(\frac{1-2\nu}{1-\nu}\right)^2$ – ефективна енергія взаємодії, Ω – об'єм одного атома тіла, $K = \lambda + \frac{2}{3}\mu$ – модуль всебічного стиску, ν – коефіцієнт Пуассона, $\varepsilon_{II} = \frac{\partial U_I}{\partial x}$ – діагональні компоненти тензора деформації.

Останнє рівняння з системи (3) набуває вигляду

$$\frac{\partial c_2}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D_{eff\phi} \frac{\partial c_2}{\partial x} \right) - \beta\Omega b \frac{\partial}{\partial x} \left(c_2 \frac{\partial^2 U_2}{\partial x^2} \right), \quad (9)$$

де $D_{eff\phi}$ ефективний коефіцієнт дифузії

$$D_{eff\phi} = b \left(kT_2 + \frac{\beta\omega\Omega}{3} \left(9 - 4 \left(\frac{1-2\nu}{1-\nu} \right)^2 \right) c_2 \right). \quad (10)$$

Співвідношення (9) можна переписати у вигляді

$$D_{eff\phi} = D_0 \left(1 + \frac{\beta\omega\Omega}{3kT_2} \left(9 - 4 \left(\frac{1-2\nu}{1-\nu} \right)^2 c_2 \right) \right). \quad (11)$$

де $D_0 = bT_2$.

Вважаючи зміну концентрації невеликою у порівнянні з \tilde{c}_0 напишемо рівняння (8) у лінійному наближенні

$$\frac{\partial c_2}{\partial t} = D_2 \frac{\partial^2 c_2}{\partial x^2} - \beta\Omega b \tilde{c}_0 \frac{\partial^3 U_2}{\partial x^3}, \quad (12)$$

де

$$D_2 = b \left(kT_0 + \frac{\beta\omega\Omega}{3} \left(9 - 4 \left(\frac{1-2\nu}{1-\nu} \right)^2 \right) \tilde{c}_0 \right).$$

Таким чином, чисельний розв'язок крайової задачі (1)–(7), (12) дозволяє визначити температурний розподіл, механічне зміщення та концентрацію вуглецю для рідкої та твердої фаз.

Результати розрахунків та їхнє обговорення

За допомогою запропонованої моделі визначено вплив теплового та акустичного факторів на перерозподіл вуглецю, які виникають в наслідок дії імпульсного лазерного випромінювання.

Розрахунки проводилися при наступних значеннях параметрів та констант матеріалів (табл. 1, 2):

Таблиця 1 – Значення параметрів для розрахунку моделі

| A | $a, \text{м}^2/\text{с}$ | α, K^{-1} | $\chi, \text{Вт}/\text{м}\cdot\text{K}$ | $q_0, \text{Вт}/\text{м}^2$ | $\tau_0, \text{мс}$ | $\rho, \text{Кг}/\text{м}^3$ | $\gamma, \text{с}^{-1}$ | $D_0, \text{м}^2/\text{с}$ | ν |
|-----|--------------------------|-------------------------|-----------------------------------------|-----------------------------|---------------------|------------------------------|-------------------------|----------------------------|-------|
| 0,8 | $6,84 \cdot 10^{-6}$ | $1,2 \cdot 10^{-5}$ | 42 | $4,7 \cdot 10^7$ | 4 | $7,8 \cdot 10^3$ | 373,45 | $8 \cdot 10^{-6}$ | 0,29 |

Запропонована модель була використана для розрахунку розподілу концентрації вуглецю в аустенітній сталі, з урахуванням оточуючої холодної матриці, та поздовжньої механічної хвилі, що супроводжує імпульсне лазерне випромінювання. Вважалося, що на поверхню зразку нанесена обмазка з високим вмістом вуглецю.

Таблиця 2 – Додаткові значення параметрів для розрахунку моделі

| $\lambda, \text{Па}$ | $\mu, \text{Па}$ | $\beta, \text{Па}/\text{м}$ | \tilde{T}_0, K | $B, \text{с}^{-1}$ | $\Omega, \text{м}^3$ | $\tau_0, \text{мс}$ | $\tilde{c}_0, \text{мас}\%$ | $\tilde{U}_0, \text{м}$ | $b, \text{с}/\text{кг}$ |
|----------------------|-------------------|-----------------------------|-------------------------|--------------------|----------------------|---------------------|-----------------------------|-------------------------|-------------------------|
| $1,1 \cdot 10^{11}$ | $8 \cdot 10^{10}$ | $1 \cdot 10^{11}$ | 300 | 1115,7 | $6,2 \cdot 10^{-27}$ | 1,55 | $7,8 \cdot 10^3$ | 10^{-6} | $8 \cdot 10^{-7}$ |

На основі запропонованої моделі було розраховано розподіл температури в рідкій та твердій фазах в зоні лазерної дії аустенітній сталі в режимі оплавлення. На рис. 1 наведено просторово-часовий розподіл у рідкій фазі, який має близький до лінійного характер зменшення температури по глибині. В твердій фазі просторово-часовий розподіл температури має гіперболічний вигляд в різних часових інтервалах дії лазерного імпульсу (рис. 2).

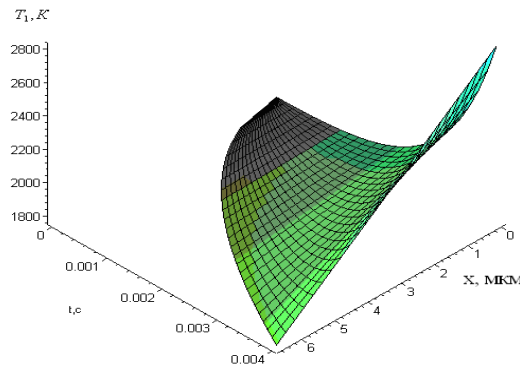


Рис. 1. Просторово-часовий розподіл температури в рідкій фазі

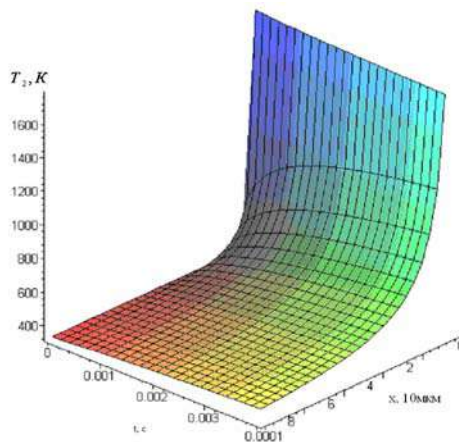


Рис. 2. Просторово-часовий розподіл температури в твердій фазі

Показано, що протягом дії лазерного імпульсу зміна температури в рідкій фазі проявляється більш істотно ніж у твердій фазі, що пов'язано з більш високою швидкістю нагрівання рідкої фази. Монотонний характер змін в твердій фазі пов'язаний з перерозподілом тепла по її глибині.

Повздовжня хвиля, яка врахована в моделі, виникає в результаті дії лазерного імпульсу за рахунок істотних перепадів температури. Очевидним є, що характер розподілу механічного зміщення з часом на різних глибинах повторює характер часового розподілу потужності лазерного імпульсу та має максимум при $t_0 = 3$ мс з подальшим монотонним зменшенням. Просторово-часовий розподіл механічних зміщень наведено на рис. 3. Видно що максимальне зміщення має місце при на 3 мс, а розподіл механічного зміщення по глибині для кожного моменту часу має постійний характер.

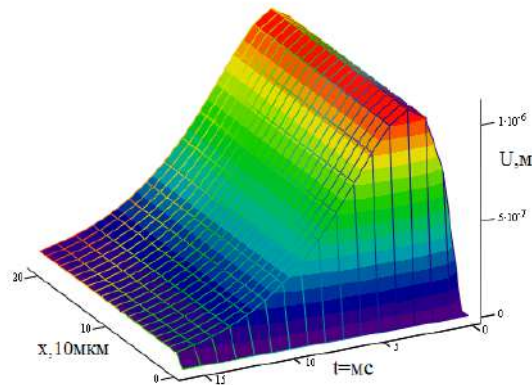


Рис. 3. Просторово-часовий розподіл механічних зміщень

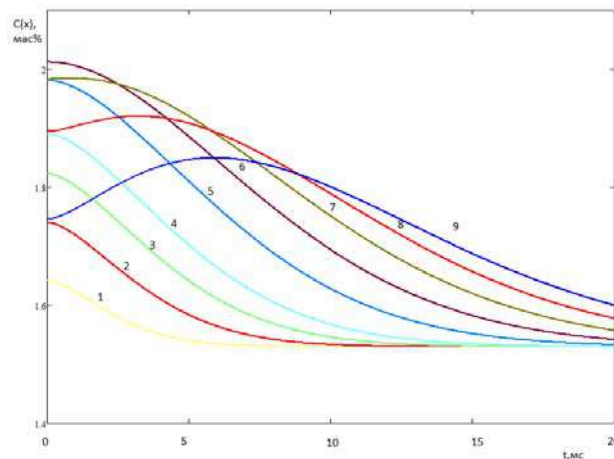


Рис. 4. Розподіл концентрації вуглецю по глибині зразку в різні моменти часу:
1) 1 мс, 2) 2 мс, 3) 3 мс, 4) 4 мс, 5) 6 мс, 6) 8 мс, 7) 10 мс, 8) 12 мс, 9) 14 мс

Використовуючи запропоновану модель, було розраховано розподіл концентрації вуглецю в зоні лазерного впливу, а також проаналізовані результати розрахунку зміни концентрації вуглецю в аустеніті по глибині зони лазерного впливу для різних моментів часу дії або післядії лазерного імпульсу. Відомо що рівноважна концентрація вуглецю у залізо-нікелевих сталях складає 1,55 масових відсотків. Що стосується максимально можливої концентрації то значення її вибирається згідно з діаграмою стану системи Fe-Me-C. Нами була обрана концентрація 2,14 мас.% вуглецю. Вибір максимально можливої концентрації вуглецю продиктовано можливістю фіксації цього стану при кімнатній температурі в наслідок високої швидкості охолодження розплавленої поверхні оточуючою холодною матриці при локальному нагріві імпульсним лазером (10^5 K/c) поверхневої обмазки, яка містить вуглець.

Більш детальне дослідження розподілу вуглецю в зоні лазерного впливу, під час дії та післядії лазерного імпульсу показало, що в інтервалі існування рідкої фази на поверхні зразку (8 мс) спостерігається переважне збільшення концентрації вуглецю на поверхні до максимальних значень з подальшим зменшенням її по глибині (рис. 4 криві 1–6). Однак в часових інтервалах утворення твердої фази спостерігається поступовий перерозподіл вуглецю по глибині зі зменшенням його концентрації на поверхні (рис.4 криві 7–9). При цьому максимум концентрації зміщується наприклад з 50 мкм при 12 мс до 70 мкм при 14 мс, а рівень зміни концентрації по глибині також буде різним. Така поведінка зміни концентрації вуглецю в аустеніті в зоні лазерної дії підтверджується експериментальними даними [21], що вказує на адекватність обраної моделі.

Висновки

1. Запропонована математична модель для оцінки перерозподілу вуглецю в аустенітній сталі під впливом імпульсного лазерного випромінювання в режимі оплавлення поверхні з урахуванням поздовжньої механічної хвилі, яка виникає в результаті термічного перепаду між зоною лазерної дії та оточуючою холодною матрицею. В рамках запропонованої моделі проведені розрахунки температурного розподілу в рідкій та твердій фаз в різні моменти дії та післядії лазерного імпульсу.

2. Показано істотне зменшення температури в рідкій фазі по лінійному закону з подальшим монотонним (гіперболічним) її зменшенням в твердій фазі в результаті дії оточуючої холодної матриці.

3. Встановлено, що часовий характер розподілу механічного зміщення в зоні лазерного впливу якісно повторює часову залежність розподілу потужності в лазерному імпульсу з максимумом при $t_0 = 3$ мс, а саме зміщення є постійним на різних глибинах, хоча абсолютне його значення є різним для кожного моменту часу.

4. Розрахунок концентрації вуглецю в аустеніті в часових межах дії лазерного імпульсу показав, що розчинність вуглецю на поверхні зразку в перші мілісекунди дії лазерного імпульсу істотно вище (0,17 мас. %) ніж в кінці дії імпульсу (0,08 мас. %), що можна пояснити комплексним впливом поздовжньої механічної хвилі, яка випереджує теплову хвилю та немонотонним часовим характером розподілу потужності в лазерному імпульсі.

5. Порівняння розподілу концентрації вуглецю під час дії та після дії лазерного імпульсу показало, що в умовах існування рідкої фази, збільшення концентрації вуглецю спостерігається переважно на поверхні до максимальної можливої концентрації для вибраної системи згідно діаграми стану. При формуванні твердої фази в зоні лазерного впливу після дії лазерного імпульсу відбувається перерозподіл вуглецю з поверхні в глибину зони з формуванням максимальної концентрації в інтервалі 50–70 мкм для моментів часу післядії 12–14 мс. Цей перерозподіл виникає за рахунок масопереносу внаслідок великої рухливості вуглецю у твердій фазі у порівнянні з іншими елементами сплаву.

Запропонована модель може бути використана для оптимізації режимів імпульсної лазерної обробки аустенітних та інших сталей і сплавів.

Список літератури

1. Laser Precision Microfabrication, Springer Series in Materials Science 135 / K. Sugioka et al. (eds.). – Berline, Heidelberg, Springer-Verlag: 2010), DOI 10.1007/978-3-642-10523-4_4.
2. Gachot C. Laser Surface Texturing of TiAl Multilayer Films—Effects of Microstructure and Topography on Friction and Wear / C. Gachot, Ph. Grützmacher and A. Rosenkranz. – Lubricants 2018, 6(2), 36; <https://doi.org/10.3390/lubricants6020036>.
3. J. Grun. Laser Surface Hardening. [In: Wang Q.J., Chung YW. (eds) Encyclopedia of Tribology] (Boston, MA, USA, Boston: 2013), DOI: https://doi.org/10.1007/978-0-387-92897-5_1007.
4. Григорьянц А. Г. Технологические процессы лазерной обработки / А. Г. Григорьянц, И. Н. Шиганов, А. И. Мисюров. – М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2006. – 664 с.
5. Laser modification of the materials surface layer – a review paper / J. Kusinski, S. Kas, A. Kopia, A. and etc. // В Pol Acad Sci-Tech. 60, No. 4, 711 – 2012.
6. Pogorelov A. E. Mass transfer mechanism in real crystals by pulsed laser irradiation / A. E. Pogorelov, K. P. Ryaboshapka, A. F. Zhuravlyov // J Appl Phys. 92, 5766 (2002); <https://doi.org/10.1063/1.1512972>
7. Гусев А. А. Перспективы импульсного лазерного легирования и наплавки / Гусев А. А. // Известия Самарского НЦ РАН, 14, № 6. – 2012. – С. 247 – 253.
8. Данільченко В. Ю. Дифузійні характеристики вуглецю у фазонагартваному сплаві H32 / В. Ю. Данільченко, В. Ф. Мазанко, В. С. Яковлев // Вісник Черкаського університету. – 2013. – Вип. 16 (269). – С. 19–24.
9. Філоненко Н. Ю. Вплив попередньої пластичної деформації на дифузію бору та вуглецю в сплавах на основі заліза / Н. Ю. Філоненко, Л. І. Федоренков // Металознавство та обробка металів. – 2010. – № 2. – С. 46–50.
10. Гуреев Д. М. Влияние лазерного воздействия на перераспределение углерода в поверхностных слоях инструментальных сталей / Д. М. Гуреев // Физика и химия обработки материалов. – 1994. – № 1. – С. 27–39.
11. Измайлов Е. А. Направленное перемещение атомов углерода в сталях, стимулированное лазерным излучением / Е. А. Измайлов, В. Г. Горбач // Докл. АН СССР. – 1986. – Т. 286, № 2. – С. 348–351.
12. Сафонов А. Н. Диффузионное перераспределение углерода в углеродистых сталях под воздействием высокоэнергетических источников / А. Н. Сафонов, Е. А. Дубровина // Квантовая электроника. – 1998. – Т. 25, № 8. – С. 701–704.
13. Laser-Stimulated Mass Transfer in Metals / М. Е. Gurevich, L. N. Larikov, V.G. Novitskii and etc. // Phys. Stat. Sol. (A). – Vol. 76. – 1983. – С. 479–484.
14. О природе массопереноса в металлах при лазерном облучении / М. Е. Гуревич, А. Ф. Журавлев, Ю. В. Корнюшин, А. Е. Погорелов // Металлофизика и новейшие технологии. – 1985. – Т. 7, № 2. – С. 113–114.
15. Волосевич П. Ю. Особенности структурных изменений в армко-железе после воздействия докритических потоков импульсного излучения ОКГ / П. Ю. Волосевич, А. Е. Погорелов // Поверхность. Физика, химия, механика. – 1986. – № 9. – С. 126–130.
16. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований

и прикладных разработок ; под ред. В. Я. Панченко. – М. : Физматлит, 2009. – 664 с.

17. Zhongji Sun, Xipeng Tan, Shu Beng Tor & Chee Kai Chua Simultaneously enhanced strength and ductility for 3D-printed stainless steel 316L by selective laser melting. NPG Asia Materials, 10, 127 (2018), <https://doi.org/10.1038/s41427-018-0018-5>

18. Влияние импульсного лазерного воздействия на перераспределение углерода в стали / И. Г. Величко, В. Е. Данильченко, А. В. Недоля и др. // Доповіді НАН України. – 2008. – № 9. – С. 93–98.

19. Анпілогов Д. І. Вплив фактору часу імпульсного лазерного випромінювання на температурне поле в зоні теплової дії / Д. І. Анпілогов, В.В. Гіржон // УФЖ. – 1997. – № 3. – С. 306–309.

20. Любов Б. Я. Диффузионные процессы в неоднородных твердых средах / Б. Я. Любов. – М. : Наука, 1981. – 296 с.

21. Nedolya A.V. XRPD application for laser-treated surface of Fe-based alloys study / A.V. Nedolya // Nuovo Cimento della Societa Italiana di Fisica D - Condensed Matter, Atomic, Molecular and Chemical Physics, Biophysics. 19(2–4), 609 (1997).

Одержано 12.07.2021

© *Тітов І. М.¹, Недоля А. В.²

¹ Інженер, UAD-Systems

² Канд. фіз.-мат. наук, доцент кафедри прикладної фізики і наноматеріалів, Запорізький національний університет; м. Запоріжжя, Україна

Titov I., Nedolya A. Model of the impurities redistribution in the surface layer of an alloy under the action of pulsed laser radiation

* В роботі брав участь О. В. Лисенко

ФАХОВЕ СПРЯМУВАННЯ НАВЧАННЯ ФІЗИКИ МАЙБУТНІХ ІНЖЕНЕРІВ: ПРАКТИЧНИЙ АСПЕКТ

Вступ

Під час освітнього процесу з дисципліни «фізика» викладач фізики прагне забезпечити програмні результати навчання майбутніх інженерів [5]. Нормативний зміст підготовки майбутніх інженерів, наприклад, галузі знань «13 - Механічна інженерія», сформульований, наприклад, у наступних термінах результатів навчання, а саме: знання і розуміння засад технологічних, фундаментальних та інженерних наук, що лежать в основі відповідної галузі, аналіз інженерних об'єктів, процесів; вміння обирати і застосовувати придатні типові методи досліджень (аналітичні, розрахункові, моделювання, експериментальні); правильно інтерпретувати результати таких досліджень та робити висновки тощо. Нормативний зміст підготовки майбутніх інженерів реалізується шляхом отримання ними інтегральної компетентності та загальних компетентностей.

Необхідно також зазначити, що в результаті вивчення навчальної дисципліни «фізика» майбутній інженер, наприклад, галузі знань «13 - Механічна інженерія» отримує інтегральну компетентність щодо здатності розв'язувати складні спеціалізовані задачі та практичні проблеми, які пов'язані з розробкою, застосуванням, виробництвом та випробуванням металевих, неметалевих та композиційних матеріалів та виробів (132 - Матеріалознавство); із застосуванням теорій та методів фізики в прикладній механіці (131 - Обладнання та технології ливарного виробництва, 131 - Відновлення та підвищення зносостійкості конструкцій, 131 - Технології та устаткування зварювання, 133 - Галузева машинобудування); з професійною діяльністю металургії і або у процесі навчання (136 - Металургія), що передбачає застосування теоретичних положень та методів інженерії і характеризується комплексністю та невизначеністю умов.

Відповідно до інтегральної компетентності майбутній інженер повинен отримати також і загальні компетентності, наприклад, щодо здатності до абстрактного мислення, аналізу та синтезу; здатності застосовувати знання у практичних ситуаціях; здатності вчитися і оволодівати сучасними знаннями; здатності оцінювати та забезпечувати якість виконуваних робіт тощо.

Спеціальні (фахові, предметні) компетентності передбачають те, що викладач фізики сприяє формуванню здатності застосовувати системний підхід до вирішення проблем інженерії, здатності вирішувати типові інженерні завдання відповідно до спеціалізації, здатності критичного осмислення наукових фактів, концепцій, теорій, принципів і методів, необхідних для професійної діяльності, здатності застосовувати і інтегрувати знання на основі розуміння інших інженерних спеціальностей тощо.

В умовах сьогодення значно посилюється увага щодо створення НМК з фізики, який би був адаптований для підготовки майбутніх інженерів, що і визначає актуальність дослідження в цьому напрямку.

Мета дослідження

Розглянемо деякі можливості дисципліни «фізика» для фахової підготовки майбутніх інженерів для галузі знань 13 «Механічна інженерія» для першого (бакалаврського) рівня вищої освіти на прикладі урахування закону збереження механічної енергії, рівняння балансу механічної енергії для дослідження процесу роботи копра маятникового типу. Розглянемо деякі логічні помилки під час розв'язання задач з фізики, які пов'язані, насамперед, з помилками суджень, умовиводів, порушення у визначенні понять тощо.

Методи дослідження

Згідно поставленої мети використано загальнонаукові методи: теоретичного пошуку щодо аналізу літератури за темою статті, аналізу нормативно-правової документації в сфері освіти, системно-структурні щодо порівняння, узагальнення теоретико-прикладних аспектів відповідно даної теми; емпіричні методи: аналіз освітньої діяльності майбутніх інженерів.

Виклад основного матеріалу дослідження

В умовах фахової підготовки майбутніх інженерів [3, 5], з метою свідомого опанування, осмислення фундаментальними та фаховими знаннями, уміннями, навичками, забезпечення програмних результатів навчання майбутніх інженерів є досить доречним включення в систему навчально-методичного комплексу з фізичної освіти реальних фахових об'єктів, а також аналіз логічних помилок під час розв'язання задач фахового спрямування. Аналіз логічних помилок, хибних уявлень допомагає викладачеві також і готувати тести з метою вдосконалення, оцінювання навчальних досягнень майбутніх інженерів з якісними дистракторами. Дистрактори – неправильні відповіді теста серед правильних. Виділимо деякі вимоги до дистракторів, а саме: правдоподібність, однорідність, дискримінативність. Мета дистрактора - відволікти увагу того, хто тестується від вибору правильної відповіді в тесті. Розробнику тестового завдання необхідно пропонувати такі дистрактори, які б імітували «дефект» логіки мислення того, кого тестують. А для цього необхідно мати банк логічних помилок, хибних уявлень, які б сприяли якісному підбору дистракторів [1, 6].

В якості прикладу розглянемо наступну задачу з дисципліни «фізика» фахового спрямування для майбутніх інженерів щодо аналізу логічних помилок, хибних уявлень тощо.

Умова задачі. В лабораторії дослідження зразків проводять за допомогою копра маятничого типу декілька разів при різних кутах початкового відхилення маятника. На рисунку 1 подано схему ударного випробування зразків за допомогою копра маятничого типу [2, 4].

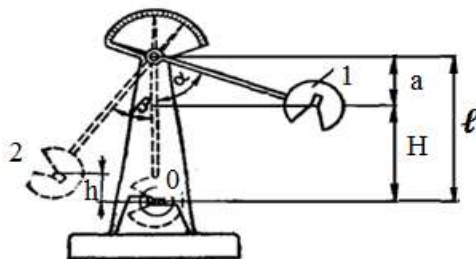


Рис. 1. Схема ударного випробування зразків за допомогою копра маятничого типу

Згідно рисунка 1 вводять наступні позначення, а саме: α - кут відхилення ножа копра маятничого типу перед початком удару по зразку, β - кут відхилення ножа копра маятничого типу після випробування зразка, H - максимальна висота відхилення ножа копра маятничого типу перед початком удару по зразку, h - максимальна висота відхилення ножа копра маятничого типу після випробування зразка, E_{n1} - потенціальна енергія ножа копра маятничого типу в положенні 1, E_{n0} - потенціальна енергія ножа копра маятничого типу в положенні 0, E_{n2} - потенціальна енергія ножа копра маятничого типу в положенні 2, A - робота, що витрачена на деформацію та руйнування зразка під час його динамічного випробування, ϑ_0 - швидкість ножа копра маятничого типу в нижньому положенні перед ударом по зразку, U - швидкість ножа копра маятничого типу після удару по зразку, $A/E_{\text{повна}}$ - частина енергії, що витрачена на деформацію та руйнування зразка під час його динамічного випробування.

Результати досліджень прийнято записувати до спеціальних таблиць (див. табл. 1).

Таблиця 1 – Результати динамічного випробування зразків на вигін

| $\alpha, ^\circ$ | $H, \text{ м}$ | $\vartheta_0, \text{ м/с}$ | $U, \text{ м/с}$ | $h, \text{ м}$ | $\beta, ^\circ$ | $A/E_{\text{повна}}$ |
|------------------|----------------|----------------------------|------------------|----------------|-----------------|----------------------|
| | | | | | | |

Завдання до задачі. Заповнити цю таблицю для випадку, коли на руйнування витрачається 80 % від початкової енергії копра маятничого типу, а кут відхилення ножа копра маятничого типу перед початком удару по зразку складає 80° , а $l = 3 \text{ м}$.

Розв'язання. Студенти прочитали умову задачі, в якій сказано, що 80 % початкової енергії витрачено на руйнування зразка під час його динамічного випробування. Всі студенти зрозуміли, що залишилось 20 %, початкової енергії. Але в результаті розв'язання задачі вони одержали різні відповіді, які подані в таблиці 2. Хто із студентів має рацію?

Таблиця 2 – Результати розв'язання задачі щодо динамічного випробування зразків за допомогою копра маятничого типу студентами

| Група студентів | Дано | Обчислені результати дослідження щодо динамічного випробування зразків за допомогою копра маятничого типу студентами | | | | | |
|-----------------|------------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------|------------------|----------------|-----------------------------|--------------------------|
| | $\alpha, ^\circ$ | $H, \text{ м}$ | $\vartheta_0, \text{ м/с}$ | $U, \text{ м/с}$ | $h, \text{ м}$ | $\beta, ^\circ$ | $A/E_{\text{повна}}$ |
| перша | 80° | 2,48 | 6,97 | 1,39 | 0,1 | $14,8^\circ$ або 16° | 80 %, 95 %, 95,7 %, 96 % |
| друга | 80° | 2,48 | 6,97 | 3,11 | 0,5 | $33,4^\circ$ | 80 % |

Проаналізуємо результати розв'язання задачі [2, 4, 7] щодо динамічного випробування зразків на вигін за допомогою копра маятничого типу студентами першої та другої груп; скористаємось рисунком 1.

Питання 1. Чому дорівнює висота підйому ножа маятника на початку дослідження зразка на вигін?

Відповідь. Студенти першої та другої груп надали однакову відповідь, а саме:

$$H = l(1 - \cos\alpha) = 3(1 - \cos 80^\circ) = 2,48 \text{ (м)}.$$

Питання 2. Чому дорівнює швидкість ϑ_0 ножа копра маятничого типу в нижньому положенні перед ударом його по зразку?

Відповідь. Студенти першої та другої груп для відповіді на питання щодо швидкості ϑ_0 ножа копра маятникового типу в нижньому положенні перед ударом його по зразку скористались законом збереження енергії та отримали наступну відповідь:

$$E_{k1} + E_{n1} = E_{k0} + E_{n0} \Rightarrow 0 + m g H = \frac{m\vartheta_0^2}{2} + 0$$

$$\vartheta_0 = \sqrt{2 g H} = \sqrt{2 g l (1 - \cos \alpha)} = \sqrt{2 \cdot 9,8 \cdot 3 \cdot (1 - \cos 80^\circ)}$$

$$\vartheta_0 = 6,97 \text{ м/с.}$$

Питання 3. Яке співвідношення між потенціальними енергіями ножа маятникового копра до та після випробування зразка?

Відповідь. В результаті з'ясування співвідношення між потенціальними енергіями ножа маятникового копра до та після випробування зразка встановлено наступне.

Студенти першої групи вважали, якщо під час динамічного випробування зразка на його деформацію та руйнування витрачено 80 % від початкової потенціальної енергії, то залишилось 20% від початкової потенціальної енергії і тому

$$E_{\text{кінцева}} = E_{\text{початкова}} - A \Rightarrow E_{\text{кінцева}} = E_{\text{початкова}} - 0,8 E_{\text{початкова}},$$

$$E_{\text{кінцева}} = 0,2 E_{\text{початкова}}.$$

Студенти другої групи згідно рівняння балансу механічної енергії встановили частину енергії, що залишилась під час динамічного випробування зразка

$$E_{\text{початкова}} = E_{\text{кінцева}} + A \Rightarrow E_{k1} + E_{n1} = E_{k2} + E_{n2} + A,$$

$$E_{k1} = E_{k2} = 0 \Rightarrow 0 + mgH = 0 + mgh + A$$

$$A = 0,8 E_{n1} = 0,8 E_{\text{початкова}},$$

$$E_{\text{кінцева}} = E_{n2} = E_{n1} - A \Rightarrow E_{\text{кінцева}} = 0,2 E_{\text{початкова}}.$$

Питання 4. Чому дорівнює швидкість (U) ножа копра маятникового типу після удару по зразку?

Відповідь. Під час обчислення швидкості (U) ножа копра маятникового типу після удару по зразку, як видно з таблиці 2 були отримані різні відповіді.

Студенти першої групи вважали, що під час динамічного випробування зразка на його деформацію та руйнування витрачено 80 % від початкової потенціальної енергії і тому швидкість ножа копра маятникового типу після удару по зразку можна розрахувати за формулою

$$U = 0,2 \cdot \vartheta_0 = 0,2 \cdot 6,97 = 1,39 \text{ (м/с)}.$$

Внаслідок неправильного встановлення причино-наслідкових зв'язків в даних судженнях спостерігається логічна помилка у співставленні логічно неспівставних понять: зміни потенціальної енергії та швидкості ножа копра маятникового типу після удару по зразку. Пропущено логічний крок - обчислення швидкості U ножа копра маятникового типу після удару по зразку згідно рівняння балансу механічної енергії.

Студенти другої групи вважали, що необхідно розрахунки проводити у два етапи. Спочатку необхідно визначити швидкість ϑ_0 ножа копра маятникового типу в нижньому положенні перед ударом по зразку згідно 33Е (див. питання 2)

$$\vartheta_0 = 6,97 \text{ м/с.}$$

Наступним кроком є обчислення швидкості U ножа копра маятникового типу після удару по зразку згідно рівняння балансу механічної енергії

$$E_{k1} + E_{n1} = E_{k2} + E_{n2} + A \Rightarrow 0 + m g H = \frac{mU^2}{2} + 0 + A.$$

Студенти врахували, що робота, яка витрачена на деформацію та руйнування зразка під час його динамічного випробування згідно умови дорівнює

$$A = 0,8 E_{\text{повна}} = 0,8 E_{n1} = 0,8 m g H$$

і тоді рівняння балансу механічної енергії має наступний вид

$$\frac{mU^2}{2} = m g H - 0,8 m g H \Rightarrow \frac{mU^2}{2} = 0,2 m g H.$$

Отже, швидкість U ножа копра маятникового типу після удару дорівнює

$$U = \sqrt{0,4gH} = \sqrt{0,4g\ell(1-\cos\alpha)} = 2\sqrt{0,2\cdot 9,8\cdot 3\cdot(1-\cos 80^\circ)} = 3,11 \text{ (м/с)}.$$

Якщо врахувати співвідношення $\vartheta_0 = \sqrt{2gH}$, то можна отримати наступний вираз для визначення швидкості (U) ножа копра маятникового типу після удару та результат обчислень

$$U = \sqrt{0,4gH} = \sqrt{0,2\cdot 2gH} = \sqrt{0,2}\vartheta_0 = \sqrt{0,2}\cdot 6,96 = 3,11 \text{ м/с}.$$

Питання 5. За якою формулою можна розрахувати максимальну висоту (h) відхилення ножа копра маятникового типу після випробування зразка?

Відповідь. Студенти обох груп згідно рисунка 1 та закону збереження енергії для положень ножа «0» та «2» встановили, що максимальну висоту (h) відхилення ножа копра маятникового типу після випробування зразка на вигін можна обчислити наступним чином

$$E_{k0} + E_{n0} = E_{k2} + E_{n2} \Rightarrow \frac{mU^2}{2} + 0 + m g H \Rightarrow h = \frac{U^2}{2g},$$

але отримали різні числові значення.

В судженнях студентів першої групи спостерігається *інтегральна логічна помилка*. Вона пов'язана з логічною помилкою щодо розрахунку швидкості ножа копра маятникового типу після удару по зразку внаслідок неправильного встановлення причино-наслідкових зв'язків.

$$h = \frac{U^2}{2g} = \frac{1,39^2}{2\cdot 9,8} = 0,1 \text{ (м)}.$$

Згідно вихідних даних ($\ell = 3 \text{ м}$, $\alpha = 80^\circ$) та певного перетворення останньої формули максимальну висоту (h) відхилення ножа копра маятникового типу після випробування зразка можна визначити наступним чином

$$h = \frac{U^2}{2g} = \frac{(0,2\cdot \vartheta_0)^2}{2g} = \frac{(0,2\sqrt{2gH})^2}{2g} = 0,04H = 0,04\ell(1-\cos\alpha) = 0,1 \text{ (м)}.$$

Студенти другої групи отримали наступний результат

$$h = \frac{U^2}{2g} = \frac{(\sqrt{0,2}\vartheta_0)^2}{2g} = \frac{0,2\vartheta_0^2}{g} = \frac{0,2\cdot 6,97^2}{9,8} = 0,04H = 0,5 \text{ (м)}.$$

Згідно вихідних даних ($\ell = 3 \text{ м}$, $\alpha = 80^\circ$) максимальну висоту (h) відхилення ножа копра маятникового типу після випробування зразка можна обчислити наступним чином

$$h = \frac{U^2}{2g} = \frac{(\sqrt{0,4gH})^2}{2g} = 0,2H = 0,2\ell(1-\cos\alpha) = 0,5 \text{ (м)}.$$

Питання 6. За якою формулою можна розрахувати роботу, яка витрачена на деформацію та руйнування зразка під час його динамічного випробування?

Відповідь. Студенти першої та другої груп надали однакову відповідь. Вони встановили, що згідно рівняння балансу механічної енергії робота, яка витрачена на деформацію та руйнування зразка під час його динамічного випробування дорівнює зміні повної механічної енергії ножа копра маятникового типу внаслідок його удару по зразку

$$\begin{aligned} \Delta E &= A \Rightarrow \Delta(E_k + E_n) = A \Rightarrow \Delta[(E_{k1} + E_{n1}) - (E_{k2} + E_{n2})] = A \\ &= (0 + m g H) - (0 + m g H) = A \\ &= m g(H-h). \end{aligned}$$

Питання 7. Чому дорівнює кут відхилення ножа копра маятникового типу після випробування зразка?

Відповідь. Студенти першої та другої груп проаналізували рисунок 1. Вони вказали на те, що висоту

підняття ножа копра маятникового типу після випробування зразка можна обчислити за наступною формулою

$$H = \ell(1 - \cos \beta)$$

і тому кут відхилення ножа копра маятникового типу після випробування зразка розраховували за формулою

$$\beta = \arccos\left(1 - \frac{h}{\ell}\right).$$

Результати, які отримані кожною групою студентів щодо визначення кута відхилення ножа копра маятникового типу після випробування зразка були різні.

В результаті неправильного встановлення причинно-наслідкових зв'язків в судженнях студентів першої групи спостерігається інтегральна логічна помилка. Вона пов'язана з логічною помилкою щодо розрахунку максимальної висоти (h) відхилення ножа копра маятникового типу після випробування зразка на вигін. А обчислення максимальної висоти (h) відхилення ножа пов'язано з логічною помилкою щодо розрахунку швидкості ножа копра маятникового типу після удару по зразку.

$$\beta = \arccos\left(1 - \frac{0,04H}{\ell}\right) = \arccos\left(1 - \frac{0,04 \cdot \ell(1 - \cos \alpha)}{\ell}\right) = \arccos 0,04(24 + \cos 80^\circ) = 14,8^\circ.$$

Деякі студенти отримали ще одну неправильну відповідь. Вони вважали, що під час динамічного випробування зразка на його деформацію та руйнування витрачено 80 % від початкової потенціальної енергії і тому кут відхилення ножа копра маятникового типу після випробування зразка можна розрахувати за формулою $\beta = 0,2\alpha = 0,2 \cdot 80^\circ = 16^\circ$. В даних судженнях спостерігається логічна помилка – співставлення логічно неспівставних понять: зміни потенціальної енергії та кутів відхилення ножа копра маятникового типу до та після випробування зразка внаслідок неправильного встановлення причинно-наслідкових зв'язків.

Студенти другої групи здійснили наступні міркування щодо визначення кута відхилення ножа копра маятникового типу після випробування зразка

$$\beta = \arccos\left(1 - \frac{0,2H}{\ell}\right) = \arccos\left(1 - \frac{0,2 \cdot \ell(1 - \cos \alpha)}{\ell}\right) = \arccos 0,2(4 + \cos 80^\circ) = 33,4^\circ.$$

Вони здійснили варіативний підхід щодо отримання відповіді на дане питання. Студенти вважають, що частина енергії, що витрачена на деформацію та руйнування зразка під час його динамічного випробування дорівнює

$$\frac{A}{E_{\text{повна}}} = \frac{E_{n1} - E_{n2}}{E_{\text{повна}}} = \frac{mg(H - h)}{mgh} = 1 - \frac{h}{H} = 1 - \frac{\ell(1 - \cos \beta)}{\ell(1 - \cos \alpha)} = 1 - \left(\frac{\sin \beta / 2}{\sin \alpha / 2}\right)^2$$

і тому кут відхилення ножа копра маятникового типу після випробування зразка можна розрахувати за формулою

$$\beta = 2 \arcsin\left(\sqrt{1 - \frac{A}{E_{\text{повна}}} \sin \frac{\alpha}{2}}\right) = 2 \arcsin\left(\sqrt{1 - \frac{0,8E_{n1}}{E_{\text{повна}}} \sin \frac{80^\circ}{2}}\right),$$

$$\beta = 2 \arcsin(\sqrt{0,2} \cdot \sin 40^\circ) = 33,4^\circ.$$

Питання 8. Яким чином можна здійснити варіативну перевірку результатів дослідження щодо обчислення частини енергії, яка витрачена на деформацію та руйнування зразка під час його динамічного випробування

Відповідь надана в таблиці 3.

Висновки

В статті було розглянуто:

- вимоги щодо програмних результатів навчання майбутніх інженерів згідно законодавчої бази України (Закону України «Про вищу освіту», Стандарту вищої освіти України для першого (бакалаврського) рівня галузі знань 13 – Механічна інженерія;

- дидактичні підходи щодо реалізації освітнього процесу на засадах інтеграції знань з фізики та фахових знань на прикладі принципу роботи копра маятникового типу.

Отримані результати можуть бути використані для створення дистракторів з теми «Енергія, Закон збереження механічної енергії. Рівняння балансу механічної енергії».

Розглянуто та проаналізовано деякі логічні помилки в контексті фахового спрямування освітнього процесу з фізики спрямовані на ліквідацію «дефектів» логіки мислення майбутнього інженера.

Таблиця 3 – Варіативна перевірка результатів дослідження щодо обчислення частини енергії, яка витрачена на деформацію та руйнування зразка під час його динамічного випробування

| Результати розв'язання задачі щодо випробувань зразків на вигін за допомогою копра маятничого типу | |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| студентами першої групи | студентами другої групи |
| Перший спосіб | |
| <p>Згідно питання 2 було встановлено, що під час динамічного випробування зразка на його деформацію та руйнування витрачено 80% від початкової потенціальної енергії</p> $A = 0,8 E_{\text{початкова}}$ <p style="text-align: center;">і тому</p> $\frac{A}{E_{n1}} = \frac{A}{E_{\text{повна}}} = \frac{0,8 E_{\text{початкова}}}{E_{\text{повна}}} = 100\% = 80\%.$ | |
| Другий спосіб | |
| $\frac{A}{E_{n1}} = \frac{A}{E_{\text{повна}}} = 1 - \frac{h}{H} = 1 - \frac{U^2}{\vartheta_0^2}.$ <p>Згідно питань 2 та 5 були встановлені наступні співвідношення</p> $H = \frac{\vartheta_0^2}{2g} \quad \text{та} \quad h = \frac{U^2}{2g}, \quad U = 0,2 \cdot \vartheta_0$ <p style="text-align: center;">і тому</p> | |
| $\frac{A}{E_{n1}} = \left(1 - \frac{(0,2\vartheta_0)^2}{\vartheta_0^2}\right) \cdot 100\% = 96\%.$ | $\frac{A}{E_{n1}} = \left(1 - \frac{(\sqrt{0,2}\vartheta_0)^2}{\vartheta_0^2}\right) \cdot 100\% = 80\%.$ |
| Третій спосіб | |
| $\frac{A}{E_{n1}} = \frac{A}{E_{\text{повна}}} = \frac{m g (H - h)}{m g H} = 1 - \frac{h}{H}$ <p>Згідно питання 5 було виведено формулу для визначення максимальної висоти (h) відхилення ножа копра маятничого типу після випробування зразка і тому</p> | |
| $\frac{A}{E_{n1}} = \left(1 - \frac{0,04H}{H}\right) \cdot 100\% = 96\%.$ | $\frac{A}{E_{n1}} = \left(1 - \frac{0,2H}{H}\right) \cdot 100\% = 80\%.$ |
| Четвертий спосіб | |
| $\frac{A}{E_{n1}} = \frac{A}{E_{\text{повна}}} = \frac{m g (H - h)}{m g H} = 1 - \frac{h}{H} = 1 - \frac{\ell(1 - \cos\beta)}{\ell(1 - \cos\alpha)} = 1 - \left(\frac{\sin(\beta/2)}{\sin(\alpha/2)}\right)^2$ <p>Згідно питання 7 було виведено формулу для визначення кута відхилення ножа копра маятничого типу після випробування зразка та обчислено його значення і тому</p> | |
| $\frac{A}{E_{n1}} = \left[1 - \left(\frac{\sin 14,8^\circ/2}{\sin 80^\circ/2}\right)^2\right] \cdot 100\% = 95,7\%.$ <p style="text-align: center;">Або</p> $\frac{A}{E_{n1}} = \left[1 - \left(\frac{\sin 16^\circ/2}{\sin 80^\circ/2}\right)^2\right] \cdot 100\% = 95\%.$ | $\frac{A}{E_{n1}} = \left[1 - \left(\frac{\sin 33,4^\circ/2}{\sin 80^\circ/2}\right)^2\right] \cdot 100\%,$ $\frac{A}{E_{n1}} = 80\%.$ |
| <p>Відповідь. Одержали чотири різні відповіді щодо обчислення частини енергії, яка витрачена на деформацію та руйнування зразка під час його динамічного випробування, а саме: 80%, 95%, 95,7%, 96%. Отримані відповіді, окрім першої, не відповідають умові задачі. Логічні помилки під час розв'язання задачі призвели до неправильного остаточного результату дослідження.</p> | <p>Відповідь: 80%.</p> <p>Відповідь щодо обчислення частини енергії, яка витрачена на деформацію та руйнування зразка під час його динамічного випробування відповідає умові задачі.</p> |

Список літератури

1. Булах І. Є. Створюємо якісний тест : навч. пос. / Булах І. Є., Мруга М. Р. – К. : Майстерклас, – 2006. – 160 с.
2. Гуляев А. П. Металловедение / Гуляев А. П. – М. : Металлургия, 1977. – 648 с.
3. Гуляєва Л. В. Роль фізики у фаховій підготовці майбутніх інженерів / Л. В. Гуляєва, Т. В. Татарчук. – Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – № 2. – 2020. – С. 93–95.
4. Золотаревский В. С. Механические испытания и свойства металлов / Золотаревский В. С. – М. : Металлургия, 1974. – 304 с.
5. Ольшанецький В. Ю. Фахове спрямування навчання з фізики майбутніх інженерів / В. Ю. Ольшанецький, Л. В. Гуляєва, Т. В. Татарчук. // Integration of Education, Science and Business in the Modern Environment: Winter Debates: abstracts of the 1st International Scientific and Practical Internet Conference, February 6–7, 2020. – Dnipro, 2020. –Р.2. – С. 485–490.
6. Орендарчук Г. О. Логіка : Навчальний посібник для студентів економічних та юридичних спеціальностей вищих навчальних закладів ; Видання друге, перероблене і доповнене / Орендарчук Г. О. – Тернопіль : Астон, 2008. – 272 с.
7. Соколов Є. П. Екзаменаційна фізика. Лекції: навчальний посібник [для студ. вищ. навч. закл.] : в 2 т. / Є. П. Соколов. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2009.– Т. 1. – 184 с.
8. Стандарт вищої освіти України для першого (бакалаврського) рівня галузі знань 13 – Механічна інженерія,– [Електроний ресурс] – Режим доступу. – <https://mon.gov.ua/storage/app/media/vishcha-osvita/zatverdzeni%20standarty/12/21/136-metalurgiya-bakalavr.pdf>

Одержано 30.06.2021

© Гуляєва Л. В.

Канд. пед. наук, доцент кафедри фізики, Національний університет «Запорізька політехніка»

м. Запоріжжя, Україна

Gulyaeva L. Professional direction of physics teaching of future engineers: practical aspect

Наукове видання

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні № 1/2021**

Науковий журнал

Головний редактор: д-р техн. наук, професор С. Б. Беліков
Заступники гол. редактора: д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький
д-р техн. наук, професор В. В. Наумик

Оригінал-макет підготовлено у редакційно-видавничому відділі НУ «Запорізька політехніка»

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

Свідоцтво про державну реєстрацію
КВ № 24298-14138 ПР від 16.12.2019

Підписано до друку 15.06.2021. Формат 60×84/8
Папір офс. ризогр. Ум. др. арк. 11,6
Тираж 300 прим. Зам. № 465

69063, м. Запоріжжя, НУ «Запорізька політехніка», друкарня, вул. Жуковського, 64

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
ДК № 6952 від 22.10.2019