

Національний університет «Запорізька політехніка»

НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

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

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

НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ

ВИХОДИТЬ ДВІЧІ НА РІК

№ 1'2019

Заснований у грудні 1997 року

Засновник та видавець – Національний університет «Запорізька політехніка»

Запоріжжя
2019

Наказом Міністерства освіти і науки України № 1328 від 21.12.2015 р. «Про затвердження рішень Атестаційної колегії Міністерства щодо діяльності спеціалізованих вчених рад від 15 грудня 2015 року» журнал «Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні» (скорочена назва – НМТ), який видається з 1997 року, **включений до переліку наукових фахових видань України**, в яких можуть публікуватися результати дисертаційних робіт на здобуття наукових ступенів доктора і кандидата та технічних наук.

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

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

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

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

Науковий журнал друкує оригінальні та оглядові статті науковців ВНЗ і установ України та інших країн відповідно до рубрик – теорія будови та структурних змін у металах, сплавах та композитах. Вплив термічної, хіміко-термічної та термомеханічної обробки на характер структури і фізико-механічні властивості матеріалів;

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

– металургійне виробництво. Теплофізика та теплоенергетика. Ресурсозберігальні технології. Порошкова металургія. Промтранспорт. 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. Бєліков (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. Бєліков, 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 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 техн. наук Л. Р. Вишняков (ІПМ НАН), Україна

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

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

д-р техн. наук Л. Й. Івченко (НУ «Запорізька політехніка»), 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

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

Рекомендовано до видання вченою радою Запорізького національного технічного університету, протокол № 7 від 25 лютого 2019 року.

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

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

Коректори: Н. М. Кобзар, К. С. Бондарчук, І. О. Воронюк

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

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

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

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

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

Журнал НМТ содержится в международных базах научных изданий Index Copernicus

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

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

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

- теория строения и структурных изменений в металлах, сплавах и композитах. Влияние термической, химико-термической и термомеханической обработки на характер структуры и физико-механические свойства материалов;
- конструкционные и функциональные материалы. Механические свойства сталей, сплавов и композитов. Технологическое обеспечение надежности и долговечности деталей энергетических установок. Методы механической обработки. Технологии упрочняющих обработок. Характеристики поверхностных слоев и защитных покрытий деталей машин и изделий;
- металлургическое производство. Теплофизика и теплоэнергетика. Ресурсосберегающие технологии. Порошковая металлургия. Промтранспорт. Рациональное использование металлов;
- механизация, автоматизация и роботизация. Усовершенствование методов исследования и контроля качества металлов. Моделирование процессов в металлургии и машиностроении.

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор: д-р техн. наук, профессор С. Б. Беликов (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, Е. С. Бондарчук, Н. Н. Кобзарь, Н. А. Савчук, Н. Л. Мясников, Н. И. Высоцкая

Члены редколлегии:

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

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

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

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

д-р техн. наук Л. И. Ивченко (НУ «Запорізька політехніка»), 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

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

Рекомендовано к изданию ученым советом Запорожского национального технического университета, протокол № 7 от 25 февраля 2019 года.

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

Компьютерный дизайн и верстка: Н. А. Савчук

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

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

E-mail: rwv@zntu.edu.ua

ЗМІСТ

I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

Глотка О.А., Гайдук С.В.
ОЦІНКА ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОЇ КОРОЗІЇ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ НА НІКЕЛЕВІЙ ОСНОВІ 6

Лазечний І.М., Степанова Л.П., Лисиця О.В., Палубінський О.Є.
КАРБІДОУТВОРЕННЯ ПРИ ВІДПУСКУ ЦЕМЕНТОВАНОЇ СТАЛІ 13ХЗНВМ2ФА ТА ЙОГО ВПЛИВ НА
ВЛАСТИВОСТІ ШАРУ 12

Gulyaeva T.V., Brekharya G.P.
ON THE STUDY OF THE INFLUENCE OF EXTERNAL PRESSURE AND CARBON ON THE STRUCTURE
FORMATION AND PROPERTIES OF COMPACTS BAKED ON THE BASIS OF RAPIDLY COOLED
Nd-Fe-(C,B)-Cu-Ti ALLOYS (PART 2) 20

Калинин Ю.А., Шумилов А.А., Петришинец И., Ефременко В.Г., Брыков М.Н.
СТРУКТУРА ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЫ ЗАКАЛЁННОЙ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ
СВАРКИ С УСКОРЕННЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ 31

Мазур В.І., Бірюкович Л.О.
ВПЛИВ ВМІСТУ АЛЮМІНІЮ НА МІКРОСТРУКТУРУ І ФАЗОВИЙ СКЛАД СПЛАВІВ Ti-Si-Al
ЕВТЕКТИЧНОГО ТИПУ 37

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

Кравцов В.В.
УЛЬТРАЗВУКОВОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС ВЕРТОЛЕТНОЙ ТРАНСМИССИИ 46

Джуган А.А., Ольшанецкий В.Е., Овчинников А.В.
ПРИМЕНЕНИЕ ТИТАНОВЫХ ПОРОШКОВ С НЕСФЕРИЧЕСКОЙ ФОРМОЙ ЧАСТИЦ ПРИ
ИЗГОТОВЛЕНИИ ИЗДЕЛИЙ МЕТОДАМИ 3D ПЕЧАТИ 52

III КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

Shalomeev V.A., Tsvirko E.I., Aikin N.D.
HIGH-QUALITY MAGNESIUM-BASED ALLOYS WITH IMPROVED PROPERTIES FOR ENGINEERING . 56

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

Штанько П.К., Рягін С.Л.
РАСЧЕТ БАЛКИ ПЕРЕМЕННОГО СЕЧЕНИЯ НА УПРУГОМ ОСНОВАНИИ КВАЗИАНАЛИТИЧЕСКИМ
МЕТОДОМ 62

Рягін С.Л., Білий Р.Ю.
МОДЕРНІЗАЦІЯ ПРИСТОСУВАННЯ ДЛЯ ФРЕЗЕРУВАННЯ ДЕТАЛЕЙ КРІПЛЕННЯ 67

Гнатенко М.О., Наумик В.В., Матковская М.В.
ПРОЧНОСТНОЙ РАСЧЕТ АВИАЦИОННОЙ ДЕТАЛИ «КРЫШКА РЕДУКТОРА», ПОЛУЧЕННОЙ
МЕТОДОМ АДДИТИВНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ 74

Скачков В.А., Воденникова О.С., Воденников С.А.
ОЦЕНКА ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО ОКИСЛЕНИЯ МНОГОФАЗНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ 79

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

Колобов Г.А., Распорня Д.В., Осипенко А.В., Павлов В.В., Панова В.О., Печерица К.А.
ОБРАЩЕНИЕ С ТИТАНОВЫМИ ОТХОДАМИ: СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И ПРОГНОЗ
НА 2026 ГОД 85

Плескач В.М., Ольшанецкий В.Ю.
ЖАРОМІЦНІ КОМПОЗИТИ НА МЕТАЛЕВІЙ, ІНТЕРМЕТАЛІДНІЙ І КЕРАМІЧНІЙ ОСНОВІ 87

Ольшанецкий В.Ю., Грешта В.Л., Джус А.В., Фасоль Є.В.
ПРО МОЖЛИВІСТЬ МАТЕМАТИЧНОЇ ОЦІНКИ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ РЕЗУЛЬТАТІВ ПРИ
НАЯВНОСТІ МІНІМАЛЬНОЇ КІЛЬКОСТІ ВИМІРІВ 90

Юськів О.І., Дубровін В.І.
ЕНЕРГОЗБЕРЕЖЕННЯ ТА ПІДВИЩЕННЯ ЕНЕРГЕТИЧНОЇ ЕФЕКТИВНОСТІ ВИРОБНИЦТВА НА
МЕТАЛУРГІЙНИХ ПІДПРИЄМСТВАХ 93

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 669.245.018.044:620.193.53

Канд. техн. наук Глотка О. А., д-р техн. наук Гайдук С. В.

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

ОЦІНКА ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОЇ КОРОЗІЇ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ НА НІКЕЛЕВІЙ ОСНОВІ

Мета роботи. Встановити кореляційний зв'язок між швидкістю корозії і співвідношенням легуючих елементів на підставі математичної обробки експериментальних значень ливарних жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) в умовах синтетичної золи.

Методи дослідження: експериментальні значення оброблялися в програмному комплексі Microsoft Office в пакеті EXCEL методом найменших квадратів з отриманням кореляційних залежностей типу «параметр-властивість» з отриманням математичних рівнянь регресійних моделей, які оптимально описують ці залежності і побудовою ліній трендів.

Отриманні результати. Оскільки сучасні ЖНС мають складні багатокомпонентні склади, в яких спостерігається комплексний вплив елементів на корозію, оцінка стійкості ВТК проводилася за величиною відомого параметра $P_{кс}$. Це дозволило зіставляти рівень стійкості сплавів з різними схемами легування. Проте, даний параметр не охоплює всі легуючі елементи, які присутні в складі ЖНС. Тому в результаті аналізу і обробки експериментальних даних запропоновано співвідношення легуючих елементів для оцінки корозійної стійкості, яке враховує комплексний вплив основних компонентів сплаву. Так як ВТК пов'язана з присутністю тих чи інших елементів в сплаві і їх концентрацією, то співвідношення $K_{нс}$ дозволяє більш адекватно оцінювати, для багатокомпонентних нікелевих систем, середню швидкість корозії для різних температур. Залежності середньої швидкості корозії від $K_{нс}$ для монокристалічних сплавів мають прямолінійний вид, це пояснюється специфікою систем легування матеріалів даного класу. Характерним для них є значно менша кількість хрому (до 10 % мас.) і зниження вмісту (а в деяких сплавах відсутність) титана, що призводить до істотного зниження ВТК-стійкості матеріалу. Встановлено, що для забезпечення необхідного рівня ВТК-стійкості сплавів спрямованої та рівновісної кристалізації, величина співвідношення має бути не менше $K_{нс} \geq 2$, яке забезпечить неруйнівного щільну плівку продуктів корозії. Так, для сплавів з $K_{нс} \leq 2$, характерне утворення товстого шару продуктів корозії, який легко відшаровується в процесі експлуатації. Отримані регресійні моделі дають можливість прогнозувати середню швидкість корозії в залежності від системи легування сплаву, як при розробці нових ЖНС для спрямованої кристалізації, так і при удосконаленні складів відомих промислових композицій в межах марочного складу. Отримані кореляційні залежності мають експоненціальний характер.

Наукова новизна. Вперше запропоновані співвідношення $K_{нс}$, за допомогою яких можна адекватно прогнозувати середню швидкість корозії для різних температур багатокомпонентних композицій ЖНС.

Практична цінність. Запропоновано ефективне рішення по прогнозуванню середньої швидкості корозії для різних температур сплавів як при розробці нових складів ЖНС, так і при вдосконаленні відомих промислових марок.

Ключові слова: жароміцні нікелеві сплави, середня швидкість корозії, співвідношення легуючих елементів.

Вступ

Надійність і ресурс газотурбінних двигунів залежить від працездатності елементів «гарячої» частини тракту, схильних до дії статичних, циклічних, повторно-статичних навантажень, а також високотемпературної суль-

фидно-оксидної газової корозії. Сульфідно-оксидна газова корозія зумовлена корозійним впливом золотих і газових продуктів згоряння ГТД, що надходять в проточну частину двигуна і є одним із серйозних видів по-

шкодженнь соплових лопаток, що викликають зниження надійності і економічності газових турбін. Інтенсивність сульфидно-оксидної корозії в деяких випадках настільки велика, що лопатки газової турбіни виходять з ладу протягом декількох сотень годин роботи [1].

Аналіз літературних даних [2–4] по дослідженню надійності і міцності показує, що процеси газової корозії елементів авіаційних ГТД менш вивчені, ніж процеси руйнування від дії механічних навантажень. В даний час відомо кілька методів випробувань зразків і деталей вузлів двигунів на високотемпературну газову корозію (ВТК):

- в тиглях в розплавах солей;
- в печах з попереднім нанесенням на зразки золотих або нагароутворюючих відкладень;
- на установках з електрохімічним впливом в розплавах солей;
- в камерах згоряння з частковим відтворенням тиску робочого процесу ГТД;
- повномасштабні випробування лопаток в системі ГТД.

Перші три методи випробувань не дозволяють оцінювати довговічність зразка лопатки по стійкості до корозії і найбільш прийнятні при проведенні порівняльних випробувань, наприклад, коли необхідно з кількох варіантів конструктивного виконання елемента двигуна вибрати варіант, відповідний найбільшою корозійною стійкістю. Останні два методи випробувань дають повну (або близьку до повної) оцінку корозійної стійкості, але вимагають великих часових і матеріальних витрат. Слід зазначити, що існуючі методи автономних випробувань лопаток на надійність і ресурс при тривалому статичному, повторно-статичному та інших видах механічного навантаження не відтворював повної картини корозії, оскільки при цьому не моделюється робоче середовище, і це, природно, знижує вірогідність оцінки надійності та ресурсу лопаток [5]. Прискорені випробування лопаток в системі двигуна, що проводяться з форсуванням режиму навантаження по частоті обертання, температурі, вібрації і т. п., Також не відтворюють повної картини корозії через малу (в порівнянні з ресурсом) тривалості перебування лопатки в газовому середовищі [6].

Таким чином, перераховані методи випробувань або мають низький рівень відтворення корозійного пошкодження, або вимагають великої тривалості і витрат на випробування. У зв'язку з цим актуальним є розробка математичних моделей, які дозволять достовірно оцінювати показники корозійної стійкості жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС), що забезпечують достовірність оцінки при мінімальних часових і матеріальних витратах на випробування.

Мета роботи – встановити кореляційний зв'язок між швидкістю корозії і співвідношенням легуючих елементів на підставі математичної обробки експериментальних значень ливарних ЖНС в умовах синтетичної золи.

Методика проведення досліджень

Для експериментально-теоретичних досліджень корозійної стійкості сформована робоча вибірка сплавів, що складається з відомих промислових ливарних ЖНС вітчизняного і зарубіжного виробництва, наступних марок:

- сплави направленої кристалізації: PWA1422, MAR-M200+Hf, ЖС6Ф, ЖС30, ЖС26У, CM247LC, ЖС26, CM186LC, PWA1426, RENE142, ЖС28, ЖС32, MM247, GTD111, IN792LC, DS16, RENE150, MAR-M002, MAR-M200, MAR-M246, MAR-M247, RENE80;

- сплави рівновісної кристалізації: ВЖЛ12У, ЖС6К, ЖС6У, MAR-M200, В 1900, RENE220, MM246, IN100, NFP1916, IN738LC, TRW-VIA, IN731, ЗМИ-3У, ЖС3ЛС, RENE77, U-700, CM618.

Вибірка сплавів була зроблена з позиції різноманітності хімічних складів (систем легування), які за вмістом основних елементів охоплюють широкий діапазон легування.

Отримані з літературних джерел значення середньої швидкості корозії V_q (г/м·с), оброблялися в програмному комплексі Microsoft Office в пакеті EXCEL методом найменших квадратів з отриманням кореляційних залежностей типу «параметр-властивість» з отриманням математичних рівнянь регресійних моделей (ліній трендів), які оптимально описують ці залежності.

Результати досліджень та їх обговорення

З огляду на те, що роль в опорі ВТК ливарних ЖНС належить, такому параметру, як середня швидкість корозії V_q (г/м·с), яка залежить від системи легування, то актуальним є завдання – отримання оптимальної регресійної моделі для розрахунку даної характеристики на основі хімічного складу сплавів.

Всі компоненти, що використовуються при легуванні ЖНС, можна умовно розділити на три групи: розчиняються головним чином в γ -твердому розчині (Co, Cr, Mo, W, Re), розчиняються переважно в γ' -фазі (Al, Ti, Ta, Hf) і карбідоутворюючі елементи (Ti, Ta, Hf, Nb, V, W, Mo, Cr).

Склад сплаву робить дуже сильний вплив на його корозійну стійкість. Так, хром є основним елементом, який визначає корозійну стійкість сплавів, при цьому його малі добавки малоефективні. Вважається оптимальними межами вмісту хрому від 10 до 20 % в сплавах даного класу.

Алюміній несприятливо впливає на показники ВТК, оскільки сплави містять достатню кількість алюмінію для утворення захисної окисної плівки, мають прискорене окислення в присутності розплавленої солі Na_2SO_4 через що, протікають реакції розчинення Al_2O_3 по кислотному або основному механізму. Однак, із зростанням температури експлуатації, коли середовище стає більш окисним і менш сульфідним, перевагу мають сплави, що мають захист Al_2O_3 .

Титан в нікелевих сплавах дає позитивний ефект у підвищенні корозійної стійкості, відзначається, що хро-

мотитанові сульфіді добре протистоять окисленню, і ступінь корозії падає зі збільшенням титану до 4,5 % приблизно в 5 разів. Однак, в нікелевих сплавах, найчастіше, алюміній і титан присутні одночасно, тому було запропоновано співвідношення Ti / Al , яке характеризує не тільки корозійну стійкість, але і механічні властивості сплаву. Так, встановлено, що оптимальне співвідношення повинно знаходитися в межах 2–3,5, яке дає задовільні показники стійкості до ВТК і механічні властивості.

Оскільки сучасні ЖНС мають складні багатокомпонентні склади в яких спостерігається комплексний вплив елементів на корозію, оцінка стійкості ВТК проводилася за допомогою параметра $P_{кс} = Cr1 / 2 (Ti / Al)$ [7]. Це дозволило зіставляти рівень стійкості сплавів з різними схемами легування. Проте, даний параметр не охоплює всіх легуючих елементів присутніх в ЖНС. Тому в результаті аналізу і обробки експериментальних даних запропоновано співвідношення легуючих елементів для оцінки корозійної стійкості, яке враховує комплексний вплив основних компонентів сплаву. Так як ВТК пов'язана з присутністю тих чи інших елементів і концентрацією їх в сплаві, то співвідношення $K_{пс}$ дозволяє комбінувати ці властивості з багатокомпонентними системами.

Встановлено залежності середньої швидкості корозії від співвідношення $K_{пс}$ для сплавів направленої кристалізації (рис. 1). Зі збільшенням показань $K_{пс}$ спостерігається зниження значення V_q за експоненціальним законом для всіх температур.

Регресивні моделі для сплавів направленої кристалізації мають таке значення (відносна похибка не більше $\pm 1,73\%$):

$$V_q^{800} = 26,785 K_{пс}^{-4,433},$$

$$V_q^{850} = 33,818 K_{пс}^{-3,423},$$

$$V_q^{900} = 97,964 K_{пс}^{-3,408},$$

$$V_q^{950} = 113,61 K_{пс}^{-2,907}.$$

Отримані залежності показують, що для забезпечення необхідного рівня ВТК стійкості сплавів для направленої кристалізації, величина співвідношення $K_{пс}$ повинна бути не менше значення 2, яке забезпечує щільну неруйнівну плівку продуктів корозії. Так для сплавів з $K_{пс} < 2$, характерне утворення товстого шару продуктів корозії, який легко відшаровується в процесі експлуатації. Таким чином, отримані регресивні моделі дають можливість прогнозувати середню швидкість корозії в

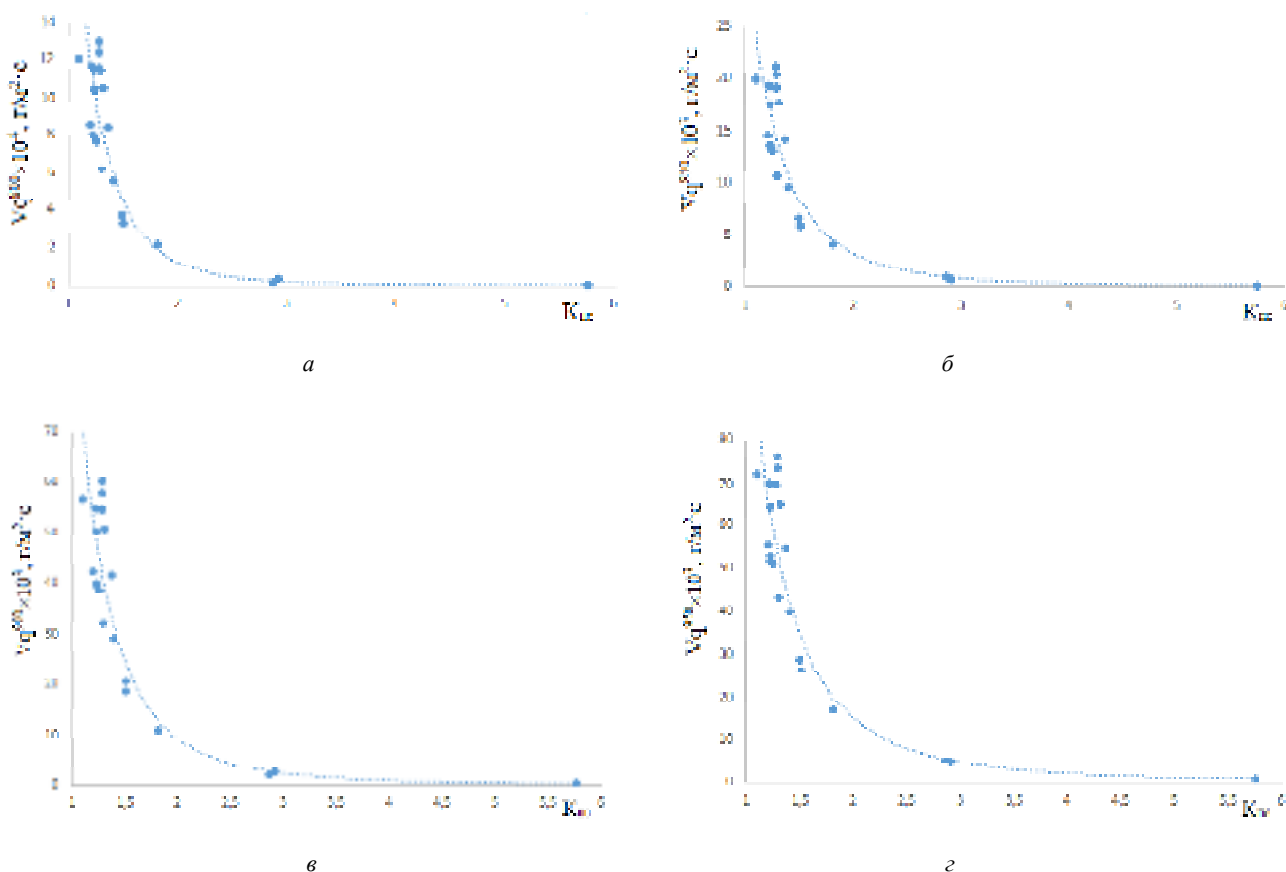


Рис. 1. Кореляційні залежності середньої швидкості корозії (V_q) ЖНС для спрямованої кристалізації від величини співвідношення $K_{пс}$:

a – температура 800 °С; *б* – температура 850 °С; *в* – температура 900 °С; *г* – температура 950 °С

залежності від системи легування сплаву, як при розробці нових ЖНС для направленої кристалізації, так і при удосконаленні відомих промислових композицій в рамках марочного складу.

Встановлено, що запропоноване співвідношення K_{pc} має тісну кореляцію з середньою швидкістю корозії для сплавів рівноважної кристалізації (рис. 2). Всі ці залежності мають експоненціальний характер з похибкою не більше $\pm 3\%$.

Зв'язок середньої швидкості корозії (V_q) з співвідношенням K_{pc} для сплавів рівноважної кристалізації адекватно описуються отриманими регресійними моделями:

$$V_q^{800} = 16,928 K_{pc}^{-4,19};$$

$$V_q^{850} = 25,047 K_{pc}^{-4,003};$$

$$V_q^{900} = 77,216 K_{pc}^{-3,355};$$

$$V_q^{950} = 93,411 K_{pc}^{-2,97}.$$

Отримані залежності дають можливість прогнозувати рівень ВТК стійкості сплавів для рівноважної кристалізації. Так само, як і для сплавів спрямованої кристалізації, величина співвідношення має бути не менше $K_{pc} \geq 2$, яке забезпечить щільну неруйнівного плівку продуктів корозії. При значенні $K_{pc} < 2$, утворюється товстий шар продуктів корозії, який легко відшарується в процесі експлуатації.

Таким чином, отримані регресійні моделі дають можливість прогнозувати середню швидкість корозії в залежності від системи легування сплаву, як при розробці нових ЖНС для рівноважної кристалізації, так і при удосконаленні відомих промислових композицій в рамках марочного складу.

Висновки

1. У даній роботі представлені дослідження, проведені моделюванням корозійних процесів і їх зв'язок з співвідношенням легуючих елементів для нікелевих сплавів з різними системами легування.

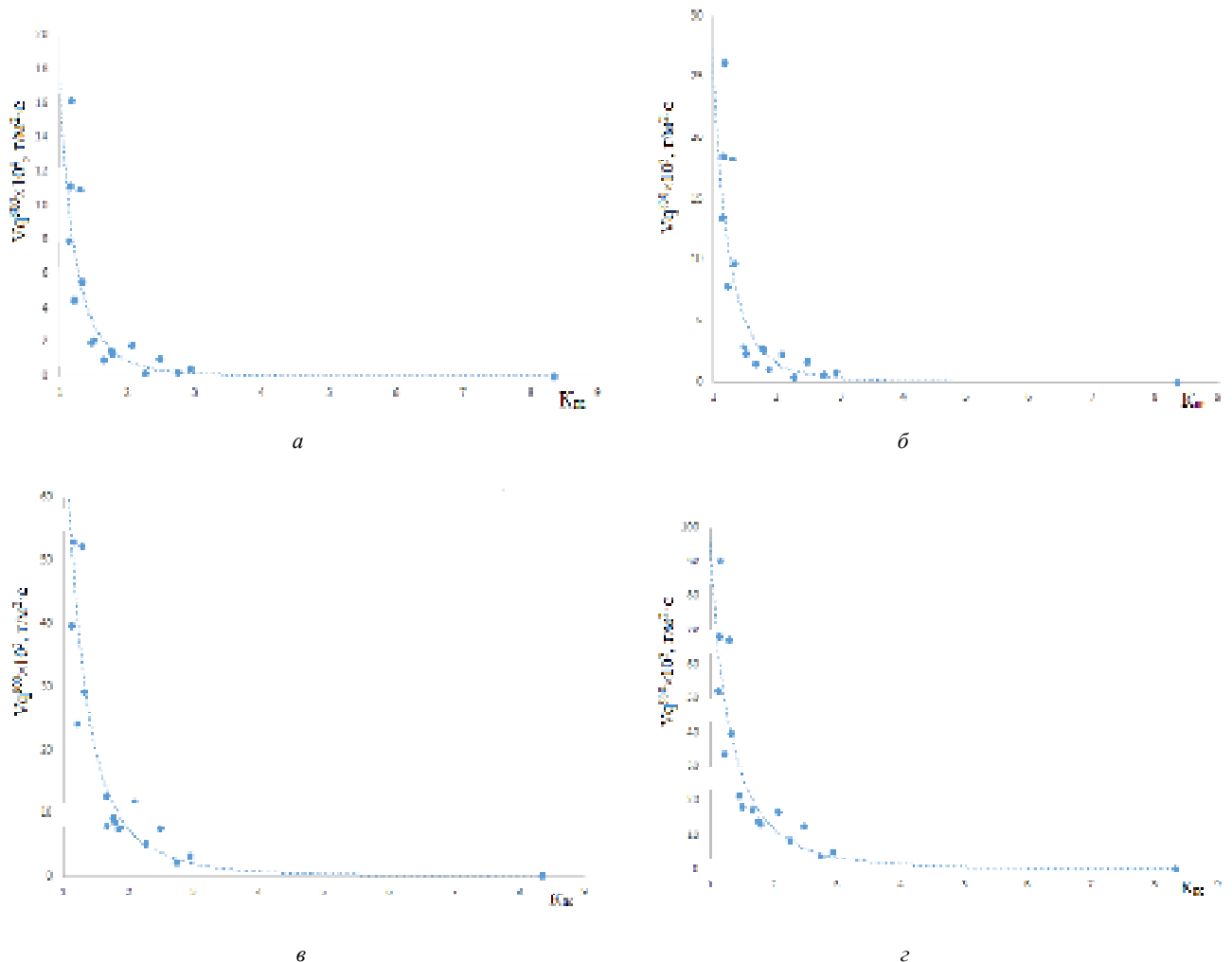


Рис. 2. Кореляційні залежності середньої швидкості корозії (V_q) ЖНС для рівноважної кристалізації від величини співвідношення K_{pc} :

а – температура 800 °С; б – температура 850 °С; в – температура 900 °С; з – температура 950 °С

2. На основі емпіричного підходу отримано нове співвідношення Кпс за величиною якого можна адекватно прогнозувати середню швидкість корозії (V_q) для багатокомпонентних композицій ЖНС.

4. Встановлено, що отримані залежності мають експоненціальний характер, з якого можна визначити, що для забезпечення необхідного рівня ВТК стійкості сплавів для направленої і рівновісної кристалізації, величина співвідношення Кпс повинна бути не менше 2, при якому забезпечується утворення щільної неруйнівної плівки продуктів корозії.

5. Показано перспективний і ефективний напрямок у вирішенні задачі прогнозування ВТК стійкості, що впливає на службові властивості сплавів як при розробці нових ЖНС, так і при вдосконаленні складів відомих промислових марок даного класу.

Список літератури

1. Гишваров А. С. Метод ускоренного моделирования высокотемпературной газовой коррозии сопловых ло-

патов ГТД / Гишваров А. С., Давыдов М. Н. // Вестник УГАТУ. – 2006. – Т. 7. – № 2 (15). – С. 51–60.

2. Никитин В. И. Расчет жаростойкости металлов / В. И. Никитин. – М. : Машиностроение, 1976. – 208 с.
3. Гецов Л. Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин / Л. Б. Гецов. – М. : Недра, 1996. – 591 с.
4. Гишваров А. С. Теория ускоренных ресурсных испытаний технических систем / А. С. Гишваров. – Уфа : Гилем, 2000. – 338 с.
5. Никитин В. И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин / Никитин В. И. – Л. : Машиностроение, 1987. – 272 с.
6. Никитин В. И. Влияние состава никелевых сплавов на их коррозионную стойкость в золе газотурбинного топлива / В. И. Никитин, М. Б. Ревзюк, И. П. Комисарова // Труды ЦКТИ им. И. И. Ползунова. – Л., 1978. – Вып. 158. – С. 71–74.
7. Гайдук С. В. Комплексная расчетно-аналитическая методика для проектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов / Гайдук С. В. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. – № 2. – С. 92–103.

Одержано 27.06.2019

Глюк А.А., Гайдук С.В. Оценка высокотемпературной коррозии жаропрочных сплавов на никелевой основе

Цель работы. Установить корреляционная связь между скоростью коррозии и соотношением легирующих элементов на основании математической обработки экспериментальных значений литейных жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) в условиях синтетической золы.

Методы исследования: экспериментальные значения обрабатывались в программном комплексе Microsoft Office в пакете EXCEL методом наименьших квадратов с получением корреляционных зависимостей типа «параметр свойство» с получением математических уравнений регрессионных моделей, которые оптимально описывают эти зависимости и построением линий трендов.

Полученные результаты. Поскольку современные ЖНС имеют сложные многокомпонентные составы, в которых наблюдается комплексное воздействие элементов на коррозию, оценка устойчивости ВТК проводилась по величине известного параметра Пкс. Это позволило сопоставлять уровень устойчивости сплавов с различными схемами легирования. Однако, данный параметр не охватывает все легирующие элементы, которые присутствуют в составе ЖНС. Поэтому в результате анализа и обработки экспериментальных данных предложено соотношение легирующих элементов для оценки коррозионной стойкости, которое учитывает комплексное влияние основных компонентов сплава. Так как ОТК связана с присутствием тех или иных элементов в сплаве и их концентрацией, то соотношение Кпс позволяет более адекватно оценивать, для многокомпонентных никелевых систем, среднюю скорость коррозии для различных температур. Зависимости средней скорости коррозии от Кпс для монокристаллических сплавов имеют прямолинейный вид, это объясняется спецификой систем легирования материалов данного класса. Характерным для них значительно меньшее количество хрома (до 10 % масс.) и снижение содержания (α в некоторых сплавах отсутствие) титана, что приводит к существенному снижению ИТК-устойчивости материала. Установлено, что для обеспечения необходимого уровня ИТК-устойчивости сплавов направленной и равновисной кристаллизации, величина соотношения должно быть не менее $K_{пс} \geq 2$, которое обеспечит неразрушающего плотную пленку продуктов коррозии. Так, для сплавов с $K_{пс} \leq 2$, характерно образование толстого слоя продуктов коррозии, легко отслаивается в процессе эксплуатации. Полученные регрессионные модели дают возможность прогнозировать среднюю скорость коррозии в зависимости от системы легирования сплава, как при разработке новых ЖНС для направленной кристаллизации, так и при совершенствовании складов известных промышленных композиций в пределах марочного состава. Полученные корреляционные зависимости имеют экспоненциальный характер.

Научная новизна. Впервые предложены соотношения КПС с помощью которых можно адекватно прогнозировать среднюю скорость коррозии для различных температур многокомпонентных композиций ЖНС.

Практическая ценность. Предложено эффективное решение по прогнозированию средней скоростью коррозии для различных температур сплавов как при разработке новых составов ЖНС, так и при совершенствовании известных промышленных марок.

Ключевые слова: жаропрочные никелевые сплавы, средняя скорость коррозии, соотношение легирующих элементов.

Glotka O., Haiduk S. Prediction of high temperature corrosion of nickel-based superalloys

Purpose. Establish a correlation between the rate of corrosion and the ratio of alloying elements based on the mathematical treatment of experimental values of foundry heat resisting nickel alloys (ZNS) under synthetic ash conditions.

Methods of research. Experimental values were processed in the Microsoft Office program suite in the EXCEL package with the least squares method, with the result of correlation dependencies of the “parameter-property” type with the obtaining of mathematical equations of regression models that optimally describe these dependencies and the construction of trend lines.

Results. Since modern ZNS have complex multicomponent compositions, in which there is a complex influence of elements on corrosion, the evaluation of the stability of the corrosion was carried out per the size of the known parameter K_{nc} . This allowed to compare the level of stability of alloys with different doping schemes. However, this parameter does not cover all the doping elements that are present in the ZNS. Therefore, because of the analysis and processing of experimental data, the ratio of alloying elements to assess corrosion resistance is proposed, which considers the complex influence of the main components of the alloy. Since VTK is related to the presence of certain elements in the alloy and their concentration, the ratio K_{nc} allows more adequately to evaluate, for multi-component nickel systems, the average rate of corrosion at different temperatures. The dependence of the average corrosion rate on K_{nc} for monocrystalline alloys is straightforward, due to the specificity of the doping systems of the materials of this class. Characteristic for them is a significantly smaller amount of chromium (up to 10% by weight) and lowering of the content (and in some alloys, absence of) titanium, which leads to a significant reduction in the VTK-stability of the material. It is established that in order to ensure the required level of VTK-stability of alloys of directed and equilibrium crystallization, the value of the ratio should be not less than $K_{nc} \geq 2$, which will provide a non-destructive dense film of corrosion products. So, for alloys with $K_{nc} \leq 2$, the formation of a thick layer of corrosion products is characteristic, which is easily evaporated during the operation. The obtained regression models give an opportunity to predict the average speed of corrosion depending on the alloy alloy system, as in the development of new ZNS for directed crystallization, and in improving the composition of known industrial compositions within the branded composition. The obtained correlation dependencies are exponential in nature.

Scientific novelty. For the first time, the ratios of K_{nc} are proposed, by which one can adequately predict the average corrosion rate for different temperatures of the multicomponent ZNS compositions.

Practical value. An effective solution is proposed for predicting the average corrosion rate for different temperatures of alloys, both in the development of new formulations of ZNS, and in the development of well-known industrial brands.

Key words: heat-resistant nickel alloys, average speed of corrosion, ratio of alloying elements.

КАРБІДОУТВОРЕННЯ ПРИ ВІДПУСКУ ЦЕМЕНТОВАНОЇ СТАЛІ 13X3HBM2ФА ТА ЙОГО ВПЛИВ НА ВЛАСТИВОСТІ ШАРУ

Мета роботи. При ХТО виробів із комплекснолегованих цементовних сталей після гарту, як правило, проводиться обробка холодом для зменшення кількості залишкового аустеніту в шарі як перед відпуском, так і після завершення ХТО. Відомо, що в цьому випадку аустеніт не впливає на карбідоутворення при відпуску.

Особливістю структури сталі 13X3HBM2ФА, цементованої і безпосередньо загартованої від 1020...1030 °С, є 95 % залишкового аустеніту в функціональній частині шару. Це дозволяє здійснювати наступний відпуск при 530...540 °С із різною вхідною структурою – аустенітною або мартенситною. Тому мета даної роботи – дослідити вплив вхідної структури на процеси карбідоутворення при відпуску на вторинну твердість та властивості дифузійного шару сталі 13X3HBM2ФА.

Методи дослідження. З використанням дилатометричного, металографічного, рентгеноструктурного, дюрOMETричного методів, диференційного фазового аналізу та електронної мікроскопії досліджено процеси карбідоутворення при відпуску на вторинну твердість цементованої сталі 13X3HBM2ФА.

Отримані результати. До основних результатів роботи варто віднести:

- залежність хімічного складу карбідів від вхідної перед відпуском структури;
- карбідна фаза цементованої сталі 13X3HBM2ФА, відпущеної із ВА стану, більш легована молібденом, вольфрамом, ванадієм;
- частка карбідів в цементованій сталі відпущеній із ВА стану, становить 9,2...10,5 % (мас.), а із ВМ – 12,6...13,0 % (мас.);
- більша легованість карбідної фази та α -фази пояснює вищу на HRC 3...4 твердість сталі 13X3HBM2ФА після її відпуску із ВА стану.

Наукова новизна. Вперше для даного класу сталей показана можливість обробки на вторинну твердість із використанням перед відпуском різних структур – вхідної аустенітної (ВА) та вхідної мартенситної (ВМ). Після відпуску із ВА структурою в шарі отримується менша частка карбідів, але більш легованих, тобто спеціальних, та більш легуваний твердий розчин.

Практична цінність. Використання відпуску сталі 13X3HBM2Ф із ВА стану дозволяє отримати твердість на HRC 3...4 вище порівняно із відпуском із ВМ стану. При технічних вимогах до твердості поверхонь ЗК ГТД HRC \geq 60 твердість ЗК із значенням HRC 57...58 після відпуску із ВМ стану не відповідає цим вимогам. Крім того, показники контактної довговічності, зносостійкості та границі витривалості завдяки перевазі в твердості будуть вищими.

Ключові слова: цементовна сталь, цементована сталь, відпуск, первинна твердість, вторинна твердість, аустеніт, мартенсит, карбідоутворення, карбіди, механічні властивості.

Вступ

Сталь 13X3HBM2ФА [1] розроблялась як конструкційна цементовна сталь високої теплостійкості для виготовлення важконавантажених зубчатих колес газотурбінних двигунів (ЗК ГТД). В ході дослідження властивостей нової сталі з'ясувалося, що вироби із неї можна піддавати двом режимам хіміко-термічної обробки (ХТО):

1) на первинну твердість за класичною для цієї групи сталей ХТО із остаточним відпуском при 350 °С та максимальною температурою експлуатації виробів 300 °С;

2) на вторинну твердість [2] із остаточним відпуском при 530 °С та максимальною температурою експлуатації ЗК ГТД 480 °С.

Формування при ХТО на первинну твердість структури і властивостей цементовних сталей для ГТД різних хімічних складів детально досліджені Натаповим Б. С., Алексеєнко М. Ф., Банасом І. П., Василенко Г. І., Алексеєвою Г. П., Черкіс Ю. Ю., Поповим В. С., Шоповим І. І., Беляковою В. І. та іншими. Значно менше уваги приділено ХТО конструкційної цементованої сталі 13X3HBM2ФА на вторинну твердість, як виключення, це робота [3].

До особливостей ХТО сталі 13X3HBM2ФА на вторинну твердість необхідно віднести:

1) газова цементация здійснюється при температурах 1020...1030 °С, при цьому завдяки легувальним еле-

ментам та важкорозчинним карбідам зберігається дрібне аустенітне зерно 8...9 номерів;

2) середня швидкість цементації за таких температур становить близько 0,4 мм/год;

3) гартування проводиться безпосередньо від 1020...1030 °С без попереднього пониження температури виробів в цементацийній печі, що дозволяє зберегти високолегований стан аустеніту;

4) під сумісним впливом температури цементації (гарту), вмісту легувальних елементів та вуглецю (0,95...1,10 %) після швидкого охолодження до температури 20 °С в цементованому шарі загальною глибиною 1,0 мм до 0,40...0,45 мм зберігається практично аустенітна структура, а твердість поверхні становить HRC 35...40. Зважаючи на те, що при остаточній механічній обробці ЗК ГТД вилучається шар не більше 0,15 мм, то експлуатаційні властивості сталі формуються при 5-кратному відпуску 530...540 °С із вхідного аустенітного стану.

Постановка задачі

В науково-технічній, в тому числі і періодичній, літературі відсутня інформація щодо ролі аустеніту при вторинному твердінні конструкційних цементованих сталей. У зв'язку із цим мета даної роботи полягає в тому, щоб отримати дані щодо впливу вхідної перед відпуском структури цементованої та загартованої сталі 13ХЗНВМ2ФА при її відпуску на вторинну твердість на процеси карбідоутворення – як важливу складову формування властивостей сталі.

Матеріал і методики дослідження

Дослідження проводились на зразках сталі 13ХЗНВМ2ФА промислового виплавлення із хімічним складом, відсотків (масових): 0,13 С; 3,04 Cr; 1,10 Ni; 0,89 W; 0,23 V; 1,84 Mo; 0,36 Mn; 0,64 Si; Fe – решта.

Для проведення досліджень фазового та хімічного аналізу карбідів використовувалися зразки діаметром 12 та довжиною 60 мм. Анодні осади карбідів виділялися у 5-ти відсотковому водному розчині HCl при густині струму 0,05 А/см² та середній швидкості розчинення зразків 0,075 мм/год. Карбідний осад затримувався в чохлі, а матеріал матриці переходив в електроліт. Частина карбідного осаду піддавалася хімічному аналізу, інша – рентгеноструктурному дослідженню. Для підвищення концентрації в осаді спеціальних карбідів друга частина осаду оброблялася в 25-ти відсотковому водному розчині HCl. При цьому частково розчинялися карбіди цементитного типу.

Для отримання даних про зміни в карбідній фазі по глибині шару на кожному зразку розчинялося по три підшари товщиною 0,15 мм кожний, загальна глибина проаналізованого шару 0,45 мм.

Дилатометричні дослідження при відпуску цементованої сталі 13ХЗНВМ2ФА здійснювалися на дилатометрі Shevenard із використанням диференційних голловок HS та HV на наскрізноцементованих зразках 3×3×50 мм. При вивченні процесів, що відбуваються

при ізотермічних витримках, записи дилатограм здійснювалися із використанням приставки, котра забезпечувала пересування реєстраційної плівки зі швидкістю 18 мм/год.

Електронномікроскопічні дослідження проводилися на приладі УЭМ-100 на вугільних репліках, отриманих від попередньо протравлених зразків.

При аналізі фазового складу карбідних осадів використовувався рентгеноструктурний метод. Дослідження проводилися на дифрактометрі ДРОН-1 в Fe_a-випромінюванні із монохроматизацією дифрагованих променів. Спочатку здійснювались зйомки від отриманих анодних осадів, а потім з метою підвищення інтенсивності ліній спеціальних карбідів, як зазначалося раніше, осадів, оброблених у 25-ти % водному розчині HCl.

Цементация зразків проводилася в модернізованій печі СШЦМ-4.6/10,5 при температурі 1020...1030 °С, як карбюризатор використовувався синтин із подачею 1 см³/хв. Тривалість цементації обиралася в залежності від необхідної глибини шару: зразки Ø 12×60 мм для фазового хімічного аналізу цементувалися на глибину 0,95...1,05 мм впродовж 2,5...3 год; для інших досліджень зразки вирізалися із пластин 3×30×200 мм цементованих наскрізь впродовж 8 год. Усі зразки гартувалися безпосередньо від температури цементації в олії. Частина зразків оброблялась холодом при мінус 196 °С.

Відпуск при температурах 530...540 °С здійснювався в печі СНОЛ-1,5.2.1/7 впродовж 1 год із наступним охолодженням після кожного відпуску у повітрі до кімнатної температури.

Похибки експериментів

Температури цементації підтримувалися із точністю ± 10 °С, відпуску ± 5 °С. Хімічний склад карбідних осадів визначався із точністю ± 0,05 %, глибина шару, що аналізувалася, визначалася із точністю ± 0,01 мм, точність розрахунків міжплощинних відстаней при рентгеноструктурному аналізі карбідної фази ± 0,001 Å.

Результати експериментів та їх аналіз

В роботі [3] у зв'язку із великими кількістю аустеніту в загартованому шарі (близько 95 %) та кількістю відпусків (п'ять) здійснена спроба із використанням обробки холодом зменшити тривалість відпуску. Для дослідження впливу вхідної перед відпуском структури на властивості та фазові перетворення одночасно багаторазово зразки відпускалися безпосередньо після гарту із вхідною аустенітною структурою (ВА) та після гарту і обробки холодом при мінус 196 °С із вхідною переважно мартенситною структурою (ВМ). ВА зразки перед відпуском мали твердість HRC 38, після нього – HRC 61, ВМ перед відпуском мали твердість HRC 62, після нього – HRC 56...57.

Подібну різницю в твердості відпущених ВА та ВМ зразків в роботі [3] гіпотетично пояснено різницею в складі карбідної фази. Мета цієї роботи – довести що така різниця існує.

Дилатометричні дослідження карбідоутворення та збіднення γ - та α - твердих розчинів проводились при температурах 200, 300, 400, 500 та 530 °С впродовж 1 год. На рис. 1 представлена серія дилатометричних кривих. Величина ΔL відображає в масштабі зменшення довжини зразків, тобто збіднення твердих розчинів при ізотермічній витримці. Для врахування $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення у ВМ зразках здійснювалося повторне нагрівання до температури відпуску і ΔL визначалось як відстань між кривими першого та другого нагрівання плюс ізотермічна витримка.

Як підсумок цих досліджень на рис. 2 наведено залежність лінійного ефекту процесу карбідоутворення від температури відпуску ВА та ВМ зразків.

Згідно із представленими кривими лінійний ефект карбідоутворення у ВМ зразках значно більший, ніж у ВА. Крім того, інтенсивне укорочення ВМ зразків розпочинається від 200 °С, в той час як при відпуску ВА зразків – лише після відпуску не нижче 400 °С. Наведені результати опосередковано свідчать про різницю в хімічному і фазовому складі карбідних фаз ВА та ВМ зразків.

Прямі докази цього отримано за результатами хімічного та фазового аналізу карбідних осадів після електролітичного розчинення ВА та ВМ зразків. Результати хімічного аналізу осадів приведені в табл. 1 та 2.

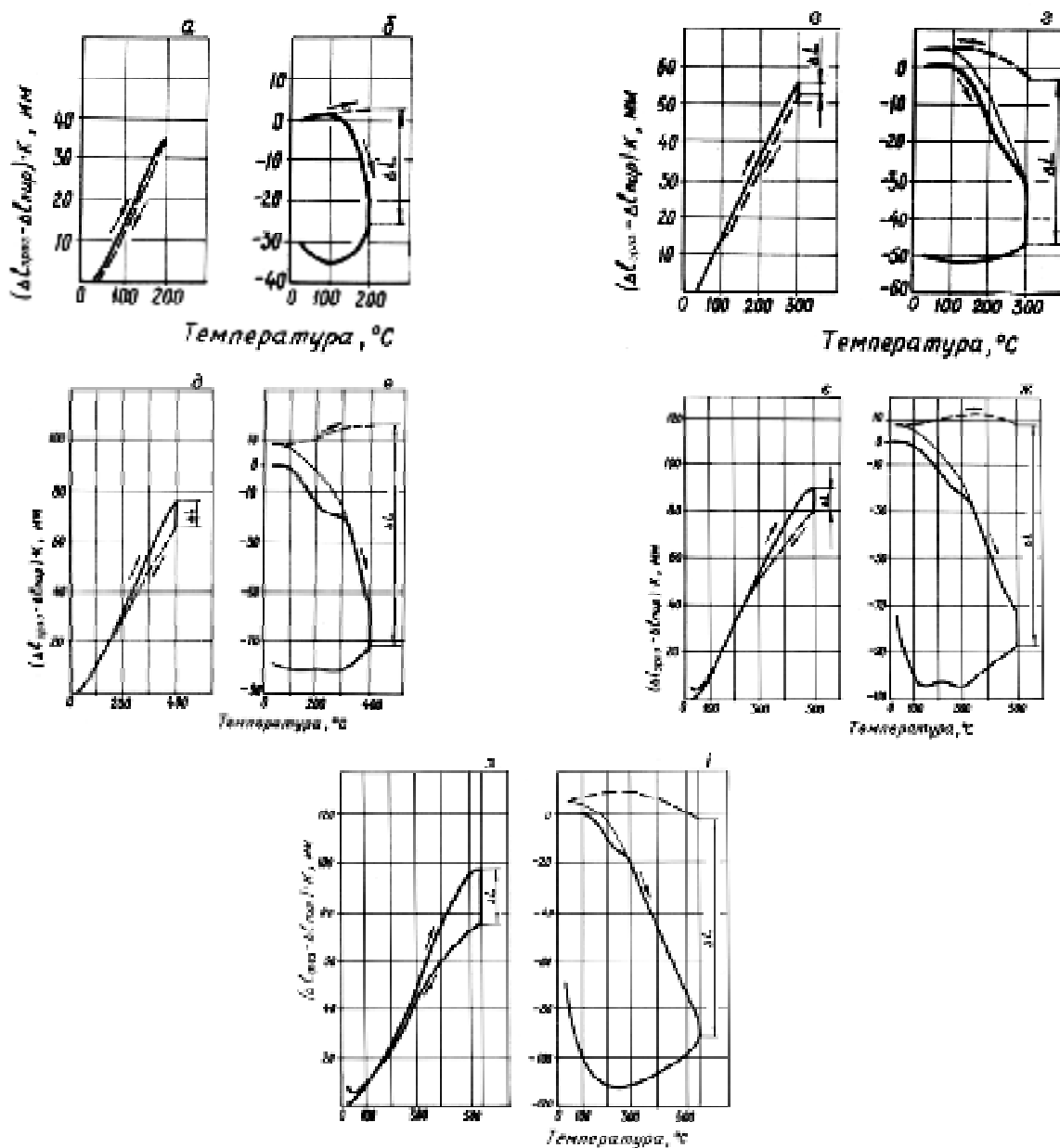


Рис. 1. Дилатограми відпуску зразків цементованої сталі 13X3HBM2FA: а, в, д, е, з – ВА зразки; б, г, е, ж, і – ВМ зразки. Температури відпуску, °С:

а, б – 200; в, г – 300; д, е – 400; е, ж – 500; з, і – 530

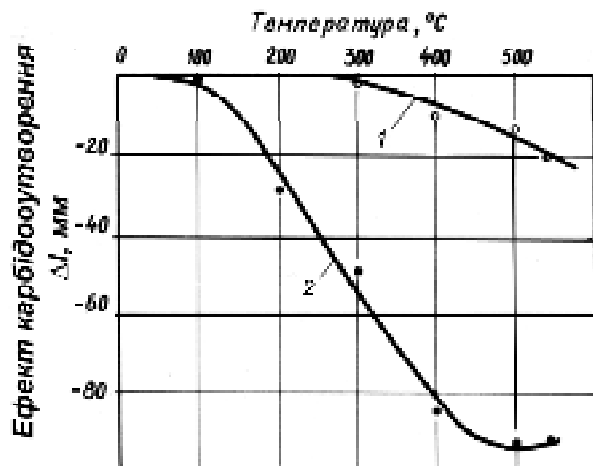


Рис. 2. Лінійний ефект карбідоутворення цементованої сталі 13X3HBM2ФА в залежності від температури відпуску: 1 – ВА зразки; 2 – ВМ зразки

В дослідженому інтервалі глибин шару (0...0,45 мм) у ВА зразках загальна частка карбідної фази приблизно на 20 % менше, ніж у ВМ зразках, але не зважаючи на це твердість ВА зразків після відпуску сягала значень HRC 60...61, а у ВМ – лише HRC 57...58. Таким чином, рівень вторинної твердості цементованої сталі 13X3HBM2ФА залежить не лише від частки карбідів, але і їх фазового складу та легованості а- твердого розчину. За даними табл. 1 в карбідній фазі ВА зразків менший вміст (по відношенню до сплаву) таких легувальних елементів, як Cr, V, Mo, W. Це означає, що в а- твердому розчині після відпуску зразків із ВА станом більший вміст легувальних елементів, ніж в зразках із ВМ структурою, що забезпечує ВА дифузійному шару вищу теплостійкість.

В табл. 2 наведено дані хімічного аналізу карбідів (у відсотках по відношенню до карбідної фази), а на рис. 3 графічно ілюструються дані цього аналізу по глибині цементованого шару.

Таблиця 1 – Хімічний склад карбідної фази цементованої сталі 13X3HBM2ФА

Режим ХТО	Шар, що аналізувався, мм	Частка карбідної фази, %	Вміст елементів в карбідній фазі (у відсотках до сплаву)					
			Fe	Cr	Ni	V	Mo	W
Цм. 1030 °C, безпосередній гарт, відпуск 530 °C, 5-разово	0...0,145	10,48	8,012	0,902	0,115	0,115	1,041	0,295
	0,146...0,284	9,20	6,805	0,860	0,115	0,115	1,010	0,295
	0,285...0,434	7,68	7,680	0,802	0,100	0,100	0,972	0,290
Цм. 1030 °C, безпосередній гарт, обробка холодом – 196 °C, відпуск 530 °C, 5-разово	0...0,150	12,98	10,083	1,282	0,140	0,155	1,051	0,322
	0,151...0,316	12,64	9,640	1,305	0,150	0,115	1,106	0,330
	0,317...0,422	11,65	8,880	1,152	0,143	0,111	1,055	0,320

Таблиця 2 – Хімічний склад карбідної фази цементованої сталі 13X3HBM2ФА

Режим ХТО	Шар, що аналізувався, мм	Частка карбідної фази, %	Вміст елементів в карбідній фазі (у відсотках до карбідної фази)					
			Fe	Cr	Ni	V	Mo	W
Цм. 1030 °C, безпосередній гарт, відпуск 530 °C, 5-разово	0...0,145	10,48	76,43	8,59	1,10	1,10	9,92	2,81
	0,146...0,284	9,20	73,95	9,35	1,25	1,25	10,98	3,20
	0,285...0,434	7,68	70,49	10,42	1,30	1,30	12,64	3,84
Цм. 1030 °C, безпосередній гарт, обробка холодом – 196 °C, відпуск 530 °C, 5-разово	0...0,150	12,98	77,30	9,86	1,08	1,19	8,09	2,47
	0,151...0,316	12,64	76,30	10,29	1,19	0,94	8,71	2,61
	0,317...0,422	11,65	76,22	9,87	1,20	0,94	9,01	2,75

В карбідній фазі ВМ зразків вище вміст заліза та хрому. Це свідчення того, що в цих зразках більша частка карбідів M_3C та $M_{23}C_6$ малостійких до коагуляції. Карбідна фаза у ВА зразках більш легована Mo та W – елементами, що утворюють високодисперсні спеціальні карбіди, стійкі до коагуляції, та визначають рівень вторинної твердості цементованої сталі 13X3HBM2ФА.

Для визначення типів карбідів у відпущеній цементованій сталі 13X3HBM2ФА здійснено рентгеноструктурний аналіз (табл. 3 та 4) та ідентифіковано типи

карбідів. У ВА зразках виявлені карбіди M_3C та MC (VC , MoC , WC), а у ВМ – M_3C , $M_{23}C_6$ та MC (VC , MoC , WC). При рентгеноструктурному аналізі осадів від ВА зразків не виявлені карбіди $M_{23}C_6$. Щоб спростувати або підтвердити це були додатково проведені електронномікроскопічні дослідження реплік, отриманих від зразків із ВА та ВМ структурою, котрі засвідчили наявність карбідів $M_{23}C_6$ і в зразках із ВА структурою. Імовірно, що їх частка у ВА зразках значно менша, ніж в зразках ВМ, що не дозволило їх виявити при рентгеноструктурному аналізі.

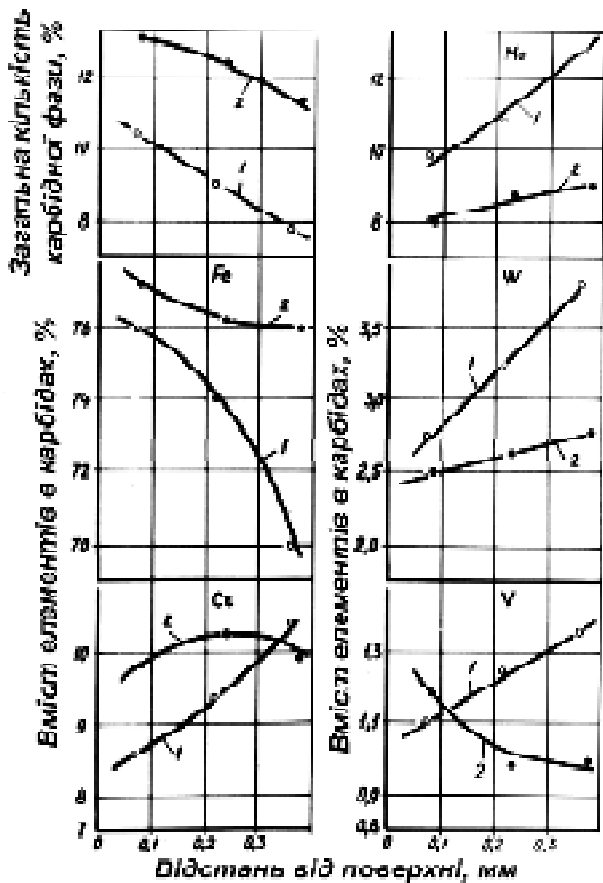


Рис. 3. Зміна частки карбідної фази, вмісту заліза та легувальних елементів в карбідній фазі по глибині цементованого шару зразків зі сталі 13X3HBM2ФА:

1 – ВА зразки; 2 – ВМ зразки

В карбідній фазі ВМ зразків вище вміст заліза та хрому. Це свідчення того, що в цих зразках більша частка карбідів M_3C та $M_{23}C_6$ малостійких до коагуляції. Карбідна фаза у ВА зразках більш легована Мо та W – елементами, що утворюють високодисперсні спеціальні карбіди, стійкі до коагуляції, та визначають рівень вторинної твердості цементованої сталі 13X3HBM2ФА.

Для визначення типів карбідів у відпущеній цементованій сталі 13X3HBM2ФА здійснено рентгеноструктурний аналіз (табл. 3 та 4) та ідентифіковано типи карбідів. У ВА зразках виявлені карбіди M_3C та MC (VC , MoC , WC), а у ВМ – M_3C , $M_{23}C_6$ та MC (VC , MoC , WC). При рентгеноструктурному аналізі осадів від ВА зразків не виявлені карбіди $M_{23}C_6$. Щоб спростувати або підтвердити це були додатково проведені електронномікроскопічні дослідження реплік, отриманих від зразків із ВА та ВМ структурою, котрі засвідчили наявність карбідів $M_{23}C_6$ і в зразках із ВА структурою. Імовірно, що їх частка у ВА зразках значно менша, ніж в зразках ВМ, що не дозволило їх виявити при рентгеноструктурному аналізі.

Як і при будь-якому фазовому перетворенні, так і при розпаді пересичених γ - та α -твердих розчинів в середньолегованих сталях, карбідоутворення залежить від низки чинників: термодинамічного; кінетичного; орієнтаційної, структурної та хімічної відповідності. Відомо, що при відпуску легованих сталей можливе протікання низки карбідних перетворень:

- часткове заміщення атомів заліза в цементиті атомами легувальних елементів;
- перетворення карбідів цементитного типу в спеціальні карбіди за механізмом «in situ» при досягненні

Таблиця 3 – Результати рентгеноструктурного аналізу карбідної фази цементованої сталі 13X3HBM2Ф

Режим термообробки	Розрах. міжплощинна відстань d_p , Å	Відносна інтенсивність, I, %	Табличні дані карбідів							
			M_3C		VC		WC		MoC	
			d, Å	I, %	d, Å	I, %	d, Å	I, %	d, Å	I, %
Цементация 1030 °С, безпосередній гарт, відпуск 530 °С, 5-разово	2,804	сл.					2,820	70		
	2,530	сл.	2,540	5					2,530	60
	2,510	сл.					2,500	80		
	2,480	сл.							2,474	100
	2,394	сер.	2,380	68	2,400	100				
	2,265	сл.	2,260	25						
	2,210	дуже сл.	2,200	25						
	2,080	сер.			2,070	100			2,087	80
	2,067	с.	2,060	70						
	2,019	дуже сл.	2,020	60						
	2,013	с.	2,010	100						
	1,973	сер.	1,970	55						
	1,880	сер.	1,870	30			1,870	100		
	1,850	сл.	1,850	40					1,860	80
	1,475	сл.	1,470	50					1,466	80
	1,450	сл.					1,450	60		
	1,426	сл.					1,418	60		
	1,256	сл.					1,255	60	1,260	50
1,250	сл.			1,250	25	1,230	70			
1,150	сл.					1,147	70			

Таблиця 4 – Результати рентгеноструктурного аналізу карбідної фази цементованої сталі 13ХЗНВМ2Ф

Режим термообробки	Розрах. міжплощинна відстань d_p , Å	Відносна інтенсивність, I, %	Табличні дані карбідів							
			M ₃ C		WC		VC, MoC		M ₂₃ C ₆	
			d, Å	I, %	d, Å	I, %	d, Å	I, %	d, Å	I, %
Цементация 1030 °С, безпосередній гарт, обробка холодом – 196 °С, відпуск 530 °С, 5-разово	2,810	сл.			2,82	70				
	2,730	сл.					2,740	70		
	2,540	дуже сл.	2,54	5			2,530	60		
	2,510	сл.			2,50	80				
	2,480	сл.					2,474	100		
	2,394	сер.	2,38	68			2,400	100	2,370	80
	2,265	сл.	2,26	25						
	2,190	дуже сл.	2,20	25					2,168	60
	2,093	сер.	2,10	10			2,087	80		
	2,067	сер.	2,06	70			2,070	100		
	2,041	с.					2,044	100		
	2,019	дуже сл.	2,02	60						
	2,013	с.	2,01	100						
	1,973	сер.	1,97	55						
	1,872	сер.	1,87	30	1,87	100			1,870	60
	1,850	сер.	1,85	70			1,860	80		
	1,759	дуже сл.	1,76	15					1,790	60
	1,679	сл.	1,68	15			1,660	60	1,680	10
	1,585	сл.	1,58	20						
	1,485	сл.	1,47	50	1,450	60	1,466	80		
1,400	сл.			1,418	60					
1,330	сер.					1,330	50			
1,287	сл.			1,290	70	1,290	90	1,288	60	
1,250	сер.			1,255	60	1,260	50	1,250	80	
1,217	сл.			1,230	70			1,220	60	
1,190	сл.					1,200	10			
1,155	сл.			1,147	70	1,116	60			

межової концентрації атомів легувальних елементів в карбідах M₃C. Наприклад, за даними [4] перетворення M₃C → M₇C₃ в Fe-Cr-C сплавах настає при концентрації в карбіді M₃C 25 % (атомних) хрому;

- розчинення карбідів M₃C із переходом атомів металів та вуглецю в твердий розчин та наступне утворення спеціальних карбідів, при цьому постачальником атомів металів та вуглецю виступає твердий розчин.

Із наведених варіантів утворення спеціальних карбідів безпосередньо із твердого розчину, на нашу думку, супроводжується максимальним зміцненням сталі, тому що спеціальні карбіди, утворені при температурах вище 400 °С, здатні зберігати високу дисперсність, когерентний зв'язок із матрицею, а також сприяти подібненню блоків мозаїчної структури.

Висновки

Таким чином, серед особливостей карбідоутворення та формування властивостей цементованої сталі 13ХЗНВМ2ФА при її відпуску на вторинну твердість слід виділити:

1) хімічний та фазовий склад карбідів залежить від вхідної перед відпуском структури (аустенітної чи мартенситної);

2) після відпуску сталі із вхідною аустенітною структурою при температурі 530...540 °С карбідна фаза більш

легована молібденом, вольфрамом, ванадієм, що обумовлює їх підвищену стійкість до коагуляції;

3) утворення карбідів у вхідних аустенітних зразках розпочинається від температури 400...450 °С, при яких можливе формування спеціальних карбідів, у вхідних мартенситних зразках від 150...200 °С, тобто температур утворення карбідів цементитного типу;

4) частка карбідів в цементованій сталі, відпущеній із вхідного аустенітного стану, складає 9,2...10,5 %, а у вхідних мартенситних 12,6...13,0 %, це означає, що в першому випадку на утворення спеціальних карбідів втрачається менше легувальних елементів і більшу легуваність твердого розчину, отриманого із вхідного аустенітного стану;

5) більша легуваність карбідної та а- фази пояснює вищу на НРС 3...4 твердість цементованої сталі 13ХЗНВМ2ФА після її відпуску 530...540 °С на вторинну твердість із вхідного аустенітного стану порівняно із таким же відпуском із вхідного мартенситного стану.

Список літератури

1. А.с. 375997 СССР; МКИ С22С 39/50. Цементуемая сталь / Банас И. П., Шопов И. И., Алексеенко М. Ф., Алексеева Г. П., Лазечный И. Н.
2. А.с. 436894 СССР; МКИ С23С 9/12. Способ химико-термической обработки / Банас И. П., Шопов И. И.,

- Алексеев М. Ф., Алексеева Г. П., Лазечный И. Н., Грибова М. М.
3. Лазечный И. Н. Формирование при ХТО структуры и свойств цементуемых сталей различной теплостойкости / И. Н. Лазечный, И. П. Банас // Нові матеріали і техно-

логії в металургії та машинобудуванні. – 2005. – № 1. – С. 37–44.

4. Винокур Б. Б. Влияние вольфрама на карбидообразование в стали 30ХГ / Б. Б. Винокур // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1979. – № 6. – С. 9–13.

Одержано 16.05.2019

Лазечный И.Н., Степанова Л.П., Лисица Е.В., Палубинский А.Е. Карбидообразование при отпуске цементированной стали 13X3HBM2ФА и его влияние на свойства слоя

Цель работы. При ХТО деталей из комплекснолегированных цементуемых сталей после закалки, как правило, проводится обработка холодом для уменьшения количества остаточного аустенита в слое, как перед отпуском, так и после завершения ХТО. Как известно, в этом случае аустенит не влияет на карбидообразование при отпуске.

Особенность структуры стали 13X3HBM2ФА после цементации и непосредственной закалки с 1020...1030 °С – наличие 95 % остаточного аустенита в функциональной части слоя. Это делает возможным проведение отпуска при 530...540 °С с разной исходной структурой – аустенитной или мартенситной. Поэтому цель данной работы – исследовать влияние исходной структуры на процессы карбидообразования при отпуске на вторичную твердость и на свойства диффузионного слоя стали 13X3HBM2ФА.

Методы исследования. С использованием dilatометрического, металлографического, рентгеноструктурного, дюрометрического методов, дифференциального фазового анализа, электронной микроскопии исследованы процессы карбидообразования при отпуске на вторичную твердость цементированной стали 13X3HBM2ФА.

Полученные результаты. К основным результатам работы следует отнести:

- зависимость химического состава карбидов от исходной перед отпуском структуры;
- карбидная фаза цементованной стали 13X3HBM2ФА, отпущенной из ИА состояния, более легирована молибденом, вольфрамом, ванадием;
- доля карбидов в цементованной стали отпущенной из ИА состояния составляет 9,2...10,5 % (мас.), а из ИМ – 12,6...13,0 % (мас.);
- более высокая легированность карбидной и α - фазы объясняет более высокую на HRC 3...4 твердость стали 13X3HBM2ФА после ее отпуска из ИА состояния.

Научная новизна. Впервые для данного класса сталей показана возможность обработки на вторичную твердость с использованием перед отпуском различных структур – исходной аустенитной (ИА) и исходной мартенситной (ИМ). После отпуска с ИА структурой в слое получается меньшая доля карбидов, однако более легированных, т.е. специальных, и более легированный твердый раствор.

Практическая ценность. Использование отпуска стали 13X3HBM2ФА с ИА состоянием позволяет получать твердость HRC 3...4 выше сравнительно с отпуском с ИМ состоянием. При технических требованиях к твердости поверхности ЗК ГТД HRC $i \geq 60$ твердость ЗК со значением HRC 57...58 после отпуска с ИМ состояния не отвечает этим требованиям. Кроме того, показатели контактной долговечности, износостойкости и границы выносливости вследствие преимущества в твердости будут выше.

Ключевые слова: цементированная сталь, цементуемая сталь, отпуск, первичная твердость, вторичная твердость, аустенит, мартенсит, карбидообразование, карбиды, механические свойства.

Lazecznyi I., Stepanova L., Lisitsa E., Palubinskii A. Carbide formation when releasing cemented steel 13X3HBM2ФА and its effect on the properties of the layer

Purpose. During chemical and thermal treatment of parts made of complex-alloyed cemented steels after quenching, as a rule, a cold treatment is carried out to reduce the amount of residual austenite in the layer both before the release and after the completion of chemical and thermal treatment. In this case austenite is known not to affect carbide formation during tempering.

The peculiarity of 13X3HBM2ФА steel structure after cementation and direct quenching from 1020 ... 1030 °С is the presence of 95 % residual austenite in the functional part of the layer. This makes it possible to conduct tempering at 530...540 °С with different initial structure – austenitic or martensitic. Therefore, the objective of this work is to investigate the effect of the initial structure on the carbidization processes during tempering on the secondary hardness and on the properties of the diffusion layer of steel 13X3HBM2ФА.

Research methods. Carbidization processes were studied during tempering of cemented steel 13X3HBM2ФА for the secondary hardness using dilatometric, metallographic, X-ray structural, durometric methods, differential phase analysis, electron microscopy.

Results. *The main results of the work include:*

- dependence of the chemical composition of carbides on the initial structure before tempering;
- the carbide phase of cemented steel 13X3HBM2ΦA released from the initial austenitic state, is more doped with molybdenum, tungsten, and vanadium;
- the carbides share in the cemented steel released from the initial austenitic state is 9,2...10,5 % (wt.), and of the initial martensitic state – 12,6...13,0 % (wt.);
- higher alloyance of the carbide and α - phases explains higher hardness of steel 13X3HBM2ΦA as per HRC 3...4 after its release from the initial austenitic state.

Scientific novelty. *The possibility of processing for secondary hardness is shown for the first time for this grade of steel using different structures before release – initial austenitic (IA) and initial martensitic (IM). After tempering with an IA structure in the layer a smaller, but more doped, proportion of carbides is obtained i.e. special, and more doped solid solution.*

Practical value. *The use of tempered 13X3HBM2ΦA steel under IA condition allows to obtain HRC 3...4 hardness and higher compared to the one tempered under IT condition. The technical requirements for the hardness of the surface of the toothed wheel of gas turbine engine being ≥ 60 , the hardness of the toothed wheel with the HRC value 57...58 after tempering under IM condition does not meet these requirements. In addition, indicators of contact durability, wear resistance and endurance limits due to the advanced hardness will be higher.*

Key words: *cemented steel, carburizing steel, tempering, primary hardness, secondary hardness, austenite, martensite, carbide formation, carbides, mechanical properties.*

ON THE STUDY OF THE INFLUENCE OF EXTERNAL PRESSURE AND CARBON ON THE STRUCTURE FORMATION AND PROPERTIES OF COMPACTS BAKED ON THE BASIS OF RAPIDLY COOLED Nd-Fe-(C,B)-Cu-Ti ALLOYS (PART 2)

Objective. Complex study of thermodynamic and physico-chemical conditions of phase formation in ready permanent magnets, manufactured on the basis of Fe-Nd-B systems.

Research methods: metallographic, x-ray, magnetometric.

Result. The influence of external pressure and a small amount of carbon (0.17...0.86 % AO) on the structure and properties of permanent magnets made on the basis of the Nd-Fe-B system doped with copper and titanium. For the manufacture of permanent magnets with high magnetic energy, fast cooling products from the liquid state are used. To do this, the flakes obtained by the LRE method were pressed in a mold and spiked in a vacuum. The mold and bolts that fasten are made of alloys that have different coefficients of linear expansion. This method allows to achieve high pressure (≈ 1 HPa) during sintering. Sintering was performed in a vacuum under pressure $P = 12$ MPa and at a temperature of 1013 K.

It is shown that carbon has a dual effect on the properties of alloys $Nd_{15,2}Fe_{75,5-x}C_xB_{6,6}Cu_{1,57}Ti_{1,38}$ ($x: 0.33...0.86$ % of the stock.): on the one hand, in the presence of carbon (0.33...0.86 at.%) in the liquid alloy, micro-areas are formed, which are enriched with copper, on the basis of which, when quenched from the liquid state, ndcu2 crystals are born. On the other hand, during crystallization of the amorphous component in alloys $Nd_{15,2}Fe_{75,5-x}C_xB_{6,6}Cu_{1,57}Ti_{1,38}$ under high pressure conditions, imperfections are formed in which the alloying elements – carbon, copper, titanium, neodymium-are diffused. Micro-areas, reaching critical sizes, become an obstacle to the displacement of domain boundaries. And in the first, and in the second cases actively manifests itself pinning-effect.

Scientific novelty. It is found that the sintering temperature of rapidly cooled alloy flakes decreases $Nd_{15,2}Fe_{75,5-x}C_xB_{6,6}Cu_{1,57}Ti_{1,38}$ in conditions of high pressure of about 0.9 GPa from the technological 1323 K to the temperature of 1013 K practically does not affect the rate of nucleation of metastable phases $NdCu_2$ and $Nd_2Fe_{14}B$ and at the same time reduces the speed of their growth. However, this leads to an increase in the coercive force of the finished magnets from 160 kA/m to 1300 kA/m.

Practical significance. The results obtained in this work are important for the further development of physical material science of magnetically hard materials and modern technology.

Key words: sintering “heat” pressure, annealing, the main hard magnetic phase, the phase with reduced metastability, the coercive force.

Introduction

Today magnetic materials are used in all spheres of life. Permanent magnets are an integral part of various spheres of human life, so improving its magnetic characteristics such as residual induction and coercive force is an important and priority task. As is known, the coercive force of magnets can be increased both by changing the microstructure and phase composition of the magnet material (the structural constant C), and by changing the fundamental characteristics of the magnetostrict phases (saturation magnetization J_s , magnetocrystalline anisotropy field H_a). however, in the manufacture of permanent magnets, the size of the main fraction of the powders should not exceed 10...20 μm , after sintering, the particles should be isolated from each other by a non-ferromagnetic layer to suppress the nucleation of the reverse magnetization

domains. There are several ways to solve this problem:

- 1) modification of main hard magnetic phase $Nd_2Fe_{14}B$
- 2) a special introduction to the fusion of elements of a certain concentration;
- 3) quenching from the liquid state of the initial alloys;
- 4) HDDR method.

The analysis of literary sources

In 1984, Herbst [1] determined the structure of the compound by x-ray diffraction and neutron diffraction $Nd_2Fe_{14}B$. Connection $Nd_2Fe_{14}B$ it has a tetragonal crystal lattice and belongs to the space group $P4_2/mmm$. It consists of 68 atoms in an elementary cell, has six crystallographic positions of iron and two positions of neodymium (Fig. 1). For the analysis of the Mossbauer spectra of the phase $Nd_2Fe_{14}B$ [1] the Wigner-Seitz cell method was used and

the number of nearest neighboring atoms for different crystallographic positions of iron atoms was determined: $8j_1$, $8j_2$, $16k_1$, $16k_2$, $4e$, $4c$. Nodes $8j_1$ and $8j_2$ it has 12 nearest neighboring iron atoms, nodes $16k_1$ and $16k_2$ have 10 nearest neighbors, node $16k_1$ it has 1 boron atom instead of iron as the nearest neighboring atom. Nodes $4e$ and $4c$ respectively, 9 and 8 of the nearest neighboring iron atoms. Lattice parameters: $c = 1.22$ nm and $a = 0.881$ nm. This structure provides a uniaxial magnetic anisotropy of the compound $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$. In the center of the trigonal prism formed by three iron atoms, there is a boron atom. Fundamental magnetic characteristics of the phase $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ there is a field of magneto-crystalline anisotropy $H_a = 5,4$ MA/m, saturation magnetization $J_s = 1,6$ T, Curie temperature $T_c = 585$ K, residual induction $B_r = 1,2$ TL [2–4]. Magnetic properties of the phase $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}(\text{C})$ determines the exchange interaction between the iron atoms in the iron sublattice, and the optimal distance between the atoms forms the neodymium sublattice (or other heavy REM) due to its size.

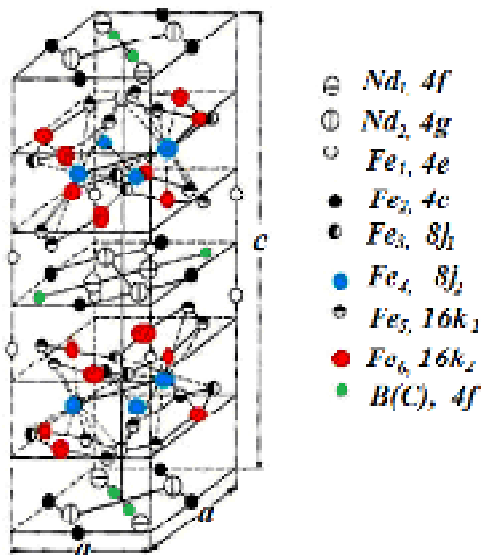


Fig. 1. Phase unit cell $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}(\text{C})$ [6]

Introduction to the alloy for the manufacture of sintered magnets based on type compounds $\text{R}_2\text{T}_{14}\text{X}$ some elements in a certain concentration can be an effective way to solve the problem of optimizing the phase composition and microstructure of the magnet material, changing the fundamental characteristics of the magneto-porous phases. In addition, the introduction of such additives increases mechanical strength, corrosion resistance, solves the problems of improving the manufacturability of the material (improving the conditions of melting and crystallization of ingots) [7].

Nd-Fe-B Materials use two mechanisms to explain the nature of the highly coercive state:

- delay in the formation of reverse magnetic phase embryos [8, 9];
- delay of the displacement of domain walls [1, 10].

However, these mechanisms do not allow to fully interpret the entire range of experimental data [5, 11–14]. A comprehensive analysis was carried out in [9,10], which showed that in the case of the application of the model of the viscocoercitive state, the greatest correspondence between the theoretical representations and the experimental results obtained at room temperature is obtained. This model is based on the mechanism of delay of formation of reverse magnetization embryos. The authors attribute the discrepancy between the calculated and experimental data to the presence of grains in the samples, which are oriented differently. At temperatures above 423 K is dominated by the delay mechanism of the displacement of domain walls with magnetic inhomogeneities of grain boundaries [15-18]. The authors in these works suggest that there is a ferromagnetic phase with a close Curie temperature and low coercive force in the Micrograin layers, but this phase could not be detected experimentally [19].

All alloying elements can be divided into three large groups:

1 – the Introduction of terbium, dispersion, gadolinium into the neodymium sublattice can be an effective method of increasing the magnetic properties of finished products;

2 – the replacement of iron atoms into the cobalt (raises the Curie temperature), Nickel (contributes to thermal stability), aluminum, niobium, manganese, molybdenum.

The difficulty lies in the fact that the iron atoms in the elementary cell of the phase $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ they occupy six non-equivalent crystallographic positions [20], so it is almost impossible to predict in which positions the doping element will be replaced and whether such replacement will occur at all;

3 – the introduction of surface-active elements, copper, titanium, molybdenum, aluminum, gallium, on the basis of which are formed of non-magnetic phase to isolate the magnetic grains of the hard phase $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}(\text{C})$ and increase its corrosion resistance.

In alloys with iron crystal structure isomorphic to the structure of the compound $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, is formed with most of REE from La to Lu (except for Eu). In the compounds $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ large values of coercive force are possible in the interaction of boundaries with defects:

- the energy density of the boundary is high, so large changes are possible;

- the thickness of the domain boundary had, therefore, these changes in the energy of the boundaries can take place at a small displacement, which will lead to a high value of the energy gradient and the corresponding values J_{Hc} .

In [21], the authors studied sintered magnets, cast and quickly hardened alloys of composition (in weight. %) $\text{Nd}_{35}\text{Co}_5\text{B}_{1,15}\text{Al}(\text{Ti})_{1,15}\text{Fe}_{57,7}$ for the behavior of alloying elements (Co, Al, Ti) when introduced into the stoichiometric compound $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$. Analysis and comparison of mussbauer spectra showed that for these materials quadrupole splitting, isomeric shifts, the values of effective fields within the experimental error are

determined by the chemical composition of the samples and do not depend on their state.

It has also been shown that in nodes $16k_2$ -like cobalt atoms can replace iron atoms. In the crystal lattice $Nd_2Fe_{14}B$ the distance between the atoms $Fe(k_2)-Fe(j_1)$ the smallest, and it increases the possibility anti ferromagnetic exchange interaction between the magnetic moments of the atoms [22]. The introduction of cobalt atoms reduces the number of negative $Fe(k_2)-Fe(j_1)$ exchange bonds, which leads to an increase in Curie temperature and saturation magnetization [23].

Despite the fact that the addition of cobalt significantly increases the Curie temperature, its use should be in a certain amount – an increase in the concentration of Co contributes to a decrease in the coercive force of sintered Nd-Fe-B magnets [24]. In [23], the authors explain this fact by the formation of new soft magnetic phases based on cobalt, which worsens the magnetic isolation of the phase grains $Nd_2Fe_{14}B$.

Al atoms replace Fe atoms in positions $8j_2$ and $16k_2$ -type's. In these positions Fe atoms have a magnetocrystalline anisotropy of plane type [21]. It is possible that the introduction of non-magnetic aluminum atoms leads to an increase in the resulting uniaxial magnetocrystalline anisotropy of the phase $Nd_2Fe_{14}B$.

Analysis of hyperfine scattering fields of muSSbauer spectra in samples with addition of titanium and without titanium found no significant difference, that is, titanium atoms are not included in the crystal lattice of the phase $Nd_2Fe_{14}B$. Perhaps part of the titanium goes to the formation of the non-magnetic phase TiB_2 , which prevents the movement of the domain walls. Also, titanium atoms are dissolved in the boundary phase, which is enriched with neodymium, than change its wetting ability. The above mentioned facts leads to an increase in the coercive force by almost 2 times (from 460 kA/m to 850 kA/m).

A detailed study of the distribution of alloying additives in the Nd-Fe-B material was carried out by muSSbauer spectroscopy [25].

In this paper, the authors compared the values of effective magnetic fields H_{eff} . In this paper, the authors compared the values of effective magnetic fields $Nd_2Fe_{14}B$ for rafting $Nd_{16,0}Fe_{bal}Ti_{1,26}Al_{0,32}B_{7,2}$ and $Nd_{16,0}Fe_{bal}Ti_{1,26}Al_{0,32}B_{7,2} + 0.5 \text{ at.}\% M$, where M is a specially introduced metal.

Thirteen metals were used for research, which are divided into four groups:

- group A: Cu, Ga, Al – metals with unfinished outer electron shell;

- group B: Hf, Ti, V, Mo, Nb, Cr – transition metals with unfinished 3d shell; the number of electrons on the unfinished shell is less than in the iron atom;

- group C: Co, Ni – transition metals with unfinished 4d shell; the number of electrons on the unfinished shell is greater than in the iron atom;

- group D: Tb, Dy is a heavy rare-earth metals.

Analysis of the data table. 1 showed that in the crystal lattice $Nd_2Fe_{14}B$ iron atoms can replace metals from groups A, B, C. An increase in the number of 3d electrons helps to reduce H_{eff} (elements from groups b and C). With the introduction of atoms of rare earth metals (Tb, Dy), replacing the neodymium and value H_{eff} increases by the same amount in all positions of the iron, but the position of 4_e . The authors [26] believe that similarly behave and other rare earth metals.

Thus, one of the effective methods of improving the fundamental magnetic characteristics of Nd-Fe-B-Based magnets is the grinding and modification of the main magneto-rigid phase $Nd_2Fe_{14}B$ due to the special introduction of elements of a certain concentration into the alloy and quenching from the liquid state of the initial alloys.

Currently, the promising ways to improve the magnetic characteristics is the addition of terbium, dysprosia and gadolinium, and the addition of cobalt contributes to an increase in Curie temperature and residual magnetization. The introduction of low-melting mixtures of rare-earth metals, non-magnetic metals (aluminum, titanium, copper, gallium) contributes to the creation of a thin insulating film on the basis of phases with these elements around the ferromagnetic grains $Nd_2Fe_{14}B$. However, more research is needed to determine the optimal ratio between the leguvalnymi elements to achieve the greatest magnetic, temperature and corrosion characteristics of sintered magnets based on the system Nd-Fe-B.

Mathematical modeling vlive sizes of domains of the phase $Nd_2Fe_{14}B$ and non-magnetic impurities in the H_C systems Nd-Fe-B

At the first stage, we find out how the size of the inclusions and the distance between them affect the values of the coercive force and the velocity of the domain boundaries of permanent magnets. According to the theory of Kondorsky [27–30], the smaller the size of the inclusions and the thicker they are, the lower the speed of the domain boundaries and, accordingly, the more important the coercive force becomes.

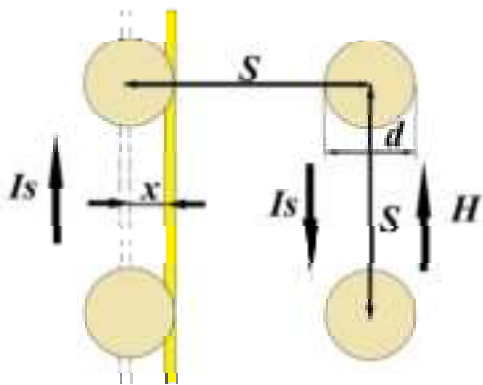
For the Nd-Fe-B System, the values of the magnetic characteristics and the width of the domain wall are shown in table. 1 [28–30]. According to the theory of inclusions [27, 29, 30], the domain boundary in the initial state tries to overturn the maximum possible number of non-magnetic inclusions. This reduces its surface energy. Let the inclusions have the shape of a sphere with diameter d and are located in a cubic crystal with constant S (Fig. 1).

Let the coercive force be found by the following formula:

$$H_c = \frac{1}{I_s} \cdot \left(\frac{\partial \sigma}{\partial x} \right)_{\max} \quad (1)$$

Table 1 – Magnetic characteristics for Nd-Fe-b system

Became exchange interaction A	Became anisotropy, K	Magnetic saturation I_s	γ_{rp}	The width of the domain wall δ , nm
$1,25 \cdot 10^{-11}$ J/m	$4,5 \cdot 10^6$ J/m ³	$1,61 \cdot 10^6$ A/m 1,61 T	0,03 J/m ²	5,24
$1,25 \cdot 10^{-6}$ erg/cm	$4,5 \cdot 10^7$ erg/cm ³	$1,61 \cdot 10^4$ G	26,94 erg/cm ²	

**Fig. 2.** The movement of the domain limit under the influence of an external magnetic field n

The density of the surface energy is as follows:

$$\sigma(x) = \sigma_0 \cdot \frac{S^2 - \pi \left(\frac{d^2}{4} - x^2 \right) S^2 - \pi \left(\frac{d^2}{4} - x^2 \right)}{S^2}, \quad (2)$$

anywhere σ_0 – the average density of the surface energy of the boundary.

After differentiating the expression (2) and substituting it into the expression (1), we obtain a formula for determining the coercive force for the inclusion model:

$$H_c = \frac{\pi}{2} \cdot \frac{\sigma_0}{I_0} \cdot \frac{d}{S^2} \quad (3)$$

or:

$$H_c = \left(\frac{\pi}{6} \right)^{2/3} \cdot \frac{K \cdot \delta}{I_s} \cdot \frac{d}{S^2}, \quad (4)$$

Table 2 – Chemical composition of the initial alloys of the system Nd-Fe-(B,C)-Cu-Ti

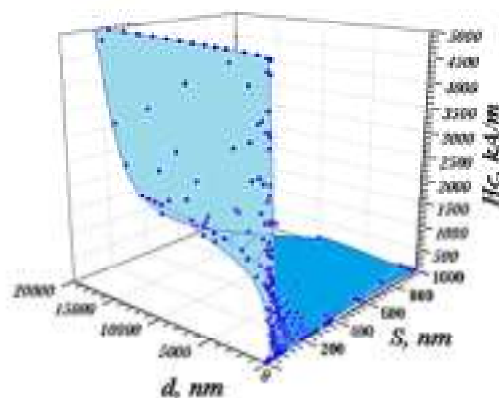
№ sample's	Chemical composition, % at.					
	Nd	Fe	C	B	Cu	Ti
1	15,2	75,33	0,17	6,5	1,57	1,38
2	15,2	75,17	0,33	6,5	1,57	1,38
3	15,2	75,08	0,42	6,5	1,57	1,38
4	15,2	74,99	0,51	6,5	1,57	1,38
5	15,2	74,14	0,86	6,5	1,57	1,38

where I_s – magnetic saturation, K -became anisotropy;

δ – the width of the domain boundary for phase $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$;

S – distance between inclusions, d is the size of the inclusion.

Formula 4 was used for modeling. The calculation results are shown in Fig. 3. From Fig. 3 it can be seen that by reducing the size of non-magnetic inclusions to 5...10 nm, which is commensurate with the width of the domain boundary for the phase $\text{Fe}_{14}\text{Nd}_2\text{B}$, there is a sharp increase in the values of the coercive force to 5 MA/m.

**Fig. 3.** Dependence of the coercive force of the phase $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ from the size of non-magnetic phase inclusions NdCu_2 and the distance between them

Materials and methods studies

As starting materials for producing sintered compacts of high-energy used quickly hardened tape. Rapidly quenched ribbon was produced by the method of melt spinning is presented to the vacuum setting rapid hardening "Tape-3" (NSC "KIPT", Kharkiv). The chemical composition of the alloys obtained in the work is shown in table. 2.

Sintering was carried out for the alloy $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{75,5-x}\text{C}_x\text{B}_{6,5}\text{Cu}_{1,5}\text{Ti}_{1,3}$ ($x: 0.17\text{--}0.86\%$ at.) after compaction under a mechanical press at the initial pressure $P = 12\text{ MPa}$ (total pressure was $0.9\text{ GPa} + P_i\text{ MPa}$) [31]. Sintering occurred at a temperature $T = 1013\text{ K}$ (740°C) [32] for 1.5 h, the Choice of this sintering temperature was due to the fact that at a temperature of 928 K a triple fusible eutectic is formed $\text{Fe}_{14}\text{Nd}_2\text{B} + \text{Nd}_{11}\text{Fe}_4\text{B}_4 + \text{Nd}$, which promotes liquid-phase sintering.

The reliability of the scientific results is confirmed by the use of modern research instruments (optical microscope OLIMPYS IX-70, Dron-3 diffractometer, scanning electron microscope JEOL JSM-6360LA, vibration magnetometer, closed-loop magnetometer); the error in the reproduction of the results is $3\text{--}10\%$.

Thus, at this stage, a comprehensive study of the influence of external pressure and doping of fast cooling products on the structure and properties of finished compacts.

Research result

From General considerations, it is clear that an increase in the sintering time leads to an increase in the average

diameter of the grains, as well as an increase in their number, and a decrease in the sintering temperature – to a decrease in the grain growth rate and, accordingly, to a decrease in their final size. Reducing the sintering temperature, of course, also helps to reduce the rate of nucleation, and in the amorphous component, respectively, to reduce the number of grains of the phase. When changing three parameters (temperature, pressure and sintering time), it is possible to obtain a structure with the required number of grain embryos per unit volume and their most likely sizes.

Thus, on the basis of model representations it can be concluded that to increase the coercive force it is necessary to reduce the size of the non-magnetic phase NdCu_2 . To do this, in order to seal the sample, the external pressure was increased to 12 MPa , and the sintering temperature was reduced from 1323 K [33] to 1013 K , in the region of existence of fusible triple eutectic and the sintering time was extended to 1.5 hours. [34]. In order to obtain a higher concentration of particles of the crushed phase NdCu_2 . The structures of the compacts obtained in this way are given in Fig. 4. This figure shows that the structure of this compact is much denser and more perfect than the structure of the compact of the same composition, which was baked at 9.5 MPa [33].

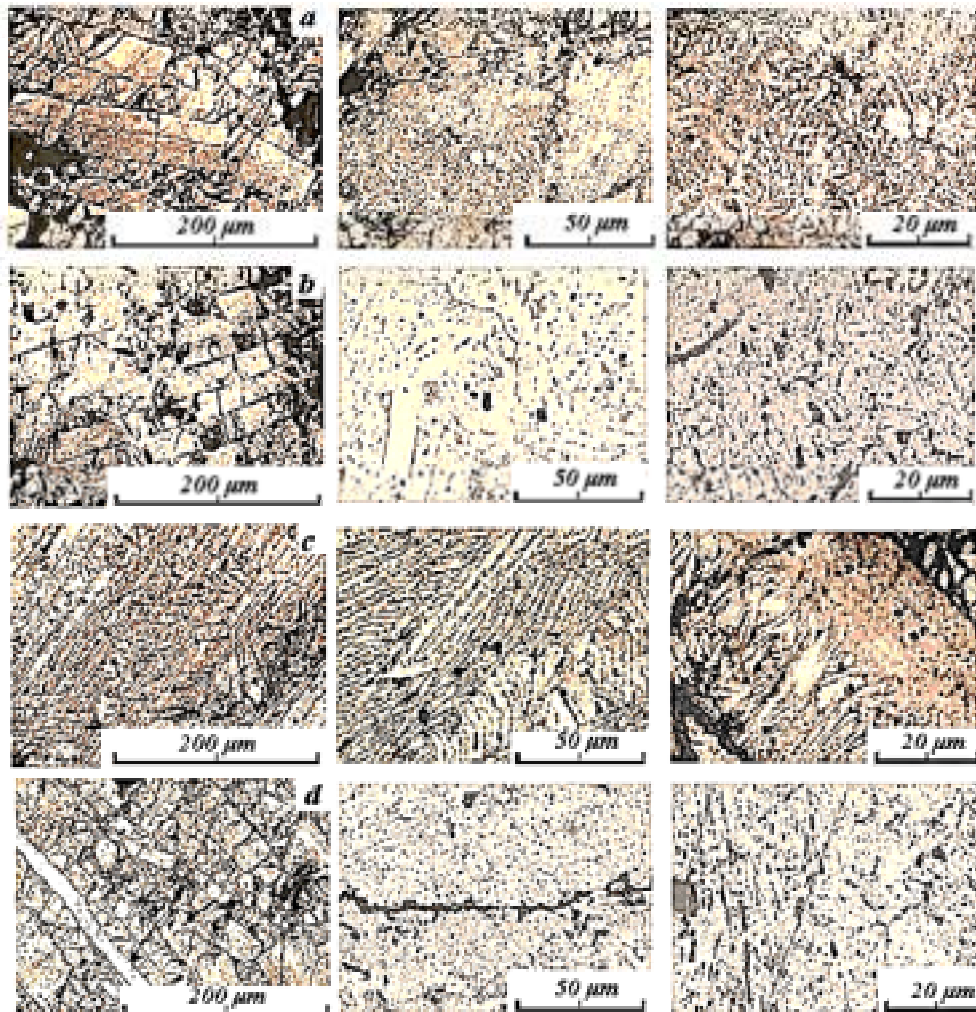


Fig. 4. The structure and microstructure of the compacts composition $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{75,5-x}\text{C}_x\text{B}_{6,5}\text{Cu}_{1,5}\text{Ti}_{1,3}$ at different magnifications: *a* – 0,33 % stock. C; *b* – 0.51 per cent at. C; *c* – 0.59 % ad. C; *d* – 0.86% ad. C

Microstructure, chemical composition and distribution of elements on the surface of the compact composition $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{74,991}\text{B}_{6,6}\text{C}_{0,51}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$, which was sintered at a temperature of $T = 1013 \text{ K}$ for 1.5 hours., shown in Fig.5. From Fig. 5 and table. 3 it can be seen that there is a phase in the sample NdCu_2 (white areas), as well as etching pits indicate a high concentration of crystal defects in the sample.

The paper presents a statistical analysis with the construction of the particle size distribution NdCu_2 in baked compacts. From Fig. 6 it is seen that the particle size of the

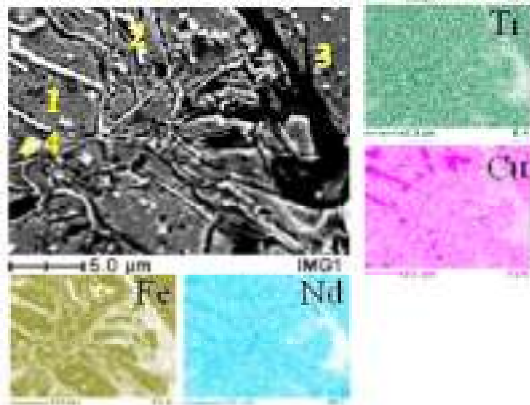


Fig. 5. The microstructure of a compact composition $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{74,991}\text{B}_{6,6}\text{C}_{0,51}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$

Table 3 – Local chemical analysis of the compact $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{74,991}\text{B}_{6,6}\text{C}_{0,51}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$

№ point	Content of elements, at%					Phase
	Ti	Fe	Cu	Nd	C	
1	1,5	79,25	3,5	11,55	4,2	$\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$
2	3,5	1,6	55,7	32,8	6,4	NdCu_2
3	2,8	5,2	57,3	31,4	3,3	NdCu_2
4	5,7	3,4	54	30,7	6,2	NdCu_2

phase NdCu_2 , which are present in the baked sample obtained under the above conditions, decreased to $0.1 \mu\text{m}$ compared to an average size of $0.35 \mu\text{m}$ for previous sintering conditions [33]. If the size distribution of grains is subject to the Gauss law, we should expect that in the sample there are particles phase NdCu_2 (spherical) much smaller size ($< 0.05 \mu\text{m}$, Fig. 6). The presence of such particles should lead to a significant increase in the coercive force. As shown in [34], the probability of the existence of phase particles NdCu_2 with dimensions less than $0.05 \mu\text{m}$ is extremely high, it is safe to say that the pinning effect makes a major contribution to the mechanism of increasing the coercive force. In table. 4 shows the comparison of the rate of nucleation and growth of particles NdCu_2 .

It is seen that the average diameter for the inclusions is almost the same (within the error), the embryo formation rate falls by almost 5 times, and the particle growth rate falls by almost 3 times with a decrease in the sintering temperature. This explains the difference in the maximum number of phase particles NdCu_2 in the volume of the compact and the existence of two peaks that are offset relative to each other: for the initial pressure of 9.5 MPa – 400 nm and 1000 nm , and for the initial pressure of 12 MPa – 200 nm and 600 nm .

Earlier in [35, 36] the magnetic properties of individual scales were studied $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{75,5-x}\text{C}_x\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$ ($x=0,17\dots0,86\%$ ad), hardened from a liquid state, as well as magnetic plastics, which are made of flakes after annealing from alloys of the same composition. It should be noted that the magnetic plastics made from flakes, which are obtained after quenching and annealing at a temperature of $773\dots873 \text{ K}$, have a significant coercive force, about 1450 kA/m , and, at the same time, a slight residual induction of $0.5\dots0.6 \text{ T}$ [36].

For rice. 7 hysteresis loops are presented for compacts that are sintered at an initial pressure of 12 MPa and a temperature of 1023 K . it is Seen that they differ significantly from hysteresis loops for compacts that are sintered at a temperature of 1323 K , namely: the loop approaches a rectangular one. At the same time, there is an area with “constriction”.

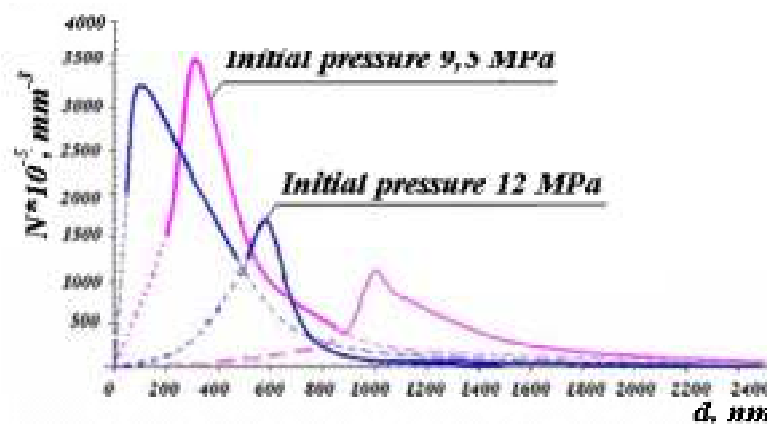


Fig. 6. Diagram of distribution of particles NdCu_2 the size of the compact composition $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{74,99}\text{C}_{0,51}\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$

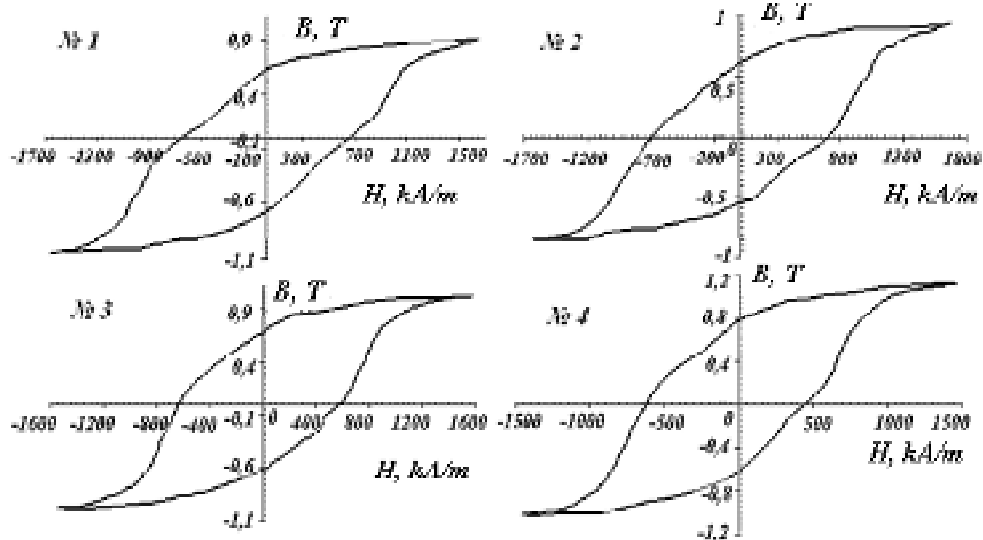


Fig. 7. Hinges of hysteresis of compacts of $\text{Nd}_{15.2}\text{Fe}_{75.5-x}\text{C}_x\text{B}_{6.6}\text{Cu}_{1.57}\text{Ti}_{1.38}$ alloy, which were sintered at an initial pressure of 12 MPa and temperature 1023 K: № 1 – 0,51 % at. C; № 2 – 0,33 % at. C; № 3 – 0,59 % at. C; № 4 – 0,86 % at. C.

To determine the actual value of the magnetic energy of the magnets prepared from the sintered compacts made from alloys bonded $\text{Nd}_{15.2}\text{Fe}_{75.5-x}\text{C}_x\text{B}_{6.6}\text{Cu}_{1.57}\text{Ti}_{1.38}$ (x : 0.33...0.86% of JSC). For this purpose, the baked compacts were crushed in a ball mill and magnetic plastics were made from powders using traditional technology. Microstructure of bonded, which are thus obtained, served on rice. 8.

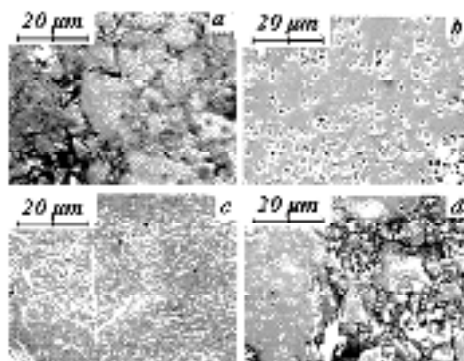


Fig. 8. Microstructure magnetoplasma that was made of sintered at a temperature of 1013 K and at an initial pressure of 12 MPa compact composition $\text{Nd}_{15.2}\text{Fe}_{75.5-x}\text{C}_x\text{B}_{6.6}\text{Cu}_{1.57}\text{Ti}_{1.38}$: a – 0.33% at. C; b – 0.51 per cent at. C; c – 0.59% at. C; d – 0.86% at. C

The determination of the magnetic properties of the obtained bonded was carried out on demagnetization curves (Fig. 9). As can be seen from this figure, the coercive force of magnetoplasts, which are made of compacts that are sintered at a sintering temperature ($T = 1013$ K) and initial pressure ($P = 12$ MPa), has increased sharply compared to the previous sintering regime [33], and reached values of 900...1350 kA/m with a residual magnetic field of 0.6...0.8 TL.

For rice. 10 the dependence of the coercive force of HC on the carbon concentration in the initial alloy is presented. Based on the previous results, a number of experiments to determine the effect of carbon concentration in the alloy were performed $\text{Nd}_{15.2}\text{Fe}_{75.5-x}\text{C}_x\text{B}_{6.6}\text{Cu}_{1.57}\text{Ti}_{1.38}$ on the

magnetic properties of compacts obtained under external pressure. In addition to the results obtained in this paper in Fig. 10 summary data of previous works are given [35,37-39]. From them it can be seen that the maximum coercive force falls on the composition of 0.2...0.5 % at. carbon's.

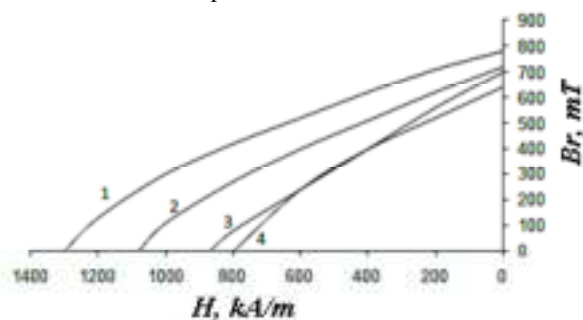


Fig. 9. The demagnetizing part of the magnetic hysteresis loops: № 1 – 0.51% at. C; № 2 – 0.33% at. C; № 3 – 0.59 % at. C; № 4 – 0.86 % at. C

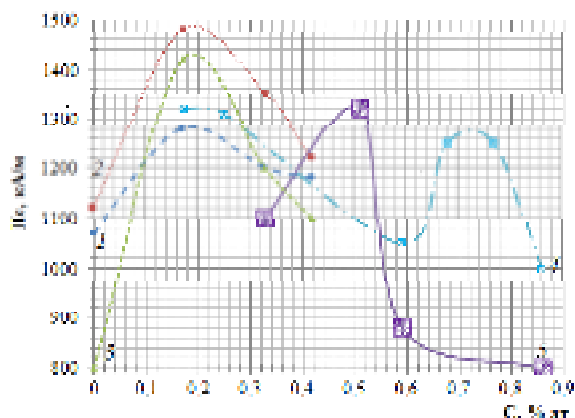


Fig. 10. Dependence of the coercive force value H_C carbon for the sintered compacts and the bonded composition $\text{Nd}_{15.2}\text{Fe}_{75.5-x}\text{C}_x\text{B}_{6.6}\text{Cu}_{1.57}\text{Ti}_{1.38}$: 1 – anisotropic magnets to IT; 2 – anisotropic magnets after IT; 3 – after IT is bonded; 4 – bonded without those; 5 – bonded sintered under 12 MPa compacts

Discussion of results

The analysis of experimental data allows us to state that the rapid cooling of the alloy $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{75,5-x}\text{C}_x\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$ in hardening products (scales) amorphous and crystalline phases are formed. It is established that the main crystalline phases are $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, $\text{Nd}_{1,1}\text{Fe}_4\text{B}_4$, clean Nd phase, which is identified as intermetallic NdCu_2 .

It is known that $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ formed in the system Nd-Fe-B at protection how reaction. In the case of rapid cooling from the liquid phase $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ crystallizes directly from the liquid, bypassing the equilibrium transformation. In addition to phase $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ in this alloy, a phase of the type NdCu_2 , which exists in the Nd-Cu system with an atomic composition of Cu + 33 AO. % Nd [40], but the copper content in the alloy under study does not exceed 1.6 % AO. and so phase NdCu_2 , according to the equilibrium state diagram, can not be formed in this alloy. It is known that in the Fe-Cu system under certain conditions (the presence of carbon more than 0.3 at. %), a complete stratification in the fluid may occur [41]. Therefore, the probability of formation of micro domains, which are enriched in copper in the liquid alloy, a large because carbon stabilizes the region of nesmeshivaemost of copper with the main alloy element, iron. So, at high-speed cooling of the alloy from the liquid state intermetallic compounds NdCu_2 it can be obtained as a metastable phase based on micro-groups enriched with copper and other elements. According to Miroschnichenko I. S. [42], phases $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, NdCu_2 it can be called phases with limited metastability.

Previously [33] derived the scales of the composition $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{75,5-x}\text{C}_x\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$ placed in the mold and pressed using a mechanical press, then spcala in a vacuum oven at a temperature of 1323 K. the sintering Temperature was chosen according to the technological process of production of anisotropic permanent magnets. As mentioned earlier, the material of the clamp and mounting bolts was selected so that an additional “thermal” pressure of up to 1 HPa could be obtained. Under high pressure conditions, stresses occur that accelerate diffusion processes in the sample [43,44]. Thus, on the one hand, the volume growth of phases is carried out $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ i NdCu_2 and at the same time, their stability will be stable, since high pressure displaces the phase equilibrium points in the high temperature region, in accordance with the law of Clapeyron-Clausius.

Since the phase $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ under these conditions, it does not have time to form into individual grains, and the NdCu_2 phase sizes are such that they do not interfere with the movement of domain boundaries, in this case the value of the coercive force of the sample remains almost constant. In order to avoid the rapid growth of NdCu_2 phase, the initial pressure was increased and the sintering temperature was reduced to the triple fusible eutectic temperature (1013 K), and the sintering time was increased to 1.5 hours. These

conditions practically did not affect the rate of the phases nucleation NdCu_2 and $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ and at the same time reduced the rate of growth of these phases. As can be seen from figure 4.6, the phase size NdCu_2 it decreased to 0.2 μm , and in some cases to 0.05 μm , and the coercive force of the compacts increased by an order of magnitude from 160 kA/m to 1300 kA/m. Along with this, the amorphous component of the films crystallizes stable and metastable phases under high pressure. The amorphous component is an unordered structure with the absence of a long-range order and therefore, under these conditions, the density of imperfections tends to the maximum, and the processes of transfer of alloying elements, namely, carbon, copper and titanium, to the zone of imperfections (Suzuki-kotrell Cloud, dislocation nuclei, etc.) are accelerated. Reaching critical dimensions, clusters of imperfections enriched with alloying elements also become an obstacle to the displacement of domain boundaries.

Thus, carbon affects the properties of alloys in two ways $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{75,5-x}\text{C}_x\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$ (x: 0.33...0.86% of the stock.): on the one hand, in the presence of carbon (0.33...0.86 at. %) in a liquid alloy, micro-areas are formed, which are enriched with copper, on the basis of which crystals are formed from a liquid state during quenching NdCu_2 . On the other hand, during crystallization of the amorphous component in alloys $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{75,5-x}\text{C}_x\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$ under high pressure conditions, imperfections are formed in which the alloying elements – carbon, copper, titanium, neodymium-are diffused. Micro areas, reaching critical sizes, become an obstacle to the displacement of domain boundaries. And in the first, and in the second cases actively manifests itself pinning-effect.

Complex alloying with carbon, titanium and copper of the alloy “Neomax” was used to increase the magnetic anisotropy of the phase $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, the dispersion of the primary crystals (modifications of titanium) and the formation of a paramagnetic phase NdCu_2 , that allows you to use the pinning effect.

Summary

1. We obtain the cheap cost material exceeding the magnetic characteristics in comparison with the known magnetic systems.

2. Fast cooling of alloys $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{75,5-x}\text{C}_x\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$ leads to the formation of metastable phases $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ and NdCu_2 , bypassing the equilibrium of the reaction.

3. With a decrease in the sintering temperature from 1323 K to 1013 K under high external pressure, the growth process of metastable phases slows down, which makes it possible to obtain nanoscale phase formations in a compact NdCu_2 , which prevent the movement of domain boundaries. This increases the value of the coercive force by an order of magnitude ($H_c = 1350$ kA/m), and the residual induction of almost 2 times ($Br = 0.8$ T).

4. It is shown that for non-magnetic inclusions of the NdCu_2 phase up to 50 nm in size it is possible to obtain the value of the coercive force 6...8 MA/m. For the size values

of non-magnetic inclusions 1...The value of the coercive force of 100–200 kA/m was obtained at 10 μm , which coincides with the experimental data.

5. Under high external pressure, the maximum coercive force falls on the composition of alloys with carbon in the amount of 0.33...0.51 at. %, due to the maximum diffusion of C, Cu, Those in the field of imperfections of the structure and interference with the movement of domain boundaries.

References

1. The dependence of coercivity on anisotropy field in sintered R-Fe-B permanent magnets [Text] /S. Hirosawa, K. Tokuhara, Y. Matsuura [and other] // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 1986. – Vol. 61. – P. 363–369.
2. Pr-Fe and Nd-Fe-based materials: a new class of high performance permanent magnets [Text] / J.J. Croat, J.F. Herbst, R.W. Lee [and other] // Journal of Applied Physics. – 1984. – Vol. 55. – P. 2078–2082.
3. New material for permanent magnets on a base of Nd and Fe [Text] / M. Sagawa, S. Fujimura, N. Togawa [and other] // Journal of Applied Physics. – 1984. – Vol. 55. – P. 2083–1087.
4. Buschow K.H.J. New developments in hard magnetic materials [Text] / K.H.J. Buschow // Reports on Progress in Physics. – 1991. – Vol. 54. – P. 1123–213.
5. Luo Y. Temperature variation of domain structure and magnetization in Nd-Fe-B magnets [Text] / Y. Luo, N. Zhang // Journal of Applied Physics. – 1987. – Vol. 62. – № 8. – P. 3445–3447.
6. Savchenko A.G., Menushenkov V.P., 2003. Rare-earth permanent magnets: basic principles of development and production technology (Redkozemelnyie postoyannyye magnityi: printsipialnyie osnovyi razrabotki i tehnologiya proizvodstva), “Materials science and metallurgy. Advanced technologies and equipment”, Russian-Japanese seminar: Materials of the Russian-Japanese seminar, 125 p. (Russian).
7. Relationships between crystal structure and magnetic properties in $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ [Text] / J.F. Herbst, J.J. Croat, F.E. Pinkerton [and other] // Phys.Rev. – 1984. – B29. – 4176 p.
8. Suzuki T. Lorentz microscopy observation of domain walls in Nd-Fe-B alloy permanent magnets [Text] / T. Suzuki, K. Hiraga, M. Sagawa // Jap. J. Of Appl. Phys. – 1984. – P. L421–423.
9. Durst R.D., Kronmuller H. Magnetic hardening mechanism in sintered Nd-Fe-B and Sm-Co-Cu-Fe-Zr permanent magnets [Text] / R. D. Durst, H. Kronmuller // Proc.8th Int. Workshop on RE magnets.– Dayton. – 1985. – P. 725–734.
10. Permanent magnets of REM-Fe-B Alloys with low temperature coefficient of residual induction [Text] / A.V. Andreev, A.V. Deryagin, V. N. Moskalev [et al.] // 8th all-Union conference on permanent magnets : theses. – Novocherkassk. – 1985. – P. 18–19.
11. The hysteresis properties and magnetization reversal mechanism of the alloys
12. Nd-Fe-B [Text] / A. S. Lileev, S. A. Melnikov, V. P. Menushenkov [et al.] // Metally. – 1988. – №5. – P. 165–168.
13. Study of the processes of magnetization reversal of permanent magnets based on neodymium, iron and boron alloys [Text] / D. D. Mishin, S. M. Egorov, E. B. Shamorikova // Physics of magnetic materials. – Kalinin, 1988. – C. 18–39.
14. Temperature dependence of the coercivity and the anisotropy of Nd-Fe-B based magnets [Text] / R. Grossinger, R. Krewenka, F. Hoslinger [and other] // IEEE Trans. Magn. – 1987. – Vol. MAG-23, № 5. – P. 2114–2116.
15. Hirosawa S. Magnetizing process in R-Fe-B sintered permanent magnets studied on boron-rich $\text{R}_{17}\text{Fe}_{83-x}\text{B}_x$ magnets (R=Pr, Nd) [Text] / S. Hirosawa, M.Sagawa // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 1987. – Vol.71. – P. L1-L6.
16. Durst K. D. The coercive field of sintered and melt-spun NdFeB magnets [Text] / K.D. Durst, H. Kronmuller // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 1987. – Vol. 68. – P. 63–75.
17. Kronmuller H. Angular dependence of the coercive field in sintered $\text{Fe}_{77}\text{Nd}_{15}\text{B}_8$ magnets [Text] / H. Kronmuller, R.D. Durst, H. Maptinek // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 1987. – Vol. 69. – P. 149–157.
18. Kronmuller H. Teory of nucleation fields in inhomogeneous ferromagnets [Text] / H. Kronmuller // Phys. Stat. Sol. – 1987. – Vol. 144. № 6. – P. 385–396.
19. Strnat K.J. High and low temperature property of sintered Nd-Fe-B magnets [Text] / K.J. Strnat, D. Li, H.F. Mildrum // Proc. 8th Int. Workshop on RE magnets. – Dayton. – 1985. – P. 575–586.
20. Hojipanayis G.C. Temperature dependence of magnetic hysteresis in meltspun and sintered Nd-Fe-B magnets / G.C. Hojipanayis, A. Kim // IEEE Trans. Magn. – 1987. – Vol. MAG-23, №5. – P. 2533–2535.
21. Relationships between crystal structure and magnetic properties in $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ [Text] / J.F. Herbst, J.J. Croat, F.E. Pinkerton [and other] // Phys. Rev. B. – 1984. – Vol. 29. – 4176 p.
22. Савченко А.Г. Эффект Мессбауэра на ядрах ^{57}Fe в сплавах для постоянных магнитов на основе Nd-(Fe, Co, M)-B, где M – Al или Ti [Текст] / А. Г. Савченко, В. П. Менушенков, А.С. Лилеев // Металлы. – 1996. – № 1. – 108 с.
23. Herbst J.F. $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ materials: Intrinsic properties and technological aspects [Text] / J.F. Herbst // Rev. Mod. Phys. – 1991. – Vol. 63. – 819 p.
24. Mottram R.S. Blending additions of cobalt to $\text{Nd}_{16}\text{Fe}_{76}\text{B}_8$ milled powder to produce sintered magnets [Text] / R.S. Mottram, A.J. Williams, I.R. Harris // J. Magn. and Magn. Mater. – 2000. – Vol. 217. – 27 p.
25. Structure, magnetic properties and corrosion behaviour of sintered $\text{Nd}_{16}\text{Fe}_{76-x}\text{Cr}_x\text{B}_8$ magnets [Text] /S. Szymura, H. Bala, G. Pawlowska [and other] // J. Less-Common Met. – 1991. – Vol. 175. – 185 p.
26. Zhuravlev A. A. Magnetic properties and parameters of muӡssbauer spectra of RfeBM magnets [Text] / A. Zhuravlev, S. M. Margaryan, A. A. Lukin // XII international conference on permanent magnets: abstracts, (Suzdal, Russia, September 22-26, 1997). – Suzdal, 1997 – 60 p.
27. Tatam C. Rare earth magnet s: raw materials issues [Text] / C.Tatam, I.Higgins, D.Kennedy // Proc. of the 18 th Int. Workshop on HPM. Annecy. – 2004.– P. 15–22.
28. Kekalo I. B. Physical metallurgy of precision alloys. Alloys with special magnetic properties [Text] / I. B. Kekalo, B. A. Samarin. – Moscow : Metallurgy, 1991. – 480 p.
29. Vonsovsky S. V. Magnetism [Text] /S. V. Vonsovsky. – Moscow : Science, 1971. – 1032 p.

30. Krinchik, G. S. Physics of magnetic phenomena [Text] / G. S. Krinchik. – M. : Izd-vo Mosk. UN-TA, 1976. – 262 p.
31. Kondorsky E. I. Zone theory of magnetism [Text] / E. I. Kondorsky. – M: MOSCOW STATE UNIVERSITY, 1976. – 217 p.
32. The influence of external pressures on the structure and magnetic properties of sintered magnets / G. P. Brekharya, T. V. Gulyaeva, A. A. Kharitonova, T. I. Device // New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering. – Zaporozhye: ZNTU. -2013.– № 2. – P. 23–29.
33. Brekharya G. P. Properties of the permanent magnets Nd–Fe–B alloy with Cu, Ti, C, obtained by a powder method or sintering of films in high-pressure conditions [Text] / G. P. Brekharya, E. A. Kharitonova, T. V. Gulyaeva // Progress in physics of metals. – K. : IMF. – vol. 15. – 2014, p. 35–53.
34. Gulyaeva T.V. On the study of the influence of external pressure and carbon on structure and properties of compacts made on the basis of rapidly cooled alloys of Nd-Fe-(B,C)-Cu-Ti / T.V. Gulyaeva // Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering. – 2018. – № 1. – P. 33–40.
35. Behara G. P. The Influence of compressive stresses, which are applied in the sintering process of amorphous flakes of a composition Nd₃₃Fe_{63,34}B_{1,1}Cu_{1,5}Ti_{1,0}Co_{0,06}, on the structure and magnetic properties of compacts / G. P. Brekharya, T. V. Gulyaeva, T. V. Kalnysh // Bulletin of Dnipropetrovsk University, Series: Physics. Radio electronics,– Dnepropetrovsk: DNU. – 2010. – Issue. 17. – Vol. 18. – № 2. – P. 92–97.
36. Thermocycle processing of alloys of rare - earth Fe - B in the temperature region of spin-orientation phase transition / G. P. Brekharya, S. V., Domashenko, V. Nemoshalenko [et al.] // metallophysics and newest technologies. – 2001. – 23, № 12. – P. 1687–1695.
37. Research into the influence of copper, carbon and titanium on the properties of permanent magnets based on Fe₇₆Nd₁₆B₈ alloy / G. Brekharya, E. Kharitonova, A. Bovda [and other] //Proceedings of the 21st of the Workshop on Rare-Earth permanent magnets and their application. – Bled, Slovenia, 2010. – P. 236–239.
38. Behara G. P. the Effect of copper on the properties of permanent magnets made of alloy Fe₇₆Nd₁₆B₈ / Bracharia G. P., E. A. Kharitonov // metallophysics and newest technologies. – 2013. – 35, № 3. – P. 367–375.
39. Pat. 105308 Ukraine, IPC H01F 1/057 H01F 1/053 B22F 3/12. The material for rare earth permanent magnet and method of its obtaining / Bracharia G. P., Kharitonov A. A., dektaryenko V. A. [and others], the owner of Kyiv, Institute of metal physics to them. G. V. Kurdyumov of NAS of Ukraine. – no. a201302023, applications. 19.02.2013, publ. 25.04.2014, Byul. No. 8.
40. Pat. utility model 92390 Ukraine, IPC H01F 1/00 H01F 1/053 H01F 1/057. A method of producing permanent magnets based on alloys of Nd–Fe–B / Bracharia G. P., Gulyaeva T. V., Kharitonov A. A. [and others]; applicant and owner of Kyiv, Institute of metal physics to them. G. V. Kurdyumov of NAS of Ukraine. – № u 2014 03132, statements. 28.03.2014, publ. 11.08.2014, Byul. No. 15.
41. Hansen M. structures of double alloys: reference book : in 2 volumes / M. Hansen, K. Anderko [transl. by P. K. Novick et al.]. – M.: Metallurgizdat, 1962. – 1488 p.: Il.
42. Kronmuller H. Analysis of the magnetic hardening mechanism in RE-FeB permanent magnets / H. Kronmuller, K.D. Durst, M. Sagawa // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 1988. – Vol. 74. – 291 p.
43. I. S. Miroshnichenko, Quenching from the liquid state/ I. S. Miroshnichenko. – Moscow: Metallurgy, – 1982. – 168 p.
44. Shumon P. Difusion in solids / P. Shumon; [lane. with eng.]. – Moscow: Metallurgy, 1966. – 195 c.
45. Dudorov A. E. Equations of dynamics and kinetics of dislocations at high rates of plastic deformation / A. E. Durov, A. E. Mayer // Bulletin of Chelyabinsk state University, Physics. – 2011. – issue. 12. – № 39 (254). – P. 48–56.

Одержано 26.06.2019

Гуляєва Т. В., Брехаря Г. П. Про дослідження впливу зовнішнього тиску та вуглецю на структуроутворення та властивості компактів, що спечені на основі швидко охолоджених сплавів Nd-Fe-(C,B)-Cu-Ti (Частина 2)

Мета роботи. Комплексне дослідження термодинамічних та фізико-хімічних умов утворення фаз в готових постійних магнітах, що виготовляються на основі систем Fe-Nd-B.

Методи дослідження: металографічний, рентгеноспектральний, магнітометричний.

Отримані результати. Досліджується вплив зовнішнього тиску та незначної кількості вуглецю (0,17...0,86% ат) на структуру та властивості постійних магнітів, які виготовлені на основі системи Nd-Fe-B, що леговані міддю та титаном. Для виготовлення постійних магнітів з високою магнітною енергією використано продукти швидкого охолодження з рідкого стану. Для цього лусочки, що отримані методом ЗРС, пресували у прес-формі та спікали у вакуумі. Прес-форма та болти, що їх скріплюють, виготовлені зі сплавів, у яких різні коефіцієнти лінійного розширення. Цей метод дає змогу досягти високого тиску (≈ 1 ГПа) під час спікання. Спікання виконували у вакуумі під тиском $P = 12$ МПа та при температурі 1013 К.

Показано, що вуглець двоєко впливає на властивості сплавів $Nd_{15,2}Fe_{75,5-x}C_xB_{6,6}Cu_{1,57}Ti_{1,38}$ ($x: 0,33...0,86\%$ ат.): з одного боку, в присутності вуглецю (0,33...0,86 ат.%) в рідкому сплаві, утворюються мікрообласті, які збагачені міддю, на базі яких при загартуванні з рідкого стану зароджуються кристали $NdCu_2$. З іншого боку, при кристалізації аморфної складової в сплавах $Nd_{15,2}Fe_{75,5-x}C_xB_{6,6}Cu_{1,57}Ti_{1,38}$ в умовах високого тиску утворюються області недосконалоостей, в які дифундують легувальні елементи – вуглець, мідь, титан, неодим. Мікрообласті, досягаючи критичних розмірів, стають перешкодою зміцнення границь доменів. І в першому, і в другому випадках активно проявляється піннінг-ефект.

Наукова новизна. Встановлено, що зниження температури спікання швидко охолоджених лусочок сплавів $Nd_{15,2}Fe_{75,5-x}C_xB_{6,6}Cu_{1,57}Ti_{1,38}$ в умовах високого тиску порядку 0,9 ГПа від технологічної 1323 К до температури 1013 К практично не впливає на швидкість зародження метастабільних фаз $NdCu_2$ та $Nd_2Fe_{14}B$ і в той же час знижує швидкість їх росту. Однак, це призводить до збільшення коерцитивної сили готових магнітів від 160 кА/м до 1300 кА/м.

Практична цінність. Одержані в роботі результати мають важливе значення для подальшого розвитку фізичного матеріалознавства магнітожорстких матеріалів та сучасної техніки.

Ключові слова: спікання, «термічний» тиск, відпал, основна магнітожорстка фаза, фаза з обмеженою метастабільністю, коерцитивна сила.

Гуляева Т. В., Брехаря Г. П. Об исследовании влияния внешнего давления и углерода на структурообразование и свойства компактов, испеченных на основе быстро охлажденной сплавов Nd-Fe-(C,B)-Cu-Ti (Часть 2)

Цель работы. Комплексное исследование термодинамических и физико-химических условий образования фаз в готовых постоянных магнитах, изготавливаемых на основе систем Fe-Nd-B.

Методы исследования: металлографический, рентгеноспектральный, магнитометрический.

Полученные результаты. Исследуется влияние внешнего давления и незначительно количества углерода (0,17...0,86 % ат) на структуру и свойства постоянных магнитов, изготовленных на основе системы Nd-Fe-B, легированных медью и титаном. Для изготовления постоянных магнитов с высокой магнитной энергией использовано продукты быстрого охлаждения из жидкого состояния. Для этого чешуйки, полученные методом ЗЖС, прессовали в пресс-форме и спекали в вакууме. Пресс-форма и болты, которыми скрепляют, изготовленные из сплавов с различными коэффициентами линейного расширения. Этот метод позволяет достичь высокого давления (≈ 1 ГПа) при спекании. Спекание выполняли в вакууме под давлением $P = 12$ МПа + 0,9 ГПа и при температуре 1013 К.

Показано, что углерод оказывает двойное влияние на свойства сплавов $Nd_{15,2}Fe_{75,5-x}C_xB_{6,6}Cu_{1,57}Ti_{1,38}$ ($x: 0,33 \dots 0,86$ % ат.): С одной стороны, в присутствии углерода (0,33...0,86 ат. %) в жидком сплаве, образуются микрообласти, которые обогащены медью, на базе которых при закалке из жидкого состояния зарождаются кристаллы $NdCu_2$. С другой стороны, при кристаллизации аморфной составляющей в сплавах $Nd_{15,2}Fe_{75,5-x}C_xB_{6,6}Cu_{1,57}Ti_{1,38}$ в условиях высокого давления образуются области несовершенств, в которые диффундируют легирующие элементы – углерод, медь, титан, неодим. Микрообласти, достигая критических размеров, становятся препятствием для смещения границ доменов. И в первом, и во втором случаях активно проявляется пиннинг-эффект.

Научная новизна. Установлено, что снижение температуры спекания быстро охлажденных чешуек сплавов $Nd_{15,2}Fe_{75,5-x}C_xB_{6,6}Cu_{1,57}Ti_{1,38}$ в условиях высокого давления порядке 0,9 ГПа от технологической 1323 К до температуры 1013 К практически не влияет на скорость зарождения метастабільных фаз $NdCu$ и $Nd_2Fe_{14}B$ и в то же время снижает скорость их роста. Однако, это приводит к увеличению коерцитивной силы готовых магнитов 160 кА / м до 1300 кА / м.

Практическая ценность. Полученные в работе результаты имеют важное значение для дальнейшего развития физического материаловедения магнито жестких материалов и современной техники.

Ключевые слова: спекание, «термическое» давление, отжиг, основная магнито жестких фаза, фаза с ограниченной метастабільностью, коерцитивная сила.

УДК 621.791

Калинин Ю. А.¹, канд. техн. наук Шумилов А. А.², PhD Петришинец И.³,
д-р техн. наук Ефременко В. Г.⁴, д-р техн. наук Брыков М. Н.²

¹ ПАО «Запорожтрансформатор», г. Запорожье

² Национальный университет «Запорізька політехніка», г. Запорожье

³ Институт материаловедения, г. Кошице, Словакия

⁴ ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

СТРУКТУРА ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЫ ЗАКАЛЁННОЙ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ СВАРКИ С УСКОРЕННЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ

Цель работы – исследование структуры зоны термического влияния сварного соединения закалённой на мартенсит высокоуглеродистой низколегированной стали после ручной дуговой сваркой с ускоренным охлаждением.

Методы исследования. Для исследования микроструктур использована оптическая и растровая электронная микроскопия. Твердость образцов измеряли с помощью твердомера Виккерса с компьютерным управлением позиционирования и индентирования образца, а также определения диагоналей отпечатков.

Результаты. Погруженные в воду (кроме свариваемых кромок) пластины из закалённой на мартенсит высокоуглеродистой низколегированной стали 120Г3С2 и низкоуглеродистой стали 09Г2С сварены ручной дуговой сваркой. Исследована микроструктура сварного соединения. Определены размеры характерных участков зон термического влияния и твердость материала на различном расстоянии от границы сплавления.

Научная новизна. Впервые проведена сварка с ускоренным охлаждением в воде высокоуглеродистой стали после закалки на мартенсит без отпуска. Установлено, что в структуре зоны термического влияния твёрдая мартенситная прослойка расположена не вплотную к границе сплавления, а отделена от неё слоем аустенита.

Практическая ценность. Показана принципиальная возможность сварки термически обработанных высокоуглеродистых износостойких сталей без нарушения структуры, полученной предварительной термической обработкой.

Ключевые слова: высокоуглеродистая низколегированная сталь, сварка, ускоренное охлаждение, зона термического влияния, микроструктура, твёрдость.

Введение

Износ считают одной из важнейших проблем современной промышленности. Любые детали, находящиеся в подвижном контакте под нагрузкой, подвержены износу – постепенной потере материала с контактирующих поверхностей. Этот процесс приводит к изменению геометрии деталей и, в итоге, выходу их из строя. В зависимости от вида изнашивания его скорость изменяется в очень широких пределах; наиболее агрессивным является абразивное изнашивание, когда износ рабочей поверхности на уровне единиц или даже десятков миллиметров достигается за время порядка нескольких суток. В режиме абразивного изнашивания работают практически все элементы деталей машин, контактирующие с твёрдыми частицами при обработке грунта, а также в процессе прессования, перемешивания или измельчения различных естественных или искусственных минералов.

Защита от абразивного изнашивания предполагает использование материалов повышенной и высокой твердости, которая достигается за счет твёрдых структурных составляющих (напр. карбиды) или высокой степени упрочнения металлической основы в процессе пластической деформации при воздействии абразива. В любом случае износостойкий материал, в частности сталь, должен содержать повышенное количество углерода для обеспечения возможности оптимальной термической обработки в соответствии с режимом изнашивания. При наличии эффективных способов крепления защитные элементы из термически обработанных высокоуглеродистых износостойких сталей могут быть использованы для продления ресурса широкой номенклатуры деталей машин.

Сварка – оптимальный вариант крепления износостойких защитных элементов, однако здесь могут возник-

нуть затруднения. Сварка высокоуглеродистых сталей, как правило, требует значительного предварительного подогрева свариваемых деталей и замедленного теплоотвода, что неприемлемо для термически обработанных (закалённых) износостойких элементов. Таким образом, существует актуальная научно-практическая задача – нахождение такого способа сварки закалённых высокоуглеродистых сталей, который позволил бы без потери износостойкости свариваемых элементов получать сварные соединения достаточного качества.

Цель работы – нахождение практически приемлемого способа сварки закалённой высокоуглеродистой стали с низкоуглеродистой сталью, а также исследование структуры полученного сварного соединения. Термическое влияние на структуру элемента из закалённой стали должно быть минимизировано.

Анализ публикаций по теме работы

Увеличение износостойкости деталей может быть достигнуто несколькими путями. Широко используются методы нанесения защитных слоёв и наплавка [1–3], а также объёмная термическая обработка [4–6]. В работах [7, 8] предложен новый класс материалов, износостойких при абразивном изнашивании, – высокоуглеродистые низколегированные стали. Благодаря высокой концентрации углерода (около 1,2 %) и суммарному содержанию легирующих элементов на уровне 3 % после закалки из однофазной γ -области температура начала мартенситного превращения M_n снижается до уровня 20 °С. Поэтому количество остаточного аустенита после закалки достигает 90–100 % [8]. Благодаря высокой способности остаточного аустенита к фазовому превращению при механическом воздействии – например, при царапании абразивом в процессе изнашивания – на поверхности трения постоянно образуется твердый слой мартенсита деформации [8], что и способствует значительному повышению износостойкости.

Известно, что стали с содержанием углерода более 0,4 % считаются трудносвариваемыми. Чем больше углерода и других легирующих элементов (кроме Со) содержится в стали, тем меньшая скорость охлаждения должна быть обеспечена для исключения появления мартенсита в зоне термического влияния (ЗТВ) [9]. Уменьшение скорости охлаждения достигается предварительным подогревом и замедленным охлаждением.

В работе [10] показано, что в случае сварки термически обработанной заэвтектоидной высокоуглеродистой низколегированной стали необходимо не замедленное, а ускоренное охлаждение сварного соединения, поскольку при ускоренном охлаждении в ЗТВ фиксируется остаточный аустенит непосредственно за зоной сплавления. Эксперимент проведен на модельном сварном соединении малого размера при естественном охлаждении за счет теплоотвода вглубь образца. При увеличении размера сварного соединения скорость естественного охлаждения может оказаться недостаточной

для получения требуемой структуры ЗТВ. В связи с этим необходимо принудительное ускоренное охлаждение сварного соединения в процессе сварки.

Максимальная скорость охлаждения ЗТВ может быть получена при погружении в воду свариваемых деталей (кроме свариваемых кромок). В данном случае гарантируется достаточная для закалки скорость охлаждения ЗТВ и сохранение неизменной структуры термически обработанного износостойкого элемента. Ускоренное охлаждение в воде – известный приём, используемый, например, при сварке высокоазотистых сталей [11]. Однако его применение при сварке высокоуглеродистых низколегированных сталей до настоящего времени не исследовано.

Методы и материалы

Эксперименты проведены с использованием образцов, вырезанных из полос высокоуглеродистой низколегированной стали 120Г3С2 промышленного изготовления и стандартной низкоуглеродистой низколегированной стали 09Г2С толщиной 5 мм и 8 мм соответственно. Химический состав стали 120Г3С2 (масс. %): 1,21 %С; 2,56 %Mn; 1,59 %Si. Образец стали 120Г3С2 предварительно закалён от 800 °С, без отпуска. Твердость закалённого образца 800-850 HV0.5.

На рис. 1 показан закалённый образец стали 120Г3С2 (1) после сварки двумя угловыми швами с образцами стали 09Г2С (2). Сварку проводили на переменном токе электродами RIK99 (99 %Ni, 1 %С) диаметром 3 мм на режиме: $I_{св} = 190$ А; $U_{св} = 25$ В. Свариваемые образцы были зажаты струбциной и погружены в воду до уровня пунктирной линии. Место вырезки образца для исследования структуры ЗТВ (3) показано стрелкой.

Поперечные сечения образцов были отполированы и протравлены 4 % ниталем. Исследование микроструктуры ЗТВ и измерения микротвёрдости проведены с помощью оптического OLYMPUS GX-71, растрового электронного JEOL JSM-7000F микроскопов и микротвердомера Wilson® Hardness.

Результаты экспериментов и обсуждение

На рис. 2 показана панорама сварного соединения стали 120Г3С2 и 09Г2С. Металл шва 1 отделён от неизменной структуры стали 120Г3С2 6 границей сплавления 2, зонами закалки на аустенит 3 и мартенсит 4, а также зоной отпуска исходной закалённой структуры 5.

В процессе сварки в зоне 3 происходит быстрый нагрев до подсолидусных температур и ускоренное охлаждение, что эквивалентно закалке из однофазной γ -области при обычной термической обработке. За счет полного растворения карбидной фазы в этой зоне температура M_n снижается до уровня 20 °С, что обеспечивает аустенитную структуру зоны 3. С увеличением расстояния от границы сплавления максимальная температура нагрева материала в процессе сварочного цикла непрерывно уменьшается, количество растворившихся карбидов также уменьшается и температура

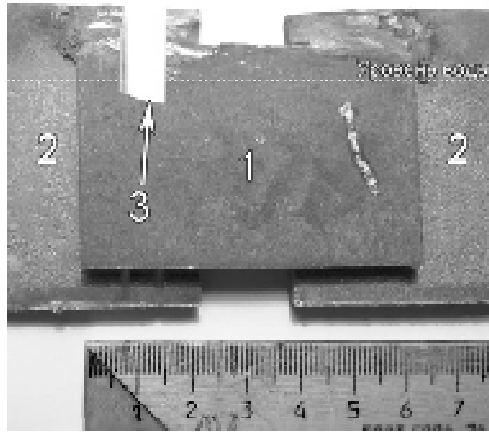


Рис. 1. Сварные соединения закаленной стали 120Г3С2 (1) и стали 09Г2С (2), 3 – место отбора образца для исследования структуры ЗТВ

M_n повышается. На некотором критическом расстоянии (4) от границы сплавления термообработка материала в процессе сварочного цикла эквивалентна закалке с минимальным перегревом выше A_{c1} – закалке на максимальную твердость. При дальнейшем увеличении расстояния от границы сплавления фазовое превращение уже не происходит, и исходная закаленная структура стали 120Г3С2 подвергается отпуску.

Обращает на себя внимание наличие мартенсита в структуре границы сплавления (рис. 3), несмотря на большой запас аустенитности электрода. Это может быть связано с выгоранием углерода и марганца, и, видимо, исключает получение безмартенситной структуры границы сплавления при сварке стали 120Г3С2 при любом составе электродного металла. Отсюда следует, что состав электродного металла можно изменять в достаточно широких пределах в сторону уменьшения уровня легирования без изменения структуры границы сплавления и ЗТВ. Необходимо отметить, что мартенсит, образующийся в структуре границы сплавления, практически мгновенно начинает самоотпускаться при достаточно высоких температурах. Это значительно снижает вероятность возникновения дефектов сварного соединения.

Рис. 4. иллюстрирует изменение твердости от шва к основному металлу через границу сплавления и ЗТВ. Зависимость 2 на рис. 4 соответствует измерению твердости в средней части элемента из стали 120Г3С2 (см. рис. 2, цепочка отпечатков в средней части 120Г3С2). На границе сплавления отчетливо видно локальное увеличение твердости; отпечаток, соответствующий данному результату измерения, виден в центральной части рис. 3а, б. Размеры окружающих отпечатков, расположенных вокруг, значительно больше, что соответствует значительно меньшей твердости.

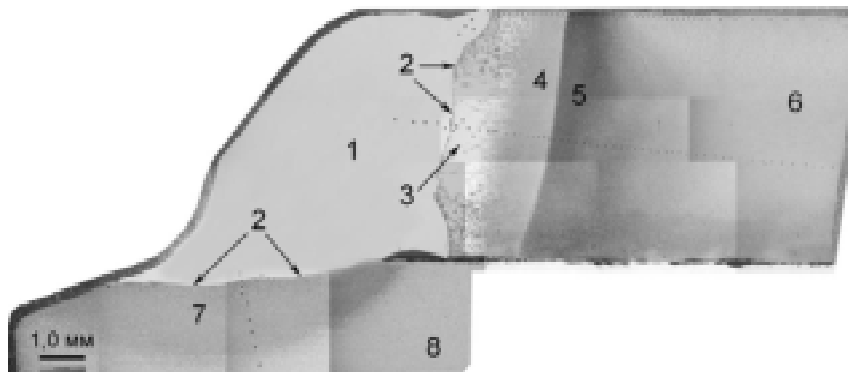


Рис. 2. Панорама сварного соединения, $\times 50$: 1 – металл шва; 2 – границы сплавления; 3–6 – 120Г3С2: 3 – зона повторной закалки на аустенит; 4 – зона повторной закалки на мартенсит; 5 – зона отпуска; 6 – зона неизменной структуры закаленной стали; 7 – зона термического влияния в стали 09Г2С; 8 – зона неизменной структуры стали 09Г2С

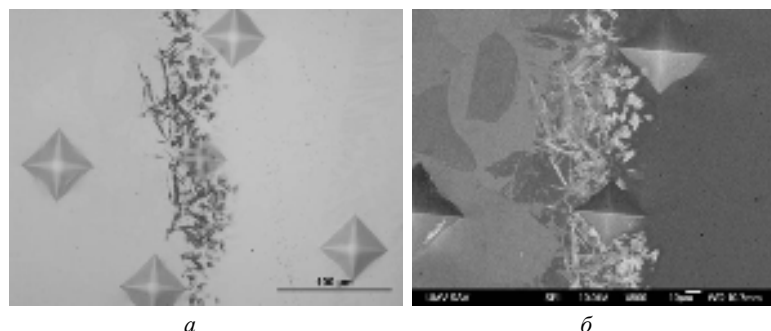


Рис. 3. Микроструктура границы сплавления 120Г3С2, $\times 500$: а – оптическое изображение; б – электронное изображение. Металл шва справа, 120Г3С2 слева от границы сплавления

Ширина аустенитной (200–300 HV0.5) и мартенситной (700–800 HV0.5) зон одинакова и составляет около 0,7 мм. Эти зоны разделены областью аустенито-мартенсито-карбидной структуры переменной твердости, соответствующей закалке из двухфазной области с различным перегревом выше A_{c1} . За областью мартенсита твердость резко снижается до 550 HV0.5, что соответствует высокому отпуску исходного закалённого материала. По мере увеличения расстояния от шва твердость монотонно возрастает, и на расстоянии около 7 мм достигает уровня исходного материала.

Аналогичный характер изменения твердости наблюдается в верхней части элемента из стали 120Г3С2 (см. рис. 4, зависимость 1). Отличия заключаются в меньшей ширине зон и значительно большей твердости аустенитной зоны. Первое связано с большей скоростью охлаждения, второе – с обезуглероживанием пластины из стали 120Г3С2 на глубину около 1 мм в процессе производства.

Структура стали 09Г2С в зоне термического влияния имеет характерное игольчатое строение (рис. 5а). В соответствии с зависимостью 3 на рис. 4 глубина ЗТВ со стороны стали 09Г2С составляет примерно 3 мм.

Необходимо отметить отсутствие микротрещин на границе сплавления и в структуре ЗТВ как со стороны

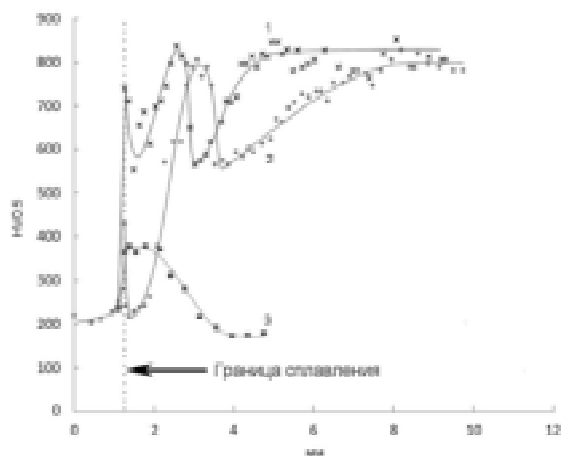


Рис. 4. Микротвёрдость ЗТВ: 1 – верхний край 120Г3С2; 2 – средняя часть 120Г3С2; 3 – 09Г2С

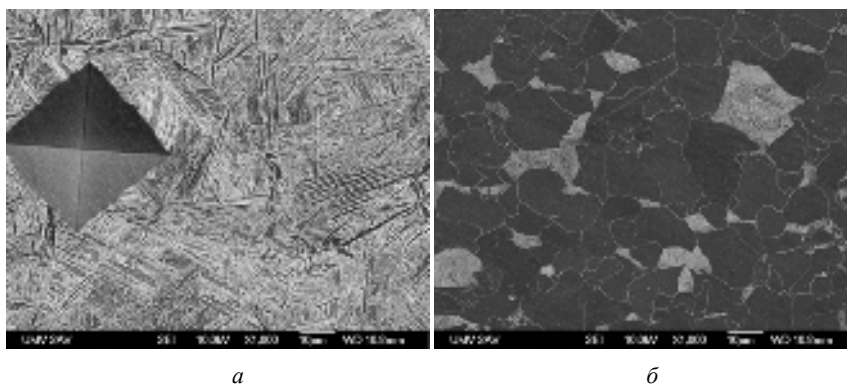


Рис. 5. Микроструктура стали 09Г2С: а – ЗТВ (7 на рис. 2); б – исходный материал (8 на рис. 2)

стали 09Г2С, так и стали 120Г3С2. В связи с этим высока вероятность получения качественных сварных соединений реальных деталей из закалённой стали 120Г3С2 и стали 09Г2С при сварке с охлаждением в воде. Безусловно, сталь 120Г3С2 невозможно эксплуатировать без отпуска после закалки от 800 °С в связи с чрезвычайно высокой хрупкостью. Сварка неотпущенной стали осуществлена лишь для модельного эксперимента, поскольку в данном случае границы различных областей в ЗТВ прослеживаются предельно чётко. При изготовлении реальных изделий закалённую сталь до сварки и сварное соединение после сварки необходимо подвергать хотя бы низкому отпуску.

Дальнейшая работа может быть направлена на разработку режимов термической обработки сварных соединений стали 120Г3С2 после сварки с ускоренным охлаждением, исследование механических свойств получаемых сварных соединений, а также подбор рационального состава сварочных электродов.

Выводы

1. При ручной дуговой сварке закалённой на мартенсит стали 120Г3С2 с ускоренным охлаждением в воде структура ЗТВ представляет собой набор слоёв переменной твёрдости от аустенита до мартенсита. Сразу за границей сплавления образуется слой аустенита толщиной около 0,7 мм твёрдостью 200–300 HV0.5. По мере удаления от границы сплавления твёрдость ЗТВ увеличивается за счёт появления карбидной фазы и мартенсита. На расстоянии около 2 мм от границы сплавления формируется слой мартенсита твёрдостью 700–800 HV0.5 и толщиной около 0,7 мм.

2. В структуре границы сплавления образуется некоторое количество мартенсита. Вероятно, это связано с выгоранием углерода и марганца при частичном расплавлении материала в процессе сварки.

3. Сварка закалённой стали 120Г3С2 с охлаждением в воде не приводит к возникновению дефектов сварного соединения. Это позволяет планировать исследования влияния послесварочной термической обработки на свойства соединений стали 120Г3С2, полученных сваркой с ускоренным охлаждением.

Список літератури

1. Possibilities of using welding-on technologies in crane wheel renovation / [Vinas J., Kascak L.] // Bulletin of Materials Science. – 2008. – Vol. 31. – № 2. – P. 125–131. <https://doi.org/10.1007/s12034-008-0022-4>
2. Influence of the hardfacing welds structure on their wear resistance / [Brezinova J., Draganovska D., Guzanova A. et al.] // Metals. – 2016. – Vol. 6. – № 2. – 36 <https://doi.org/10.3390/met6020036>
3. Cladding of wear-resistant layers in metallurgy and engineering / [Vinas J., Gres M., Vasko T.] // Materials Science Forum. – 2016. Vol. 862. – P. 1–48. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.862.41>
4. The influence of heat treatment on the abrasive wear resistance of a construction and a tool steel / [Orecny M., Bursak M., Vinas J.] // Metalurgija. – 2015. – Vol. 54. – № 1. – P. 191–193.
5. Повышение абразивной износостойкости низколегированных сталей за счет получения в структуре остаточного метастабильного аустенита / [Малинов Л. С., Малинов В. Л., Бутова Д. В. и др.] // Трение и износ. – 2015. – Т. 36. – № 3. – С. 310–314.
6. Абразивная износостойкость чугунов со сфероидальными карбидами ванадия / [Ефременко В. Г., Шимидзу К., Чейлях А. П. и др.] // Трение и износ. – 2013. – Т. 34. – № 6. – С. 610–620.
7. Bainit in Stählen mit hohem Widerstand gegen Abrasivverschleiß (Bainite in Steels with High Resistance to Abrasive Wear) / [O. Hesse, J. Liefelth, M. Kunert et al.] // Tribologie und Schmierungstechnik. – 2016. – Vol. 63. – № 2. – P. 5–13.
8. Two-body abrasion resistance of high-carbon high-silicon steel: Metastable austenite vs nanostructured bainite / [Efremenko V., Hesse O., Friedrich Th. et al.] // Wear. – 2019. – Vol. 418–419. – P. 24–35. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.11.003>
9. Bhadeshia H. Steels: Microstructure and properties, fourth ed. / H. Bhadeshia, R. Honeycombe. – Elsevier, 2017. – 488 p.
10. Structure of high-carbon steel after welding with rapid cooling / [Kalinin Yu., Brykov M., Petryshynets I.] // Acta Metallurgica Slovaca. – 2019. – Vol. 25. – № 2. – P. 114–122.
11. Achieving ultra-high strength friction stir welded joints of high nitrogen stainless steel by forced water cooling / [Zhang H., Wang D., Xue P. et al.] // Journal of Materials Science & Technology. – 2018. – Vol. 34. – № 11. – P. 2183–2188. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.03.014>

Одержано 20.06.2019

Калінін Ю. А., Шумілов А. А., Петришинець І., Єфременко В. Г., Бриков М. М. Структура навколошовної зони загартованої високовуглецевої сталі після зварювання з прискореним охолодженням

Мета роботи – дослідження структури зони термічного впливу зварного з'єднання загартованої на мартенсит високовуглецевої низьколегованої сталі після ручного дугового зварювання з прискореним тепловідведенням.

Методи дослідження. Для дослідження мікроструктур використано оптичну та растрову електронну мікроскопію. Твердість зразків вимірювали за допомогою твердоміру Вікерсу з комп'ютерним керуванням позиціонування та індентування зразка, а також визначення діагоналей відбитків.

Результати. Занурені у воду (окрім зварюваних крайок) пластини із загартованої на мартенсит високовуглецевої низьколегованої сталі 120Г3С2 та низьковуглецевої сталі 09Г2С зварено ручним дуговим зварюванням. Досліджено мікроструктуру зварного з'єднання. Визначено розміри характерних ділянок зон термічного впливу і твердість матеріалу на різній відстані від границі сплавлення.

Наукова новизна. Вперше проведено зварювання з прискореним охолодженням у воді високовуглецевої низьколегованої сталі після загартовування на мартенсит без відпуску. Встановлено, що в структурі зони термічного впливу твердий мартенситний прошарок розташовано не впритул до границі сплавлення, а відділено від неї шаром аустеніту.

Практична цінність. Показано принципову можливість зварювання термічно оброблених високовуглецевих зносостійких сталей без погіршення структури, яку отримано попередньою термічною обробкою.

Ключові слова: високовуглецева низьколегована сталь, зварювання, прискорене охолодження, зона термічного впливу, мікроструктура, твердість.

Kalinin Yu. A., Shumilov A. A., Petryshynets I., Efremenko V. G., Brykov M. N. Structure of near-weld zone of quenched high-carbon steel after welding with rapid cooling

Purpose. Study the structure of the heat-affected zone of a welded joint of high-carbon low-alloy steel hardened to martensite after manual arc welding with accelerated cooling.

Research methods. Optical and scanning electron microscopy was used to study microstructures. The hardness of the samples was measured using Vickers hardness tester equipped with a computer-controlled positioning and indentation of the sample, as well as determining the diagonals of the prints.

Results. Plates of martensite-hardened high-carbon low-alloyed steel and low-carbon steel immersed in water (except edges to be welded) are welded by manual arc welding. The microstructure of the welded joint was investigated. The sizes of characteristic areas of heat-affected zones and the hardness of the material at various distances from the fusion boundary were determined.

Scientific novelty. For the first time, high-carbon steel quenched to martensite without tempering was welded with simultaneous accelerated cooling in water. It has been established that in the structure of the heat-affected zone a solid martensitic layer is not adjacent to the fusion boundary, but is separated from it by a layer of austenite.

Practical value. The principal possibility of welding heat-treated high-carbon wear-resistant steels without deterioration the structure obtained by preliminary heat treatment is shown.

Key words: high-carbon low-alloyed steel, welding, rapid cooling, heat affected zone, microstructure, hardness.

УДК 669.017

Д-р техн. наук Мазур В. І., канд. техн. наук Бірюкович Л. О.

Національний технічний університет України «КПІ ім. І. Сікорського»

ВПЛИВ ВМІСТУ АЛЮМІНІЮ НА МІКРОСТРУКТУРУ І ФАЗОВИЙ СКЛАД СПЛАВІВ Ti-Si-Al ЕВТЕКТИЧНОГО ТИПУ

Мета роботи. Вивчення мікроструктури, фазового складу та параметрів кристалічної решітки фазових складових композиційних сплавів системи Ti-Si-Al, які вміщують такі (наступні) фази: α -Ti, Ti_3Si_3 , TiAl та Ti_3Al .

Методи дослідження. Растрова електронна мікроскопія, рентгенофазовий аналіз.

Отримані результати. В експериментальних сплавах зафіксовано утворення двох двофазних (α -Ti + Ti_3Si_3 та $Ti_{2,9}Al_{2,1}$ + Ti_3Si_3) евтектик і однієї трифазної (α -Ti + γ + $Ti_3(Si, Al)_3$). Визначено параметри кристалічних решіток і співвідношення часток фазових складових. Збільшення вмісту алюмінію в експериментальних сплавах призводить до зменшення об'єму елементарної комірки для α -Ti та α_2 - Ti_3Al в результаті зменшення параметрів кристалічної решітки, і до збільшення для силіциду Ti_3Si_3 .

Наукова новизна. Вперше встановлена можливість утворення альтернативних двофазних евтектик α -Ti + $Ti_3(Si, Al)_3$ та $Ti_{2,9}Al_{2,1}$ + Ti_3Si_3 . Визначено вплив вмісту алюмінію на закономірність зміни параметрів кристалічних решіток фазових складових експериментальних сплавів. Зі збільшенням вмісту алюмінію в евтектичних сплавах характерно збільшення доли первинного силіциду титану $Ti_3(Si, Al)_3$ і появи інтерметалідів Ti_3Al та TiAl. Збільшення вмісту алюмінію призводить до значного зменшення параметрів a , b , c та об'єму кристалічної комірки фаз α - Ti_3Al та α -Ti і до збільшення цих параметрів фази $Ti_3(Si, Al)_3$.

Практична цінність. Визначено послідовність фазових реакцій у процесі структуроутворення сплавів. Виявлення евтектико-евтектоїдного процесу уможливило керування подрібненням структурних складових з метою підвищення тріщиностійкості сплавів в перебігу проектування технології для заданого сплаву.

Ключові слова: евтектика, мікроструктура, система Ti-Si-Al, фазовий склад.

Вступ

Конструкційні сплави евтектичного типу на основі системи Ti-Si-Al принципово відрізняються від існуючих промислових титанових сплавів тим, що в них використовується додатковий механізм зміцнення титанової матриці внаслідок створення структури природного композиту, яка утворюється у результаті перебігу евтектичної кристалізації під час охолодження і рідкого сплаву [1–2].

При цьому легована титанова матриця пронизана волокнами або пластинами силіциду Ti_3Si_3 , який характеризується високою міцністю за кімнатної та високих температур. Лабораторні, а також стендові моторні іспити форсованих дизельних двигунів, які було укомплектовано деталями циліндро-поршневої групи, виготовленими зі сплаву TiCAD, показали їх високу надійність у робочому циклі близькому до адіабатного з відключеним повітряним охолодженням циліндрів, в детонаційному режимі з використанням для робочої суміші повітря із домішками кварцового пилу [3], тобто в умовах одночасного знакозмінного механічного навантаження, високих робочих температур, агресивного середовища, абразивних домішок.

Сплави даної системи є достатньо перспективними для створення конструкційних матеріалів з вищим рівнем жароміцності та жаростійкості. Одним з можли-

вих напрямків є розробка композицій, які б додатково включали в якості армуючих ще й фази Ti_3Al та/або TiAl.

Зважаючи на те, що міцність, пластичність та інші службові характеристики є структурно-чутливими властивостями, важливо орієнтуватися, яку структуру отримують ливарні сплави із заданими концентраціями легуючих елементів. Однак, фазові діаграми таких складних систем будувалися з використанням компонентів високої чистоти. Інформація про вплив домішок, які мають у своєму складі компоненти, доступні на ринках України, є відсутня. Тому тема даної роботи, що присвячена вивченню впливу вмісту алюмінію промислової чистоти на мікроструктуру та параметри кристалічної решітки фазових складових в Ti-Si-Al сплавах є актуальною.

Постановка задачі

Вивчити мікроструктуру, фазовий склад та параметри кристалічної решітки фазових складових композиційних сплавів системи Ti-Si-Al, які вміщують такі фази: α -Ti, $Ti_3(Si, Al)_3$, TiAl та Ti_3Al .

Огляд літератури

Цілеспрямований пошук конструкційних сплавів на базі системи Ti-Si-Al є можливим лише на підставі достовірної інформації про фазові рівноваги в очікуваному концентраційному інтервалі цих сплавів.

Результати

На рисунку 2 зображено мікроструктура експериментальних сплавів. Вона є типовою для сплавів евтектичного типу і складається із первинного силіциду $Ti_5(Si,Al)_3$ (рис. 1а–в), первинних кристалів γ -алюмініду γ -TiAl (рис. 1з) та двофазної (α -Ti + $Ti_5(Si,Al)_3$) і трифазної (α -Ti + $Ti_5(Si,Al)_3$ + γ -TiAl) евтектик – рис. 1.

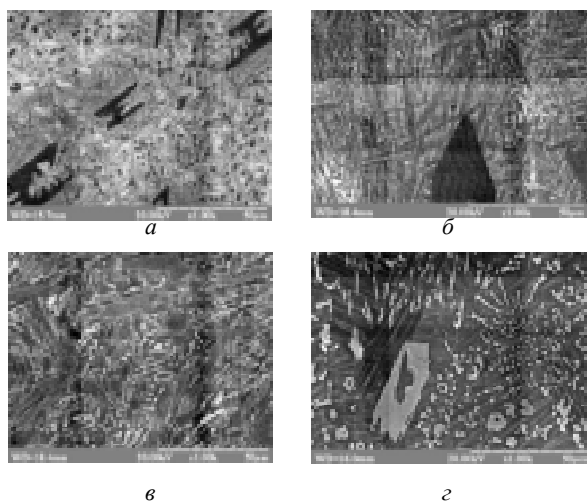


Рис. 2. Мікроструктура експериментальних сплавів системи Ti-Si-Al6:

а – сплав 1; б – сплав 2; в – сплав 3; з – сплав 4

За даними рентгеноструктурного аналізу (таблиці з переліком міжплосинних відстаней для кожного сплаву надано у Додатках А1–А5) експериментальні сплави складаються з таких фаз: α -Ti (сплав 1а, дифрактограма – додаток А1), α - $Ti_{2,9}Al_{2,1}$ (сплав 1б, дифрактограма – додаток А2), $Ti_5(Si,Al)_3$, α_2 - Ti_3Al та γ -TiAl (табл. 2).

Кристалічна структура фаз α - Ti_3Al та α - $Ti_{2,9}Al_{2,1}$: DO_{19} , ГПУ упорядкована; γ -TiAl: $L1_0$ тетрагональна упорядкована; α -Ti: гексагональна; Ti_5Si_3 : гексагональна.

Дані дифракційного аналізу кількісного співвідношення фаз наведені в табл. 3.

В сплавах 1а і 1б зафіксовано різне співвідношення між силіцидом Ti_5Si_3 і α -Ti та α - $Ti_{2,9}Al_{2,1}$. Це спричиняє різний ступінь евтектичності обох сплавів. Для пояснення цього явища необхідні додаткові дослідження. Але зважаючи на те, що дифрактограми обох фаз дуже близькі (Додаток А5), що обумовлює дуже близькі величини відповідних параметрів обох кристалічних решіток – з однієї сторони, а також існування двох альтернативних версій діаграм фазових рівноваг в системі Ti-Al (рис. 3), на одній з яких б-фаза утворює дві відокремлені фазові області – з іншої, можна припустити, що причиною є амфотерна природа алюмінію, який в залежності від природи сусіднього атому може змінювати характер донорно-акцепторної парної взаємодії. В цьому випадку ефекти металургійної спадковості можуть відігравати значну роль.

Таблиця 2 – Параметри кристалічної структури фазових складових

Сплав	Фаза	Просторова група	a, Å	b, Å	c, Å	α	β	γ	Об'єм V, Å ³
1а	α -Ti	P6 ₃ /mmc	2,9296	2,9296	4,6737	90	90	120	34,737
1б	α - $Ti_{2,9}Al_{2,1}$	P6 ₃ /mmc	2,9288	2,9288	4,6734	90	90	120	34,717
2	α -Ti	P6 ₃ /mmc	2,9151	2,9151	4,5454	90	90	120	33,44
3	α -Ti	P6 ₃ /mmc	2,8968	2,8968	4,5676	90	90	120	33,194
1а	Ti_5Si_3	P6 ₃ /mcm	7,4823	7,4823	5,1784	90	90	120	251,074
1б	Ti_5Si_3	P6 ₃ /mcm	7,4835	7,4835	5,1793	90	90	120	251,203
2	Ti_5Si_3	P6 ₃ /mcm	7,5092	7,5092	5,1945	90	90	120	253,66
3	Ti_5Si_3	P6 ₃ /mcm	7,4950	7,4950	5,1956	90	90	120	252,83
4	Ti_5Si_3	P6 ₃ /mcm	7,5172	7,5172	5,1957	90	90	120	254,24
2	α_2 - Ti_3Al	P6 ₃ /mmc	5,8082	5,8082	4,6579	90	90	120	136,08
3	α_2 - Ti_3Al	P6 ₃ /mmc	5,7774	5,7774	4,6294	90	90	120	133,82
4	α_2 - Ti_3Al	P6 ₃ /mmc	5,7491	5,7491	4,6166	90	90	120	132,145
4	γ -TiAl	P4/mmm	2,8575	2,8575	4,0973	90	90	90	33,456

Таблиця 3 – Співвідношення фазових складових (мас. %) експериментальних сплавів

Сплав № → Фаза ↓	1а	1б	2	3	4
α -Ti	82,8	–	6,27	1,06	–
α - $Ti_{2,9}Al_{2,1}$	–	70,2	–	–	–
Ti_5Si_3	17,2	29,8	21,45	58,11	33,41
α_2 - Ti_3Al	–	–	72,28	40,83	47,11
γ -TiAl	–	–	–	–	19,48

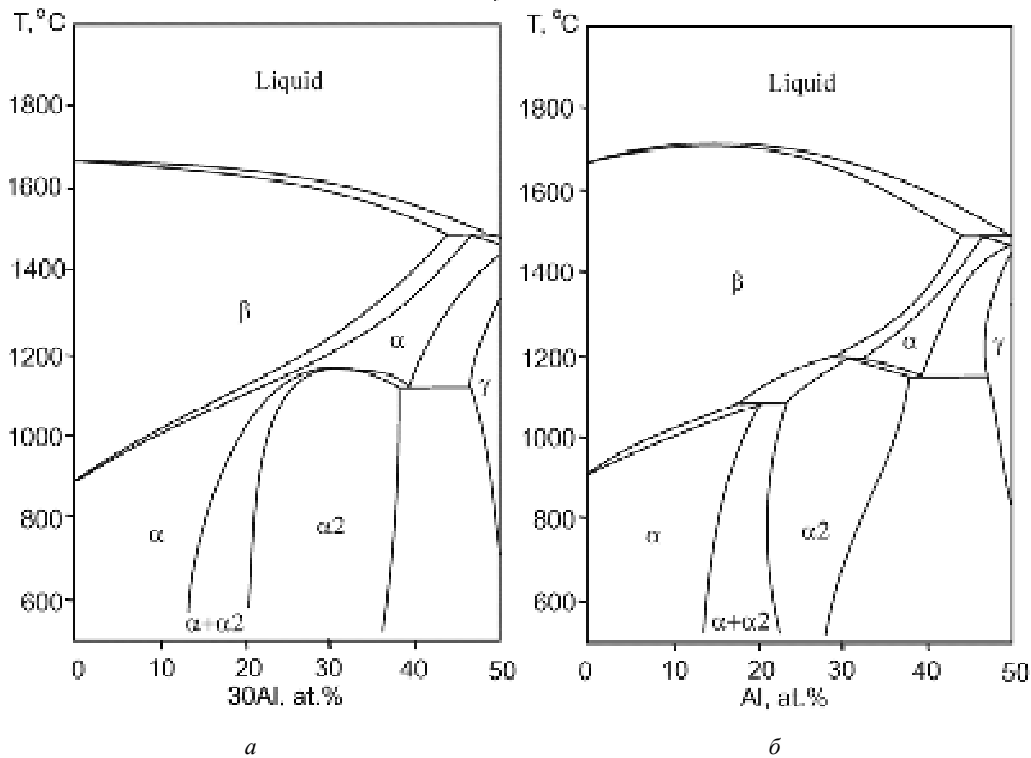


Рис. 3. Альтернативні версії фазової діаграми Ti-Al [7]: а – з однією областю α - фази; б – з двома областями α - фази

Згідно з фазовими діаграмами (рис. 1) і експериментальними даними утворення сплавів евтектичного типу відбувається у 4 етапи.

1. Зародження і ріст в рідині первинних кристалів $Ti_5(Si, Al)_3$ та зміна концентрації рідкої фази в сторону евтектичної лінії.

2. Кристалізація двофазної евтектики $L \rightarrow L + Ti_5(Si, Al)_3 + \alpha-Ti$.

3. Кристалізація трифазної евтектики $L + Ti_5(Si, Al)_3 + \alpha-Ti \rightarrow Ti_5(Si, Al)_3 + \alpha-Ti + \gamma-TiAl$.

4. Евтектоїдне перетворення за температур нижче $1120\text{ }^\circ\text{C}$ $Ti_5(Si, Al)_3 + \alpha-Ti + \gamma-TiAl \rightarrow Ti_5(Si, Al)_3 + \alpha_2-Ti_3Al + \gamma-TiAl$ для сплавів з $c_{Al} < 42\%$, а в сплавах з більшою концентрацією алюмінію відбувається перетворення за схемою $Ti_5(Si, Al)_3 + \alpha-Ti + \gamma-TiAl \rightarrow Ti_5(Si, Al)_3 + \gamma-TiAl$. В сплавах з концентрацією $44\% > c_{Al} > 42\%$ можлива реакція $Ti_5(Si, Al)_3 + \gamma-TiAl \rightarrow Ti_5(Si, Al)_3 + \alpha_2-Ti_3Al + \gamma-TiAl$ не евтектоїдного типу, а в результаті різкого зменшення розчинності Al в $\gamma-TiAl$ фазі, а можливо і в $Ti_5(Si, Al)_3$ за температур нижче $1100\text{ }^\circ\text{C}$.

На основі мікроаналізу сплаву №4 та роботи [6] на рис. 1а вузлова точка U_2 відповідає чотирифазній рівновазі не перитектичного, а евтектичного типу: $L \leftrightarrow Ti_5(Si, Al)_3 + \alpha-Ti + \gamma-TiAl$. Помилка можливо викликана тим, що автору розрахункової роботи [4] було невідомо про існування локального температурного максимуму на тальвегу трифазної рівноваги $L \leftrightarrow Ti_5(Si, Al)_3 + \gamma-TiAl$ для 60 ат. % Ti. Тому напрям стрілки на лінії тальвегу справа від U_2 потрібно змінити на зворотний.

Легування титан-кремнієвих сплавів алюмінієм у кількості більшій за 5 мас. % призводить до зміщення точки трифазної евтектичної рівноваги в область нижчого вмісту кремнію. Це стимулює збільшення частки первинних кристалів силіциду $Ti_5(Si, Al)_3$, які зберігаються до повного охолодження сплаву. З точки зору досягнення високих рівнів службових властивостей присутність великих кристалів цієї фази є не бажаним внаслідок великої твердості та крихкості цієї фази. Оскільки ці кристали з'являються у сплаві у першу чергу з розплаву зменшення їх розмірів можливе лише за рахунок зменшення концентрації кремнію у сплаві.

Як впливає із аналізу мікроструктур (рис. 1) в усіх сплавах зберігається тонко диференційована структура, характерна для евтектичних сплавів. Це означає, що в низькотемпературних твердофазних перетвореннях беруть участь α та γ - фази саме евтектичного генезису. Це явище позитивне, тому що лінійний розмір дендритних відгалужень низькотемпературної α_2 - фази на декілька порядків може бути менше, ніж, наприклад, у структурі добре відомих $\alpha_2 + \gamma$ сплавах типу дуплексних γ - алюмінідів.

Окремий інтерес викликають особливості мікроструктури трифазного евтектоїду $Ti_5(Si, Al)_3 + \alpha_2-Ti_3Al + \gamma-TiAl$ (рис. 1б-г). Оскільки між високотемпературною і низькотемпературними фазами евтектоїдного генезису існують певні кристалографічні співвідношення – з одного боку, і, оскільки в межах евтектичної колонії евтектичні фази представляють безперервні гілки дендриту даної фази [8] – з іншого, то можна пояснити

ефект суміщення структурних картин первинної евтектичної і вторинної евтектоїдної структури, як це видно на рис. 1б–г.

По суті, тут реалізована ідея додаткового зміцнення за рахунок евтектоїдного перетворення, яке разом з евтектичним утворило цікавий продукт зі складною мікроструктурою – «композит в композиті». Оскільки закономірності обох типів перетворень добре відомі, то це дає основу успішного проектування конкретних технологій, які забезпечать необхідну тонку диференціацію кристалів фазових складових і тим самим покращать службові властивості, перш за все тріщиностійкість.

Висновки

1. В сплаві № 1 зафіксовано можливість утворення однієї з двох ізоморфних фаз: α -Ti та α -Ti_{2,9}Al_{2,1} з близь-

кими параметрами кристалічних решіток. Проте масова частка цих фаз в двофазній евтектиці з силіцидом Ti₅(Si, Al)₃ суттєво розрізняється.

2. В експериментальних сплавах зафіксовано утворення двох двофазних α -Ti + Ti₅(Si, Al)₃ та Ti_{2,9}Al_{2,1} + Ti₅(Si, Al)₃ евтектик і однієї трифазної α -Ti + γ + Ti₅(Si, Al)₃.

3. Зі збільшенням вмісту алюмінію в експериментальних сплавах параметри кристалічної решітки α -Ti та α_2 -Ti₃Al і об'єм елементарної комірки зменшуються, в той час, як в силіциді Ti₅(Si, Al)₃ ці величини збільшуються.

4. Евтектоїдне перетворення $(\alpha$ -Ti) + γ + Ti₅(Si, Al)₃ → α_2 + γ + Ti₅(Si, Al)₃ додатково подрібнює диференційованість фазових складових, що може бути використано у розробці технології функціональних сплавів з метою покращення їх службових властивостей.

Додатки

Додаток А1. Міжплощинні відстані фазових складових сплава № 1а

No.	2-theta(deg)	d(ang.)	Height(cps)	Phasename
1	27.535	3.23671	17.9022	Ti ₅ Si ₃ (2,0,0)
2	29.4573	3.02972	17.7059	Ti ₅ Si ₃ (1,1,1)
3	34.6955	2.58335	8.31662	Ti ₅ Si ₃ (0,0,2)
4	35.415(15)	2.5325(10)	42(5)	α -Ti (1,0,0)
5	36.712(15)	2.4459(10)	78(6)	Ti ₅ Si ₃ (2,1,0)
6	37.4348	2.40037	14.5574	Ti ₅ Si ₃ (1,0,2)
7	38.60(3)	2.3304(19)	54(5)	α -Ti (0,0,2)
8	40.523(9)	2.2243(5)	189(10)	α -Ti (1,0,1), Ti ₅ Si ₃ (2,1,1)
9	41.782(19)	2.1601(9)	44(5)	Ti ₅ Si ₃ (3,0,0)
10	42.44(3)	2.1279(12)	32(4)	Ti ₅ Si ₃ (1,1,2)
11	51.8301	1.7625	9.17998	Ti ₅ Si ₃ (2,2,1)
12	53.33(2)	1.7165(7)	37(4)	Ti ₅ Si ₃ (1,0,2)
13	53.9664	1.69767	11.042	Ti ₅ Si ₃ (3,1,1)
14	56.7537	1.62073	8.38456	Ti ₅ Si ₃ (4,0,0)
15	61.06(6)	1.5162(13)	11(2)	Ti ₅ Si ₃ (2,2,2)
16	62.8089	1.47825	11.4417	Ti ₅ Si ₃ (3,1,2)
17	63.50(3)	1.4638(5)	37(4)	α -Ti (1,1,0)
18	65.15(8)	1.4306(16)	9(2)	Ti ₅ Si ₃ (3,2,1)
19	66.03(6)	1.4137(12)	15(3)	Ti ₅ Si ₃ (4,1,0)
20	68.1913	1.37409	11.2648	Ti ₅ Si ₃ (4,0,2)
21	71.05(5)	1.3256(7)	23(3)	α -Ti (1,0,3)
22	72.9009	1.29649	7.66535	Ti ₅ Si ₃ (5,0,0)
23	74.727	1.26927	8.73438	α -Ti (2,0,0), Ti ₅ Si ₃ (2,2,3)
24	76.80(2)	1.2400(3)	29(4)	α -Ti (1,1,2), Ti ₅ Si ₃ (4,1,2)
25	77.85(3)	1.2260(4)	29(4)	α -Ti (2,0,1), Ti ₅ Si ₃ (4,2,0)
26	80.4939	1.19223	8.39067	Ti ₅ Si ₃ (4,2,1)
27	82.8(2)	1.165(2)	4.2(14)	α -Ti (0,0,4), Ti ₅ Si ₃ (5,1,0)
28	84.4826	1.14582	6.77775	Ti ₅ Si ₃ (2,1,4)
29	85.2515	1.13744	6.10735	Ti ₅ Si ₃ (5,1,1)
30	86.3568	1.12569	6.68962	Ti ₅ Si ₃ (3,2,3)
31	87.58(8)	1.1131(8)	3.1(12)	α -Ti (2,0,2), Ti ₅ Si ₃ (3,0,4)
32	93.1329	1.06074	10.224	α -Ti (1,0,4), Ti ₅ Si ₃ (5,1,2)
33	95.728	1.03874	10.7565	Ti ₅ Si ₃ (5,2,0)
34	98.1789	1.01925	10.7846	Ti ₅ Si ₃ (5,2,1)
35	99.14	1.01193	8.0862	Ti ₅ Si ₃ (3,3,3)
36	102.183	0.989889	8.47569	Ti ₅ Si ₃ (6,1,0)
37	103.369	0.981739	13.0675	α -Ti (2,0,3)
38	107.459	0.95541	7.28618	Ti ₅ Si ₃ (4,1,4)
39	110.24(14)	0.9390(8)	9(2)	α -Ti (2,1,1), Ti ₅ Si ₃ (4,4,0)
40	114.93(17)	0.9136(9)	7.1(19)	α -Ti (1,1,4), Ti ₅ Si ₃ (5,0,4)

Додаток А2. Міжплощинні відстані фазових складових сплава №1б

No.	2-theta(deg)	d(ang)	Height(cps)	Phasename
1	27.535	3.23671	17.9022	Ti ₅ Si ₃ (2,0,0)
2	29.4573	3.02972	17.7059	Ti ₅ Si ₃ (1,1,1)
3	34.6955	2.58335	8.31662	Ti ₅ Si ₃ (0,0,2)
4	35.415(15)	2.5325(10)	42(5)	α-Al2.1 Ti2.9(1,0,0)
5	36.712(15)	2.4459(10)	78(6)	Ti ₅ Si ₃ (2,1,0)
6	37.4348	2.40037	14.5574	Ti ₅ Si ₃ (1,0,2)
7	38.60(3)	2.3304(19)	54(5)	α-Al2.1 Ti2.9(0,0,2)
8	40.523(9)	2.2243(5)	189(10)	Ti ₅ Si ₃ (2,1,1),α-Al2.1 Ti2.9(1,0,1)
9	41.782(19)	2.1601(9)	44(5)	Ti ₅ Si ₃ (3,0,0)
10	42.44(3)	2.1279(12)	32(4)	Ti ₅ Si ₃ (1,1,2)
11	51.8301	1.7625	9.17998	Ti ₅ Si ₃ (2,2,1)
12	53.33(2)	1.7165(7)	37(4)	α-Al2.1 Ti2.9(1,0,2)
13	53.9664	1.69767	11.042	Ti ₅ Si ₃ (3,1,1)
14	56.7537	1.62073	8.38456	Ti ₅ Si ₃ (4,0,0)
15	61.06(6)	1.5162(13)	11(2)	Ti ₅ Si ₃ (2,2,2)
16	62.8089	1.47825	11.4417	Ti ₅ Si ₃ (3,1,2)
17	63.50(3)	1.4638(5)	37(4)	α-Al2.1 Ti2.9(1,1,0)
18	65.15(8)	1.4306(16)	9(2)	Ti ₅ Si ₃ (3,2,1)
19	66.03(6)	1.4137(12)	15(3)	Ti ₅ Si ₃ (4,1,0)
20	68.1913	1.37409	11.2648	Ti ₅ Si ₃ (4,0,2)
21	71.05(5)	1.3256(7)	23(3)	α-Al2.1 Ti2.9(1,0,3)
22	72.9009	1.29649	7.66535	Ti ₅ Si ₃ (5,0,0)
23	74.727	1.26927	8.73438	Ti ₅ Si ₃ (2,2,3),α-Al2.1 Ti2.9(2,0,0)
24	76.80(2)	1.2400(3)	29(4)	Ti ₅ Si ₃ (4,1,2),α-Al2.1 Ti2.9(1,1,2)
25	77.85(3)	1.2260(4)	29(4)	Ti ₅ Si ₃ (4,2,0),α-Al2.1 Ti2.9(2,0,1)
26	80.4939	1.19223	8.39067	Ti ₅ Si ₃ (4,2,1)
27	82.8(2)	1.165(2)	4.2(14)	Ti ₅ Si ₃ (5,1,0),α-Al2.1 Ti2.9(0,0,4)
28	84.4826	1.14582	6.77775	Ti ₅ Si ₃ (2,1,4)
29	85.2515	1.13744	6.10735	Ti ₅ Si ₃ (5,1,1)
30	86.3568	1.12569	6.68962	Ti ₅ Si ₃ (3,2,3)
31	87.58(8)	1.1131(8)	3.1(12)	Ti ₅ Si ₃ (3,0,4),α-Al2.1 Ti2.9(2,0,2)
32	93.1329	1.06074	10.224	Ti ₅ Si ₃ (5,1,2),α-Al2.1 Ti2.9(1,0,4)
33	95.728	1.03874	10.7565	Ti ₅ Si ₃ (5,2,0)
34	98.1789	1.01925	10.7846	Ti ₅ Si ₃ (5,2,1)
35	99.14	1.01193	8.0862	Ti ₅ Si ₃ (3,3,3)
36	102.183	0.989889	8.47569	Ti ₅ Si ₃ (6,1,0)
37	103.369	0.981739	13.0675	α-Al2.1 Ti2.9(2,0,3)
38	107.459	0.95541	7.28618	Ti ₅ Si ₃ (4,1,4)
39	110.24(14)	0.9390(8)	9(2)	Ti ₅ Si ₃ (4,4,0),α-Al2.1 Ti2.9(2,1,1)
40	114.93(17)	0.9136(9)	7.1(19)	Ti ₅ Si ₃ (5,0,4),α-Al2.1 Ti2.9(1,1,4)

Додаток А3. Міжплощинні відстані фазових складових сплава № 2

No	2-theta(deg)	d(ang)	Height(cps)	Phasename
1	26.18(4)	3.401(5)	8(2)	Ti ₃ Al (1,0,1)
2	27.49(6)	3.242(7)	9(2)	Ti ₅ Si ₃ (2,0,0)
3	29.4614	3.02931	12.0753	Ti ₅ Si ₃ (1,1,1)
4	31.0158	2.88095	7.10996	Ti ₃ Al (1,1,0)
5	34.5617	2.59305	15.5049	Ti ₅ Si ₃ (0,0,2)
6	35.87(2)	2.5015(14)	58(5)	Ti ₃ Al (2,0,0),α-Ti(1,0,0)
7	36.694(6)	2.4471(4)	25(4)	Ti ₅ Si ₃ (2,1,0)
a	37.31(4)	2.408(3)	14(3)	Ti ₅ Si ₃ (1,0,2)
9	38.81(2)	2.3184(13)	78(6)	Ti ₃ Al (0,0,2)
10	39.565	2.27591	9.59745	Ti (0,0,2)
11	40.880(10)	2.2057(5)	278(12)	Ti ₃ Al (2,0,1), Ti ₅ Si ₃ (2,1,1),α-Ti(1,0,1)
12	41.77(4)	2.161(2)	15(3)	Ti ₅ Si ₃ (3,0,0)
13	42.37(2)	2.1315(11)	33(4)	Ti ₅ Si ₃ (1,1,2)
14	53.83(3)	1.7016(10)	29(4)	Ti ₃ Al (2,0,2), Ti ₅ Si ₃ (3,1,1)
15	60.92(7)	1.5196(17)	8(2)	Ti ₅ Si ₃ (2,2,2)
16	64.24(2)	1.4487(4)	21(3)	Ti ₃ Al (2,2,0),α-Ti(1,1,0)
17	65.97(9)	1.4148(18)	9(2)	Ti ₅ Si ₃ (4,1,0)
18	68.14(3)	1.3751(5)	12(2)	Ti ₅ Si ₃ (4,0,2)
19	71.56(4)	1.3175(6)	29(4)	Ti ₃ Al (2,0,3)
20	72.7377	1.299	8.65014	Ti ₅ Si ₃ (0,0,4),α-Ti(1,0,3)
21	75.7494	1.25466	8.23412	Ti ₃ Al (4,0,0), Ti ₅ Si ₃ (3,3,0)
22	77.51(5)	1.2305(6)	29(4)	Ti ₃ Al (2,2,2), Ti ₅ Si ₃ (1,1,4),α-Ti(1,1,2)
23	78.84(8)	1.2131(10)	13(3)	Ti ₃ Al (4,0,1), Ti ₅ Si ₃ (3,3,1),α-Ti(2,0,1)
24	83.0(2)	1.163(2)	5.3(16)	Ti ₃ Al (0,0,4), Ti ₅ Si ₃ (5,1,0)
25	84.4929	1.1457	10.5866	Ti ₅ Si ₃ 2,1,4
26	87.6503	1.11238	10.9499	Ti ₅ Si ₃ (3,0,4)
27	88.3789	1.10509	10.7204	Ti ₃ Al (4,0,2),α-Ti(2,0,2)
28	93.7222	1.05562	8.98547	Ti ₃ Al (2,0,4), Ti ₅ Si ₃ (3,1,4)
29	104.13(18)	0.9766(12)	4.7(15)	Ti ₃ Al (4,0,3), Ti ₅ Si ₃ (3,2,4)
30	105.89(2)	0.96518	8(2)	Ti ₃ Al (3,3,0), Ti ₅ Si ₃ (5,1,3)
31	107.323	0.95624	8.79058	Ti ₃ Al (3,0,4), Ti ₅ Si ₃ (4,1,4),α-Ti(2,1,0)
32	111.841	0.93	18.628	Ti ₃ Al (4,2,1), Ti ₅ Si ₃ (5,3,0)
33	116.03(12)	0.9082(6)	8(2)	Ti ₃ Al (2,2,4), Ti ₅ Si ₃ (2,2,5)

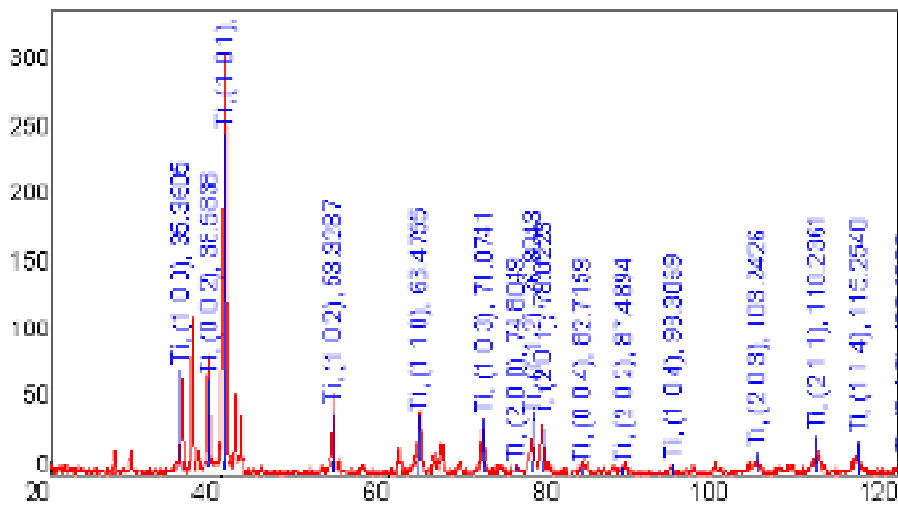
Додаток А 4. Міжплощинні відстані фазових складових сплава № 3

No.	2-theta(deg)	d(ang.)	Height(cps)	Phasename
1	21.8902	4.05692	13.9396	TiAl (0,0,1)
2	26.39(11)	3.374(14)	6.2(18)	Ti ₃ Al (1,0,1)
3	27.3654	3.25639	12.5385	Ti ₅ Si ₃ (2,0,0)
4	29.41(3)	3.034(3)	19(3)	Ti ₅ Si ₃ (1,1,1)
5	31.3793	2.84839	6.23503	TiAl (1,0,0), Ti ₃ Al (1,1,0)
6	36.142(5)	2.4832(4)	41(5)	Ti ₃ Al (2,0,0)
7	36.62(3)	2.452(2)	18(3)	Ti ₅ Si ₃ (2,1,0)
8	37.372(10)	2.4043(6)	34(4)	Ti ₅ Si ₃ (1,0,2)
9	38.69(4)	2.325(2)	30(4)	TiAl (1,0,1)
10	39.08(2)	2.3030(12)	33(4)	Ti ₃ Al (0,0,2)
11	40.668(14)	2.2167(7)	91(7)	Ti ₅ Si ₃ (2,1,1)
12	41.207(13)	2.1889(7)	186(10)	Ti ₃ Al (2,0,1)
13	42.327(11)	2.1336(5)	93(7)	Ti ₅ Si ₃ (1,1,2)
14	44.69(15)	2.026(6)	3.9(14)	Ti ₅ Si ₃ (2,0,2), TiAl (0,0,2)
15	50.6346	1.80127	10.9289	Ti ₅ Si ₃ (3,1,0), TiAl (1,1,1), Ti ₃ Al (1,1,2)
16	51.8079	1.76321	7.41396	Ti ₅ Si ₃ (2,2,1)
17	54.22(4)	1.6903(11)	26(4)	Ti ₃ Al (2,0,2)
18	55.3793	1.65765	3.94549	Ti ₅ Si ₃ (3,0,2), TiAl (1,0,2), Ti ₃ Al (3,0,0)
19	60.996(9)	1.5178(2)	20(3)	Ti ₅ Si ₃ (2,2,2)
20	64.9091	1.4354	10.3722	Ti ₅ Si ₃ (3,2,1), TiAl (1,1,2), Ti ₃ Al (2,2,0)
21	65.86(10)	1.417(2)	8(2)	Ti ₅ Si ₃ (4,1,0), TiAl (2,0,0)
22	72.105(18)	1.3088(3)	29(4)	Ti ₃ Al (2,0,3)
23	78.30(8)	1.2201(10)	20(3)	Ti ₅ Si ₃ (4,2,0), TiAl (1,0,3), Ti ₃ Al (2,2,2)
24	79.58(7)	1.2036(9)	16(3)	Ti ₅ Si ₃ (2,0,4), Ti ₃ Al (4,0,1)
25	82.8336	1.16439	8.17119	Ti ₅ Si ₃ (5,1,0)
26	84.3979	1.14675	5.88095	Ti ₅ Si ₃ (2,1,4)
27	87.4614	1.1143	6.43076	Ti ₅ Si ₃ (3,0,4)
28	89.2213	1.09682	9.24979	Ti ₅ Si ₃ (4,1,3), Ti ₃ Al (4,0,2)
29	94.6964	1.04731	8.96929	Ti ₅ Si ₃ (4,3,1), Ti ₃ Al (2,0,4)
30	105.39(7)	0.9684(4)	9(2)	Ti ₅ Si ₃ (5,1,3), Ti ₃ Al (4,0,3)
31	107.25(5)	0.9567(3)	9(2)	Ti ₅ Si ₃ (4,1,4), Ti ₃ Al (3,3,0)
32	113.05(16)	0.9235(9)	6.9(19)	Ti ₅ Si ₃ (6,1,2), TiAl (3,0,1), Ti ₃ Al (4,2,1)
33	117.81(11)	0.8995(5)	14(3)	Ti ₅ Si ₃ (6,2,0), TiAl (3,1,0), Ti ₃ Al (2,2,4)

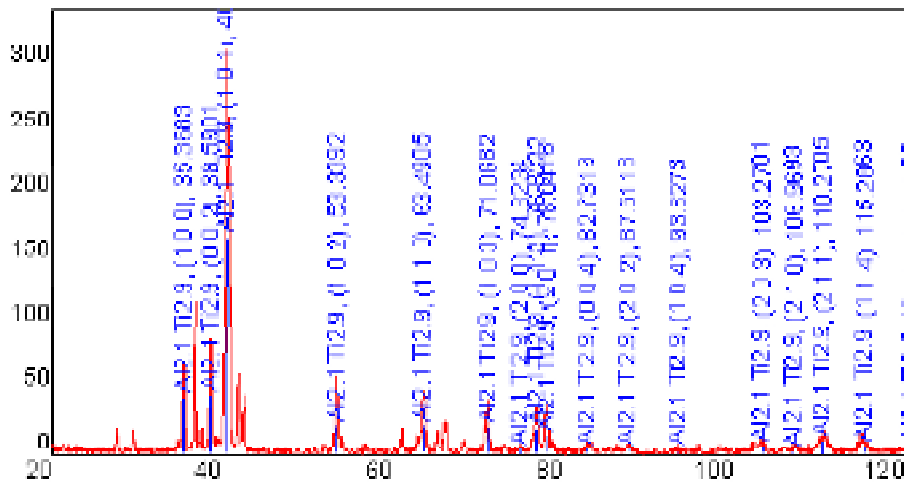
Додаток А5. Міжплощинні відстані фазових складових сплава № 4

No.	2-theta(deg)	d(ang.)	Height(cps)	Phasename
1	26.17(3)	3.403(4)	16(3)	Ti ₃ Si (1,0,1)
2	27.469(7)	3.2443(8)	68(6)	Ti ₅ Si ₃ (2,0,0)
3	29.3934	3.03616	17.478	Ti ₅ Si ₃ (1,1,1)
4	30.8672	2.89447	14.3985	Ti ₃ Si (1,1,0)
5	34.511	2.59675	17.4017	Ti ₅ Si ₃ (0,0,2)
6	35.92(3)	2.4980(18)	46(5)	Ti ₃ Si (2,0,0), α -Ti (1,0,0)
7	36.55(4)	2.457(2)	19(3)	Ti ₅ Si ₃ (2,1,0)
8	37.345(10)	2.4060(6)	23(3)	Ti ₅ Si ₃ (1,0,2)
9	38.898(5)	2.3134(3)	64(6)	Ti ₃ Si (0,0,2)
10	40.590(8)	2.2208(4)	149(9)	Ti ₅ Si ₃ (2,1,1)
11	40.941(7)	2.2025(4)	217(10)	Ti ₃ Si (2,0,1)
12	41.687(3)	2.16483(17)	469(15)	Ti ₅ Si ₃ (3,0,0)
13	42.220(16)	2.1387(8)	42(5)	Ti ₅ Si ₃ (1,1,2)
14	53.92(4)	1.6990(11)	30(4)	Ti ₃ Si (2,0,2), Ti ₅ Si ₃ (3,1,1), α -Ti (1,0,2)
15	56.604(17)	1.6247(4)	41(5)	Ti ₅ Si ₃ (4,0,0)
16	60.84(2)	1.5214(5)	6.8(18)	Ti ₅ Si ₃ (2,2,2)
17	64.34(4)	1.4468(9)	16(3)	Ti ₃ Si (2,2,0), α -Ti (1,1,0)
18	66.038(16)	1.4136(3)	30(4)	Ti ₅ Si ₃ (2,1,3)
19	67.9177	1.37896	8.57399	Ti ₅ Si ₃ (4,0,2)
20	71.73(3)	1.3147(5)	27(4)	Ti ₃ Si (2,0,3)
21	72.645(13)	1.3004(2)	53(5)	Ti ₅ Si ₃ (5,0,0), α -Ti (1,0,3)
22	74.6141	1.27091	16.1049	Ti ₅ Si ₃ (2,2,3)
23	75.9698	1.25157	14.349	Ti ₃ Si (4,0,0), Ti ₅ Si ₃ (3,3,0), α -Ti (2,0,0)
24	77.93(6)	1.2249(8)	18(3)	Ti ₃ Si (2,2,2), Ti ₅ Si ₃ (4,2,0)
25	79.25(12)	1.2078(15)	11(2)	Ti ₃ Si (4,0,1), Ti ₅ Si ₃ (3,3,1), α -Ti (2,0,1)
26	82.8619	1.16406	8.64496	Ti ₅ Si ₃ (5,1,0)
27	84.2539	1.14834	9.15224	Ti ₃ Si (3,2,0), Ti ₅ Si ₃ (2,1,4)
28	88.7574	1.10135	10.463	Ti ₃ Si (4,0,2), α -Ti (2,0,2)
29	94.2025	1.0515	10.9561	Ti ₃ Si (2,0,4), Ti ₅ Si ₃ (3,1,4)
30	104.74(3)	0.9726(2)	6.6(18)	Ti ₃ Si (4,0,3), Ti ₅ Si ₃ (6,1,1)
31	107.13	0.95743	16.2029	Ti ₅ Si ₃ (4,1,4)
32	112.29(12)	0.9276(7)	10(2)	Ti ₃ Si (4,2,1), Ti ₅ Si ₃ (5,3,0), α -Ti (2,1,1)

Додаток Б. Співставлення дифракційних картин α -титану та α -Ti_{2.9}Al_{2.1}



Ti_{2.9}Al_{2.1}



Список літератури

1. Titanium matrix composites / Mazur V. I., Taran Yu. N., Firstov S. A. at al. PCT Patent WO 94/20644, Publ. 15.09.1994.
2. Titanium matrix composites / Mazur V. I., Taran Yu. N., Firstov S. A. at al. Patent 5366570 USA, Publ. 22.11.1994.
3. Мазур В. И. Конструкционный материал на основе титана для деталей двигателей внутреннего сгорания / В. И. Мазур, С. В. Капустникова // Конструкционные, инструментальные порошковые и композиционные материалы : сб. науч. трудов. – Л., 1991. – С. 9–10.
4. Perrot Pierre. Aluminium -Silicon -Titanium / Pierre Perrot. – Landolt-Börnstein : New Series IV/11A4. – MSIT. – P. 1–15.
5. Turney D. H. Studies of phase relationships and transformation processes of Ti alloy system. Part VI: The Ti-rich corner of the Ti-Al-Si system : technical report / D. H. Turney, F. A. Crossey. – Wright Air Development Center, 1954. – P. 54–101.
6. Phase equilibrium in the α -Ti-Al-Si region of the Ti-Si-Al system / M. Bulanova, L. Tretyachenko, M. Golovkova, K. Meleshevich // Journal of phase equilibrium and diffusion. – 1997. – Vol. 25, No 3. – P. 209–229.
7. C. R. de Farias Azevedo. Microstructure and phase relationship in Ti-Al-Si system / C. R. de Farias Azevedo and H. M. Flower // Materials Science and Technology. – 1999. – Vol. 15. – P. 869–877.
8. Таран Ю. Н. Структура эвтектических сплавов / Ю. Н. Таран, Мазур В. И. – М. : Металлургия, 1978. – 312 с.

Одержано 08.07.2019

Мазур В.И., Бирюкович Л.О. Влияние алюминия на микроструктуру и фазовый состав сплавов Ti-Si-Al эвтектического типа

Цель работы. Изучение микроструктуры, фазового состава и параметров кристаллической решетки фазовых составляющих композиционных сплавов системы Ti-Si-Al, которые содержат фазы: α -Ti, Ti_5Si_3 , TiAl и Ti_3Al .

Методы исследования. Растровая электронная микроскопия, рентгенофазовый анализ.

Полученные результаты. В экспериментальных сплавах зафиксировано образование двух двофазных (α -Ti + Ti_5Si_3 и $Ti_{2,9}Al_{2,1}$ + Ti_5Si_3) и одной трехфазной α -Ti + γ + $Ti_5(Si,Al)_3$ эвтектики. Определены параметры кристаллических решеток и соотношение долей фазовых составляющих. С увеличением содержания алюминия в экспериментальных сплавах параметры кристаллической решетки α -Ti и α_2 - Ti_3Al и объем элементарной ячейки уменьшаются, а в силициде $(Ti_5Si,Al)_3$ эти величины увеличиваются.

Научная новизна. Впервые установлена возможность образования альтернативных двухфазных эвтектик α -Ti + Ti_5Si_3 и $Ti_{2,9}Al_{2,1}$ + Ti_5Si_3 . Определено влияние содержания алюминия на закономерность изменения параметров кристаллической решетки фазовых составляющих экспериментальных сплавов. С увеличением содержания алюминия в заэвтектических сплавах характерно доли первичного силицида титану Ti_5Si_3 и появления интерметаллидов Ti_3Al и TiAl. Увеличение содержания алюминия приводит к значительному уменьшению параметров a , b , c и объема кристаллической ячейки фаз α - Ti_3Al и α -Ti. Увеличение этих параметров наблюдали в фазе $(Ti_5Si,Al)_3$.

Практическая ценность. Определена последовательность фазовых реакций в процессе структурообразования сплавов. Выявление эвтектико-эвтектоидного процесса делает возможным измельчение структурных составляющих с целью увеличения трещиностойкости сплавов при проектировании технологического процесса для заданного сплава.

Ключевые слова: микроструктура, фазовый состав, эвтектика, система Ti-Si-Al.

Mazur V., Birjukovich L. Effect of aluminium on the microstructure and phase composition of eutectic type Ti-Si-Al alloys

Purpose. The study of microstructure, phase composition and parameters of crystal lattice of Ti-Si-Al composite alloys containing the next phase: α -Ti, Ti_5Si_3 , TiAl and Ti_3Al .

Research methods. SEM, light microscopy, XRD with base data.

Obtained results. Two bi-phase (α -Ti, Ti_5Si_3 , TiAl and Ti_3Al) eutectic and three-phase α -Ti + γ + $Ti_5(Si,Al)_3$ one have been registered in experimental alloys. The parameters of crystalline lattice have been determined. The increasing of Al content leads both to reduction of parameters of α -Ti and α_2 - Ti_3Al crystal lattice and crystal cell volume. These value of Ti_5Si_3 are reduced.

Scientific novelty. For the first time two alternative eutectic α -Ti + Ti_5Si_3 and $Ti_{2,9}Al_{2,1}$ + Ti_5Si_3 have been found. With increasing of Al content in hyper eutectic alloys the value of Ti_5Si_3 increases and Ti_3Al appears as well. The increasing of Al content leads to decreasing parameters of crystalline cells of α - Ti_3Al and α -Ti and to increasing ones of $Ti_5(Si,Al)_3$.

Practical value. It was determined the sequence of phase reactions. Identification the eutectic- eutectoid process makes it possible to control grinding grains the structural constituents in the purpose increasing the fracture toughness during design the technology for given alloys.

Key words: microstructure, phase content, eutectic, system Ti-Si-Al.

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 621.789

Кравцов В. В.

НУ «Запорізька політехніка», г. Запоріжжє

УЛЬТРАЗВУКОВОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС ВЕРТОЛЕТНОЙ ТРАНСМИССИИ

Цель работы. Оценка влияния ультразвукового упрочнения (УЗУ) на сопротивления усталости, величину и характер распределения остаточных напряжений в поверхностном слое образцов зубчатых колес из стали 16ХЗНВФМБ-Ш вертолетной трансмиссии.

Методы исследования. Для проведения сравнительных испытаний на усталость были изготовлены специальные образцы с выкружкой в количестве 34 шт. Материал образцов зубчатых колес – сталь 16ХЗНВФМБ-Ш. Технологический процесс изготовления выкружки образцов аналогичен техпроцессу обработки впадин зубьев исследуемых зубчатых колес вертолетной трансмиссии.

Часть образцов (17 шт.) испытывались в исходном состоянии, остальные – подвергались ультразвуковому упрочнению шариками. Испытания проводились на вибростенде ВЭДС-400 при комнатной температуре и резонансных колебаниях по первой изгибной форме консольно закрепленных образцов.

Полученные результаты. На основе результатов экспериментальных исследований, показано влияние ультразвукового упрочнения на сопротивление усталости, величину и характер распределения остаточных напряжений сжатия в поверхностном слое образцов из стали 16ХЗНВФМБ-Ш.

Научная новизна. Экспериментальные исследования показали, что ультразвуковое упрочнение повышает сопротивление усталости образцов из стали 16ХЗНВФМБ-Ш и формирует в их поверхностном слое остаточные напряжения сжатия в диапазоне от -533 до -23 МПа. Предел выносливости исходных образцов составляет $\sigma_{-1} = 588$ МПа. Предел выносливости образцов с выкружкой, поверхность которых подвергалась ультразвуковому упрочнению стальными шариками, составляет $\sigma_{-1} = 666$ МПа.

Практическая ценность. На основании полученных результатов данного эксперимента возможно разработать рациональный технологический процесс изготовления зубчатых колес из стали 16ХЗНВФМБ-Ш вертолетной трансмиссии, обеспечивающий их высокие эксплуатационные характеристики.

Ключевые слова: зубчатые колеса, ультразвуковое упрочнение, экспериментальные данные, сопротивление усталости, остаточные напряжения, вертолетная трансмиссия, качество материала, диаграмма, сравнительные испытания, образцы, предел выносливости.

Введение

В практике эксплуатации вертолетной техники одной из причин отказов является нарушение устойчивой работы главного редуктора, что сопровождается аварийными ситуациями.

Зубчатые передачи относятся к числу наиболее ответственных и сложных элементов вертолетных редукторов, определяющих во многом их технический уровень и работоспособность. В настоящее время недостаточное качество зубчатых передач в значительной степени ограничивает повышение характеристик вертолетных редукторов. Технологии изготовления зубчатых передач главных вертолетных редукторов рассмотрены в ограниченном числе работ, изданных еще в 60–80-е годы прошлого столетия.

Технология производства зубчатых колес вертолетной трансмиссии является одной из сложных и про-

блемных задач, требующей наличия специального дорогостоящего оборудования, технологической оснастки и специалистов высокой квалификации. Совершенствование технологических процессов изготовления зубчатых колес в части решения проблемных вопросов повышения качества и производительности обработки сводится не только к анализу и обобщению мирового опыта, но и к необходимости постоянного проведения теоретических, экспериментальных и производственных исследований, характерных для отечественного машиностроения [1, 2].

Данная статья посвящена исследованию влияния ультразвукового упрочнения на сопротивления усталости, величину и характер распределения остаточных напряжений в поверхностном слое образцов зубчатых колес из стали 16ХЗНВФМБ-Ш вертолетной трансмиссии. Так как работоспособность зубчатых колес в ре-

шающей степени зависит от точности изготовления и качества поверхностного слоя зубьев, которое должно быть высоким, чтобы в условиях действия больших контактных напряжений, сил трения и контактных температур рабочие поверхности могли противостоять повреждению и усталостному разрушению, в сфере вертолетостроения данный вопрос является актуальным [3, 4].

Анализ источников и публикаций

Состояние поверхностного слоя конструкционного материала, применяемого для изготовления зубчатых колес главных вертолетных редукторов, представляет собой важный фактор, определяющий эксплуатационные характеристики изделия. Вызвано это тем, что разрушение конструкционного материала детали обычно начинается с её поверхности, а это приводит не только к потере необходимой прочности, но и к ухудшению условий эксплуатации детали.

Надежность работы вертолетных редукторов во многом зависит от выносливости тяжело нагруженных при работе зубчатых колес. Разрушения от усталости деталей практически всегда начинаются с поверхностного слоя, где обычно имеется значительное количество различных дефектов. Упрочнение методом поверхностного пластического деформирования является эффективным технологическим способом повышения сопротивления усталости зубчатых колес.

В процессе ультразвукового упрочнения поверхностный слой подвергается пластическому деформированию – наклепу. При этом повышаются сопротивление деформации и твердость поверхности, изменяется микрогеометрия поверхности, уменьшается количество микроконцентраторов напряжений.

Существенную роль играет величина и знак остаточных напряжений. В процессе эксплуатации растягивающие напряжения складываются с действующими циклическими растягивающими напряжениями, ускоряется процесс разупрочнения и образования трещин от усталости.

К достоинствам ультразвукового упрочнения следует отнести возможность применения данной технологии для деталей, имеющих сложнопрофильную геометрию. При этом достигается благоприятное распределение внутренних напряжений в металле и такое структурное состояние, при котором удается повысить в два-три раза запас прочности деталей, работающих при переменных нагрузках, и увеличить срок службы в десятки раз [5–7].

Объект исследования

Объект исследования – процесс ультразвукового упрочнения образцов зубчатых колес из стали 16ХЗНВФМБ-Ш.

Методика проведения исследований

Для проведения сравнительных испытаний на усталость были изготовлены специальные образцы с выкружкой в кол-ве 34 шт., форма и размеры которых представлены на рис. 1. Материал образцов – сталь 16ХЗНВФМБ-Ш. Технологический процесс изготовления выкружки образцов аналогичен техпроцессу обработки впадин зубьев исследуемых зубчатых колес.

Часть образцов (17 шт.) испытывались в исходном состоянии, остальные подвергались УЗУ шариками. Схема УЗУ и общий вид установки представлены на рис. 2, 3 соответственно. В таком виде образцы поступили на испытания, которые проводились на вибростенде ВЭДС-400 при комнатной температуре и резонансных колебаниях по первой изгибной форме консоли закрепленных образцов.

Максимальные напряжения при этом развивались по выкружке в сечении А-А (см. рис. 1). Частота колебаний $f = 440-475$ Гц, база испытаний $N = 20 \cdot 10^6$ циклов. Режимы УЗУ для проведения исследований остаточных напряжений на образцах представлены в таблице 1.

Результаты исследований и их обсуждение

Напряжения при испытаниях устанавливались и контролировались по величине двойной амплитуды коле-

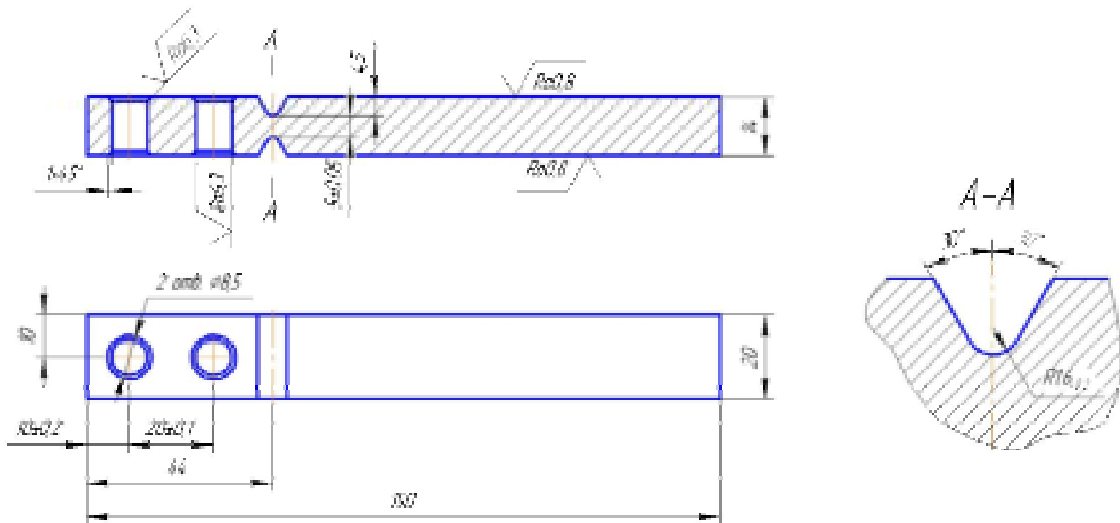


Рис. 1. Эскиз образца для испытаний на усталость

баний образца. Расчет напряжений в сечении А-А проводился по результатам статической тарировки: приложением тарированного груза и измерением прогиба на конце консольно зажатого образца. Результаты испытаний на усталость представлены в таблицах 2, 3.

Определение характера и величины остаточных напряжений после УЗУ проводилось на образцах разме-

Таблица 1 – Режимы ультразвукового упрочнения образцов для проведения исследования остаточных напряжений на образцах из стали 16ХЗНВФМБ-Ш

№ образца	Диаметр шариков, мм	Масса шариков, г	Время упрочнения, мин	Интенсивность по прибору
У-1	0,68	50	10±0,3	38...40 ед.
	1,0	250		
У-2	0,68	150	10±0,3	30...32 ед.
	1,0	250		
У-3	0,68	100	10±0,3	28...30 ед.
	1,0	250		
У-4	0,68	100	10±0,3	19...20 ед.
	1,0	300		
У-5	0,68	150	10±0,3	14 ед.
	1,0	350		

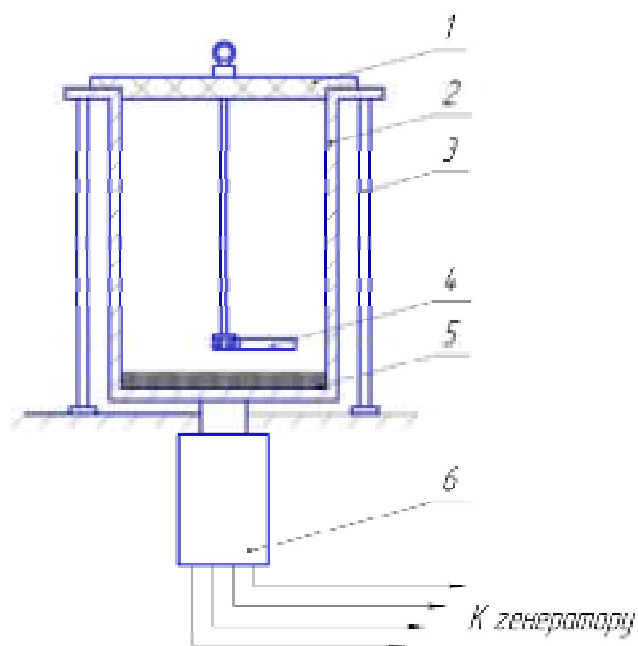


Рис. 2. Принципиальная схема ультразвукового упрочнения: 1 – крышка; 2 – концентратор; 3 – стойки; 4 – испытываемый образец из стали 16ХЗНВФМБ-Ш; 5 – шарики; 6 – магнитострикционный преобразователь



Рис. 3. Общий вид установки для ультразвукового упрочнения

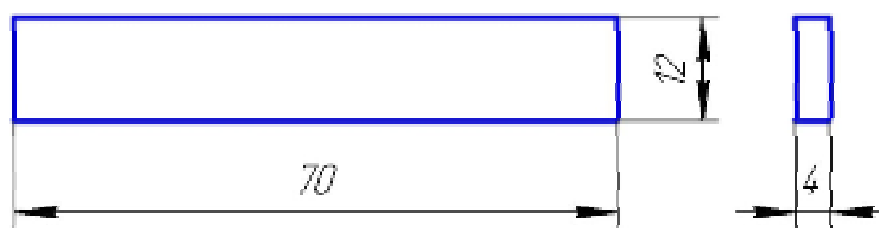


Рис. 4. Эскиз образца для исследования остаточных напряжений

рами 70г12г4 мм (рис. 4), изготовленных из стали 16ХЗНВФМБ-Ш с цементацией по серийной технологии. Измерения остаточных напряжений проводились на приборе ПИОН-2.

Результаты измерений остаточных напряжений изложены в таблице 4 (где И-1 – исходный образец, У-1 ... У-5 – образцы после УЗУ шариками) и на обобщенной диаграмме на рис. 5.

Таблиця 2 – Результати испытаний на усталость исходных образцов из стали 16ХЗНВФМБ-Ш

№п /п	№ образца	Амплитуда колебаний 2А, мм	Напряжение в сечении I-I, МПа	Число циклов, млн	Примечание
1	И-1	2,0	784	0,14	Разрушился
2	И-2	1,8	706	0,20	Разрушился
3	И-17	1,8	706	0,13	Разрушился
4	И-13	1,7	666	20,0	Не разрушился
5	И-14	1,7	666	0,40	Разрушился
6	И-15	1,7	666	20,0	Не разрушился
7	И-16	1,7	666	20,0	Не разрушился
8	И-3	1,6	627	20,0	Не разрушился
9	И-4	1,6	627	6,15	Разрушился
10	И-10	1,6	627	20,0	Не разрушился
11	И-11	1,6	627	6,15	Разрушился
12	И-5	1,5	588	20,0	Не разрушился
13	И-6	1,5	588	20,0	Не разрушился
14	И-7	1,5	588	20,0	Не разрушился
15	И-8	1,5	588	20,0	Не разрушился
16	И-9	1,5	588	20,0	Не разрушился
17	И-12	1,5	588	20,0	Не разрушился

Таблиця 3 – Результаты испытаний на усталость образцов с ультразвуковым упрочнением выкружки из стали 16ХЗНВФМБ-Ш

№ п/п	№ образца	Амплитуда колебаний 2А, мм	Напряжение в сечении I-I, МПа	Число циклов, млн	Примечание
1	У-1	2,0	784	0,36	Разрушился
2	У-2	1,8	706	20,0	Не разрушился
3	У-3	1,8	706	0,08	Разрушился
4	У-16	1,8	706	20,0	Не разрушился
5	У-17	1,8	706	20,0	Не разрушился
6	У-8	1,7	666	20,0	Не разрушился
7	У-9	1,7	666	20,0	Не разрушился
8	У-10	1,7	666	20,0	Не разрушился
9	У-11	1,7	666	20,0	Не разрушился
10	У-12	1,7	666	0,85	Разрушился
11	У-15	1,7	666	20,0	Не разрушился
12	У-4	1,6	627	20,0	Не разрушился
13	У-5	1,6	627	20,0	Не разрушился
14	У-6	1,6	627	20,0	Не разрушился
15	У-7	1,6	627	20,0	Не разрушился
16	У-13	1,6	627	20,0	Не разрушился

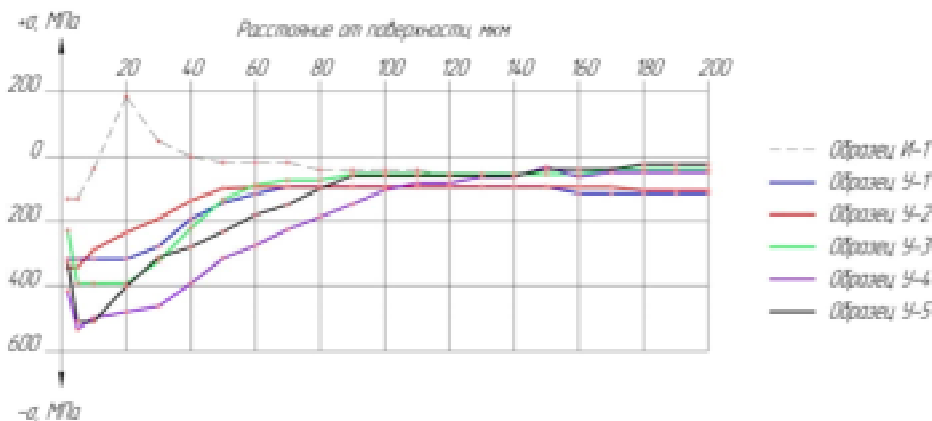


Рис. 5. Распределение остаточных напряжений в поверхностном слое образцов

Таблица 4 – Результаты исследования остаточных напряжений на образцах из стали 16ХЗНВФМБ-Ш

№ образца		И-1	У-1	У-2	У-3	У-4	У-5
Расстояние от поверхности, мкм	2	-130,3	-316,5	-342	-228,3	-415,5	-326,3
	5	-130,3	-316,5	-342	-392	-533,1	-510,6
	10	-39,2	-316,5	-288,1	-392	-497,8	-510,6
	20	+186,2	-316,5	-235,2	-392	-480,2	-401,8
	30	+48	-277,3	-192,1	-323,4	-462,6	-310,7
	40	0	-193	-136,2	-221,5	-392	-279,3
	50	-17,6	-143,1	-98	-133,3	-313,6	-232,3
	60	-17,6	-115,6	-94,1	-87,2	-274,4	-180,3
	70	-17,6	-93,1	-94,1	-72,5	-225,4	-149
	80	-40,2	-93,1	-94,1	-72,5	-187,2	-99
	90	-40,2	-93,1	-94,1	-53,9	-147	-58,8
	100	-40,2	-93,1	-94,1	-53,9	-102,9	-58,8
	110	-40,2	-93,1	-94,1	-53,9	-82,3	-58,8
	120	-59,8	-93,1	-94,1	-53,9	-82,3	-58,8
	130	-59,8	-93,1	-94,1	-53,9	-61,7	-58,8
	140	–	-93,1	-94,1	-53,9	-61,7	-58,8
	150	–	-93,1	-94,1	-53,9	-32,3	-39,2
	160	–	-113,7	-94,1	-53,9	-61,7	-39,2
	170	–	-113,7	-94,1	-39,2	-47	-39,2
	180	–	-113,7	-104,9	-39,2	-47	-23,5
190	–	-113,7	-104,9	-39,2	-47	-23,5	
200	–	-113,7	-104,9	-39,2	-47	-23,5	

Выводы

Экспериментальные исследования показали, что ультразвуковое упрочнение повышает сопротивление усталости образцов из стали 16ХЗНВФМБ-Ш и формирует в их поверхностном слое остаточные напряжения сжатия в диапазоне от -533 до -23 МПа.

Предел выносливости исходных образцов составляет $\sigma_{-1} = 588$ МПа.

Предел выносливости образцов с выкружкой, поверхность которых подвергалась ультразвуковому упрочнению стальными шариками, составляет $\sigma_{-1} = 666$ МПа.

Список литературы

1. Клепиков В. В. Технология обработки зубчатых колес : моногр. / В. В. Клепиков. – М. : ИНФРА-М, 2017. – 409 с.
2. Кравцов В. В. Влияние ультразвукового упрочнения на качество изготовления зубчатых колес главных вертолетных редукторов / В. В. Кравцов // Вестник двигателестроения. – 2017. – № 2. – С. 138–142.
3. Елисеев Ю.С. Научные основы совершенствования технологии изготовления зубчатых колес ГТД / Елисеев Ю.С. // Двигатель. – 2001. – № 4 (16). – С. 10–13.
4. Производство зубчатых колес газотурбинных двигателей : Произв.-практ. издание / Ю. С. Елисеев, В. В. Крымов, И. П. Нежурин и др.; под ред. Ю. С. Елисеева. – М. : Высш. шк., 2001. – 493 с.
5. Коновалов Д. И. Метод ультразвукового упрочнения поверхностей узлов и деталей авиационных газотурбинных двигателей как одна из перспективных технологий в авиастроении / Д. И. Коновалов, Г. Г. Ширваньянц // Молодой ученый. – 2015. – Вып. 22. – С. 141–147.
6. Голямина И. П. Ультразвук. Маленькая энциклопедия / И. П. Голямина. – М. : Советская энциклопедия, 1979. – 400 с.
7. Ультразвуковые колебания и их влияние на механические характеристики конструкционных материалов : сб. науч. тр./ отв. ред. В. А. Кузьменко. – К. : Наук. думка, 1986. – 208 с.

Одержано 15.05.2019

Кравцов В. В. Ультразвукове зміцнення зубчатих коліс вертолітної трансмісії

Мета роботи. Оцінка впливу ультразвукового зміцнення на опір утомленості, величину і характер розподілення залишкових напружень у поверхневому шарі зразків зубчатих коліс із сталі 16ХЗНВФМБ-Ш вертолітної трансмісії.

Методи дослідження. Для проведення порівняльних випробувань на втомленість були виготовлені спеціальні зразки з викруткою у кількості 34 шт. Матеріал зразків зубчатих коліс – сталь 16ХЗНВФМБ-Ш. Технологічний процес виготовлення викружки зразків аналогічний технологічному процесу обробки впадин зубців дослідних зубчатих коліс вертолітної трансмісії.

Частина зразків (17 шт.) випробувались в початковому стані, інші – піддавались ультразвуковому зміцненню шариками. Випробування проводились на вібростенді ВЭДС-400 при кімнатній температурі та резонансних коливаннях по першій згинальній формі консольно закріплених зразків.

Отримані результати. На основі результатів експериментальних досліджень, показано вплив ультразвукового зміцнення на опір втомленості, величину і характер розподілення залишкових напружень стиску у поверхневому шарі зразків із сталі 16ХЗНВФМБ-Ш.

Наукова новизна. Експериментальні дослідження показали, що ультразвукове зміцнення підвищує опір втомленості зразків із сталі 16ХЗНВФМБ-Ш і формує в їх поверхневому шарі залишкові напруження стиску в діапазоні від -533 до -23 Мпа. Межа витримки вихідних зразків складає $\sigma_{-1} = 588$ МПа. Межа витримки зразків з викруткою, поверхня яких піддавалася ультразвуковому зміцненню стальними шариками, складає $\sigma_{-1} = 666$ МПа.

Практична цінність. На основі отриманих результатів даного експерименту можливо розробити раціональний технологічний процес виготовлення зубчатих коліс із сталі 16ХЗНВФМБ-Ш вертолітної трансмісії, що забезпечує їх високі експлуатаційні характеристики.

Ключові слова: зубчаті колеса, ультразвукове зміцнення, експериментальні дані, опір втомленості, залишкові напруження, вертолітна трансмісія, якість матеріалу, діаграма, порівняльні випробування, зразки, межа витримки.

Kravtsov V. Ultrasonic hardening of the gear wheels of helicopter transmission

Purpose. Evaluation of the effect of ultrasonic hardening on endurance strength, the magnitude and nature of the distribution of residual stresses in the surface layer of samples of gear wheels from steel 16ХЗНВФМБ-Ш of helicopter transmission is done.

Methods of research. For comparative tests on fatigue, special samples were made with a fillet in a number of 34 pieces, samples material of gear wheels is steel 16ХЗНВФМБ-Ш, the technological process of making fillet samples is similar to the technological process of processing the cavities of the teeth of helicopter transmission gear wheels were used.

Some samples (17 pcs.) were tested in the initial state, the rest of samples were subjected to ultrasonic hardening with balls. The tests were carried out on a ВЭДС-400 vibrostand at room temperature and resonant vibrations in the first bending form of cantilevered samples.

Received results. In the work, based on the results of experimental studies, the effect of ultrasonic hardening on fatigue resistance, the magnitude and nature of the distribution of residual compressive stresses in the surface layer of samples of steel 16ХЗНВФМБ-Ш were shown.

Scientific novelty. Experimental studies have shown that ultrasonic hardening increases the fatigue resistance of samples from steel 16ХЗНВФМБ-Ш and forms in their surface layer the residual compressive stresses in the range from -533 to -23 МПа. The endurance limit of the original samples is $\sigma_{-1} = 588$ МПа. The endurance limit of samples with a fillet, which surface was subjected to ultrasonic hardening with steel balls, is $\sigma_{-1} = 666$ МПа.

Practical value. Based on the results of this experiment, it is possible to develop a rational technological process for the manufacture of gear wheels from steel 16ХЗНВФМБ-Ш of helicopter transmission, ensuring their high performance.

Key words: gear wheels, ultrasonic hardening, experimental data, fatigue resistance, residual stress, helicopter transmission, the quality of the material, diagram, comparative tests, samples, endurance limit.

ПРИМЕНЕНИЕ ТИТАНОВЫХ ПОРОШКОВ С НЕСФЕРИЧЕСКОЙ ФОРМОЙ ЧАСТИЦ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ИЗДЕЛИЙ МЕТОДАМИ 3D ПЕЧАТИ

Цель работы. Получить опытные титановые порошковые материалы с несферической формой частиц для изготовления изделий методами аддитивных технологий.

Методы исследования. Растровая электронная микроскопия, металлографические исследования микроструктуры в оптическом микроскопе.

Полученные результаты. Отработана технологическая цепочка получения титановых порошковых материалов с несферической формой частиц, которые удовлетворяют требованиям к сырью для аддитивных технологий. Определены основные технологические параметры процессов гидрирования исходных заготовок их механического измельчения и последующей глубокой дегазации. Получены экспериментальные образцы в виде колец, изготовленные с использованием титановых порошков несферической формы, с применением опытной установки для 3D печати.

Научная новизна. Установлено влияние морфологии частиц титановых порошковых материалов на уплотняемость слоев формируемых при получении изделий методами аддитивных технологий.

Практическая ценность. Разработана технологическая схема получения более дешевых (в сравнении со сферическими) титановых порошков с отходов деформационной обработки титановых сплавов.

Ключевые слова: титан, технология, порошок, морфология, фракция, слой, насыпная плотность, печать, изделие.

Введение

Внедрение в производство новых технологий, в основу которых положены принципы ресурсосбережения и повышения технологичности и экологичности, является, безусловно, актуальной задачей. Наиболее благоприятным и перспективным решением в этом случае являются методы послойного выращивания изделий и деталей. Применение аддитивных технологий является перспективным решением в развитии различных отраслей промышленности (особенно, таких как высокоточное машиностроение и авиадвигателестроение), позволяющим получать готовые изделия, а также изготавливать необходимую технологически сложную оснастку. Эти технологии (Additive Manufacturing) позволяют объединить в себе главные преимущества таких методов получения изделий, как порошковая металлургия, литейное производство и наплавка. Указанные аддитивные технологии (3D печать) предполагают изготовление изделия по данным цифровой модели (или САД-файла) методом послойного добавления материала [1]. Процессы послойного наращивания изделий различными методами 3D печати приобретают все большую популярность, поскольку обладают рядом значительных преимуществ перед существующими, традиционными методами изготовления, обработки и ремонта деталей [2]. Формирование изделий происходит пошагово, в соответствии с конфигурацией сечений цифровой модели и соединения каждого последую-

щего слоя с предыдущим, (в отличие от существующей технологии обработки металлов резаньем, когда материал как бы послойно снимается) [3, 4].

Технологии 3D печати позволяют объединить в себе не только преимущества порошковой металлургии, (такие как, например, высокий коэффициент использования материала, чего часто невозможно достигнуть методами литья), но также преимущества литейного производства, а именно получение деталей сложной геометрии и различной конфигурации.

Постановка проблемы

Несмотря на все достоинства и преимущества, которые предоставляет использование 3D печати, остается ряд проблем, сдерживающих распространение этой технологии в промышленности. Одной из них является необходимость тщательных исследований свойств (механических, физических) получаемых изделий из различных порошковых материалов, в зависимости от таких факторов, как влияние фракционного состава и формы самих частиц, что безусловно очень важно при изготовлении изделий и сложных деталей авиационного назначения (лопатки, диски и т. д.). При этом следует отметить, что на сегодняшний день уже существует номенклатура изделий, получаемых методами 3D печати, которые устанавливаются на газотурбинные двигатели производства зарубежных компаний. Еще одной важной проблемой является дороговизна оборудования для 3D печати, хотя, исходя из опыта предприятий,

которые внедряют в своем производстве технологии послойного выращивания изделий, можно сделать вывод, что главным сдерживающим фактором на пути к широкому применению АМ-технологий является дороговизна порошкового сырья для объемной печати. Особенно это сказывается при использовании порошков титана как легированных, так и нелегированных, поскольку основную роль в ценообразовании здесь играет не столько стоимость лигатур, сколько стоимость самой технологии получения порошков необходимой сферической формы.

Методика и результаты исследований

Анализ технологических показателей производства порошков, их преимуществ и недостатков показал, что наиболее перспективным материалом для аддитивных технологий являются порошки, получаемые по гидридной технологии. Такой материал имеет низкоразвитые поверхности граней порошинок, приближенных по форме к сфероидам. Он менее, чем остальные, загрязнен примесями, поскольку сам водород способствует очищению титана при дегидрировании [5, 6].

Поэтому нами предложено использование титановых порошков, которые были предварительно подвергнуты операциям гидрирования и дегидрирования в технологической цепочке их производства для дальнейшего получения изделий различными методами аддитивных технологий.

Совокупность технологических решений при производстве таких порошков титана позволяет получать более плотный материал с меньшим содержанием вредных примесей, что повышает качество порошка и улучшает морфологию его частиц. На рис. 1 показан внешний вид и структура сферических и несферических порошков.

В работе [7] содержится информация о возможности, в отличие от стандартных технологий, получать упрощенными способами изделия и какие-либо детали сборных конструкций из титановых порошковых мате-

риалов с несферической формой частиц из отходов производства титановых поковок и проката. Что положительно сказывается на себестоимости производства изделий методами аддитивных технологий. Преимуществами такого рода титановых порошков является, в технологическом плане, возможность лучшего компактирования, в сравнении со сферическими порошками, каждого слоя создаваемого изделия, благодаря более качественному сцеплению и плотности заполнения пространства [8]. Это, в свою очередь, ускоряет процесс формирования каждого последующего сплавленного (или спеченного) слоя с меньшим расходом затрачиваемой энергии, что обеспечивает высокий уровень коэффициента полезного действия аддитивного процесса создания изделий и установки в целом.

С другой стороны, технология получения самих порошков, в отличие от технологии получения порошков с частицами сферической формы, является во много раз более дешевой, что в конечном итоге обеспечивает значительную экономию процесса по получению изделий и деталей сборных конструкций. Дополнительно, следует отметить (смотри работы [5–8]), что главной особенностью формируемых слоев в условиях процесса реализации 3D печати является то, что каждый слой имеет большую насыпную плотность (по сравнению с порошковыми материалами со сферической формой частиц). Это, связано с тем, что уменьшается концентрация внутренних пустот в слоях сформированного материала (пор, несплошностей, каверн, непролагов и т. д.). Это, прежде всего, объясняется тем, что при лучшем сцеплении несферических частиц порошкового материала уменьшается объем пустот внутреннего пространства. Что и обеспечивает при сцеплении в сравнительном плане более высокую плотность материала. В подтверждение всего вышесказанного приводим результаты получения некоторых изделий на примере опытных кольцевых образцов (рис. 2), полученных впервые с помощью технологии 3D печати.

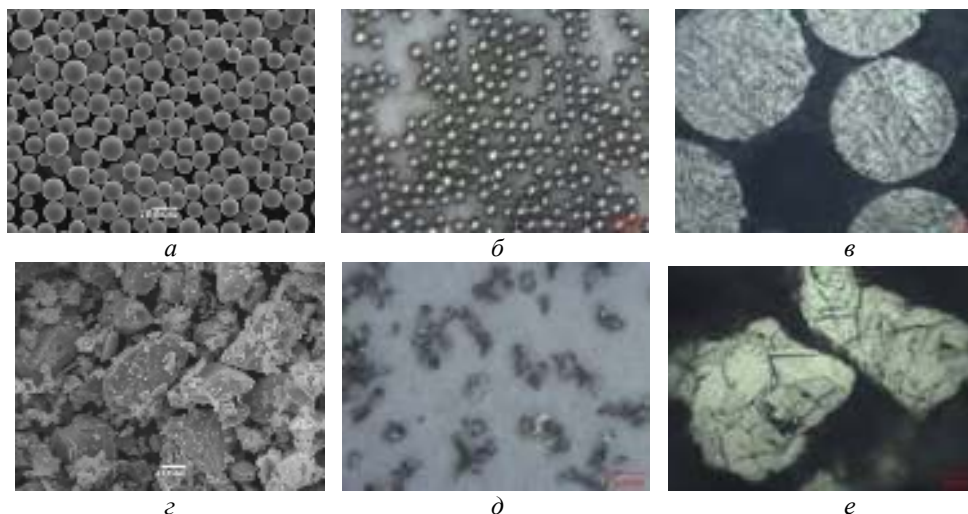


Рис. 1. Внешний вид и структура сферических (а, б, в) и несферических (z, д, е) порошков титана (фракция – 80 мкм)



Рис. 2. Внешний вид изделия, полученного методом 3D печати из титановых порошковых материалов с несферической формой частиц

Все это позволяет уменьшить общее количество внутренних дефектов будущих изделий и деталей при применении машин различного типа действия с использованием порошковых материалов с несферической формой частиц.

Выводы

Разработана ресурсосберегающая технологическая схема (включающая в себе переработку отходов) производства титановых порошковых материалов, с несферической формой частиц, которые удовлетворяют требованиям аддитивных процессов выращивания изделий.

Установлено, что неправильная морфология частиц титановых порошков положительно сказывается на плотности укладки при формировании слоев материала для 3D печати.

Получены опытные образцы, которые свидетельствуют о технологичности применения титановых несферических порошков при изготовлении изделий методами послойного выращивания.

Список литературы

1. Довбыш В. М. Аддитивные технологии и изделия из металла / В. М. Довбыш, П. В. Забеднов, М. А. Зленко // Библиотечка литейщика. – 2014. – № 9. – С. 14–71.
2. Зленко М. А. Аддитивные технологии в машиностроении / Зленко М. А., Попович А. А., Мутьялина И. Н. – Санкт-Петербург : Издательство политехнического университета, 2013. – 221 с.
3. Балака Е. В. Основные факторы влияния на процесс формообразования деталей с помощью технологий послойного выращивания (rapid prototyping) / Е. В. Балака // Високі технології в машинобудуванні. – 2011. – № 1. – С. 29–36.
4. Волхонский А. Е. Методы изготовления прототипов и деталей агрегатов различных изделий промышленности с помощью аддитивных технологий / А. Е. Волхонский, К. В. Дудков // Образовательные технологии. – 2014. – № 1. – С. 127–143.
5. Ольшанецкий В. Е. Возможность использования несферических титановых порошков для аддитивных технологий / В. Е. Ольшанецкий, А. В. Овчинников, А. А. Джуган // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2016. – № 1. – С. 82–87.
6. Джуган А. А. Аддитивные технологии и возможности их применения в современных условиях / А. А. Джуган, А. В. Овчинников, В. Е. Ольшанецкий, // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2014. – 2. – С. 96–101.
7. Джуган А. А. Получение качественных порошковых материалов с несферической формой частиц из деформированных заготовок / А. А. Джуган, В. Е. Ольшанецкий, А. В. Овчинников // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2018. – № 2. – С. 114–116.
8. Уплотняемость порошковых материалов с различной формой частиц / В. Е. Ольшанецкий, А. В. Овчинников, А. А. Джуган, О. А. Михайлотенко // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2015. – № 1. – С. 130–133.

Одержано 15.07.2019

Джуган О.А., Ольшанецкий В.Ю., Овчинников О.В. Застосування титанових порошків з несферичною формою частинок при виготовленні виробів методами 3D друку

Мета роботи. Отримати дослідні титанові порошкові матеріали з несферичною формою частинок для виготовлення виробів методами адитивних технологій.

Методи дослідження. Растрова електронна мікроскопія, металографічні дослідження мікроструктури в оптичному мікроскопі.

Отримані результати. Відпрацьована технологічна схема отримання титанових порошкових матеріалів з несферичною формою частинок, які задовольняють вимогам до сировини для адитивних технологій. Визначено основні технологічні параметри процесів гідрування вихідних заготовок їх механічного подрібнення і подальшої глибокої дегазачії. Отримано експериментальні зразки у вигляді кілець, виготовлені з використанням титанових порошків несферичної форми, із застосуванням дослідної установки для 3D друку.

Наукова новизна. Встановлено вплив морфології частинок титанових порошкових матеріалів на ущільнення шарів, що формуються при отриманні виробів методами адитивних технологій.

Практична цінність. Розроблено технологічну схему отримання більш дешевих (в порівнянні зі сферичними) титанових порошків з відходів деформаційної обробки титанових сплавів.

Ключові слова: титан, технологія, порошок, морфологія, фракція, шар, насипна щільність, друк, виріб.

Dzhugan A., Ol'shanetskii V., Ovchinnikov A. Application of titanium powders with non-spherical form of particles when producing products by 3d printing methods

Purpose. Obtaining of titanium powder materials with non-spherical particle shape for the manufacture of products using additive technology methods.

Research methods. Scanning electron microscopy, metallographic studies of the structure in an optical microscope.

Results. A technological chain of obtaining titanium powder materials with non-spherical particle shape that satisfy the raw materials requirements for additive technologies has been developed. The main technological parameters of the processes of hydrogenation of the original blanks of their mechanical grinding and subsequent deep degassing were determined. Experimental samples in the form of rings, made using titanium powders of non-spherical shape, using a pilot plant for 3D printing.

Scientific novelty. The influence of the morphology of particles of titanium powder materials on the compactibility of the layers formed during the preparation of products by the methods of additive technologies is established.

Practical value. A flowchart has been developed for producing cheaper (compared to spherical) titanium powders from waste deformation processing of titanium alloys.

Key words: titanium, technology, powder, morphology, fraction, layer, bulk density, printing, product.

HIGH-QUALITY MAGNESIUM-BASED ALLOYS WITH IMPROVED PROPERTIES FOR ENGINEERING

Purpose. To give a theoretical analysis and a reasonable choice of the main alloying elements for the development of magnesium alloys with a high level of properties.

Methods of research. Metallographic and X-ray research methods. Determination of mechanical properties under tension (GOST 1497-84) and long-term strength at elevated temperatures (GOST 9651-84).

Results. It is shown the relationship between the state diagrams and the melting point of the selected alloying elements with the heat resistance of magnesium alloys. Perspective elements for improvement of the heat resistance of Magnesium alloys are Nd, Ge, Ag, Y, Sc, Zr, Si, Ti and Hf. These elements form complex intermetallic phases, differed by topology and morphology. Under their influence macro- and micrograins of metal are grinded and the microhardness of structural components increases.

As the content of alloying elements in the alloy increased, the size of spherical intermetallides grew, general number of the intermetallides increased and the strength and durability of the alloy improved.

It has been established that the heat resistance of Magnesium alloys depends first on the number of thermal resistant intermetallic phase, the content of which related to the melting temperature of alloying elements.

Scientific novelty. Based on an analysis of binary phase diagrams and the atomic-electronic structure of the elements, it was determined a number of alloying elements that provide the best combination of mechanical and heat-resistant properties of cast magnesium alloys.

Practical value. The use of new Magnesium alloys with high complex of mechanical properties and heat-resistance increased reliability and durability of structural components and parts used in different industries, such as engineering and aircraft engines manufacture.

Key words: magnesium alloy, alloying elements, structure, intermetallic compounds, mechanical properties, heat resistance, grain grinding.

Introduction

Development of modern mechanical engineering that in need of component parts, operating at higher temperatures and decreasing of their weight makes the use of light alloys more perspective [1].

Hence, Magnesium alloys with the increased mechanical properties and the heat resistance have become high demand for the ensuring of more safety in operating of machines and mechanisms [2].

There is a great number of studies concerning the influence of alloying elements on physical, mechanical and service properties of Magnesium alloys exist nowadays [3, 4]. However, the number of works dedicated to an identification of the nature of hardening of these alloys during the process of their alloying and modification, the number of the ones describing structural state of metal is limited.

The ways of obtaining high strength in cast alloys while maintaining sufficient ductility are as follows [5]:

1. Formation of complex alloy solid solution.
2. Creation of an optimal structure after the heat treatment.

3. Strengthening of metals and alloys by disperse particles.

To ensure high mechanical and heat resistant properties of casting Magnesium alloys it is advisable to combine all three methods.

Complex alloyed solid solutions are formed in the result of the dissolubility of the elements in Magnesium with definite proximity of their atomic diameters, which according to Hume-Rothery [6], should be differ not more than 15 %. If this rule is not followed, there is a decrease of the binding energy of atoms of the dissolvent and alloying elements and due to the distortion of the crystal lattice of the matrix their dissolubility decreases.

Another important condition of the dissolubility of an element in the metal base according to Darken-Gurry [7], Gschneider [8], Wobbor [9] is a small difference of electronegativity, which should be not more than 0,2–0,4. Analyzing the behavior of Magnesium during alloying by different elements it can be seen that the formation of magnesium-based alloys due to its electropositive nature complicates the creation of metallic compounds.

Thus, from a variety of elements, only a few of them that have a favorable factor for the ratio of atomic diameter ($< 15\%$) and electronegativity ($< 0,4$), are able to form solid solutions with Magnesium, hardening it.

To increase the heat resistance of alloy during its alloying it is necessary to make the melting temperature of alloying elements higher than the melting temperature of the alloy basis [10]. Consequently perspective elements for the alloying of Magnesium alloys in order to increase physical and mechanical properties and heat resistance are: Nd, Ge, Ag, Si, Y, Sc, Zr, Ti, Hf.

The goal of the present work was to investigate the influence of above mentioned elements on structure formation, mechanical properties and long durability at increased temperatures of casts made from Magnesium alloys ML5.

Research methodology

Magnesium alloy ML5 (% wt.: 7,5...7,9 Al; 0,15...0,5 Mn; 0,2...0,8 Zn) was melted in the crucible induction furnace in line with a serial technology. The melt was refined by VI-2 flux (% wt.: 38...46 MgCl₂, 32...43 KCl, 9...11 CaCl₂, 5...9 BaCl₂, 3...5 CaF₂) in the distributing furnace and then the melt was selected by portions with the ladle. The increased additives of corresponding alloying elements were injected (0; 0,05; 0,1; 1,0 % – for the calculation) to the selected portion of the melt. After ligatures dissolution the melt was again warmed up to 790 ± 5 °C, the ladle was put down and after 15 minutes the sand-clay forms were fill up with the melt to obtain standard samples with the working diameter of 12 mm. Samples for mechanical test were heat treated in the furnaces in line with the following regime: homogenization at 415 °C (for 24 hours), cooling in air + aging at 215 °C (for 10 hours).

Ultimate tensile strength and relative extension of samples were determined at the P5 testing machine at the indoor temperature.

Long-term ultimate strength at the temperature of 150 °C and the tension of 80 MPa were determined at AIMA 5-2 testing machine on the samples with the working diameter of 5 mm.

Chemical composition of cast Magnesium alloys was checked by «SPECTROMAXx» and «SPECTROMAXxF» optical emission spectrometers, MFS-8 and TFS-36 photoelectric spectrometer, «SPECTRO XEPOS» EDRF spectrometer.

Macro- and microstructure of analyzed alloys were studied by optical microscopy («Neophot 32», «OLYMPUS X 70»), using «Videotest-Structure 5.0» hardware-software complex based on Axiovert 40MAT metallographic microscope.

Quantitative assessment of structural components of the alloy was carried out by the standard method of calculation of volume percent.

Microprobe analysis of the structural components of Magnesium alloys was performed with «JSM-6360LA» electron microscope.

Research results and their discussion

Chemical composition of Magnesium based alloy of different microalloying types on the content of the main elements is approximately at the same level (7,6 % Al ; 0,28% Mn; 0,35 % Zn; 0,02 % Fe; 0,005 % Cu; 0,04 % Si).

Macrofractographic research of fractures of castings from pure Magnesium has shown the existence of fragile coarse-crystalline structure. Macrostructure of standard ML5 alloy was noticeably grained, and insertion of alloying elements into the alloy has ensured a matted cryptocrystalline structure of the fracture.

Microstructure of casts made from pure magnesium had homogeneous (fig. 1a). Microstructure of alloy ML5 was represented by α -solid solution with $\alpha + \gamma(\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$ eutectic and intermetallics $\gamma(\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$ (fig. 1b). Insertion of alloying elements in the alloy helped to reduce the distance between of the second order dendrites axes (Table 1), the size of the structural components and crushing of the eutectic (fig. 1c).

Alloying of ML5 Si, Sc, Ti, Ge, Y, Zr, Ag, Nd and Hf grinded micrograin by 30...40 %, increased the microhardness of the structural components, contributed refinement of intermetallic phases. The influence of the elements on the grain grinding was reinforced with the increasing of the atom nuclear charge of these elements inside every subgroup of the periodic system. Thus, the grain of the element of the 4th subgroup (Ti, Zr and Hf) was grinded more intensively.

Lamellate and spherical intermetallic phases were in the structure of ML5 alloy. The insertion of studied alloying elements into the base alloy increased the quantity of intermetallics and changed their chemical composition.

At the same time, the insertion of base ML5 alloy of 0,05...0,1 % of alloying elements intensively increased number of spherical intermetallics and slightly – lamellate ones. When the content of alloying elements in the alloy is nearly 1,0 % the number of spherical intermetallics inside the grain significantly increased and the increasing of the lamellate intermetallics was intensive that promoted the grain grinding. With the growing of total number of intermetallics the strength of the metal was also increased. Analysis of the distribution of intermetallics by size groups has shown that in the initial alloy ML5 lamellate intermetallics of the size group of 4...15 mm dominated. Spherical intermetallics generally are represented by the following size group 2...11,5 mm. Analyzed alloying elements displaced the size of inserts to the smallest groups (to 2...7,9 mm – for spherical and 2...11,5 mm – for lamellate ones). At the same time the increasing of alloying elements in the alloy increased the number of intermetallics with the size fewer than 2 mm and decreased the number of intermetallics with the size more than 11,6 mm. It is determined that with the increasing of the volume percent of intermetallics (V) in the alloy ML5 the micrograin is noticeably grinded (Fig. 2).

Table 1 – Characteristics of structural compounds (average value) of ML5 alloy with different alloying elements

Element	Content, % wt.	Distance between second order dendrites axes, μm	Micrograin size, μm	Microhardness, HV, MPa	Element	Content, % wt.	Distance between second order dendrites axes, μm	Micrograin size, μm	Microhardness, HV, MPa
Mg (99,9%)	-	40	300	524	Zr	0,05	17	105	1235,3
						0,10	16	100	1265,6
						1,0	16	70	1297,9
Mg (99,9%)+ Al	0,045	35	210	582,0	Hf	0,05	17	110	1256,6
						0,096	30	200	646,7
						8,50	25	170	1226,5
ML5	0,32	23	140	1257,6	Si	0,047	19	130	1276,5
						0,12	17	120	1313,5
Sc	0,05	18	120	1465,7	Ge	0,055	19	125	1233,4
						0,10	17	100	1244,6
						1,0	16	90	1287,5
Y	0,05	18	130	1385,6	Ag	0,046	18	120	1227,4
						0,12	18	100	1357,2
						0,98	17	90	1390,7
Nd	0,05	18	120	1290,0	Ti	0,05	18	120	1265,6
						0,10	17	100	1270,7
						1,0	17	90	1407,6

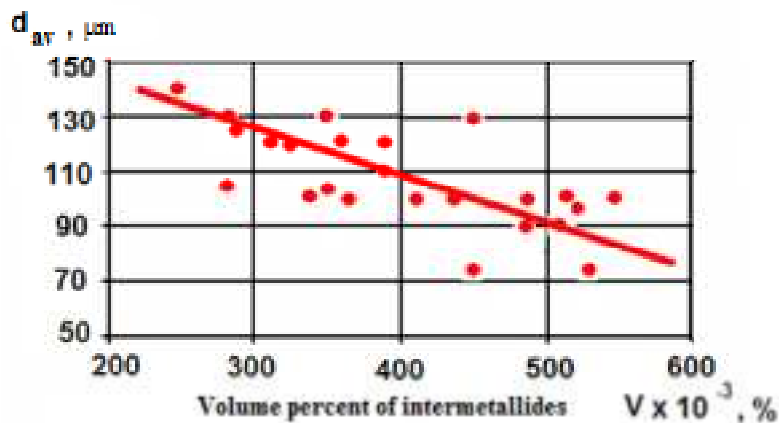


Fig. 2. Effect of volume percent (V) of intermetallides on the size of micrograin (d_{av}) in the ML5 alloy

With the growing number of intermetallides the strength and heat resistance of ML5 magnesium alloy also increased. The flexibility of the alloy depending on number of intermetallides had non-linear dependence and noticeably increased in volume percent $300..450 \times 10^{-3}$ and decreasing with further growing of their number.

It was determined that both the number of extracted intermetallic phase and its topology and morphology affect on the properties of Magnesium alloy. Lamellate

intermetallides smaller than 8,0 mm and the spherical intermetallides with the size to 11,6 mm positively influenced on the properties of alloy. Consequently, the spherical shape of intermetallides is more preferable to improve the properties of alloy. A greater hardening of alloy was provided by spherical intermetallides of smaller size groups. Increasing of alloy's flexibility was observed only containing the elements under study at 0,05...0,1%, when the share of spherical intermetallides has been increased

and the grain has been grinded. With a further increase in the content of alloying elements in alloy (1,0 %), simultaneously with the grinding of micrograin the number of intermetallides significantly increased leading to embrittlement of the metal and reducing of its flexibility.

The effect on the strength of the alloy (from maximum to minimum) alloying elements are distributed in the following series of Zr, Hf, Sc, Nd, Si, Ge, Ti, Ag, Y (Fig. 3). As the content of 0,05...0,1 % by weight of input elements was increased the ductility of the alloy was also growing. The ductility of ML5 alloy at 0,05...0,1 wt % Y, Ti, Sc, Nd, Hf, markedly improved and Si, Ge, Ag was less improved.

Heat resistance of ML5 alloy was markedly increased with the growing of melt-ing temperature of alloying elements and their content from Germanium to Hafnium.

New magnesium alloys have been developed on the base of this research, which obtained increasing mechanical properties and heat-resistance that are tested on a number of industrial engineering enterprises of Ukraine.

Conclusions

1. On the basis of two criteria (a proximity of atomic diameters < 15 %; an electronegativity < 0,4) the alloying elements that positively affect the structure and properties of the cast of ML5 magnesium alloy have been defined. Perspective elements for improvement of the heat resistance of Magnesium alloys are Nd, Ge, Ag, Y, Sc, Zr, Si, Ti and Hf.

2. It has been shown that Sc, Ti, Ge, Y, Zr, Si, Ag, Nd and Hf in Magnesium alloys form complex intermetallic phases, differed by topology and morphology. Under their influence macro- and micrograins of metal are grinded by 30...40 % and the micro-hardness of structural components increases. With the increasing of the content of every element in the alloy (1,0 %), its durability also increases while its ductility increases only at the level of 0,05...0,1 %. At the same time Zr, Hf, Sc significantly strengthen the

alloy and Y, Ti increase its durability. Scandium and Neodium simultaneously improve these two criteria of properties.

3. It has been established the influence of the size of the intermetallic phase, its morphology and topology on mechanical properties of the cast from Magnesium alloys. In ML5 alloy with Sc, Ti, Ge, Y, Zr, Si, Ag, Nd and Hf at the level of 0,05...0,1 % spherical intermetallides were formed, grinding grain, and increasing the plasticity of the metal. As the content of alloying elements in the alloy increased up to 1,0% the size of spherical intermetallides grew, general number of the intermetallides increased and the strength of the alloy improved.

4. It has been established that the heat resistance of Magnesium alloys depends first on the number of thermal resistant intermetallic phase, the content of which related to the melting temperature of alloying elements.

5. The use of new Magnesium alloys with high complex of mechanical properties the heat-resistance increased their reliability, durability and safety of the operations of mechanical engineering.

References

1. Улучшенные магниевые сплавы для деталей ГТД / В. О. Богуслаев, П. Д. Жеманюк, В. А. Шаломеев и др. // Коллективная монография под ред. В. О. Богуслаева, Запорожье : «Мотор Сич», 2016. – 259 с.
2. Богуслаев В. А. Авиационно-космические материалы и технологии / В. А. Богуслаев, А. Я. Качан, Н. Е. Калинина. – Запорожье : АО «Мотор Сич», 2009.
3. Rourke D. J. Magnesium-current status and future prospects, Proc. Intern. Magnesium Conf. in conjunction with METER 2000: Magnesium New Business Opportunies / Rourke D. J. – Brescia, 2000. – P. 14–23.
4. Настоящее и будущее магниевых сплавов в нашей цивилизации / Х. Диринга, П. Майер и др. // Литейное производство. – 2006. – № 1. – С. 4–7.

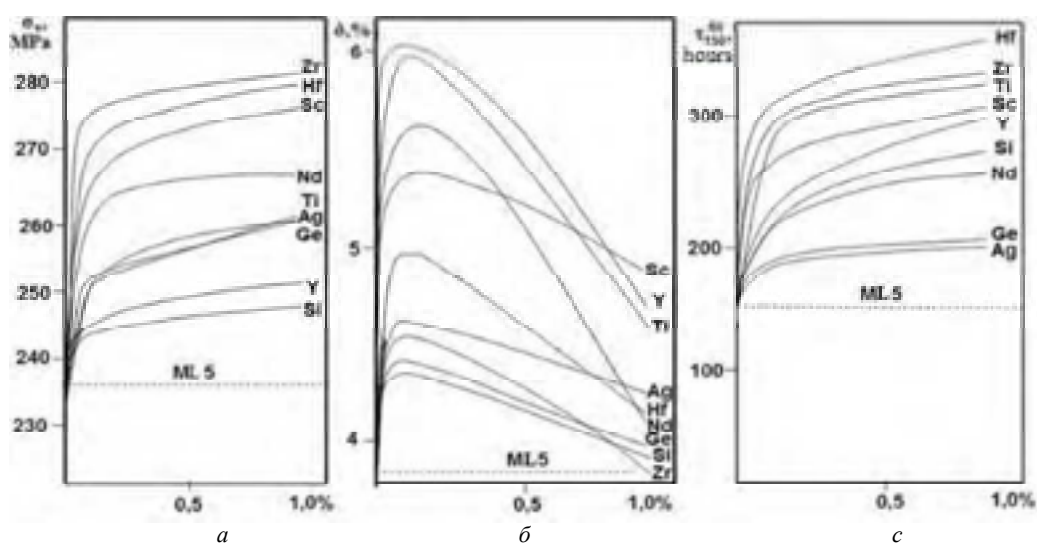


Fig. 3. Influence of alloying on strength (a), ductility (b) and heat-resistance (c) of ML5 alloy (the level of base alloy properties is indicated by a dotted line)

5. Корнилов И. И. Физико-химические основы жаропрочности сплавов / Корнилов И. И. – М. : АН СССР, 1961. – 212 с.
6. Development of new casting magnesium based alloys with increased mechanical properties / V. Shalomeev, E. Tsvirko, Y. Vnukov and etc. // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2016. – 4/1 (82). – P. 4–10.
7. Shalomeev V. A. Influence of titanium, zirconium, and hafnium on the structure and heat resistance of alloy ML5 / V. A. Shalomeev, E. I. Tsvirko, N. D. Aikin // XVII International scientific conference «New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering»: collective monograph edited by J. Boryca, R. Wyczykowski, N 56, Poland, Czestochowa, 2016. – P. 471–475.
8. Гшнейдер К. А. Сплавы редкоземельных металлов / Гшнейдер К. А. – М. : Мир, 1965. – 185 с.
9. Уоббер Дж. Металлургия и металловедение плутония и его сплавов / Уоббер Дж. – М. : Госатомиздат, 1962. – 102 с.
10. Григорович В. К. Жаропрочность и диаграммы состояния / Григорович В. К. – М. : Металлургия, 1969. – 323 с.

Одержано 10.06.2019

Шаломєєв В. А., Цивірко Е. І., Айкін М. Д. Високоякісні сплави на основі магнію з поліпшеними властивостями для машинобудування

Мета роботи. Дати теоретичний аналіз і обґрунтований вибір основних легуючих елементів для розробки магнієвих сплавів з високим рівнем властивостей.

Методи дослідження. Металлографічний і рентгенівський методи дослідження. Визначення механічних властивостей при розтягуванні (ГОСТ 1497-84) і тривалої міцності при підвищених температурах (ГОСТ 9651-84).

Отримані результати. Показано взаємозв'язок між діаграмами стану і температурою плавлення обраних легуючих елементів з жаростійкістю магнієвих сплавів. Перспективними елементами для поліпшення жаростійкості магнієвих сплавів є Nd, Ge, Ag, Y, Sc, Zr, Si, Ti і Hf. Ці елементи утворюють складні інтерметалідні фази, що відрізняються топологією і морфологією. Під їх впливом подрібнюються макро- і мікрозерна металу, збільшується мікротвердість структурних компонентів.

У міру збільшення вмісту легуючих елементів в сплаві збільшувалися розміри сферичних інтерметалідів і підвищувався загальна кількість надлишкової фази, покращуючи міцність і довговічність сплаву.

Встановлено, що жароміцність магнієвих сплавів залежить в першу чергу від кількості термостійкої інтерметалідної фази, кількісний вміст якої пов'язане з температурою плавлення легуючих елементів.

Наукова новизна. На основі атомно-електронної будови елементів, аналізу їх діаграм стану подвійних систем з магнієм визначено ряд легуючих елементів, які забезпечують краще поєднання механічних і жароміцних властивостей ливарних магнієвих сплавів.

Практична цінність. Використання нових магнієвих сплавів з високим комплексом механічних властивостей і жаростійкістю дозволило підвищити надійність і довговічність конструктивних елементів і деталей, які використовуються в різних галузях промисловості, наприклад, у машинобудуванні та виробництві авіаційних двигунів.

Ключові слова: магнієвий сплав, легуючі елементи, структура, інтерметалідні включення, механічні властивості, жаростійкість, подрібнення зерна.

Шаломеев В. А., Цивирко Э. И., Айкин Н. Д. Высококачественные сплавы на основе магния с улучшенными свойствами для машиностроения

Цель работы. Дать теоретический анализ и обоснованный выбор основных легирующих элементов для разработки магниевых сплавов с высоким уровнем свойств.

Методы исследования. Металлографический и рентгеновский методы исследования. Определение механических свойств при растяжении (ГОСТ 1497-84) и длительной прочности при повышенных температурах (ГОСТ 9651-84).

Полученные результаты. Показана взаимосвязь между диаграммами состояния и температурой плавления выбранных легирующих элементов с жаростойкостью магниевых сплавов. Перспективными элементами для улучшения жаростойкости магниевых сплавов являются Nd, Ge, Ag, Y, Sc, Zr, Si, Ti и Hf. Эти элементы образуют сложные интерметаллидные фазы, отличающиеся топологией и морфологией. Под их воздействием измельчаются макро- и микрочерна металла, увеличивается микротвердость структурных компонентов.

По мере увеличения содержания легирующих элементов в сплаве увеличивались размеры сферических интерметаллидов и повышалось общее количество избыточной фазы, улучшая прочность и долговечность сплава.

Установлено, что жаропрочность магниевых сплавов зависит в первую очередь от количества термостойкой интерметаллической фазы, количественное содержание которой связано с температурой плавления легирующих элементов.

Научная новизна. На основе атомно-электронного строения элементов, анализа их диаграмм состояния двойных систем с магнием определен ряд легирующих элементов, обеспечивающих лучшее сочетание механических и жаропрочных свойств литых магниевых сплавов.

Практическая ценность. Использование новых магниевых сплавов с высоким комплексом механических свойств и жаростойкостью позволило повысить надежность и долговечность конструктивных элементов и деталей, используемых в различных отраслях промышленности, например, в машиностроении и производстве авиационных двигателей.

Ключевые слова: магниевый сплав, легирующие элементы, структура, интерметаллические соединения, механические свойства, жаростойкость, измельчение зерна.

III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 624.04:617-7

Канд. техн. наук Штанько П. К., канд. техн. наук Рягин С. Л.

Национальный университет «Запорізька політехніка», г. Запоріжжє

РАСЧЕТ БАЛКИ ПЕРЕМЕННОГО СЕЧЕНИЯ НА УПРУГОМ ОСНОВАНИИ КВАЗИАНАЛИТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Цель работы. Разработка квазианалитического метода решения нелинейных дифференциальных уравнений и его апробация применительно к балкам переменного сечения на упругом основании с двумя коэффициентами постели.

Методы исследования. Искомую функцию, с учетом ее предполагаемой формы, аппроксимируем некоторой известной функцией. После ее подстановки в нелинейное дифференциальное уравнение задача сводится к аналитическому или численному нахождению таких коэффициентов функции, при которых оценка разницы между правой и левой частями дифференциального уравнения будет минимальной при всех возможных значениях переменной. В соответствии с теорией качеств, величина оценки разности позволяет судить, насколько удачно была подобрана аппроксимирующая функция. Если для аппроксимации используется степенная функция, задача сводится к решению системы линейных алгебраических уравнений. Решение может быть уточнено с помощью численной оптимизации, при которой искомые коэффициенты являются варьируемыми параметрами.

Полученные результаты. В ходе апробации были получены конкретные решения в области строительства. Была исследована клиновидная бетонная балка на упругом основании (грунте) с прямоугольным сечением переменной высоты. Были получены решения для семи различных форм распределенной нагрузки. Во всех случаях усредненная погрешность решения не превышала 0,1%, что подтверждает качество предложенного метода расчета и адекватность выбранной аппроксимирующей степенной функции.

Научная новизна. Авторам не встречался в литературных источниках такой метод решения нелинейных дифференциальных уравнений.

Практическая ценность. Предложенный квазианалитический метод может быть использован для решения дифференциальных уравнений любого порядка с нелинейностями различного типа, в том числе – при расчетах балок переменного сечения на упругом основании. При этом учет граничных условий легко реализуем.

Ключевые слова: балка переменного сечения, упругое основание, нелинейное дифференциальное уравнение, квазианалитический метод, аппроксимация, система линейных алгебраических уравнений, приближенное решение, погрешность.

Введение

Качество математического моделирования предопределяет надежность и конкурентоспособность технических объектов. Это обуславливает актуальность и практическую ценность совершенствования методов расчета балок на упругом основании, встречающихся как в технике (в частности – в строительной механике), так и в других областях.

Анализ публикаций

Расчет частного случая балки переменного сечения, расположенной на упругом основании с одним коэффициентом постели, рассмотрен в работе [1]. В ней коэффициент постели определяет работу упругого

основания только на сжатие. А также отсутствует метод расчета балок произвольного переменного сечения.

В книге [2] исследуется деформация балки постоянного сечения, покоящейся на упругом основании с двумя коэффициентами постели, второй из которых учитывает работу упругого основания на сдвиг. Однако не рассмотрен расчет балок переменного сечения.

Встречаются работы, в которых базовое уравнение [2] записано в форме, подразумевающей рассмотрение балки переменного сечения. Однако, в связи со сложностью решения такого нелинейного дифференциального уравнения, в дальнейшем расчете балка аппроксимируется аналогичной постоянной сечения.

Цель работы

Таким образом, в известных авторам литературных источниках нет универсального метода расчета балки переменного сечения на упругом основании с двумя коэффициентами постели. Целью данной статьи является разработка и апробация такого метода расчета.

Метод исследования

Расчетная схема балки переменного сечения на упругом основании с двумя коэффициентами постели показана на рис. 1. Как для технических, так и для других приложений задача сводится к решению нелинейного дифференциального уравнения [2]:

$$E \cdot I(x) \cdot \frac{d^4 v}{dx^4} - 2 \cdot t \cdot \frac{d^2 v}{dx^2} + k \cdot v = q(x), \quad (1)$$

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.

Поскольку аналитическое решение уравнения (1) затруднительно, можно найти его приближенное решение предлагаемым авторами квазианалитическим методом, пригодным для дифференциальных уравнений любого порядка и любой нелинейности.

Искомую функцию, с учетом ее предполагаемой формы, аппроксимируем некоторой известной функцией:

$$v(x) \approx u(x, a_0, a_1, a_2, \dots, a_n), \quad (2)$$

где $a_0, a_1, a_2, \dots, a_n$ – коэффициенты функции u .

После подстановки функции (2) в нелинейное дифференциальное уравнение задача сводится к аналитическому или численному нахождению таких коэффициентов функции u , при которых оценка разницы между

правой и левой частями дифференциального уравнения будет минимальной при всех возможных значениях x . В соответствии с теорией качеств [3], величина оценки разности позволяет судить, насколько удачно была подобрана функция u .

В данном случае, такая оценка разницы может быть реализована, например, как интеграл по длине балки l квадрата разности между правой и левой частями уравнения (1), хотя возможны и любые другие варианты.

Поскольку рассматриваемая функция $v(x)$ является упругой линией балки, ее уместно аппроксимировать степенной функцией с не менее чем пятью неизвестными коэффициентами:

$$u(x) = a_0 + a_1 \cdot x + a_2 \cdot x^2 + a_3 \cdot x^3 + a_4 \cdot x^4, \quad (3)$$

Эти неизвестные коэффициенты могут быть найдены:

- численной оптимизацией, при которой неизвестные коэффициенты становятся варьируемыми параметрами, а оценка разности – целевой функцией;
- приближенным аналитическим способом, при котором, после подстановки уравнения (3) в уравнения (2) и (1), путем приравнивания x конкретным значениям (по количеству неизвестных коэффициентов) составляется система линейных алгебраических уравнений;
- комбинированным способом, при котором значения неизвестных коэффициентов, полученные аналитически по второму способу, служат начальной точкой для численной оптимизации по первому способу.

Численная оптимизация, в зависимости от количества неизвестных коэффициентов, может требовать заметных вычислительных ресурсов, а также предопределяет высокий риск попадания в локальный экстремум, что может полностью исказить ход решения. Приближенный аналитический способ может увеличить погрешность решения, поскольку основывается на обеспечении равенства правой и левой частей дифференциального уравнения лишь в некоторых точках

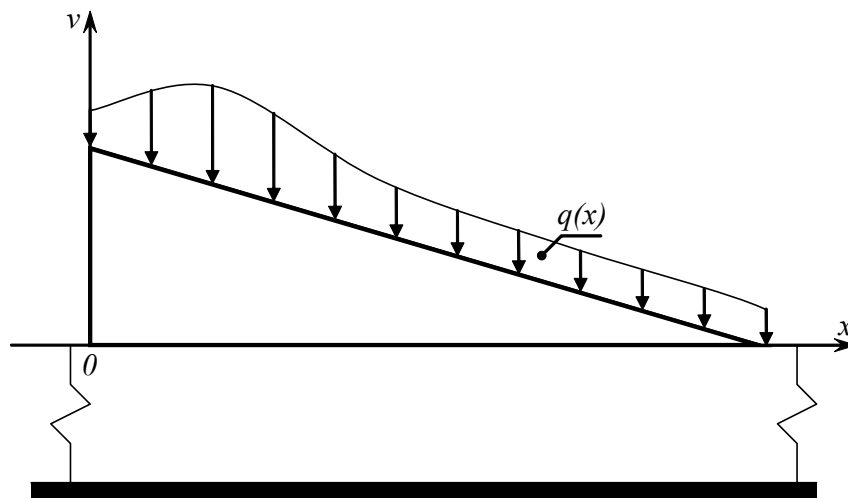


Рис. 1. Расчетная схема

по длине стержня. Поэтому наиболее рациональным представляется комбинированный способ, со сравнительным анализом погрешностей приближенного аналитического решения и его последующего численного уточнения.

Для реализации приближенного аналитического способа определим необходимое количество производных уравнения (3):

$$\frac{du}{dx} = a_1 + 2 \cdot a_2 \cdot x + 3 \cdot a_3 \cdot x^2 + 4 \cdot a_4 \cdot x^3, \quad (4)$$

$$\frac{d^2u}{dx^2} = 2 \cdot a_2 + 6 \cdot a_3 \cdot x + 12 \cdot a_4 \cdot x^2, \quad (5)$$

$$\frac{d^3u}{dx^3} = 6 \cdot a_3 + 24 \cdot a_4 \cdot x, \quad (6)$$

$$\frac{d^4u}{dx^4} = 24 \cdot a_4. \quad (7)$$

Подстановка уравнений (3), (4), (5), (6), (7) в уравнения (2) и (1) после простых преобразований дает уравнение:

$$c_4 \cdot a_4 + c_3 \cdot a_3 + c_2 \cdot a_2 + c_1 \cdot a_1 + k \cdot a_0 = q(x), \quad (8)$$

где

$$c_4 = 24 \cdot E \cdot I(x) - 24 \cdot t \cdot x^2 + k \cdot x^4, \quad (9)$$

$$c_3 = -12 \cdot t \cdot x + k \cdot x^3, \quad (10)$$

$$c_2 = -4 \cdot t + k \cdot x^2, \quad (11)$$

$$c_1 = k \cdot x. \quad (12)$$

Приравнивание x пяти конкретным значениям из интервала $x \in [0; l]$ (по количеству неизвестных коэффициентов), в частности (с равным шагом) $x = \{0; l/4; l/2; 3l/4; l\}$, превращает уравнение (8), включая (9), (10), (11),

(12), в систему пяти линейных алгебраических уравнений, неизвестными в которой выступают коэффициенты a_0, a_1, a_2, a_3, a_4 . Эта система линейных алгебраических уравнений может быть легко решена любым известным способом.

Результаты исследований и их обсуждение

В качестве примера были получены конкретные решения в области техники (строительство).

Была исследована клиновидная бетонная балка на упругом основании (грунте) длиной 6 м, с шириной $b = 0,6$ м и высотой $h_0 = 0,6$ м прямоугольного сечения в начале координат. В расчете использовались характерные значения: $E = 2 \cdot 10^{10}$ Па, $k = 145,8 \cdot 10^5$ Па, $t = 189,6 \cdot 10^5$ Н.

Для клиновидной формы балки жесткость поперечного сечения учитывалась как $E \cdot b \cdot h_0^3 / 12 \cdot (1 - x/l)^3$.

Использовался комбинированный способ нахождения неизвестных коэффициентов. Решение системы пяти линейных алгебраических уравнений осуществлялось методом Гаусса. Дальнейшая оптимизация выполнялась методом последовательных приближений. В качестве целевой функции использовалась сумма квадратов разности между правой и левой частями уравнения (8) в точках балки, взятых с шагом 0,1 м по длине (всего 61 точка).

В качестве окончательной оценки разницы использовалась сумма модулей разности между правой и левой частями уравнения (8), отнесенная к модулю суммы правой части того же уравнения, в тех же точках балки, умноженная на 100 %. Такую величину можно считать усредненной погрешностью решения.

Были получены решения для семи различных форм распределенной нагрузки. В качестве примера на рис. 2 показан результат решения для случая $q = q_0 \cdot \sin(\pi \cdot x/l)$ (нагрузка действует преимущественно посередине), на рис. 3 – $q = q_0 \cdot e^{-\sin(\pi \cdot x/l)}$ (нагрузка действует преимуще-

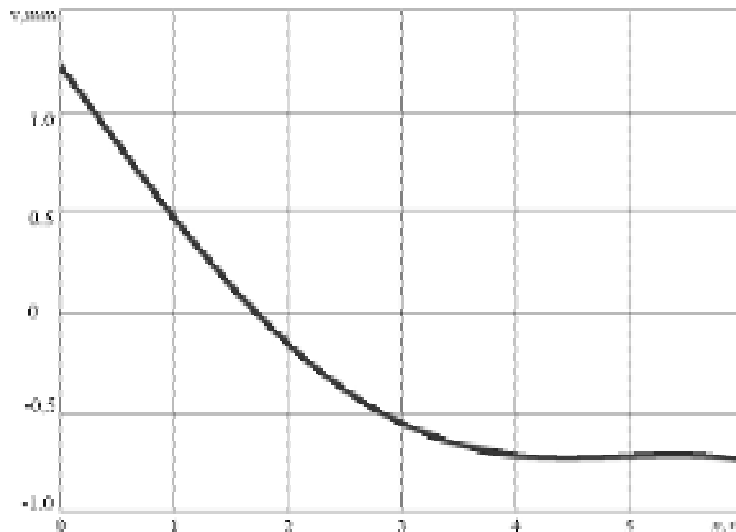


Рис. 2. Пример результата решения для случая $q = q_0 \cdot \sin(\pi \cdot x/l)$

ственно по краям), на рис. 4 – $q = q_0 \cdot e^{(x/l-1)}$ (нагрузка действует преимущественно справа), где $q_0 = 20$ кН/м.

Из анализа полученных результатов видно, что форма линии прогиба балки, с учетом ее клиновидной формы, в общем соответствует заданным нагрузкам.

Для случая $q = q_0 \cdot \sin(\pi \cdot x/l)$ усредненная погрешность решения составила 0,054 %, для случая $q = q_0 \cdot e^{-\sin(\pi \cdot x/l)} - 0,07$ %, для случая $q = q_0 \cdot e^{(x/l-1)} - 0,001$ %.

Для других форм распределенной нагрузки усредненная погрешность решения также не превышала 0,1 %, что вполне приемлемо для практических целей и

подтверждает адекватность выбранной аппроксимирующей степенной функции (3).

Достаточно точное определение деформаций балки дает возможность перейти к анализу ее напряженного состояния.

Выводы

Таким образом, предложенный авторами квазианалитический метод расчета является универсальным, поскольку он приемлем как для расчета балки переменного сечения на упругом основании с двумя коэф-

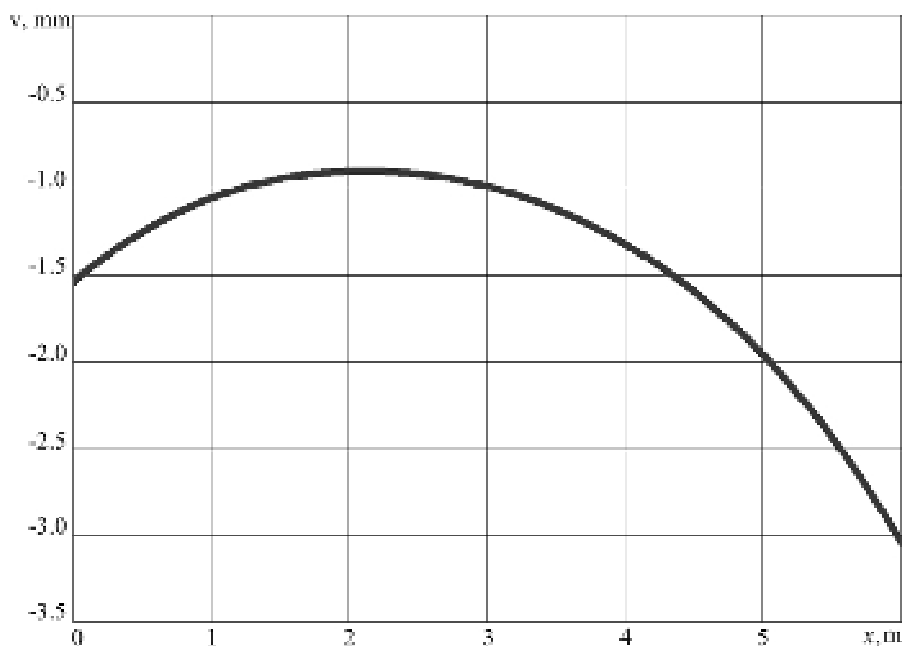


Рис. 3. Пример результата решения для случая $q = q_0 \cdot e^{-\sin(\pi \cdot x/l)}$

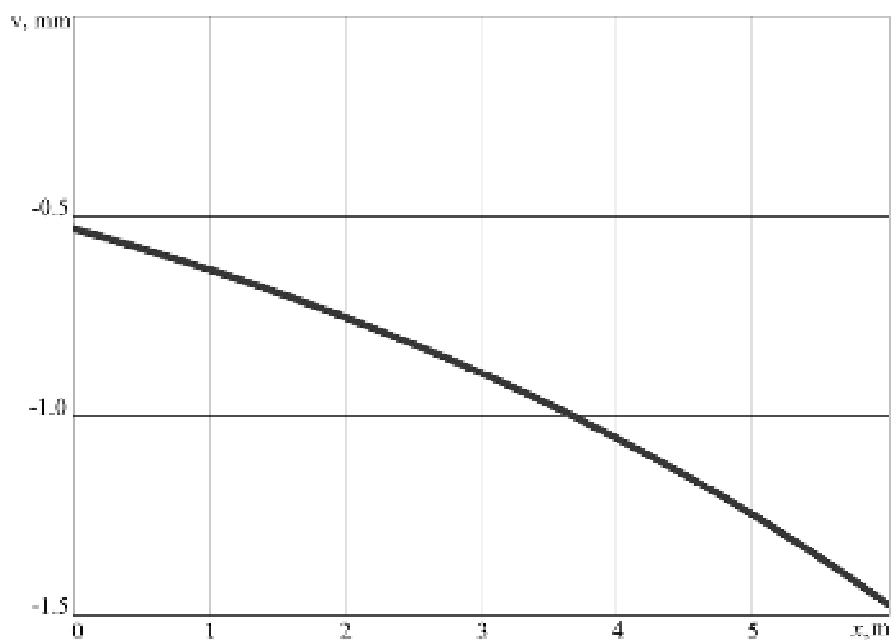


Рис. 4. Пример результата решения для случая $q = q_0 \cdot e^{(x/l-1)}$

фициентами постели, так и для решения других нелинейных дифференциальных уравнений. Деформация балки на упругом основании зависит как от формы распределенной нагрузки, так и от изменения параметров упругого основания и размеров поперечного сечения по длине. В перспективе авторы планируют рассмотреть учет граничных условий путем добавления к системе соответствующих линейных алгебраических уравнений при определении коэффициентов аппроксимирующей функции.

Список литературы

1. Микеладзе Ш. Е. Некоторые задачи строительной механики / Микеладзе Ш. Е. – М., Л. : Гос. изд-во технико-теоретической лит., 1948. – 267 с.
2. 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.
3. Брызгалин Г. И. Введение в теорию качеств : учебное пособие / Брызгалин Г. И. – Волгоград, 1988. – 91 с.

Одержано 25.10.2018

Штанько П.К., Рягин С.Л. Розрахунок балки змінного перерізу на пружній основі квазіаналітичним методом

Мета роботи. Розробка квазіаналітичного методу рішення нелінійних диференціальних рівнянь та його апробація стосовно балок змінного перерізу на пружній основі з двома коефіцієнтами постели.

Методи досліджень. Шукану функцію, з урахуванням її передбачуваної форми, апроксимуємо певною відомою функцією. Після її підстановки у нелінійне диференціальне рівняння задача зводиться до аналітичного або чисельного знаходження таких коефіцієнтів функції, при яких оцінка різниці між правою та лівою частинами диференціального рівняння буде мінімальною при всіх можливих значеннях змінної. У відповідності до теорії якостей, величина оцінки різниці дає можливість судити, наскільки вдало було підібрано апроксимуючу функцію. Якщо для апроксимації використовується степенева функція, задача зводиться до рішення системи лінійних алгебраїчних рівнянь. Рішення може бути уточнено за допомогою чисельної оптимізації, при якій шукані коефіцієнти є варійованими параметрами.

Отримані результати. У ході апробації було отримано конкретні рішення в області будівництва. Було досліджено клиновидну бетонну балку на пружній основі (грунті) з прямокутним перерізом змінної висоти. Було отримано рішення для семи різних форм розподіленого навантаження. У всіх випадках усереднена похибка рішення не перевищувала 0,1%, що підтверджує якість запропонованого методу розрахунку та адекватність обраної апроксимуючої степеневої функції.

Наукова новизна. Автори не зустрічали у літературних джерелах такий метод рішення нелінійних диференціальних рівнянь.

Практична цінність. Запропонований квазіаналітичний метод 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. При цьому врахування граничних умов легко реалізуване.

Ключові слова: балка змінного перерізу, пружна основа, нелінійне диференціальне рівняння, квазіаналітичний метод, апроксимація, система лінійних алгебраїчних рівнянь, наближене рішення, похибка.

Shtanko P., Ryagin S. Design of a beam of variable cross-section on the elastic base by the quasi-analytical method

Purpose. Development 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.

Methods of researches. Required function, taking into account its assumed form, can be approximated by some known function. After its substitution in the nonlinear differential equation, the problem is reduced to an analytical or numerical finding of such function factors at which the estimation of difference between the right and left parts of the differential equation will be minimal at all possible variable values. According to the theory of qualities, the value of a difference estimation allows to conclude, how much successfully the approximating function has been chosen. If power function is used for approximation, the problem is reduced to solution of system of the linear algebraic equations. Solution result accuracy can be improved by means of numerical optimisation at which required factors are varied parameters.

Results. Specific solutions in the field of building have been obtained during approbation. The wedge-shaped concrete beam on the elastic base (ground) with rectangular cross-section of variable height has been researched. Solutions for seven various forms of the distributed load have been obtained. In all cases the average solution error had not exceed 0.1%. That confirms quality of the offered solution method and adequacy of the chosen approximating power function.

Scientific novelty. The authors had not meet in literature such method of nonlinear differential equation solution.

Practical value. The quasi-analytical method 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. Besides, consideration of boundary conditions can be easily realised.

Keywords: a beam of variable cross-section, the elastic base, a nonlinear differential equation, the quasi-analytical method, approximation, system of the linear algebraic equations, approximate solution, an error.

МОДЕРНІЗАЦІЯ ПРИСТОСУВАННЯ ДЛЯ ФРЕЗЕРУВАННЯ ДЕТАЛЕЙ КРІПЛЕННЯ

Мета роботи. Зменшення кінетичної енергії удару затискного пристосування шляхом зміни параметрів системи керування.

Об'єкт дослідження. Пристосування для фрезерування деталей кріплення, що здійснює їх затиск, забезпечене пневмоприводом. Прямий і зворотній рух штока забезпечуються подачею повітря, яка регулюється електроклапанами, у верхній або нижній порожнині пневмоциліндра.

Методи дослідження. Цикл спрацьовування затискного пристосування був розбитий на три стадії: подача повітря, перерва в подачі повітря, відновлення подачі повітря для дотискання штока. Під час перерви швидкість штока падає за рахунок сил тертя в ущільнювачі. Зміна тривалості стадій дає можливість регулювання кінцевої швидкості руху штока в момент удару. Була складена математична модель руху штока з урахуванням тимчасового припинення подачі тиску. На другій стадії розглядалося переміщення штока при ізотермічному процесі. Також враховувалися сила тяжіння і сила тертя. Відповідне нелінійне диференціальне рівняння було вирішено чисельно методом Ейлера. Точність рішення була забезпечена застосуванням дуже маленького кроку інтегрування, що при сучасному рівні розвитку обчислювальної техніки не викликає додаткових проблем. Оптимальні тривалості стадій для прямого і зворотного ходу були визначені методом послідовних наближень.

Отримані результати. За рахунок оптимізації параметрів системи управління була знижена кінетична енергія удару приблизно в 15 разів при збільшенні часу спрацьовування в 1,5 рази. Збільшення часу спрацьовування при прямому ході з 18 мс до 27 мс не має значущого впливу на продуктивність праці.

Висновки. Створена нова математична модель руху штоку надала можливість за допомогою комп'ютера знайти оптимальні параметри системи керування затискного пристрою. Практична цінність зумовлена поліпшенням динамічних характеристик пристрою без додаткових капітальних вкладень.

Ключові слова: затискне пристосування, модернізація, система керування, нелінійне диференціальне рівняння, кінетична енергія, удар.

Підвищення продуктивності праці є одним з пріоритетних завдань у серійному та масовому виробництві. Впровадження спеціальних пристосувань для закріплення деталей є важливим напрямком реалізації цього наукового та практичного завдання.

Об'єктом дослідження є пристосування для фрезерування деталей кріплення (див. рис. 1), яке здійснює затискання деталей. Оснащення його пневмоприводом зіткнулось з проблемою ударних навантажень, які впливали на точність позиціонування та створювали ризик пошкодження поверхні деталі.

У джерелах [1], [2] наведені способи та розрахунки пневматичних приводів для таких пристосувань, але не наведені дані щодо пом'якшення удару в момент затискання. В інших областях техніки є багато прикладів використання системи керування для поліпшення параметрів руху. Наприклад, в статті [3] система керування використовується для поліпшення параметрів руху вантажопідіймального крана.

Ця стаття присвячена розробці способу керування рухом штока пневмоциліндра затискного пристосування. Метою цієї статті є математичне описання керованого руху штоку та визначення раціональних параметрів керування.

У затискному пристосуванні повітря подається в верхню робочу порожнину пневмоциліндра. Під дією тиску P шток площею F починає опускатися разом з усіма пов'язаними з ним елементами сумарною масою m . Після обробки деталі в нижню робочу порожнину пневмоциліндра подається повітря, змушуючи шток піднятися в верхнє положення.

У разі використання електроклапанів, можливе дискретне керування подачею повітря, яка на певний час може бути перервана. Тоді для пом'якшення удару можна використовувати сили тертя ущільнюючих елементів $P_{тр}$.

Спочатку тиск подається в робочу порожнину, потім слідує перерва – під дією сили тертя в прокладці швидкість падає, далі відновлюється подача тиску для дожимання штоку.

На систему діють наступні сили: інерції, ваги, тертя та зусилля на поршні від тиску. Тоді загальне диференціальне рівняння руху штока запишеться у вигляді:

$$m\ddot{x} - mg - P_1F + P_{тр} = 0, \quad (1)$$

де m – маса штоку та зв’язаних з ним елементів;
 \ddot{x} – друга похідна від переміщення штоку;
 g – прискорення вільного падіння;
 P_1 – тиск;
 F – робоча площа поршня;
 P_{mp} – сила тертя.

Стала сила тертя в ущільнювачі даного пневмоциліндра $P_{mp} = 81,75$ Н була визначена за даними [4].

Через велику масу та теплоємність елементів пристрою було зроблено припущення, що зміною температури повітря можна знехтувати.

Тоді розглядаємо переміщення штоку при ізотермічному процесі:

$$PV = \text{const}, \quad (2)$$

де P – тиск;
 V – об’єм.

Згідно формули (2) отримуємо рівність:

$$P_1 V_1 = P_x V_x, \quad (3)$$

де P_1 – тиск у точці 1 (відповідає моменту припинення подачі повітря);

P_x – тиск у довільній точці;
 V_1 – об’єм у точці 1;
 V_x – об’єм у довільній точці.

Об’єм повітря у пневмоциліндрі визначаємо за формулами:

$$V_1 = Fx_1; \quad (4)$$

$$V_x = Fx, \quad (5)$$

де x – довільна координата штока;
 x_1 – координата штока у точці 1;
 F – площа поршня.

Тиск повітря у пневмоциліндрі P_1 у точці 1 дорівнює магістральному тиску:

Згідно формул (4), (5), отримуємо:

$$P_x = P_1 \frac{V_1}{V_x} = P_1 \frac{Fx_1}{Fx} = P_1 \frac{x_1}{x}. \quad (6)$$

Ці залежності вірні до переміщення штока у точку 2, яка відповідає моменту відновлення подачі тиску. Точка 3 відповідає переміщенню штока у кінцеве положення.

З урахуванням (6), загальне диференціальне рівняння руху штока (1) запишеться у вигляді:

$$m\ddot{x} - mg - P \frac{x_1}{x} F + P_{mp} = 0; \quad \ddot{x} - \frac{k_1}{x} + k_2 = 0, \quad (7)$$

де $k_1 = \frac{PFx_1}{m}; \quad k_2 = -g + \frac{P_{mp}}{m}.$

На параметри системи впливає площа робочої порожнини. При прямому ході вона зменшена через наявність штока. У зворотному ході – площа залежить

тільки від діаметра поршня, який дорівнює діаметру пневмоциліндра.

При робочому ході сила ваги направлена за ходом штока, у зворотному ході – проти ходу штока, тому знак сили ваги у рівнянні (7) змінюється на протилежний.

При розрахунку базового варіанту (при постійній подачі повітря) визначаємо прискорення штоку за формулою:

$$a = \ddot{x} = \frac{mg + P_1 - P_{mp}}{m}. \quad (8)$$

Визначаємо час переміщення за формулами:

$$x = \frac{at^2}{2} + v_0 t + x_0; \quad (9)$$

$$x_3 = \frac{at_3^2}{2} + v_0 t_3 + x_0; \quad (10)$$

$$t_3 = \sqrt{\frac{2x_3}{a}}, \quad (11)$$

де $x_3 = 20$ мм – координата кінцевої точки переміщення штока,

t_3 – час переміщення штоку до точки 3,

$v_0 = 0$ – початкова швидкість,

$x_0 = 0$ – початкова координата.

Визначаємо швидкість переміщення штока у точці 3 за формулою:

$$v = \dot{x} = at + v_0; \quad (12)$$

$$v_3 = at_3. \quad (13)$$

Визначаємо кінетичну енергію штока у кінцевій точці 3 за формулою:

$$T = \frac{mv_3^2}{2}. \quad (14)$$

У модернізованому варіанті рух до досягнення точки 1 описується ти ми ж залежностями, що й у базовому варіанті.

На ділянці від точки 1 до точки 2 нелінійне диференціальне рівняння (7) може бути вирішено чисельним методом. Був використаний метод Ейлера [5]. Точність була забезпечена використанням дуже малого кроку інтегрування $h_i = 1 \cdot 10^{-7}$ с.

Для ділянки від точки 2 до точки 3 визначаємо час руху до кінцевої точки:

$$\frac{a\Delta t^2}{2} + v_2 + \Delta t + x_2 = x_3; \quad (15)$$

$$\Delta t = \frac{-v_2 + \sqrt{v_2^2 + 2a(x_3 - x_2)}}{a}. \quad (16)$$

Тоді кінцеву швидкість визначаємо за формулою:

$$v_3 = v_2 + a\Delta t . \quad (17)$$

Були визначені раціональні параметри керування подачі повітря. У базовому варіанті тиск є величиною постійною, а у модернізованому варіанті подача тиску з часу 0,0065 с до 0,026 с припиняється. Основні параметри прямого руху штока для модернізованого варіанту наведені у табл. 1, зворотного руху – у табл. 2. Крім того параметри прямого руху для обох варіантів показані на рисунках 2–7.

У базовому варіанті прискорення є сталим, а у модернізованому варіанті вид графіку змінюється. Залишковий тиск продовжує підтримувати прискорення, але

сили тертя поступово викликають уповільнення, до моменту відновлення подачі повітря.

У базовому варіанті переміщення приймає форму гілки квадратичної параболи через постійне прискорення, а у модернізованому варіанті графік значно змінюється. Перша частина (до припинення подачі тиску) залишається подібною базовому варіанту, але у проміжку припинення подачі тиску крива є більш нелінійною.

При зворотному ході залежності цілком аналогічні.

Порівняння зміни кінетичної енергії та часу спрацювання наведено у табл. 3.

Таблиця 1 – Параметри прямого руху штока

$t_1 = 0,00650$ с	$X_1 = 0,002744$ м	$v_1 = 0,84435$ м/с
$t_2 = 0,02600$ с	$X_2 = 0,019584$ м	$v_2 = 0,49307$ м/с
$t_3 = 0,02677$ с	$X_3 = 0,020000$ м	$v_3 = 0,59259$ м/с

Таблиця 2 – Параметри зворотного руху штока

$t_1 = 0,05500$ с	$X_1 = 0,002602$ м	$v_1 = 0,94635$ м/с
$t_2 = 0,02250$ с	$X_2 = 0,019476$ м	$v_2 = 0,59724$ м/с
$t_3 = 0,02329$ с	$X_3 = 0,020000$ м	$v_3 = 0,73272$ м/с

Таблиця 3 – порівняння характеристик базового та модернізованого пристосування

	Прямий хід		Зворотній хід	
	T_3 , Дж	t_3 , мс	T_3 , Дж	t_3 , мс
Базовий варіант	2,34	17,55	3,097	15,25
Модернізований варіант	0,158	26,77	0,241	23,29
Відношення	14,8	0,65	12,85	0,65

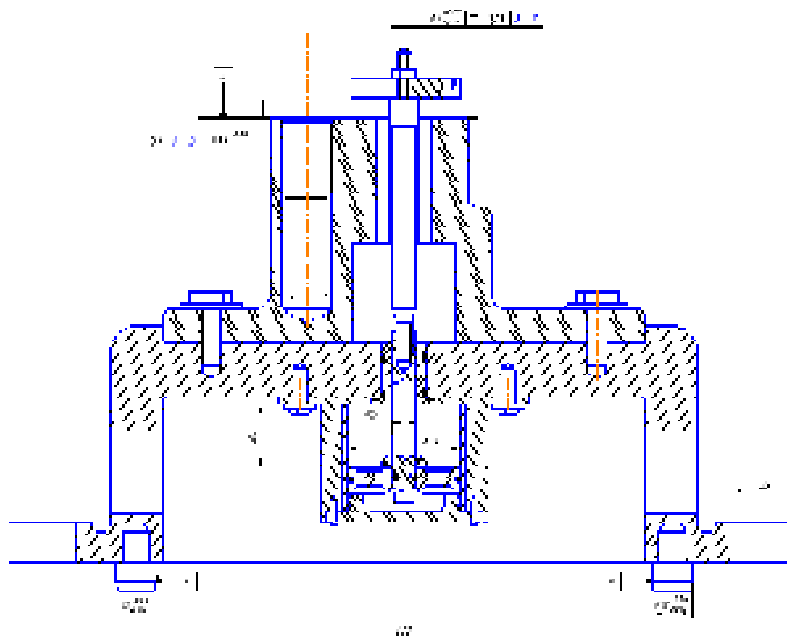


Рис. 1. Пристосування для фрезерування

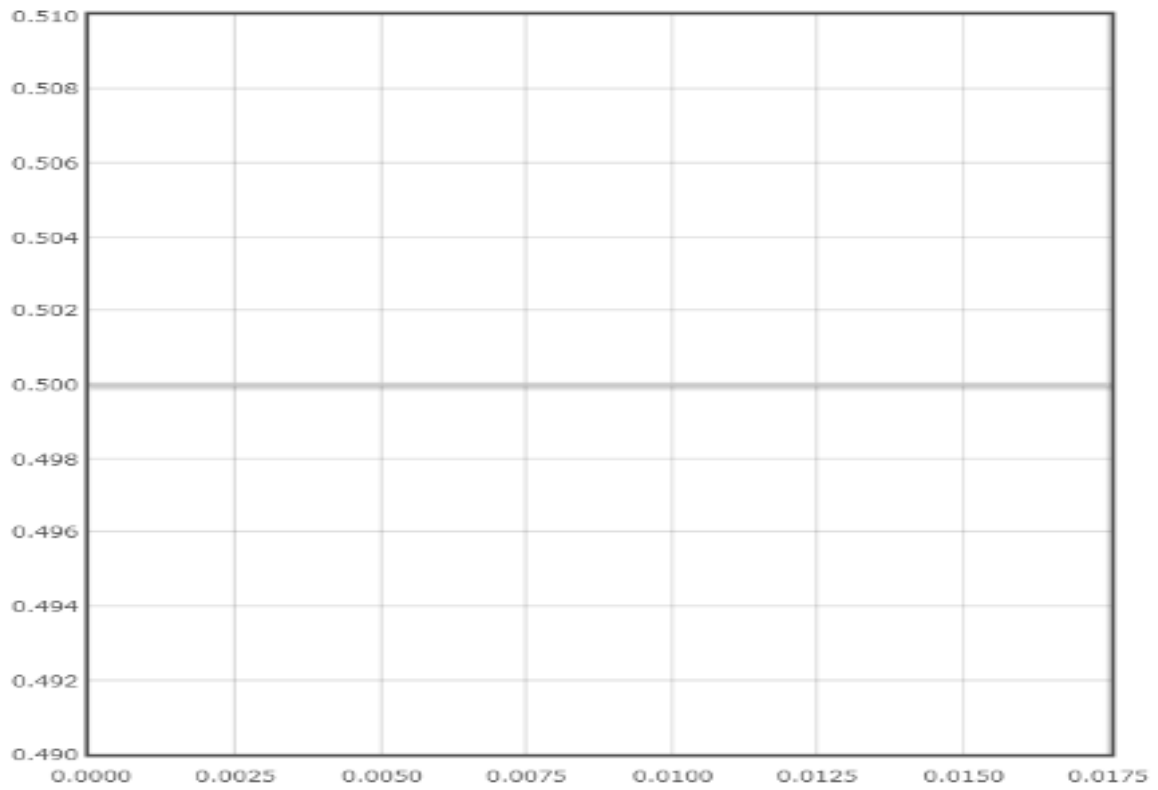


Рис. 2. Залежність тиску від часу у базовому варіанті

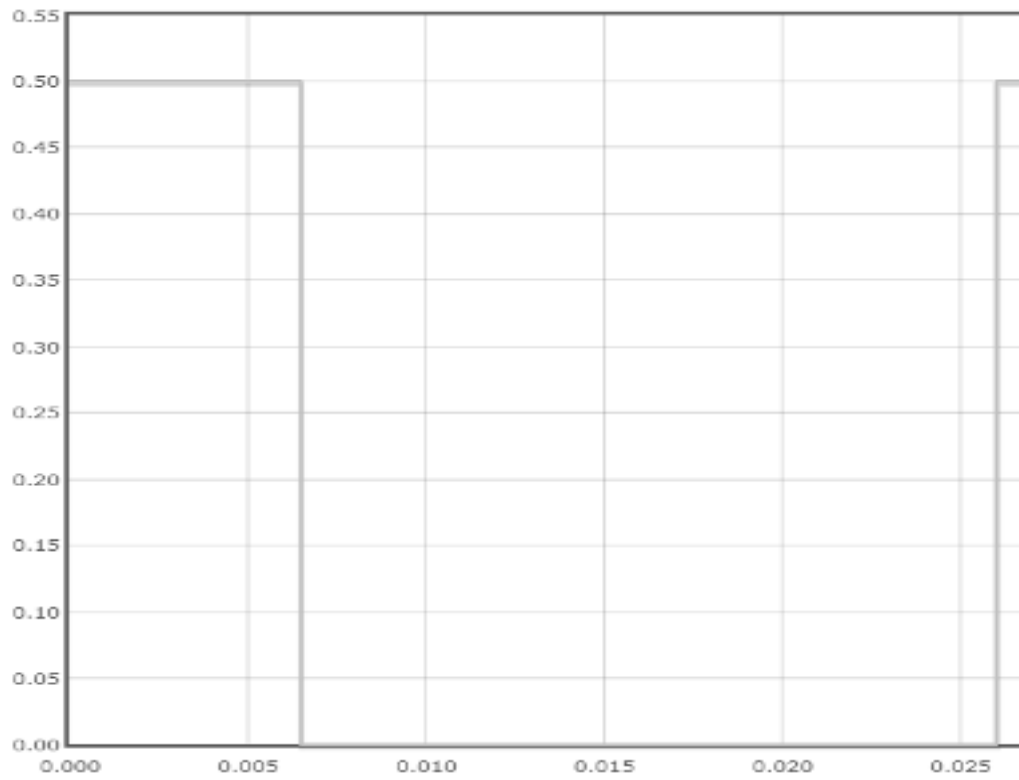


Рис. 3. Залежність тиску від часу у модернізованому варіанті

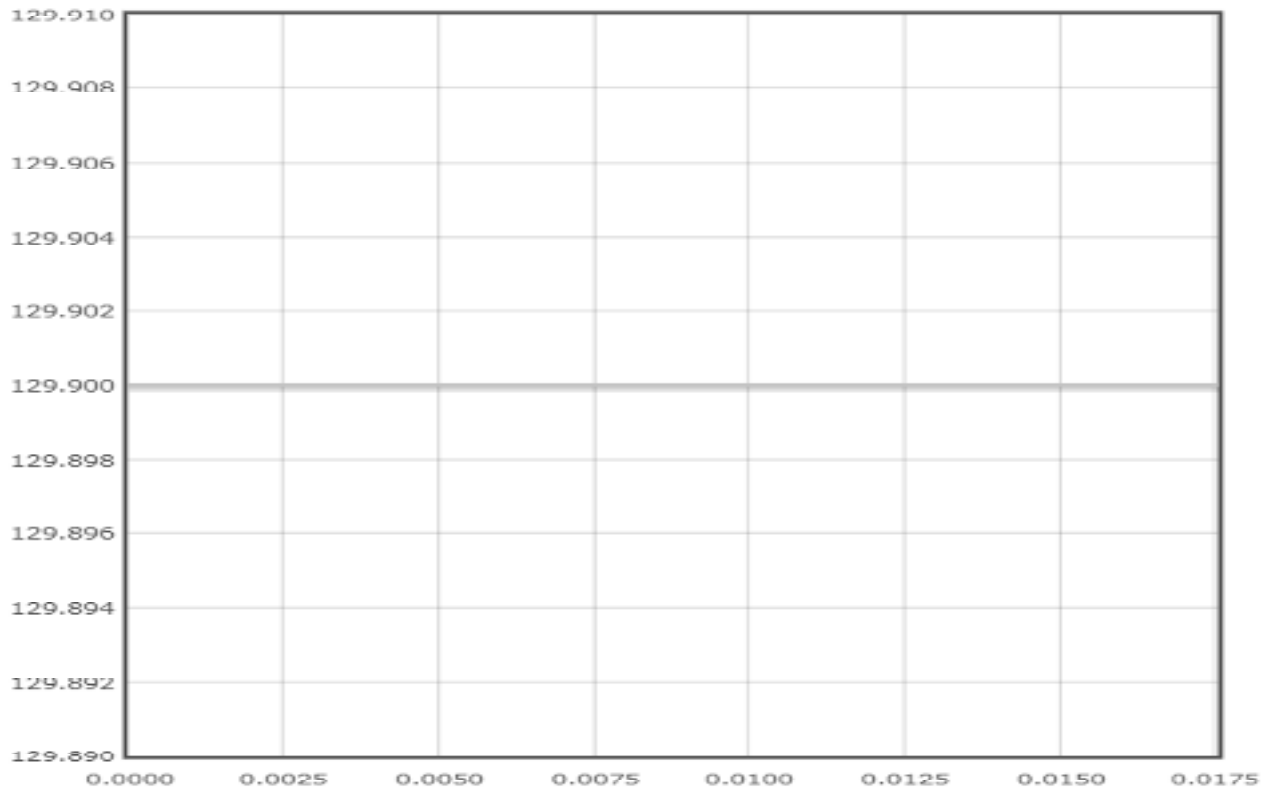


Рис. 4. Зміна прискорення у часі у базовому варіанті

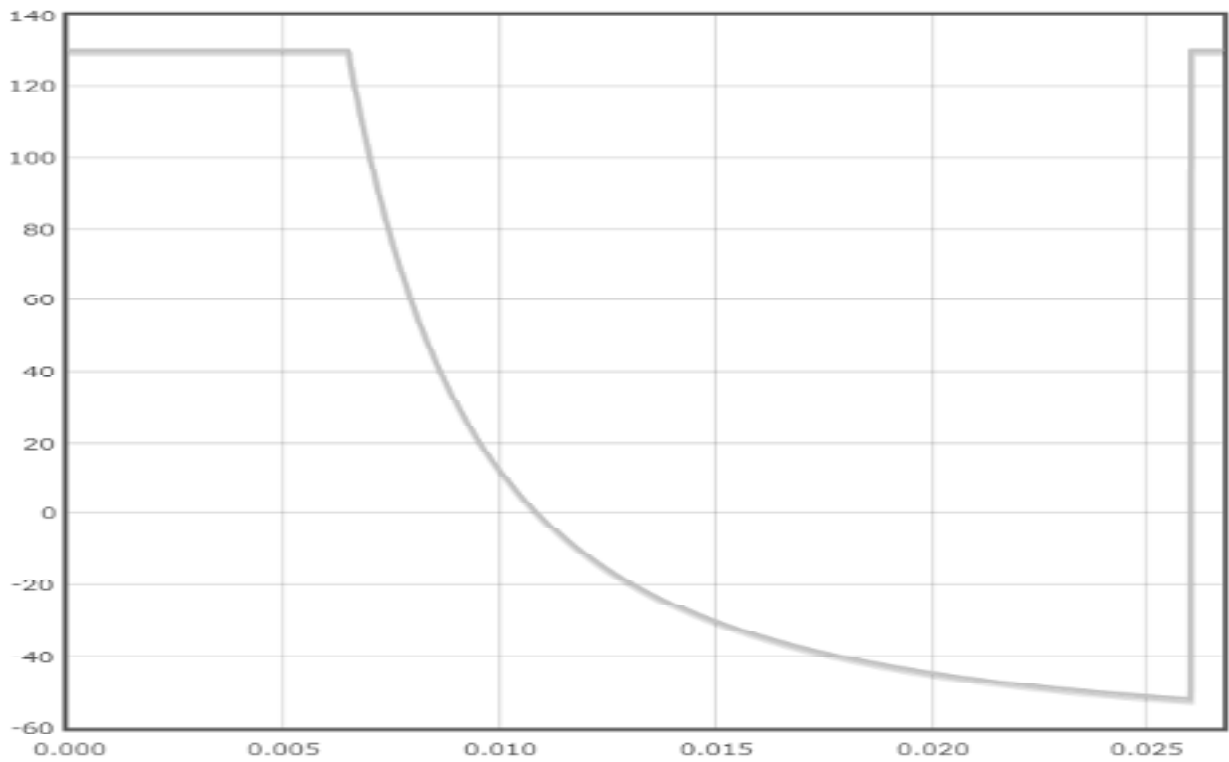


Рис. 5. Зміна прискорення у часі у модернізованому варіанті

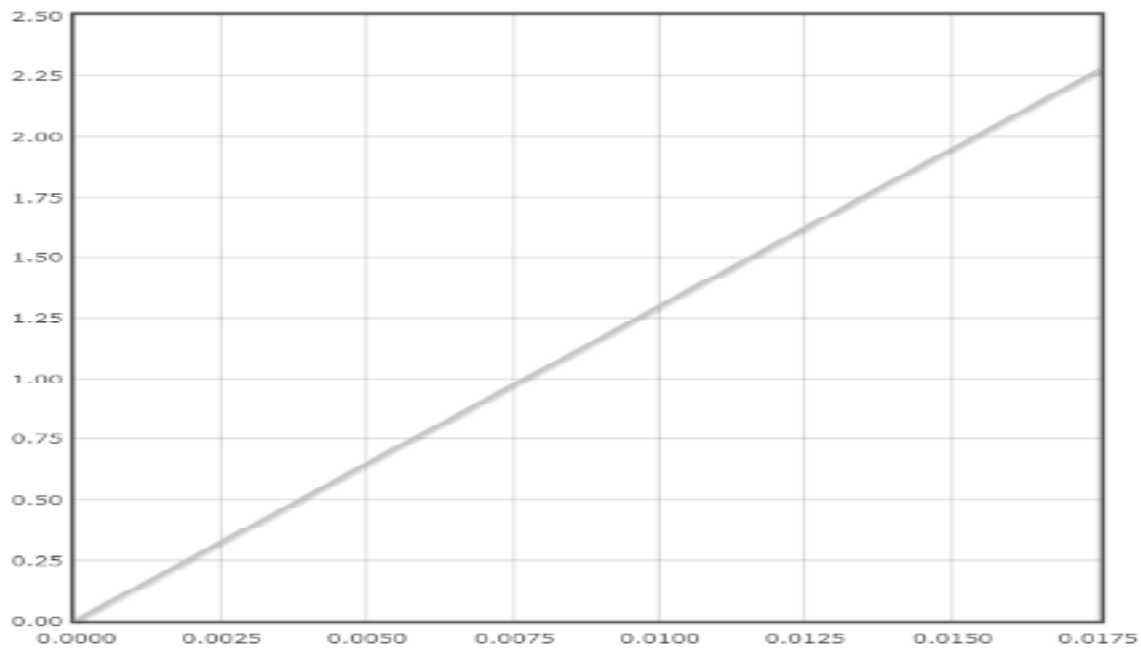


Рис. 6. Зміна швидкості у часі у базовому варіанті

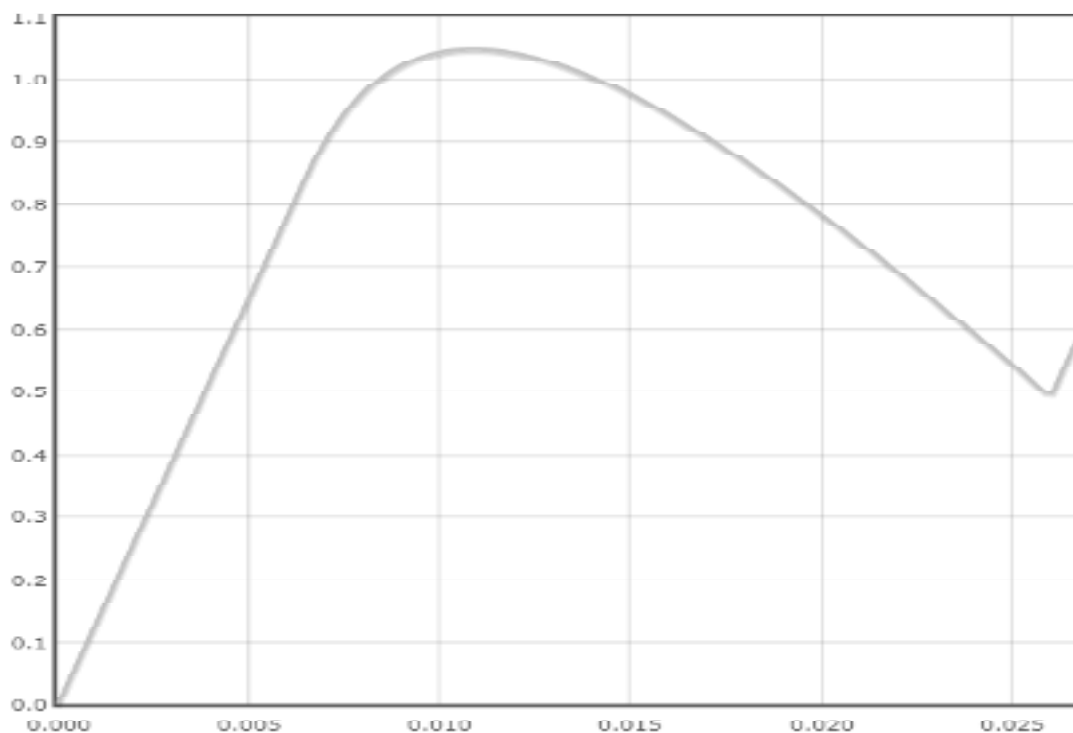


Рис. 7. Зміна швидкості у часі у модернізованому варіанті

Висновки

Таким чином, було математично описано керований рух штока. При визначених раціональних параметрах керування при прямому ході зменшення кінетичною енергії при ударі у 15 разів досягнуто за рахунок незначного подовження часу спрацьовування 1,5 рази. Це забезпечує зменшення ударних та вібраційних навантаж в момент затискання та, відповідно, підвищення

точності позиціонування. Незначне збільшення часу затискання у 1,5 рази не є суттєвим, бо мова йде про соті долі секунди. У перспективі автори планують дослідити вплив демпфірування на перехідні процеси у системі.

Список літератури

1. Богуслаев В. А. Станочные приспособления / В. А. Богуслаев, В. А. Лиховицер, А. С. Смирнов. – Запорожье : Мотор Сич, 2000. – 430 с.

2. Справочник технолога-машиностроителя 1 т. / Под ред. А. Г. Косиловой, Г. К. Мещерякова. – М. : Машиностроение, 1986. – 656 с.
3. Григоров О. В. Вплив раціональної організації роботи механізмів пересування на економічність вантажопідійомних машин / Григоров О. В., Рягін С. Л. // Підвищення ефективності перевантажувальних, будівельних і колійних робіт на транспорті : збірник наукових праць. – Харків : УкрДАЗТ, 2006. – Вип. 73. – С. 19–24.
4. Про силы трения в узлах уплотнения поршня: studik.net, Пример расчета силы трения в уплотнителе поршня – Режим доступа: <http://studik.net/sily-treniya-v-uzlax-uplotneniya-porshnya/>
5. Самарский А. А., Гулин А. В. Численные методы : учеб. пособие для вузов. – М. : Наука, 1989. – 432 с.

Одержано 16.05.2019

Рягин С. Л., Белый Р. Ю. Модернизация приспособления для фрезерования деталей крепления

Цель работы. Уменьшение кинетической энергии удара зажимного приспособления путем изменения параметров системы управления.

Объект исследования. Приспособление для фрезерования деталей крепления, осуществляющее их зажим, снабженное пневмоприводом. Прямое и обратное движения штока обеспечиваются подачей воздуха, которая регулируется электроклапанами, в верхнюю или нижнюю полости пневмоцилиндра.

Методы исследования. Цикл срабатывания зажимного приспособления был разбит на три стадии: подача воздуха, перерыв в подаче воздуха, возобновление подачи воздуха для дожатия штока. Во время перерыва скорость штока падает за счет сил трения в уплотнителе. Изменение длительности стадий дает возможность регулирования конечной скорости движения штока в момент удара. Была составлена математическая модель движения штока с учетом временного прекращения подачи давления. На второй стадии рассматривалось перемещение штока при изотермическом процессе. Также учитывались сила тяжести и сила трения. Соответствующее нелинейное дифференциальное уравнение было решено численно методом Эйлера. Точность решения была обеспечена применением очень маленького шага интегрирования, что при современном уровне развития вычислительной техники не вызывает дополнительных проблем. Оптимальные длительности стадий для прямого и обратного хода были определены методом последовательных приближений.

Полученные результаты. За счет оптимизации параметров системы управления была снижена кинетическая энергия удара примерно в 15 раз при увеличении времени срабатывания в 1.5 раза. Увеличение времени срабатывания при прямом ходе с 18 мс до 27 мс не оказывает практически значимого влияния на производительность труда.

Выводы. Созданная новая математическая модель движения штока дала возможность с помощью компьютера найти оптимальные параметры системы управления зажимного устройства. Практическая ценность обусловлена улучшением динамических характеристик устройства без дополнительных капитальных вложений.

Ключевые слова: зажимное приспособление, модернизация, система управления, нелинейное дифференциальное уравнение, кинетическая энергия, удар.

Ryagin S., Belyi R. Modernization of the device for milling of fastening details

Purpose. Reducing of impact kinetic energy of the clamping device by changing of control system parameters.

Object of research. Clamping device for milling of fastening details, supplied with a pneumatic actuator. Direct and reverse motion of a stock are realized by air supply to the top or bottom pneumocylinder space, which is controlled by electrovalves.

Methods of research. Operation cycle of the clamping device has been divided into three steps: air supply, pause in air supply, renewal of air supply for clamping of a stock. Stock speed decreases during a pause because of friction forces in a sealant. Variation of step durations allows to control final stock speed at the moment of impact. The mathematical model of stock movement has been designed, taking into account the transitory termination of pressure supply. Stock movement was considered at isothermal process at the second step. Gravity and friction forces were considered as well. The corresponding nonlinear differential equation has been solved numerically by the Euler method. Result accuracy has been provided by use of very small integration step, that at a modern level of development of computer facilities does not cause additional problems. Optimal step durations for direct and reverse motion were calculated by successive approximation method.

Results. Impact kinetic energy has been reduced approximately 15 times with response time increase 1.5 times by optimizing of control system parameters. Increase of operation time at a direct motion from 18 ms to 27 ms has no practically significant influence on productivity.

Practical value. A new mathematical model of the rod movement that have been designed gives an opportunity to find the optimal parameters of clamping device control system by means of a computer. Research practical value has been caused by the improvement of device dynamic characteristics without additional capital investments.

Key words: clamping device, modernization, control system, nonlinear differential equation, kinetic energy, impact.

ПРОЧНОСТНОЙ РАСЧЕТ АВИАЦИОННОЙ ДЕТАЛИ «КРЫШКА РЕДУКТОРА», ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ АДДИТИВНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ

Цель работы. Обеспечить механические, технологические и эксплуатационные свойства деталей из конструкционных алюминиевых сплавов ($AlSi_3$, $AlMg_5$) авиационного назначения, выращенных аддитивным методом с использованием проволоки (WAAM).

Методы исследования. Для выполнения поставленной цели, было необходимо решить следующие задачи: получить заготовки серийных деталей с необходимой геометрией, эксплуатационными и технологическими свойствами и выполнить расчет напряженно-деформируемого состояния полученных заготовок детали. В качестве первого, экспериментального, изделия изготовленного данным методом была выбрана корпусная деталь «Крышка редуктора», в связи с простотой конфигурации заготовки. Выращивание заготовки детали производилось с помощью сварочного аппарата инвертора Fronius MagicWave 1700 и робота FANUC. Кратковременные жаропрочные испытания проводили согласно ГОСТ 25.601-80 на машине АИМА-5-2. прочностной расчет напряженно деформируемого состояния проводился с использованием лицензионной версии программного комплекса ANSYS 18.1. Для разработки конечно-элементной модели принят имеющий форму тетраэдра элемент SOLID 185.

Полученные результаты. Результат проведения расчета напряженно деформируемого состояния показал, что коэффициент запаса прочности для сплава $AlSi_3$ и $AlMg_5$ равен 2,6 и 3,4 соответственно, для сплава МЛ10 – 4,0.

Практическая ценность. Несмотря на снижение коэффициента запаса прочности на 0,4, применение аддитивных технологий для изготовления «крышки редуктора» из сплава $AlMg_5$ позволит сократить долю человеческого фактора при возникновении брака, существенно снизить отходы при производстве за счет отсутствия литейных систем и т.д. При этом, прочностные характеристики сплавов $AlMg_5$ и МЛ10 находятся на одном уровне. Это позволяет утверждать, что изделие из сплава $AlMg_5$, изготовленное аддитивными технологиями может применяться взамен ранее применяемых изделий из сплава МЛ10, которые изготавливались по стандартным технологиям литья.

Ключевые слова: аддитивные технологии, аддитивное выращивание, алюминиевые сплавы, авиационные детали, WAAM (Welding +arc additive manufacturing).

Введение

В настоящее время не вызывает сомнений целесообразность применения аддитивного производства (АП) в авиастроении, АП является новым направлением изготовления деталей, в том числе и из алюминиевых сплавов, которые в ряде случаев могут заменить классические способы, такие как литье и штамповку. Поскольку данные технологии позволяют значительно сокращать время и затраты на получение нового изделия за счет исключения промежуточных стадий изготовления оснастки и пресс-форм [1].

Анализ предыдущих исследований

Wire + Arc Additive Manufacturing (WAAM) – это перспективная технология АП, позволяющая получать готовые, изделия с минимальным припуском на обработку, в кратчайшие сроки путем послойного нанесения материала до достижения конечной формы. Про-

цессы подачи проволоки имеют большую производительность и являются более экономичными из-за 100 % эффективности использования проволоки по сравнению с порошковыми материалами [2]. Большинство современных исследований WAAM сосредоточены на титане и стали [3]. Алюминиевые сплавы, особенно высокопрочные, становятся все более востребованными в таких отраслях, как аэрокосмическая промышленность и транспорт. В связи, с чем необходимы исследования и разработка технологии WAAM для алюминия. Кранфилдский университет начал применять технологию WAAM из алюминия, и были построены крупногабаритные функциональные компоненты ребер и конусов из алюминиевого сплава [4].

В работе [4] были приведены изделия выращенные методом WAAM, однако данные детали получены с использованием в качестве присадочных материалов проволок из импортных сплавов, которые по химичес-

кому составу и свойствам имеют отличия от отечественных материалов. При применении WAAM технологий в отечественном авиационном производстве, так же используются импортные присадочные материалы, в связи, с чем остаются не решенными проблемы, связанные с работой в одних сборочных узлах деталей, полученных традиционными методами из отечественных сплавов и деталей, выращенных методами WAAM с использованием импортных материалов.

Методика проведения исследований напряженно деформируемого состояния (НДС)

Расчет НДС выращенной детали выполнен методом конечных элементов с применением программного комплекса ANSYS 18.1. Определение НДС состоит из следующих этапов. Подготовка свойств материалов крышки для расчета НДС. Необходимые для расчета НДС свойства сплава МЛ10 крышки приняты по справочнику ВИАМ. Необходимые для расчета НДС свойства материалов крышки $AlSi_5$ и $AlMg_5$ были получены в результате проведения кратковременных жаропрочных испытаний при $T = 150\text{ }^\circ\text{C}$ (рабочей температуре изделия из данного материала) Кратковременные жаропрочные испытания проводили согласно ГОСТ 25.601-80 на машине АИМА-5-2. Разработка конечно-элементной модели крышки. Разработку конечно-элементной модели крышки осуществили путем генерации сетки конечных элементов с помощью препроцессора автоматической разбивки ANSYS. При этом использованы элементы в форме тетраэдров и пирамид – для крышки и гексаэдров – для дополнительных объемов. Для разработки конечно-элементной модели принят имеющий форму тетраэдра элемент SOLID 185, который выбран в связи с тем, что он может иметь любую пространственную ориентацию; является элементом второго порядка и определяется двадцатью узлами, каждый из которых имеет три степени свободы.

В разделе представлены результаты расчета напряженно-деформированного состояния (НДС) крышки редуктора двигателя (далее – крышки), изготовленной с использованием методов аддитивного производства из двух вариантов материалов проволоки – алюминиевого сплава $AlSi_5$ и сплава алюминия с магнием $AlMg_5$ в качестве присадочного материала.

Наименование и материал крышки согласно техническим требованиям чертежа приведены в таблице 1. Там же указаны варианты исполнения крышки из сплава $AlSi_5$ и сплава $AlMg_5$. Твердотельная модель на рис. 1.

Рабочая температура крышки составляет $150\text{ }^\circ\text{C}$.

Для упрощения расчета были проведены работы по выявлению неопасных объемов металла и установлено, что отверстия на фланце крышки являются таковыми. Твердотельная модель после упрощения приведена на рис. 1.

Нагрузки, действующие на крышку:

- $F_a = 3200\text{ Н}$ – осевая нагрузка на поверхность торца цилиндра в направлении, противоположном положи-

тельному направлению оси X (рис. 1 – поверхность выделена желтым цветом);

- $F_r = 300\text{ Н}$ – постоянная радиальная нагрузка на цилиндрическую поверхность в направлении, противоположном положительному направлению оси Z (см. рис. 1 – поверхность выделена красным цветом).

Свойства материалов крышки при температуре $150\text{ }^\circ\text{C}$, используемые при расчете НДС приведены в таблице 1.

Кривые деформирования $\sigma = f(\epsilon)$ материалов $AlSi_5$ и $AlMg_5$, принятых для расчета напряженно-деформированного состояния крышки, для температуры $150\text{ }^\circ\text{C}$ приведены на рисунке 2.

В узлах модели задана постоянная по величине рабочая температура $150\text{ }^\circ\text{C}$. К поверхности торца цилиндра (выделена желтым на рисунке 1) приложена осевая нагрузка $F_a = 3200\text{ Н}$, равномерно распределенная по узлам. К узлам цилиндрической поверхности (на участке, выделенном красным на рисунке 1) приложена радиальная нагрузка $F_r = 300\text{ Н}$, равномерно распределенная по узлам.

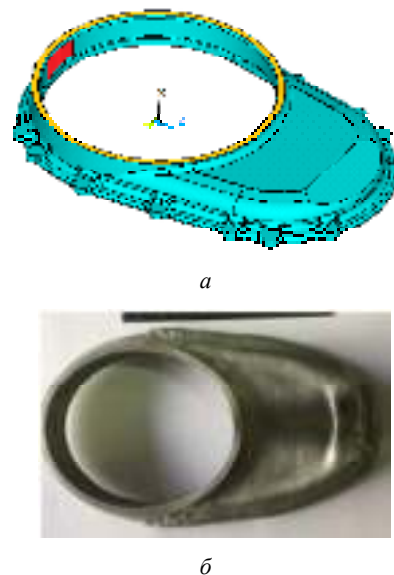


Рис. 1. Деталь «Крышка редуктора»: а – упрощенная твердотельная модель крышки с указанием поверхностей приложения нагрузок, б – выращенная деталь Крышка редуктора из алюминиевого сплава

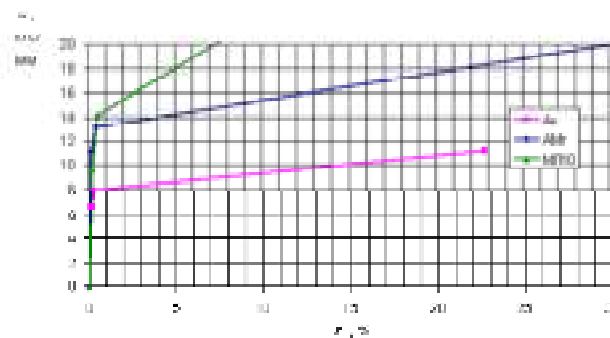


Рис. 2. Кривые деформирования материалов $AlSi_5$ и $AlMg_5$, принятых для расчета напряженно-деформированного состояния крышки при температуре $150\text{ }^\circ\text{C}$

Таблица 1 – Свойства рассматриваемых материалов крышки при рабочей температуре 150 °С

№ п/п	Параметр	Обозначение	Ед. изм.	AlSi ₅	AlMg ₅	МЛ10
1	Предел кратковременной прочности	σ'_e	МПа	112	20,6	20,6
2	Предел текучести	σ'_{02}	МПа	79	13,1	14,1
3	Предел пропорциональности	σ'_{np}	МПа	67	11,1	9,6
4	Плотность	ρ	кгс/м ³	2680	2650	1780
5	Модуль упругости	E	кгс/мм ²	5900	6200	4068
6	Коэффициент линейного расширения	α	1/°С	$2,39 \cdot 10^{-5}$	$2,58 \cdot 10^{-5}$	$2,8 \cdot 10^{-5}$
7	Относительное удлинение	δ	%	22,8	32,7	8,0
8	Коэффициент Пуассона	μ	-	0,33	0,3	0,33

Решение задачи структурного анализа выполнено в модуле Solution программного комплекса ANSYS с учетом кривых деформирования материалов крышки с применением метода итерационного PCG. Указанный метод рекомендуется для больших моделей из объемных элементов.

По результатам структурного анализа крышки в постпроцессоре выполнена визуализация распределения эквивалентных напряжений по Мизесу и определены зоны максимальных эквивалентных напряжений в крышке. В зоне с максимальными эквивалентными напряжениями выделено сечение, в котором определен коэффициент запаса статической прочности по формуле:

$$K_B = \frac{\sigma'_B}{\sigma_{эkv}^{cp}}, \quad (1)$$

где σ'_B – предел кратковременной прочности материала крышки при рабочей температуре;

$\sigma_{эkv}^{cp}$ – средние эквивалентные напряжения в рассматриваемом сечении.

Средние эквивалентные напряжения определены в постпроцессоре программного комплекса ANSYS в соответствии с алгоритмом, описываемым формулой:

$$\sigma_{эkv}^{cp} = \frac{1}{n-1} \cdot \left(\frac{\sigma_{эkv}^1}{2} + \frac{\sigma_{эkv}^n}{2} + \sum_{i=2}^{n-1} \sigma_{эkv}^i \right), \quad (2)$$

где n – количество узлов на линии с максимальными напряжениями в рассматриваемом сечении;

$\sigma_{эkv}^1, \sigma_{эkv}^n$ – эквивалентные напряжения в первом и

n -м узле на линии с максимальными напряжениями в рассматриваемом сечении.

В результате структурного анализа крышки в постпроцессоре выполнена визуализация распределения эквивалентных напряжений и определены зоны максимальных эквивалентных напряжений в крышке.

Напряженно-деформированное состояние крышки, нагруженной рабочей температурой и действующими усилиями, изготовленной из сплавов AlSi₅, AlMg₅ и МЛ10 приведено на рисунке 3 а–в, соответственно. Как видно из рисунков зона максимальных эквивалентных напряжений расположена в зоне перехода фланца крепления крышки.

Результаты расчета средних эквивалентных напряжений в критическом сечении и коэффициента запаса статической прочности приведены в таблице 2.

Как видно из таблицы 2, коэффициенты запаса статической прочности крышки, изготовленной из AlSi₅, AlMg₅ и МЛ10, удовлетворяют нормативным требованиям. Учитывая, что величина максимальных эквивалентных напряжений крышки из материала AlSi₅ соответствует пределу текучести данного сплава, на рисунке 3 приведены зоны пластической деформации крышки.

Из рисунка 3 видно, что зоны пластической деформации в крышке из материала AlSi₅ расположены в зонах перехода фланца крепления крышки.

Таким образом, получена модель крышки редуктора и проведен ее расчет методом конечных элементов. Установлены коэффициенты запаса статической прочности крышки, изготовленной из магниевого сплава МЛ10 или с использованием методов аддитивного производства из двух вариантов материалов проволоки из сплава AlSi₅ и сплава AlMg₅ в качестве присадочного материала.

Таблиця 2 – Результати расчета средних эквивалентных напряжений в критическом сечении и коэффициента запаса статической прочности

№ п/п	Параметр	Обозначение	Ед. изм.	Сплав AlSi ₅	Сплав AlMg ₅	Сплав МЛ10
1	Максимальные эквивалентные напряжения	$\sigma_{э\text{кв}}^{\text{max}}$	кгс/мм ²	7,9	12,7	11,3
2	Средние эквивалентные напряжений	$\sigma_{э\text{кв}}^{\text{cp}}$	кгс/мм ²	4,3	6,0	5,1
3	Предел кратковременной прочности	σ_B^t	кгс/мм ²	11,2	20,6	20,6
4	Коэффициент запаса статической прочности	K_B	-	2,6	3,4	4,0

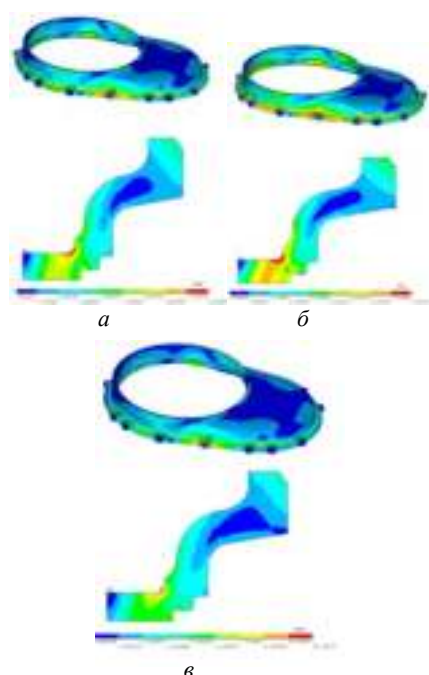


Рис. 3. Напряженно-деформированное состояние крышки нагруженной рабочей температурой и действующими усилиями: *а* – из сплава AlMg₅, *б* – из сплава AlSi₅, *в* – из сплава МЛ10

Заключение

Коэффициент запаса прочности для сплава AlSi₅ и AlMg₅ равен 2,6 и 3,4 соответственно. Для сплава МЛ10 – 4,0. при этом, прочностные характеристики сплавов

AlMg₅ и МЛ10 находятся на одном уровне. Это позволяет утверждать, что изделие из сплава AlMg₅, изготовленное аддитивными технологиями может применяться взамен ранее применяемых изделий из сплава МЛ10, которые изготавливались по стандартным технологиям литья. Несмотря на снижение коэффициента запаса прочности на 0,4, применение аддитивных технологий для изготовления крышки редуктора из сплава AlMg₅ позволит сократить долю человеческого фактора при возникновении брака, существенно снизить отходы при производстве за счет отсутствия литейных систем и т. д. При этом возможно изменение конструкции с целью уменьшения ее веса.

Список литературы

1. Detecting the influence of heat sources on material properties when production aviation parts by a direct energy deposition method / Gnatenko M., Zhemanyuk P., Petryk I. and etc. // Eastern-european journal of enterprise technologies. – 2019. – Т. 1, N 1. – P. 49–55.
2. Weld deposition-based rapid prototyping: a preliminary study / Zhang Y., Chen Y., Li P. and etc. // Journal of Materials Processing Technology. – 2003. – Т. 1, 135(2–3). – P. 347–357.
3. Wang H. A novel welding-based solid freeform fabrication technology for aluminum / Wang, H., R. Kovacevic // 84th Annual AWS Convention. – 2003. – Т. 1, N38. – 2 p.
4. Thermo-mechanical analysis of Wire and Arc Additive Layer Manufacturing process on large multi-layer parts / Ding, J., Colegrove P., Mehnen J. and etc. // Computational Materials Science. – 2011. – N 50(12). – С. 315–322.

Одержано 30.03.2019

Гнатенко М.О., Наумік В.В., Матковська М.В. Розрахунки на міцність авіаційної деталі «кришка редуктора», отриманої методом адитивного вирощування

Мета роботи. Забезпечити механічні, технологічні та експлуатаційні властивості деталей з конструкційних алюмінієвих сплавів (AlSi₅, AlMg₅) авіаційного призначення вирощених адитивним методом з використанням дроту (WAAM).

Методи дослідження. Для виконання поставленої мети, необхідно було вирішити такі завдання: отримати заготовки серійних деталей з необхідною геометрією, експлуатаційними і технологічними властивостями і виконати розрахунок напружено-деформованого стану отриманих заготовок деталі. В якості першого,

експериментального, виробу виготовленого даним методом було обрано корпусні деталь «Кришка редуктора», в зв'язку з простою конфігурації заготовки. Вирощування заготовки деталі проводилося за допомогою зварювального апарату інвертора Fronius MagicWave 1700 і робота FANUC, Короткочасні жаротривкі випробування проводили згідно ГОСТ 25.601-80 на машині АІМА-5-2. Розрахунок на міцність напружено деформованого стану проводився з використанням ліцензійної версії програмного комплексу ANSYS 18.1. Для розробки кінцево-елементної моделі прийнятий має форму тетраедра елемент SOLID 185.

Отримані результати. Результат проведення розрахунку напружено деформованого стану показав, що коефіцієнт запасу міцності для сплаву $AlSi_3$ і $AlMg_5$ дорівнює 2,6 і 3,4 відповідно. Для сплаву МЛ10 - 4,0. при цьому, міцності сплавів $AlMg_5$ і МЛ10 знаходяться на одному рівні.

Практична цінність. Незважаючи на зниження коефіцієнта запасу міцності на 0,4, застосування адитивних технологій для виготовлення «кришки редуктора» зі сплаву $AlMg_5$ дозволить скоротити частку людського фактора при виникненні істотно знизити відходи при виробництві за рахунок відсутності ливарних систем і т.д. Це дозволяє стверджувати, що виріб зі сплаву $AlMg_5$, виготовлене адитивними технологіями може застосовуватися на заміну раніше застосовуваних виробів зі сплаву МЛ10, які виготовлялися за стандартними технологіями литва.

Ключові слова: адитивні технологи, адитивное вирощування, алюмінієві сплави, авіаційні деталі, WAAM (Welding + arc additive manufacturing).

Gnatenko M., Naumyk V., Matkovskaya M. Strength calculation of aviation detail “reducer cover” obtained by additive growing

Purpose. Ensure the mechanical, technological and operational properties of parts made of structural aluminum alloys ($AlSi_3$, $AlMg_5$) for aviation purposes grown by the additive method using wire (WAAM).

Research methods. To accomplish this goal, it was necessary to solve the following tasks: to obtain blanks of serial parts with the necessary geometry, operational and technological properties and to perform a calculation of the stress-deformable state of the obtained blanks of the part. As the first, experimental, product manufactured by this method was selected case detail “Gearbox cover”, due to the simplicity of the configuration of the workpiece. The cultivation of the workpiece was carried out using the Fronius MagicWave 1700 inverter c-welding machine and the FANUC robot. The short-term heat-resistant tests were carried out according to GOST 25.601-80 on the АІМА-5-2 machine. strength analysis of the stress-strain state was carried out using the licensed version of the software package ANSYS 18.1. To develop a finite element model, the SOLID 185 element having the shape of a tetrahedron was adopted.

Obtained results. The result of the calculation of the stress-strain state showed that the safety factor for the $AlSi_3$ and $AlMg_5$ alloy is 2.6 and 3.4, respectively.

Practical value. Despite the fact that the safety factor has decreased by 0.4, the use of additive technologies for manufacturing the “gearbox cover” from $AlMg_5$ alloy will reduce the human factor when rejects occur, significantly reduce waste during production due to the absence of casting systems, etc. For alloy МЛ10 - 4.0. at the same time, the strength characteristics of alloys $AlMg_5$ and МЛ10 are on the same level. This suggests that the product from the alloy $AlMg_5$, made by additive technologies, can be used instead of the previously used products from the alloy МЛ10, which were made according to standard casting techniques.

Key words: additive technologists, additive growing, aluminum alloys, aircraft parts, WAAM (Welding + arc additive manufacturing).

УДК 620.193:622.646

Скачков В. А., Воденникова О. С., д-р техн. наук Воденников С. А.

Национальный университет «Запорізька політехніка», г. Запорожье

ОЦЕНКА ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО ОКИСЛЕНИЯ МНОГОФАЗНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Цель работы. Разработка методики расчета скорости окисления отдельных фаз многокомпонентных металлов и экспериментальная оценка ее применения.

Методы исследования. Электрохимическое окисление поверхности, металлографический и микроинтерферометрический анализ неоднородности поверхности многофазных металлов.

Полученные результаты. Разработаны конечные формулы для расчета уноса массы, толщины окисленного слоя и скоростей растворения отдельных фаз в процессе электрохимического окисления многокомпонентных металлов и сплавов. Экспериментально установлено изменение геометрической неоднородности трехфазного серого чугуна в процессе электрохимического окисления, Вычислена толщина окисления каждой фазы серого чугуна в заданных условиях электрохимического окисления. Разработана методика и определено удельное электрическое сопротивление электролита в процессе электрохимического окисления.

Научная новизна. Разработана методика оценки скоростей окисления отдельных фаз в многофазных металлах и сплавах при электрохимическом окислении. Установлены скорости окисления фаз в сером чугуне, которые составляют для графита – 0,991 мкм/мин; для цементита – 1,009 мкм/мин; для перлита – 1,033 мкм/мин.

Практическая ценность. Разработанная методика представляет научный и практический интерес для оценки скоростей окисления различных фаз многофазных сплавов, оценки времени для проведения ускоренных испытаний многофазных сплавов для эквивалентных условий климатической коррозии и разработке сплавов, устойчивых для питтинговой коррозии.

Ключевые слова: скорость электрохимического окисления, многофазные металлы и сплавы, серый чугун, фазы серого чугуна, перлит, цементит, графит.

Актуальность

Коррозия компонентов и отдельных фаз в металлах и сплавах является результатом работы большого количества коррозионных гальванических элементов, возникающих на отдельных участках поверхности вследствие ее гетерогенности [1, 2].

Электрохимическая гетерогенность поверхности металлов и сплавов обуславливается компонентным составом, макро- и микропримесями, анизотропностью кристаллической решетки, наличием оксидных пленок и других загрязнений, неоднородностью внутренних механических напряжений и т. д. [1, 2].

В связи с электрохимической неоднородностью поверхности металлов скорость окисления ее отдельных участков имеет значительно отличающиеся величины [3, 8].

Скорость процесса коррозионного окисления определяется рядом фактов [3, 4, 7]:

- скоростью реакции взаимодействия фаз металла с коррозионной средой;
- концентрации реагентов в коррозионной среде;
- диффузией реагентов коррозионной среды к поверхности металла;
- диффузией продуктов реакции от поверхности металла в объем коррозионной среды [4].

Цель работы: разработка методики расчета скорости окисления отдельных фаз многокомпонентных ме-

© Скачков В. А., Воденникова О. С., Воденников С. А., 2019
DOI 10.15588/1607-6885-2019-1-12

таллов и сплавов, экспериментальная оценка ее применения.

Разработка методики

В процессе анодного окисления металлов и сплавов, имеющих неоднородную структуру, все фазы являются самостоятельными в электрохимическом смысле. При этом в первую очередь под влиянием анодного тока растворяются наиболее электроотрицательные фазы и после их полного удаления растворяются более электроположительные.

Матричные сплавы, представляющие собой химическое соединения или твердый раствор двух различных металлов, ведут себя как единое целое. Активность фазы матрицы в этом случае устанавливается ниже электроотрицательного металла, а потенциал анодного растворения устанавливается между потенциалами основных фаз со смещением в сторону более электроотрицательной фазы.

Рассматривается многокомпонентный металл, состоящий из N фаз. В этом случае каждая фаза занимает поверхность S_i , тогда:

$$P_i = \frac{S_i}{\sum_{i=1}^N S_i}, \quad (1)$$

где P_i – поверхностная доля фазы с номером i .

Из условия (1) следует:

$$\sum_{i=1}^N P_i = 1. \quad (2)$$

Учитывая, что скорости растворения фаз будут индивидуальными, и для их растворения потребуется ток I_i^a . Общий анодный ток может быть определен:

$$I^a = \sum_{i=1}^N I_i^a. \quad (3)$$

Плотность анодного тока с учетом (1) определяется:

$$i^a = \frac{I^a}{\sum_{i=1}^N S_i}. \quad (4)$$

Учитывая (4), (3) и (2) плотность тока по каждой фазе можно определить:

$$i_i^a = i^a \cdot P_i. \quad (5)$$

В анодном процессе происходит образование ионов металла из каждой фазы и их восстановление. В этом случае наблюдаемая плотность тока I_i^a определится:

$$I_i^a = i_i^a - i_i^k, \quad (6)$$

где I_i^a – наблюдаемая плотность тока по поверхности фазы с номером i ;

i_i^a, i_i^k – плотности тока по фазе с номером i , определяющие образование ионов (анодный ток) и их восстановление (катодный ток).

Используя результаты работы [2, 3], можно записать:

$$I_i^a = k_i^1 e^{\frac{+\alpha_i \Delta \phi_i z_i F}{RT}} - a_i^+ k_i^2 e^{\frac{-\beta_i \Delta \phi_i z_i F}{RT}}, \quad (7)$$

где z_i – валентность катиона металла i -той фазы;

$\Delta \phi_i$ – сдвиг потенциала от равновесного значения по i -той фазе;

a_i^+ – активность катионов от равновесного значения по i -той фазе в двойном слое;

α_i, β_i – кинетические коэффициенты по i -той фазе;

F – число Фарадея.

Скорость массопереноса катионов i -той фазы в анодном процессе определяется [2, 4]:

$$V_i^M = \frac{I_i^a}{Z_i F} = \frac{D_i (a_i^+ - a_i^{+0})}{\delta (1 - n_i \frac{\aleph}{\aleph + \aleph_i^0})}, \quad (8)$$

где D_i – коэффициент диффузии катионов i -того типа;

n_i – число переноса катионов i -того типа;

\aleph – удельная электропроводность раствора электролита;

\aleph_i^0 – удельная электропроводность раствора соли i -го катиона;

δ – толщина диффузионного слоя;

a_i^+, a_i^{+0} – активность i -го катиона в приэлектродном слое и в глубине электролита.

При установившейся скорости процесса плотность тока в уравнениях (7) и (8) должна быть одинаковой.

Определяя из уравнения (8) значения тока I_i^a и приравнявая правые части (7) и (8), получим соотношение, из которого определится I_i^a :

$$i_i^a = \frac{i_i^{kn} i_i^0 \left[\exp\left(\frac{\alpha_i \Delta \phi_i Z_i F}{RT}\right) - \exp\left(\frac{-\beta_i \Delta \phi_i Z_i F}{RT}\right) \right]}{i_i^0 \exp\left(\frac{-\beta_i \Delta \phi_i Z_i F}{RT}\right) + i_i^{kn}}, \quad (9)$$

Уравнение (9) описывает скорость анодного процесса по i -той фазе с учетом предельного значения катодного тока – i_i^{kn} . Такой ток возможен в условиях поляризации электрода катодно, а активность в глубине электролита равна $a_i^+ = a_i^{+0}$.

При малых величинах анодной поляризации величина анодного тока по i -той фазе будет иметь вид:

$$i_i^a = k_i^1 \exp\left(\frac{\alpha_i \Delta \phi_i Z_i F}{RT}\right). \quad (10)$$

Подставив (10) в уравнение (8), будем иметь:

$$V_i^M = \frac{i_i^a}{Z_i F} = \frac{k_i^1 D_i \left[\exp\left(\frac{(\phi_i - \phi_i^0) Z_i F}{RT}\right) - a_i^{+0} \right]}{\delta (1 - n_i \psi_i)}. \quad (11)$$

Уравнение (11) задает скорость анодного процесса по i -той фазе в условиях концентрационной поляризации.

Экспериментальное определение скоростей окисления фаз

В условиях эксперимента средняя скорость окисления V_{cp} определяется по формуле:

$$V_{cp} = k \frac{m - m_0}{f \omega_0 \tau}, \quad (12)$$

где m, m_0 – масса образца до и после окисления, соответственно;

f – фактор шероховатости;

ω_0 – площа поверхності окислення в плані;
 τ – время окислення;
 $k = \pm 1$ – коэффициент положительности скорости коррозии.

Средняя толщина окисленного слоя t_{cp} может быть вычислена:

$$t_{cp} = \frac{m - m_0}{f \omega_0 q}, \quad (13)$$

где q – удельный вес образца.

Среднюю толщину окисленного слоя можно определить соотношением:

$$t_{cp} = t_0 + h_{cp}, \quad (14)$$

где t_0 – расчетная величина окисленного слоя, общая для всех фаз.

Экспериментально измеренная неоднородность окисленной поверхности представляется величинами $h_i (i = \overline{1, N})$. Тогда средняя величина глубины неоднородностей определится:

$$h_{cp} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N h_i. \quad (15)$$

Величина t_0 определится:

$$t_0 = t_{cp} - h_{cp}, \quad (16)$$

Толщина окисления i -той фазы определится:

$$t_i = t_0 + h_i - h_{cp}. \quad (17)$$

Массу окисленной части фазы с номером i можно вычислить по формуле:

$$m_i = t_i \cdot f \cdot \omega_0 \cdot P_i \cdot q_i. \quad (18)$$

Скорость окисления i -той фазы определится:

$$V_i = k \frac{m_i}{f \cdot \omega_0 \cdot \tau \cdot P_i}. \quad (19)$$

Экспериментальная оценка скоростей электрохимического окисления проведена на образцах серого чугуна, в котором имеется 3 фазы. До проведения эксперимента по окислению образцов трехфазного чугуна поверхность полируется, проводится температурная обработка в среде аргона и электрополировка рабочей поверхности образца [6].

Таблица 1 – Режимы процессов окисления образцов

№ опыта	Величина тока I, A	Величина напряжения U, B	Время окисления $\Delta t, c$	Расход электричества в процессе окисления $\Delta q = I \cdot \Delta t, Кл$
1	14±0,1	6	9900	138600
2	16±0,1	6	8688	139008
3	11±0,1	5	10520	115720

Измерение начальной шероховатости поверхности реализуется с применением бесконтактного микроинтерферометра МИИ-4. По измеренным значениям параметров шероховатости определяется фактор шероховатости поверхности. Подготовительный образец взвешивается – m_0 и определяется площадь его рабочей поверхности – $S_{общ}$.

Затем проводится электрохимическое окисление рабочей поверхности образца.

Процесс электрохимического окисления реализован в соответствии со схемой, представленной на рис. 1.

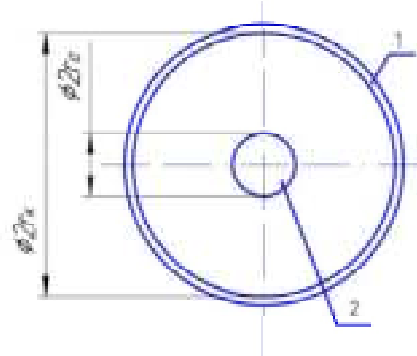


Рис. 1. Схема электрохимического окисления (r_k, r_a – радиусы катода и анода соответственно)

В качестве катода (1) используется цилиндрический графитовый тигель, анода (2) – образец из металла в виде цилиндрического прутка.

Электролит представляет собой водный раствор серной кислоты с концентрацией 200 гр H_2SO_4 в 1000 мл дистиллированной воды.

Режимы электрохимического окисления поверхности образца представлены в таблице 1.

Характеристики опытных образцов и унос их массы в процессе окисления представлен в таблице 2.

После проведения режима окисления рабочая поверхность очищается и на приборе МИИ-4 определяют профиль поверхности окисления путем измерения величин h_i – высоты выступов или углублений поверхности.

Фазовый состав и его количественные характеристики определялись методами микроскопии [5, 6] (табл. 3).

Профиллограмма окисленной поверхности представлена на рис. 2.

Опытные и расчетные параметры процесса окисления представлены в таблице 4.

Таблица 2 – Параметры электрохимического окисления опытных образцов

№ процесса	Начальная масса образца $m_o, \text{г}$	Диаметр образца $d, \text{мм}$	Длина образца $L, \text{мм}$	Конечная масса образца $m_k, \text{г}$	Опытный унос массы $\Delta m_{\text{он}}^{\text{унос}}, \text{г}$	Время окисления $\Delta t, \text{с}$
1	40,00	19,8	18,6	37,80	2,20	9900
2	35,10	15,6	23,9	33,20	1,90	8688
3	42,50	20,1	19,6	40,20	2,30	10520

Таблица 3 – Фазовый состав и их характеристики

№ фаз	Наименование	Объемное содержание, δ/p	Удельный вес, г/см^3	Площадь фаз, см^2	Потеря массы, г
1	Углерод	0,03	2,26	0,532	0,019
2	Цементит	0,09	7,40	1,596	0,197
3	Перлит	0,88	7,72	15,602	2,054

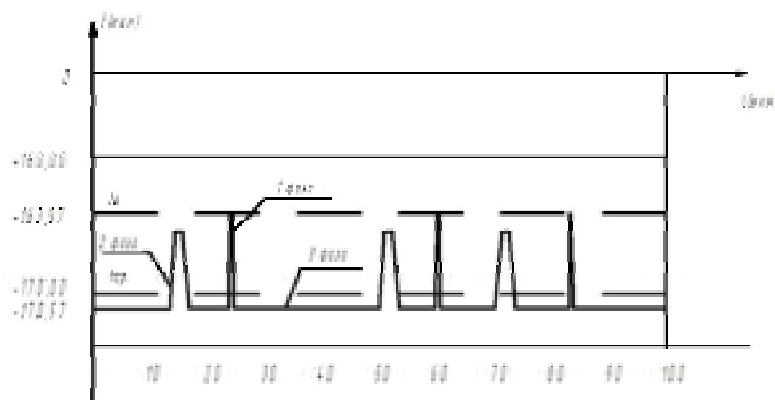


Рис. 2. Профиллограмма поверхности окисленного чугуна, содержащего три фазы (1 – углерод; 2 – Fe_3C ; 3 – перлит)

Таблица 4 – Расчетно-экспериментальные данные процесса окисления

№ фазы	Объемное содержание P_i	Значения высот окисленной поверхности $h_i, \text{мкм}$	Общая величина окисленного слоя $t_o, \text{мкм}$	Толщина окисленной фазы $t_i, \text{мкм}$	Скорость окисления фазы $V_i, \text{мкм/с}$
1	0,03	0	163,57	157,14	0,0158
2	0,09	3	163,57	160,14	0,0162
3	0,88	7	163,57	164,14	0,0166

Средняя толщина окисленного слоя t_{cp} может быть вычислена:

$$t_{cp} = \frac{m_o - m_k}{S_{\text{общ}} \cdot \rho_{\text{общ}}} = \frac{2,2}{17,73 \cdot 7,36} = 0,017 \text{ см} = 0,17 \text{ мм} = 170,0 \text{ мкм}.$$

Среднее значение высот окисленной поверхности определится:

$$h_{cp} = P_1 \cdot t_1 + P_2 \cdot t_2 + P_3 \cdot t_3 = 0,03 \cdot 0 + 0,09 \cdot 3 + 0,88 \cdot 7 = 6,43 \text{ мкм}.$$

Расчетная величина окисленного слоя определится по формуле (16) и составит:

$$t_0 = 170,00 - 6,43 = 163,57 \text{ мкм}.$$

Тогда толщина окисленного слоя, вычисленная по формуле (17), составит: для углерода $h_1 = 163,57$ мкм; для цементита $h_2 = 166,57$ мкм; для перлита $h_3 = 170,57$ мкм.

Скорость окисления графита V_1 , цементита V_2 и перлита V_3 определится:

$$V_1 = \frac{h_1}{\tau} = \frac{163,57}{165} = 0,991 \text{ мкм/мин};$$

$$V_2 = \frac{h_2}{\tau} = \frac{166,57}{165} = 1,009 \text{ мкм/мин};$$

$$V_3 = \frac{h_3}{\tau} = \frac{170,57}{165} = 1,033 \text{ мкм/мин},$$

где τ – время окисления.

Параметры электротехнических характеристик электролизной ячейки представляет научно-практический интерес. Наиболее важным параметром является удель-

ное электрическое сопротивление электролита.

Общее электрическое сопротивление R электрохимической ячейки определяется законом Ома:

$$R = \frac{U}{I}, \quad (20)$$

где U, I – напряжение и ток в электролизной ячейке.

Общее сопротивление электролита определится по соотношению:

$$R = \frac{\rho}{2\pi l} \ln \frac{r_k}{r_a}, \quad (21)$$

где ρ – удельное электрическое сопротивление электролита;

l – длина анода;

r_k – радиус катода;

r_a – радиус анода.

Удельное электрическое сопротивление электролита определится из (21) с учетом (20):

$$\rho = \frac{2\pi Ul}{\ln(r_k / r_a)}. \quad (22)$$

В процессе электрохимического окисления металла в виде цилиндрического анода диаметром r_a и длиной l достаточно измерить величину общего тока, протекающего через ячейку, и величину проложенного напряжения U .

Расчетные значения удельного сопротивления электролита в процессе окисления по опытным данным таблиц 1 и 2 представлены в таблице 5.

Из таблицы № 5 следует, что электросопротивление изменяется в пределах 15,9...17,9 Ом×мм. Такое изменение составляет около 15 % и зависит от температуры электролита в процессе электролитического окисления.

Таблица 5 – Удельное электрическое сопротивление электролита

№ опыта	Величина тока I, A	Величина напряжения U, B	Радиус анода $r_a, мм$	Радиус катода $r_k, мм$	Длина анода $l, мм$	Удельное сопротивление $\rho, Ом \cdot мм$
1	14±0,1	6	9,9	230,0	18,6	15,91
2	16±0,1	6	7,8	230,0	23,9	16,63
3	11±0,1	5	10,1	230,0	19,6	17,90

Выводы

Рассмотрен процесс электрохимического окисления отдельных фаз в многофазных металлах и сплавах. Получены конечные формулы по вычислению скоростей электрохимического окисления каждой фазы.

Проведена экспериментальная оценка скоростей окисления перлита, феррита и углерода в трехфазном сером чугуна. Скорость окисления перлита составила 1,033 мкм/мин, цементита – 1,009 мкм/мин, углерода – 0,991 мкм/мин.

Список литературы

1. Влияние структурно-фазовых неоднородностей углеродистых и низколегированных трубных сталей на развитие локальных коррозионных процессов / И. И. Реформатская, В. В. Завьялов, А. Н. Подобаев [и др.] // Защита металлов. – 1999. – Т. 35. – № 5. – С. 472–480.
2. Экилик Н. Д. Теория коррозии и защиты металлов / Экилик В. В. – Ростов-на Дону : РГУ, 2004. – 67 с.
3. Томашов Н. Д. Коррозия и коррозионно-стойкие сплавы / Н. Д. Томашов, Г. П. Чернова. – М. : Металлургия, 1973. – 232 с.

4. Шляфирнер А. М. О классификации агрессивных сред и методах коррозионных испытаний / А. М. Шляфирнер, А. И. Голубев // Защита металлов. – 1987. – № 5. – С. 832–840.
5. Лахтин Ю. М. Материаловедение / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева // М. : Машиностроение, 1990. – 527 с.
6. Богачев И. Н. Металлография чугуна / И. Н. Богачев. – Свердловск : Государственное научно-техническое издательство, 1982. – 389 с.
7. Реформатская И. И. Влияние структурообразующих факторов на коррозионно-электрохимическое поведение железа и нержавеющей сталей / И. И. Реформатская // Рос. хим. ж. (Ж. Рос. хим. об-ва им. Д. И. Менделеева). – 2008. – Т. LII. – № 5. – С. 16–24.
8. Яровчук А. В. Влияние мартенсита деформации на стойкость к питтинговой коррозии нержавеющей стали 12X18H10T / А. В. Яровчук, Т. А. Доронина, О. В. Тиванова // Ползуновский альманах. – 2007. – № 1–2. – С. 190–196.

Одержано 04.07.2019

Скачков В.А., Воденникова О.С., Воденников С.А. Оцінка електрохімічного окислення багатофазних металів та сплавів

Мета роботи. Розробка методики розрахунку швидкості окислення окремих фаз багатокомпонентних металів і експериментальна оцінка її застосування.

Методи дослідження. Електрохімічне окислення поверхні, металографічний і мікроінтерферометричний аналіз неоднорідності поверхні багатофазних металів.

Отримані результати. Розроблено кінцеві формули для розрахунку віднесення маси, товщини окисленого шару і швидкостей розчинення окремих фаз в процесі електрохімічного окислення багатокомпонентних металів і сплавів. Експериментально встановлено зміну геометричної неоднорідності трифазного сірого чавуну в процесі електрохімічного окислення. Обчислена товщина окислення кожної фази сірого чавуну в заданих умовах електрохімічного окислення. Розроблено методику та визначено питомий електричний опір електроліту в процесі електрохімічного окислення.

Наукова новизна. Розроблено методику оцінки швидкостей окислення окремих фаз в багатофазних металах і сплавах при електрохімічному окисленні. Встановлено швидкості окислення фаз в сірому чавуні, які становлять для графіту – 0,991 мкм / хв; для цементиту – 1,009 мкм / хв; для перліту – 1,033 мкм / хв.

Практична цінність. Розроблена методика являє науковий і практичний інтерес для оцінки швидкостей окислення різних фаз багатофазних сплавів, оцінки часу для проведення прискорених випробувань багатофазних сплавів для еквівалентних умов кліматичної корозії і розробці сплавів, стійких для виразкової корозії.

Ключові слова: швидкість електрохімічного окислення, багатофазні метали і сплави, сірий чавун, фази сірого чавуну, перліт, цементит, графіт.

Skachkov V., Vodennikova O., Vodennikov S. Expert electrochemical oxide multi-phase metals and sands

Purpose. The development of calculating methods for the rate of some oxidation phases of multicomponent metals and experimental evaluation of its application is presented.

Research methods. The electrochemical surface oxidation of metallographic and micro interferometric analysis of the heterogeneity of the multiphase metal surfaces were used.

Obtained results. The final formula for calculating the ablation of the mass, thickness of oxidized layer, and the levels of dissolution of individual phases in the process of electrochemical oxidation of multi-component metals and alloys have been developed. A change in the geometric heterogeneity of three-phase gray iron applying electrochemical oxidation was experimentally established. The oxidation thickness of each phase of gray iron was calculated under conditions of electrochemical oxidation. A technique has been developed and the specific electrical resistance of the electrolyte in the process of electrochemical oxidation has been determined.

Scientific novelty. A technique for estimating the oxidation rates of individual phases in multiphase metals and alloys during electrochemical oxidation has been developed. The oxidation rates of the phases in gray iron, where it is 0,991 $\mu\text{m} / \text{min}$ for graphite, where it is 1,009 micron / min for cementite; where it is 1,033 microns / min for perlite, have been established.

Practical value. The developed technique is of scientific and practical interest for the oxidation rate estimation of various phases of multiphase alloys, time estimation for conducting accelerated tests of multiphase alloys for equivalent conditions of climatic corrosion, and developing alloys that are resistant to pitting corrosion.

Key words: the speed of electrochemical oxidation, multiphase metals and alloys, gray cast iron, gray cast iron phases, pearlite, cementite, graphite.

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

ОБРАЩЕНИЕ С ТИТАНОВЫМИ ОТХОДАМИ: СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И ПРОГНОЗ НА 2026 ГОД

Введение

Титановые отходы – второй по объему исходный материал (после губчатого титана) для производства продукции дальнейших переделов (в первую очередь, слитков), а также титановый компонент для производства ферротитана и титановых порошков.

По физическим признакам титановые отходы, в соответствии с ГОСТ 1639-93 [1], делят на кусковые, листовую обрезь и стружку, а по показателям качества – на кондиционные и некондиционные. В производстве слитков для подшихтовки в плавку могут быть использованы только кондиционные отходы [2]. Оборотные литейные отходы и низкосортный губчатый титан (марки ТГ-150 и ТГ-Тв) используют в производствах фасонного литья и ленточных литых заготовок [3, 4].

За рубежом титановые отходы делят также на так называемые «новые отходы» и «старые отходы». Новые отходы – это материал, полученный при производстве титановой губки, а также слитков, проката, литья и деталей, тогда как старые отходы – это материал, образовавшийся в результате переработки вышедших из эксплуатации титановых изделий, например, деталей самолетов, двигателей или промышленного (в основном, химического) оборудования. По оценкам Управления международной торговли США, около половины мирового объема отходов составляют «технологические отходы», получаемые при производстве проката, а треть – «внутренние отходы», получаемые при производстве изделий. Таким образом, около 80 % образующихся отходов – это новые отходы, а остальная часть – старые отходы из отработанных изделий.

Образование и использование отходов

За последние несколько десятилетий большое количество факторов повлияло на относительную долю составляющих сырья для получения слитков, обеспечиваемого губчатым титаном и отходами. По данным фирмы *Roskill* [5], во второй половине 2000-х годов мировой коэффициент применения отходов в шихте для производства слитков значительно сократился вследствие роста производства слитков в Китае, так как китайские производители применяли очень небольшое количество отходов. Такая ситуация была связана с тем, что китайский рынок был ориентирован на титановую продукцию промышленного назначения с формированием малого количества отходов по сравнению с аэрокосмической отраслью, а также с тем, что Китай располагал избыточным количеством губчатого титана. Таким образом, вследствие влияния Китая и перенасыщенности общемирового рынка губчатым титаном коэффициент применения отходов в 2011–2012 гг. снизился до 5-7%. Однако уже в 2013 г. общемировой коэффициент применения отходов увеличился вследствие снижения объемов производства губчатого титана, невысоких цен на отходы, а также постепенной модернизации китайскими компаниями своих мощностей с увеличением ими объемов использования отходов. Считается, что в 2016 г. доля отходов в сырье для производства слитков составляла 20%.

В США расположены пять компаний, которые обладают мощностями для переплава в печах с холодным тиглем мелкофракционных отходов и в их сочетании с губчатым титаном. В том числе благодаря этому в 2016 г. в США было переработано 51 тыс. т титановых отходов. Из этого количества 9,72 тыс. т было использовано в сталелитейной промышленности (непосредственно или в виде ферротитана), 500 т – для производства высоколегированных сплавов и 1,3 тыс. т потреблено другими отраслями. Оставшиеся 35,9 тыс. т отходов были использованы в шихте для производства новых слитков. Приблизительно 1 тыс. т старых отходов в 2016 г. также была утилизирована для повторного использования.

Потребление титановых отходов в США начиная с 2000 г. претерпело несколько циклических изменений. В начале 2000-х гг. оно снизилось, затем стало увеличиваться и к началу 2010-х гг. стабилизировалось на уровне 25 тыс. т/год. При этом потребление в производствах стали, высоколегированных сплавов и других сферах было устойчивым на уровне 10–12 тыс. т/год. С 2012 г. значительно увеличилось потребление отходов для переплава в слитки.

Доля отходов в шихте для получения слитков снизилась с 35 % в 1995 г. до 20 % в 2004 г. в связи с доступностью губчатого титана на рынке и низкими ценами на него. В 2008–2010 гг. доля отходов в шихте составляла около 40 %, в 2011 г. снизилась до 23 %, к 2014 г. резко возросла (до 66 %), а в 2015 г. упала до 63 %. В компании *Timet* доля отходов в объемах сырья для производства слитков сократилась с 51 % в 2009 г. до 41 % в 2010 г. и 36 % в 2011 г.

Ситуация с потреблением титановых отходов в Китае была описана выше, а в Великобритании и России основная часть отходов потребляется производством ферротитана, хотя в России доля отходов в сырье для производства слитков титановых сплавов стабильно составляет 30–35 %.

Торговля титановыми отходами

При использовании титановых отходов в международной торговле руководствуются техническим регламентом Таможенного союза «О безопасности оборудования, работающего под избыточным давлением» (ТР ТС 032/2013), принятым решением Совета евразийской экономической комиссии от 2 июля 2013 г. № 41 [6]. В этом регламенте титановые отходы находятся в товарной позиции 8108 «Титан и изделия из него, включая отходы и лом».

Официальная статистика по международной торговле титановыми отходами и ломом включает отходы от низкокачественных в виде титаносодержащих материалов до высококачественных в виде кускового лома, листовой обрезки и стружки. В валовом выражении объем международной торговли титановыми отходами достиг максимума в 43 тыс. т/год в середине 2000-х гг., а далее снизился до 21 тыс. т в 2009 г. Частичное восстановление объёма произошло в 2011–2012 гг., а в 2012–2013 гг. он стабилизировался на уровне 37,5 тыс. т. С 2013 г. произошло быстрое увеличение объемов торговли, достигнув максимума в 55 тыс. т в 2016 г.

Торговлю титановыми отходами можно разделить на торговлю отходами более высокого качества для использования в производстве слитков и отходами более низкого качества для использования в производстве легированной стали (зачастую в виде ферротитана). Отходы высокого качества импортируются, главным образом, США, Францией и Японией, а отходы низкого качества – Великобританией, Эстонией и Канадой. Примечательно почти полное отсутствие Китая в международной торговле титановыми отходами (по причинам, указанным выше).

Экспорт титановых отходов и лома с 2009 г. ежегодно увеличивался, достигнув в 2016 г. 55,2 тыс. т. В десятку крупнейших экспортеров в 2016 г. входили: США (9,95 тыс. т), Германия, Франция, Великобритания, Япония, Россия (4,54 тыс. т), Южная Корея, Канада, Мексика (890 т.). На долю этих стран пришлось 83 % от общего объема поставок.

Основная часть импорта титановых отходов приходится на США, Великобританию и Германию, хотя их общая доля в импорте снизилась с 80 % в 2010 г. до 70 % в 2015 г. и до 58 % в 2016 г. С 2010 г. более важными целевыми импортерами стали Канада (импорт из США) и Эстония (импорт из России). Общий объем импорта титановых отходов и лома в 2016 г. составил 50,35 тыс. т. Крупнейшими импортерами в 2016 г. являлись США (18,1 тыс. т), Великобритания, Эстония, Канада, Германия, Украина (2,3 тыс. т), Россия (1,4 тыс. т), Япония.

Колебания цен на титановые отходы зависят от спроса на ферротитан и, в меньшей степени, на титановые слитки. В середине 2000-х гг. в связи с увеличением спроса цены на титановые отходы резко возросли (в 2006 г. до ~15 долл. США/кг), но в 2009 г. они вернулись на уровень 2002 г. (~4 долл. США/кг). В период с 2010 г. до 2014 г. цены находились на среднем уровне, а в 2015–2016 гг. цены обрушились и находились на минимальном уровне, который не наблюдался с середины 1970-х гг. Цены на отходы в США в 2016 г. находились на уровне 1 долл. США/кг.

Большая часть отходов, импортируемых в Великобританию, применяется в производстве ферротитана и имеет более низкую сортность, чем отходы, импортируемые в США, где их в основном шихтуют с губчатым титаном для переплавки в слитки и слэбы. Средняя стоимость импорта отходов в Великобританию в 2016 г. составляла 2,22 долл. США/кг, в то время как стоимость импорта в США – 4,43 долл. США/кг. Канадский импорт в 2016 г. также был дешевый – 1,58 долл./кг, а Эстония импортировала отходы по цене всего 1,73 долл./кг, что свидетельствует о том, что их импорт также предназначен для производства сталей или ферротитана. Импорт Японии и Франции, аналогично США, имеет высокую стоимость (5,54 долл. США/кг и 3,89 долл. США/кг соответственно, 2016 г.), что свидетельствует об импорте отходов высших сортов, предназначенных для переплавки в слитки.

Прогноз на период до 2026 года

Наблюдаемая в настоящее время интеграция производства слитков, полуфабрикатов и готовых изделий изменила условия образования и использования титановых отходов. Повышенная интеграция означает, что большая часть отходов формируется и потребляется внутри интегрированной компании и не выходит на внешние рынки. Следствием этого является увеличение количества отходов, используемых в производстве слитков. В целом, по прогнозам фирмы *Roskill*, коэффициент использования отходов в шихте для производства слитков увеличится от 20 % в 2016 г. до 30 % в 2026 г. В этом случае потребление отходов к 2026 г. составит более 85 тыс. т, а объем производства губчатого титана увеличится до ~234 тыс. т. Что касается цен на титановые отходы, то ожидается, что на протяжении большей части прогнозируемого периода они будут составлять в среднем 5–7 долл. США/кг с некоторым потенциалом роста к концу прогнозируемого периода и в 2026 г. составят 7,04 долл. США/кг.

Список литературы

1. ГОСТ 1639-93 Лом и отходы цветных металлов и сплавов. Общие технические требования. – М. : Стандартинформ, 2005.
2. Колобов Г. А. Титан вторичный (монография) / Г. А. Колобов. – Запорожье : ЗГИА, 2017. – 272 с.
3. Колобов Г. А. Оборотные литейные отходы в производствах титанового фасонного литья и слитков / Г. А. Колобов,

- В. В. Лунев, В. В. Павлов // Титан-2018: производство и применение в Украине: тезисы докладов Междунар. конф., г. Киев, 11–13.06.2018. – К. : Междунар. асоц. «Сварка». – 48 с.
4. Калинюк А. Н. Особенности производства ленточных литых заготовок марки BT1-0 или GRADE2 из низкосортного губчатого титана / А. Н. Калинюк, А. Я. Дереча, В. В. Тэлин и др. // Современная электрометаллургия. – 2018. – №3. – С. 20–26.
 5. Titanium Metal: Global Industry, Markets and Outlook to 2026 [Text] (Seventh Edition, 2017). – London: Roskill inf. Services LTD, 2017. – 560 p.
 6. Зуева О. Н. Гармонизация международных и национальных требований в области технического регулирования изделий из титановых сплавов в условиях логистической интеграции / О. Н. Зуева, Л. А. Донскова // Вестник Удмуртского университета. Серия: Экономика и право. – г. Екатеринбург: ФГБОУ ВО «УГЭУ», 2016, Т.26, Вып. 2. – С. 15–22.

Одержано 30.05.2019

© Канд. техн. наук Колобов Г. А.¹, д-р техн. наук Распорня Д. В.²,
Осипенко А. В.³, канд. техн. наук Павлов В. В.⁴, Панова В. О.¹, Печерица К. А.⁵

¹Национальный университет «Запорізька політехніка», г. Запорожье

²Донецкий физико-технический институт им. А. А. Галкина НАН Украины, г. Донецк

³ООО «Запорожский титано-магниевый комбинат», г. Запорожье

⁴ПАО «Институт титана», г. Запорожье

⁵ООО «Титан Трейд», г. Запорожье

Kolobov G., Raspornia D., Osipenko A., Pavlov V., Panova V., Pecheritsa K. Handling of titanium waste: modern state and forecast for year 2026

ЖАРОМІЦНІ КОМПОЗИТИ НА МЕТАЛЕВІЙ, ІНТЕРМЕТАЛІДНІЙ І КЕРАМІЧНІЙ ОСНОВІ

Найважливіший елемент сучасного газотурбінного авіаційного двигуна – це його «гаряча» частина: камера згоряння, напрямні та турбінні лопатки, жарові труби тощо. Всі вони працюють в окиснювальному середовищі при температурах 1000 °С і вище. Серед них найвідповідальніший елемент – робоча лопатка – піддається механічній втомі та термоциклованню, а її матеріал схильний до повзучості. Підвищити коефіцієнт корисної дії газотурбінного двигуна можна за рахунок підвищення температури на вході турбіни, а це у свою чергу підвищує вимоги до жароміцності матеріалів, з яких виготовляються її основні деталі.

Найпоширеніші на сьогодні жаростійкі хромонікелеві сплави поступово наближаються до своєї фізичної межі, яка становить 1100 °С [1] у зв'язку з чим виникає необхідність знайти їм заміну. Тому пошук способів подальшого підвищення температури експлуатації робочої лопатки газової турбіни здійснюється у трьох основних напрямках:

- розроблення сплавів на основі тугоплавких металів;
- розроблення композитів з металевою матрицею;
- розроблення композитів з керамічними або інтерметалідними матрицями.

За першим напрямком є певні досягнення при створенні жароміцних сплавів на основі ніобію. Зокрема високі характеристики за жароміцністю досягнуті шляхом введення у сплав частинок силіцидів тугоплавких металів [2]. Достатньо велика об'ємна частка силіцидів дозволяє підвищити жароміцність і жаростійкість при одночасному зменшенні тріщностійкості. Але для досягнення необхідного балансу характеристик необхідно ретельно домагатися заданої структури шляхом максимального дотримання розробленого технологічного процесу. Сплавами на основі ніобію, легованого кремнієм і тугоплавкими металами, досягнуто робочої температури, яка наближається до 1200 °С.

За другим напрямком найпоширенішими є армовані хромонікелеві сплави.

Великі перспективи мають нікелеві дисперсно-зміцнені сплави. Їх матриця – γ - твердий розчин у нікелі 20 % хрому, або 15 % молібдену, або 20 % хрому і молібдену.

Особливість дисперсно-зміцнених металевих композиційних матеріалів полягає у тому, що вони ізотропні за властивостями. Їх матриця служить основним елементом, який витримує навантаження, а дисперсні частинки гальмують рух дислокацій. Оптимальний ефект досягається при розмірі частинок 10...500 нм і відстані між ними – 100...500 нм при рівномірному розподілі у матриці. Введення у матрицю тонкодисперсних порошоків діоксидів торію (ThO₂) або цирконію (ZrO₂) дозволяє підвищити робочу температуру жаростійких деталей двигуна з 1000 до 1200 °С [3].

© Плескач В. М., Ольшанецький В. Ю., 2019

DOI 10.15588/1607-6885-2019-1-14

Серед дисперсно-зміцнених композиційних матеріалів відомі сплави типу ВДУ: ВДУ-1 (нікель, зміцнений діоксидом торію), ВДУ-2 (нікель, зміцнений діоксидом гафнію) і ВДУ-3 (нікель + 20 % хрому, зміцнений діоксидом торію) [4]. Ці сплави мають високу жароміцність при температурі 1200 °С: сплав ВДУ-1 має $\sigma_{100} = 75$ МПа і $\sigma_{1000} = 65$ МПа, а ВДУ-3 – $\sigma_{100} = 65$ МПа.

Використання як зміцнювача оксидів торію, гафнію, складних сполук оксидів і РЗМ, які не розчинюються у матриці, дозволяє композитам зберігати високу міцність матеріалу до 90...95 % від температури плавлення матриці.

Покращити жароміцність металевих сплавів можна також за допомогою волоконних наповнювачів. Зокрема, для армування металевих композиційних матеріалів використовують волокна: вуглецеві, боридні, з оксидів алюмінію та кремнію, карбиду кремнію, а також тонкий металевий дріт зі сталі, вольфраму, молібдену, титану. Теоретично максимальний вміст волокон може досягати 91 % (об.), але уже при об'ємній частці волокон 80 % виникають проблеми на межі поділу волокно-матриця.

Велике поширення отримали боридні волокна та волокна карбиду кремнію. Залежно від використання волокон у тій чи іншій матриці на поверхню волокон можуть наноситися покриття, які захищають їх від взаємодії з металом матриці в процесі виготовлення виробу. Так, крім звичайного волокна карбиду кремнію промисловість виготовляє волокно карбиду кремнію SCS-2, покрите вуглецевим шаром товщиною 1 мкм.

Волокна карбиду кремнію мають високу стійкість до окиснення і мало реагують з матричним матеріалом. Волокна карбиду кремнію на вольфрамовій і вуглецевій підкладці діаметром 100...140 мкм виготовляються у промислових масштабах [5].

Ведуться роботи по створенню композиційних матеріалів з використанням оксидних волокон, добре сумісних з нікелевою матрицею. Проблему становить технологія виготовлення полікристалічних оксидних волокон, яка полягає у внутрішній кристалізації оксидів у каналах матриці і має порівняно низьку швидкість технологічного процесу. Жароміцність таких композиційних матеріалів залежить від міцності межі оксидного волокна і нікелевої матриці. Вивчення опору повзучості композиту з матрицею ЖС-32 і евтектичним волокном $Al_2O_3-Al_5Y_3O_{12}$ при температурі 1150 °С показало, що міцність межі поділу залежить від об'ємної частки волокон. При збільшенні об'ємної частки волокон більше критичної величини міцність межі поділу зменшується, і відповідно зменшується жароміцність [1].

Волокна з вольфрамових сплавів як арматура високотемпературних композиційних матеріалів сьогодні достатньо вивчені. Вони мають високі значення показників міцності та модулю пружності у широкому діапазоні температур, але не мають достатньої міцності у поперечному напрямку і тому схильні до розшарування. У деталей, армованих такими волокнами, при робочих навантаженнях буде знижуватися міцність у напрямках, які не співпадають з напрямком армування.

У роботі [6] показано, що схильність до розшарування пов'язана з технологією виготовлення армувальних вольфрамових волокон, легованих діоксидом торію. Чим крупніше пори і частинки діоксиду у вихідній заготовці, тим більше схильні до розшарування отримані з неї волокна. Вирішення проблеми пропонується шляхом використання заготовок з дисперсними частинками порошку (менше 200 нм) і підбору оптимальної швидкості нагрівання, яка має не перевищувати 0,6 °С/с.

Крім ливарних способів для виготовлення армованих жаростійких і жароміцних виробів як заготовки використовуються листовий композит, армований вольфрамовими волокнами або дротом. Так, пакетним прокатуванням виготовляють крупногабаритні листи, матрицею яких є сплави на нікелевій основі або вуглецеві та низьколеговані сталі, плаковані шаром хромо-нікелевих сплавів.

У роботі [7] досліджувався процес формування композиційного матеріалу з шаруватою ніобій-титановою матрицею, зміцненою вольфрамовим дротом. Композит формувався за технологією контактного зварювання, розробленою авторами. Складені заготовки зварювалися по всій поверхні на електроконтактній машині шовного зварювання. Задача полягала в отриманні монолітного матеріалу з одночасним збереженням міцнісних характеристик армувального дроту.

Запропонована технологія складається з двох етапів. На першому етапі, який характеризується «м'якими» режимами зварювання, відбувається заповнення матеріалом матриці проміжків між волокнами, а на другому – за рахунок «жорстких» режимів зварювання формуються остаточні зони проплавлення. Таким чином вдається уникнути зменшення армувальних волокон і зберегти вихідні міцнісні та пластичні властивості композиту.

Композиційні матеріали на металевій основі можуть також використовуватися як покриття деталей авіадвигунів, які працюють при високих температурах.

Так, у роботі [8] як перспективний розглядається композит на металевій основі з використанням дибориду титану-хрому ($TiCrB_2$). Сам диборид титану-хрому становить твердий розчин хрому у дибориді титану, відрізняється високими жаро- та зносостійкістю і достатньо низькою густиною (4,5 г/см³). Його недоліком є висока крихкість. Але як компонент композиту з металеву матрицею він може суттєво підвищити жаростійкість матричного матеріалу.

Показано, що перспективною матрицею для дибориду титану-хрому є хромо-нікелевий сплав з додаванням алюмінію ($NiAlCr$). Він добре змочує наповнювач і не взаємодіє з ним. Як покриття кращу жаростійкість показав композит $TiCrB_2 + 50\% NiAlCr$. Це пояснюється тим, що збільшення частки металеві фази покращує фізико-механічні власти-

вості матеріалу (міцність, зчеплення з основою), а також з особливістю розподілу компонентів у покритті.

За третім напрямком розробляються керамічні композиційні матеріали, що мають густину у 2...4 рази нижче, ніж металеві сплави, і призначені для елементів газотурбінних двигунів, які працюють при температурі 600...1500 °С. Розроблені Всеросійським інститутом авіаційних матеріалів (ВИАМ) композиційні матеріали з керамічною матрицею мають низьку густину, низький коефіцієнт термічного розширення, а отже й високу стабільність розмірів, і високу стійкість в ерозійному та хімічно агресивному середовищах [9].

Виготовлення виробів з цих матеріалів здійснюється за допомогою технологій, які аналогічні виготовленню виробів з полімерних композиційних матеріалів, які достатньо відпрацьовані і порівняно дешеві. Виготовлені таким чином вироби піддаються високотемпературному обробленню, внаслідок якого упорядковується структура матеріалу і утворюється високотемпературний квазіізотропний керамічний композиційний матеріал.

Центральний інститут авіаційного моторобудування (ЦІАМ) веде спільні з ДП «Івченко-Прогрес» роботи з використання керамічного композиційного матеріалу SiC- SiC, створеного у ВИАМ, для виготовлення деталей камери згоряння. Дослідження показали високу стійкість запропонованого матеріалу у продуктах згоряння палив при термодинамічних навантаженнях за режимом 1500 °С↔800...850 °С понад 1000 циклів без руйнування.

Таким чином, роботи з підвищення жароміцності та жаростійкості матеріалів для виробництва деталей авіаційних і ракетних двигунів ведуться у різних напрямках. Кожний з них спрямований на створення композиційних матеріалів, які дозволяють суттєво підвищити діапазон робочих температур газотурбінних двигунів. Свій композиційний матеріал розробляється для кожного типу деталей згідно з їх призначенням, конфігурацією та очікуваними умовами експлуатації.

Список літератури

1. Милейко С. Т. Жаропрочные композиты с металлической матрицей / Милейко С. Т. // Прикладная механика и техническая физика. – 2014. – Т. 55. – № 1. – С. 166–178.
2. Grammenos I. Study of the role of Hf, Mo and W additions in the microstructure of Nb–20Si silicide based alloys / Grammenos I., Tsakirooulos P. // Intermetallics. – 2011. – Vol. 19. – P. 1612–1621.
3. Судаков А. И. Перспективы применения композиционных материалов в ракетостроении. Актуальные проблемы авиации и космонавтики / Судаков А. И., Герашенко В. В. – Т. 1. – 2016. – С. 173–174.
4. Композиционные материалы с металлической матрицей / Фридляндер И. Н., Портной К. И., Строганова В. Ф. и др. // Авиационная промышленность. – 1984. – № 5. – С. 25–36. URL: www.viam.ru/public.
5. Спеціальні конструкційні матеріали : Підручник для вищих навчальних закладів / [Солнцев Ю. П., Беліков С. Б., Волчок І. П., Шейко С. П.]. – Запоріжжя : «ВАЛПС-ПОЛІГРАФ», 2010. – 536 с.
6. Исследование влияния технологии производства штабиков на склонность проволоки из торированных вольфрамо-рениевых сплавов к расслоению / Винниченко В. С., Кононенко Ю. И., Ольшанецкий В. Е., Орлов М. Р. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2004. – № 1. – С. 84–88.
7. Коробко А. В. О формировании листовых высокотемпературных металлокомпозитов с матрицами на основе ниобия, упрочнённых тугоплавкими вольфрамовыми волокнами / Коробко А. В., Лавренко А. С. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2012. – № 1. – 52 с.
8. Коновал В. П. Стойкость к высокотемпературному окислению композиционных материалов и покрытий на основе дигирида титана-хрома / Коновал В. П. // Доповіді НАН України. – 2015. – № 5. – С. 83–89.
9. Солнцев С. С. Высокотемпературные композиционные материалы для перспективных изделий авиа- и машиностроения / Солнцев С. С., Гращенков Д. В., Исаева Н. В. // Сборник докладов на Третьем международном аэрокосмическом конгрессе, ИАС. 2000.

Одержано 19.06.2019

© Канд. техн. наук В. М. Плескач, д-р техн. наук В. Ю. Ольшанецкий

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

Pleskach V., Ol'shanetskii V. Fuel composite in metal, intermediate and ceramic bases

ПРО МОЖЛИВІСТЬ МАТЕМАТИЧНОЇ ОЦІНКИ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ РЕЗУЛЬТАТІВ ПРИ НАЯВНОСТІ МІНІМАЛЬНОЇ КІЛЬКОСТІ ВИМІРІВ

При необхідності отримати однофакторну залежність для функції відгуку зазвичай використовують метод найменших квадратів з подальшим, за необхідністю, використанням методу планування експерименту або – метод кубічних сплайнів. Але, у випадку, коли кількість експериментальних точок є вкрай обмеженою, ці методи можуть статися неефективними [1].

Якщо існують тільки три надійні результати середніх значень експериментів щодо певних введених кількостей якогось конкретного елемента в металевий сплав, постає питання, наскільки можливо підібрати конкретну формулу математичної залежності, що базується на цих трьох мінімальних кількостях введеного елемента. Це стосується навіть тих випадків, коли побудова будь-яких надійних графіків здається на перший погляд майже неможливою.

Оскільки щодо трьох такого роду експериментальних точок існують тільки три варіанти залежностей, а саме: лінійної, ступеневої та показникової, можливо використати принаймні 2 підходи для знаходження найкращої математичної залежності із трьох можливих.

Перший підхід – це визначення коефіцієнтів лінійних залежностей осереднених результатів лінеаризованих вихідних функціональних залежностей вказаного типу. Для визначення конкретного значення коефіцієнта відповідного рівняння, використовують скорочений варіант методу найменших квадратів. Початкові значення коефіцієнтів лінійних рівнянь, що відповідають рівнянню типу $y = b_0 + b_1 \varepsilon_i$, де b_0 – середнє значення трьох вимірів y , а ε_i – це відхилення експериментальних значень здійснених вимірів від їх середніх результатів ($\varepsilon = x_i - \bar{x}$).

Такий підхід дає можливість знайти коефіцієнти b_0 і b_1 , та емпіричні коефіцієнти лінійної кореляції (r) за формулами:

$$r = \frac{\sum_i^3 y_i \varepsilon_i}{\sqrt{(\sum_i^3 y_i^2 - 3\bar{y}^2) \cdot \sum_i^3 \varepsilon_i^2}}, \quad (1)$$

$$b_0 = \frac{\sum_i^3 y_i}{3}, \quad b_1 = \frac{\sum_i^3 y_i \varepsilon_i}{\sum_i^3 \varepsilon_i^2}. \quad (2)$$

При цьому, похибки цих коефіцієнтів не залежать одна від одної, оскільки у цих випадках $(\overline{\Delta b_0}) \cdot (\overline{\Delta b_1}) = 0$ [2].

$$\Delta b_0 = \sqrt{\left(\frac{1}{3} + \frac{1}{\sum_i^3 \varepsilon_i^2}\right) \cdot \sum_i^3 \Delta_i^2}, \quad (3)$$

$$\Delta b_1 = \sqrt{\frac{\sum_i^3 \Delta_i^2}{\sum_i^3 \varepsilon_i^2}}. \quad (4)$$

де $\Delta_i^2 = [y_i - (b_0 + b_1 \cdot \varepsilon_i)]^2$.

Цей підхід повністю співпадає з результатами, отриманими при використанні методу лінійного планування в натуральному масштабі факторів, якщо використовувати єдиний вектор-стовпчик результатів, який задовольняє умові симетричності. Дійсно, визначення кутового коефіцієнту можна легко показати:

$$b_1 = \frac{\sum_i^3 y_i \varepsilon_i}{\sum_i^3 \varepsilon_i^2} = \frac{y_1 \varepsilon_1 + y_2 \cdot 0 + y_3 \varepsilon_3}{\varepsilon_1^2 + \varepsilon_3^2} = \frac{y_3 - y_1}{2|\varepsilon|}, \text{ оскільки } |\varepsilon_1| = |\varepsilon_3| = \varepsilon.$$

Найбільший коефіцієнт кореляції, обраний із трьох варіантів дає можливість обрати надійну відповідну вихідну формулу певної функціональної залежності.

Додатковим підтвердженням цього факту (другий підхід), може стати порівняння значень знайдених функціональних залежностей, обрахованих з урахуванням їх середньоарифметичних, середньогометричних значень, а також відхилень цих значень між собою (в порівнянні двох значень функцій відгуку для кожного випадку). Найменша різниця функцій відгуку певного типу залежності буде свідчити про правильність обрання певного типу математичної залежності.

Розглянемо такого роду методику на прикладі деякого конкретного випадку, а саме визначення границі міцності покриття на відрив залежно від кількості введеного легувального елемента. Вихідні дані щодо кількості легувального елемента (або суми легувальних елементів) та границі міцності на відрив показано у таблиці 1. Для виконання розрахунків за формулами 1–4 необхідно визначити відхилення значення параметра впливу x_i від середнього результату його трьох вимірів.

Як зазначено вище, для визначення коефіцієнту кореляції для всіх можливих залежностей виконують лінеаризацію ступеневої та показникової функції із застосуванням принципів логарифмування. Рівняння лінеаризованих залежностей та визначений коефіцієнт кореляції за формулою 1 приведені у табл. 2.

Таблиця 1 – Вихідні дані для подальших розрахунків

Склад №	Кількість легувального елемента	Границя міцності на відрив, σ_B
	(x), %	(y), МПа
1	0,1	23
2	0,3	15
3	0,5	19

Таблиця 2 – Функціональні залежності та коефіцієнти лінійної кореляції

Обрані залежності	$y = b_0 + b_1 \varepsilon_i$	$y = b_0 \varepsilon_i^{b_1}$	$y = b_0 b_i^{\varepsilon_i}$
Після лінеаризації	$y = b_0 + b_1 \varepsilon_i^*$	$y^* = b_0^* + b_1 \varepsilon_i^*$	$y^* = b_0 + b_1 \varepsilon_i^*$
b_0 або b_0^*	19	2,93	2,93
b_1 або b_1^*	-10	-0,16	0,62
Коефіцієнт лінійної кореляції, r	0,05	0,62	0,45

Примітка. $y^* = \ln y$, $\varepsilon_i^* = \ln \varepsilon_i$, $b_1^* = \ln b_1$ та $b_0^* = \ln b_0$.

Аналізуючи отримані значення коефіцієнту лінійної кореляції, можна зробити висновок, що найбільш точно ці три точки описує ступенева крива $y = x^m$. Далі, виконують перевірку за другим методом використовуючи таблицю 3. Чим менше різниця між розрахованими значеннями, тим ближче крива описує отримані експериментальні точки. Отже, і за другим методом підтверджується висновок, що найоптимальнішою залежністю є ступенева.

Таблиця 3 – Перевірка найкращої залежності за другим методом у натуральному масштабі

Обрані залежності		Розраховані значення		Розраховані значення	Отримана різниця
$y = mx$	$y (x_{сер.арифм.}) = 1/3(b_1 x_1 + b_1 x_2 + b_1 x_3)$	-3	$y_{сер.арифм.} = 1/3(y_1 + y_2 + y_3)$	19	22
$y = x^m$	$y (x_{сер.геом.}) = (\sqrt[3]{x_1 x_2 x_3})^{b_1}$	1,25	$y_{сер.геом.} = \sqrt[3]{y_1 y_2 y_3}$	18,72	17,47
$y = m^x$	$y (x_{сер.арифм.}) = 1/3(b_1 x_1 + b_1 x_2 + b_1 x_3)$	0,19	$y_{сер.геом.} = \sqrt[3]{y_1 y_2 y_3}$	18,72	18,53

Перевірка похибок здійснювалася за формулами 3–4 і результати цього зазначено у табл. 4.

Таблиця 4 – Результати перевірки похибки розрахунків коефіцієнтів лінійних рівнянь

Обрані залежності	$y = b_0 + b_1 \varepsilon_i$	$y = b_0 \varepsilon_i^{b_1}$	$y = b_0 b_i^{\varepsilon_i}$
(Δb_0)	17,33	1,02	1,57
(Δb_1)	17,32	0,84	1,45

Найменша похибка розрахунків належить обраній другій залежності, що лише підтверджує точність проведення прямої.

Характер впливу фактора ε_i на кут нахилу прямих зображено на рис. 1.

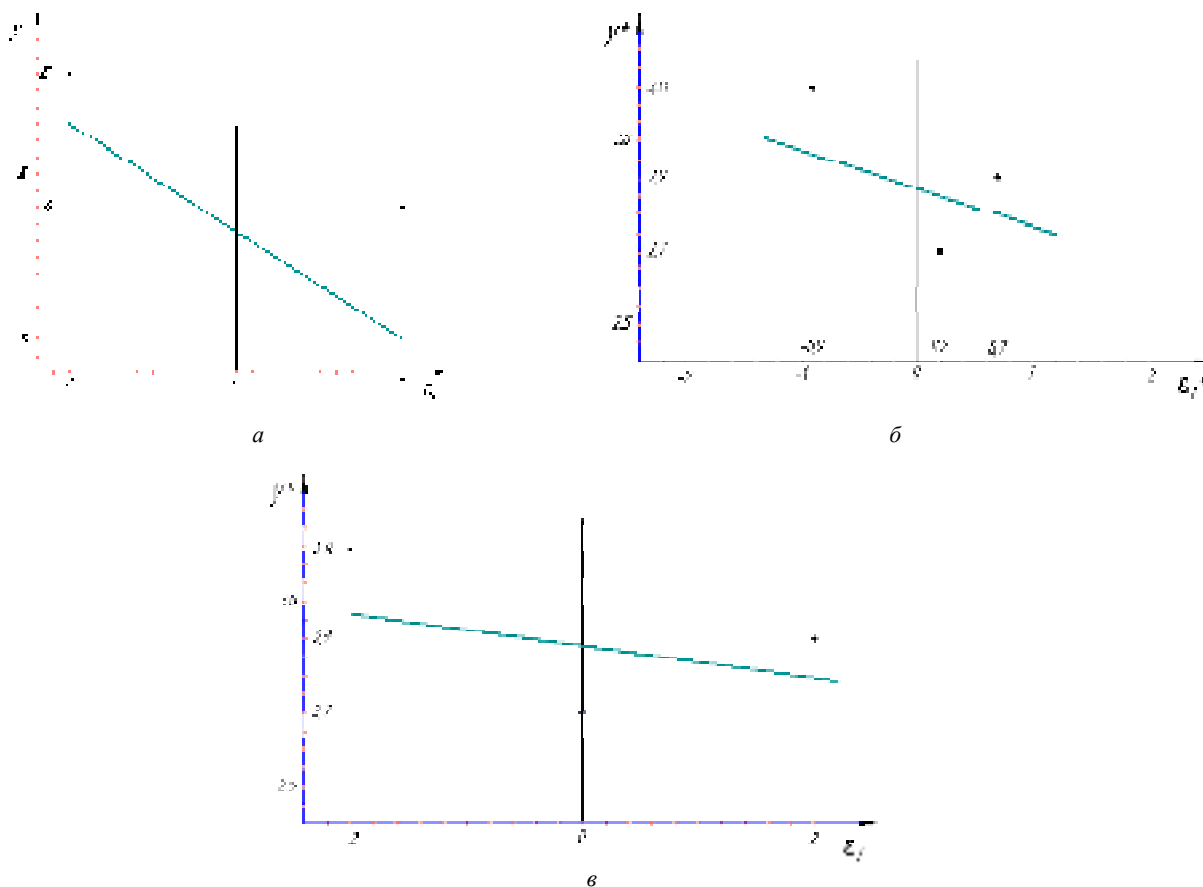


Рис. 1. Залежності, які описують вплив фактору ε_i на параметр оптимізації y : $a - y = b_0 + b_1 \varepsilon_i$; $b - y = b_0 \varepsilon_i^{b_1}$; $c - y = b_0 b_i^{\varepsilon_i}$

Отже, найбільш надійною залежністю слугує другий варіант, а саме

$$y_i = b_0 \varepsilon_i^{b_1} = b_0 (x_i - \bar{x})^{b_1} = 18,7(x_i - 0,3)^{-0,16}. \quad (5)$$

Наведений приклад показує можливість математичної оцінки результатів експериментів у складних випадках розташування функціональних точок тільки за умови, що коефіцієнт лінійної кореляції буде більше 0,5.

Список літератури

1. Ольшанецкий В. Е. О физических подходах к математическому моделированию функциональных связей / Ольшанецкий В. Е. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2003. – № 1. – С. 80–86.
2. Сквайрс Дж. Практическая физика / Сквайрс Дж. – М.: Мир, 1971. – 246 с.

Одержано 02.07.2019

© Д-р техн. наук Ольшанецкий В. Ю., канд. техн. наук Грешта В. Л.,
асп. Джус А. В., asp. Фасоль Є. В.

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

Ol'shanetskii V., Greshta V., Dzhus A., Fasol Ye. About the mathematical evaluation possibility of experimental results using the minimum measurements

ЕНЕРГОЗБЕРЕЖЕННЯ ТА ПІДВИЩЕННЯ ЕНЕРГЕТИЧНОЇ ЕФЕКТИВНОСТІ ВИРОБНИЦТВА НА МЕТАЛУРГІЙНИХ ПІДПРИЄМСТВАХ

Вступ

Сучасний стан металургійного виробництва відображає глобальні процеси, які відбуваються у світовій економіці. В результаті концентрації капіталу та виробництва формуються великі інтегровані підприємства, які володіють значними фінансовими ресурсами, які дозволяють їм здійснювати економічну експансію в країнах з відносно дешевими сировинними матеріалами та трудовими резервами [1]. В результаті цього в таких країнах, до яких слід віднести і Україну, відбувається різке збільшення обсягу випуску продукції, для виробництва якої потрібна велика кількість мінеральних та паливно-енергетичних ресурсів (ПЕР), і як наслідок – виснаження власних запасів природної сировини та неконтрольоване утворення техногенних відходів [2].

На розвиток господарюючих суб'єктів в нашій країні істотний негативний вплив становить висока частка енергетичних витрат, яка на промислових підприємствах складає в середньому 8–12 % [3]. Висока енергоємність металургійних виробництв при постійному зростанні цін на ПЕР ставить на одне з перших місць проблеми енергоресурсозбереження.

Підвищення ефективності використання паливно-енергетичних ресурсів (ПЕР) на підприємствах чорної металургії в сучасних умовах є одним з головних напрямів виживання. Чорна металургія – одна з найбільш енергоємних галузей промисловості. Доля витрат на ПЕР в загальних заводських витратах на виробництво продукції складає понад 30 % [4]. Найбільшими споживачами палива на виробництвах є доменні та прокатні виробництва. До електроємних виробництв відносяться – електросталеплавильні виробництва, кисневі станції, а основним споживачем теплоти вважається коксохімічне виробництво [1].

Особливість потенціалу енергозбереження на металургійних підприємствах полягає в тому, що на сьогоднішній момент існує значний моральний та фізичний знос основного енерготехнологічного устаткування, також спостерігається істотна неритмічність роботи металургійних комбінатів, яка пов'язана з особливістю сучасного ринку продукції. Ці два чинники разом з проблемою системи обліку та контролю за витратами ПЕР, які вимагають корінного поліпшення на усіх рівнях виробництва, в основному становлять значну частину нераціональних витрат ПЕР на виробництві (до 70 % від потенціалу енергозбереження) [5].

Крім цього для металургійних заводів питання енергозбереження є одним з основних напрямків для зниження витрат виробництва та підвищення конкуренто-спроможності їх продукції на ринку [6]. Для вирішення цих завдань необхідно мати стратегію розвитку підприємства, нерозривно пов'язану з основними напрямками енерго- і ресурсозбереження. Названі фактори є основою формування концептуальних положень енергозбереження на підприємствах чорної металургії, які б відповідали сучасному стану галузі в цілому.

Матеріали та методика досліджень

Останнім часом, тенденція зростання ресурсоємності металургійної промисловості та, відповідно, істотне збільшення екологічного навантаження, яке впливає на навколишнє середовище, висувають на передній план питання, пов'язані з управлінням процесами енерго- і ресурсозбереження. Підвищення енергетичної та загальної ресурсної ефективності промислового виробництва через впровадження енерго- та ресурсозберігаючих технологій стає завданням першорядної важливості особливо для енергоємних галузей промисловості, таких як чорна металургія [5].

Енергозбереження – реалізація організаційних, правових, наукових, виробничих, технічних та економічних заходів, які спрямовані на скорочення об'єму паливно-енергетичних ресурсів, інтенсифікацію їх використання, у тому числі за рахунок залучення поновлювальних джерел енергії при одночасному збільшенні відповідного корисного ефекту від їх використання, показників ефективності діяльності підприємства.

Структура споживання енергії на металургійному підприємстві орієнтована в основному на використанні палива, яке широко застосовується на всіх стадіях металургійного виробництва, зображена на рис. 1.

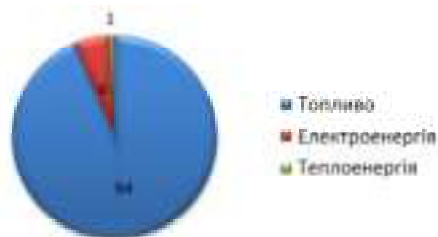


Рис. 1. Структура споживання енергії в % на металургійних підприємствах

Витрати енергії на виробництво продукції визначаються енергоємністю, яка є одним з найважливіших показників виробництва, оскільки визначає його ефективність та безпосередньо впливає на собівартість продукції [7]. Для металургійних заводів питання енергозбереження є одним з основних напрямів для зниження витрат виробництва та підвищення конкурентоспроможності їх продукції на ринку.

Крім того, в умовах зростаючої конкуренції в металургійній галузі зниження цін на енергоємну металопродукцію за рахунок оптимізації споживання енергетичних ресурсів і зменшення енергетичної складової витрат виробництва є одним з найважливіших факторів, які визначають фінансово-економічний стан підприємств металургійної промисловості та їх сталий розвиток на світовому ринку [8]. Найбільш важливими напрямками в здійсненні перманентної енергозберігаючої політики, а значить і політики зниження витрат на виробництво металопродукції для виробників енергоємних чорних металів є:

- застосування більш сучасних (менш енергоємних) технологій та енергоекономічного технологічного обладнання;
- вибір тарифів та постачальників енерго-ресурсів;
- зниження споживання енергоресурсів за рахунок вдосконалення існуючих технологічних процесів та режимів роботи обладнання шляхом впровадження модульних систем управління енергією і виробничими витратами, моніторингу енергетичних витрат і заходів по зниженню викидів в навколишнє середовище є:
- вдосконалення системи енергетичного менеджменту на підприємстві;
- збільшення частки власного виробітку електроенергії (собівартість вироблення електроенергії на власних електростанціях в 2–2,5 рази нижчі за тарифи на придбану електроенергію) [9];
- оптимізація енергобалансу підприємства та його підрозділів;
- нормування і прогнозування споживання енергоресурсів на основі математичних моделей.

Перераховані вище напрямки зниження енерговитрат та підвищення ефективності металургійного виробництва представлені у вигляді структурної схеми вирішальних чинників енергозбереження (рис. 2) [8].



Рис. 2. Фактори енергозбереження, які визначають ефективність роботи металургійного підприємства

Теорія та аналіз отриманих результатів

Посилення ролі енергоресурсозбереження на всіх рівнях управління економікою, в тому числі на рівні окремих промислових підприємств, спричинить за собою зміну економічної оцінки енергетичної ефективності та загальної економічної ефективності виробництва, що враховує також ефективність використання виробничих фондів і трудових ресурсів для забезпечення сталого розвитку підприємства з урахуванням інтенсивних факторів зростання [5]. Для вирішення цих завдань необхідно мати стратегію розвитку підприємства, яка нерозривно пов'язана з основними напрямками енерго- та ресурсозбереження.

До важливих завдань, які стоять перед програмами енергозбереження, відносяться розробка методології визначення величини збереження енергетичних ресурсів, в результаті впровадження енергозберігаючих технологій, встановлення узагальнюючих показників, які характеризують роботу підприємств в області зниження питомої витрати

енергоресурсів [6]. Результатами інноваційних програм енергозбереження є раціональне використання резервів енергоресурсів, визначення пріоритетних напрямів економії енергоресурсів.

Аналіз енергозбереження включає комплексну оцінку рівня споживання енергетичних ресурсів, формування системи узагальнюючих показників, які характеризують використання кожного виду ресурсів окремо, вивчення впливу різних чинників на рівень використання виробничих ресурсів, розкриття невикористаних резервів [7].

Для ефективного управління інноваційними проектами енергозберігаючих технологій в металургії потрібна розробка нових концепцій управління, які базуються на формуванні інноваційних платформ та активному використанні кращого світового досвіду. Концептуальна модель управління програмами інноваційного розвитку систем енергозбереження показана на рис. 2.

Модель включає систему цілей та збалансованих показників розвитку, на основі яких формується основний цикл управління (моніторинг) програми. Програма інноваційного розвитку містить ряд взаємозв'язаних проектів або їх портфелів, реалізація яких забезпечує досягнення цілей. Проекти будуються на основі кращих практик та уроків, які формуються двома когнітивними циклами. При цьому інноваційна платформа програми розвитку будується на нових знаннях та технологіях, що надходять із зовнішнього середовища, а також когнітивних знаннях кращої практики уроків виконаних проектів.

В рамках запропонованої концептуальної моделі необхідно структурувати систему цілей програм енергозбереження.

Основні концептуальні положення підвищення енергоефективності та раціонального використання матеріальних ресурсів в металургії:

Здійснення комплексу організаційно-технічних заходів, наведення ладу (вдосконалення управління) – це корінне поліпшення системи обліку і контролю витрати ПЕР на усіх рівнях виробництва (повніший моніторинг енергоспоживання), координація дій різних служб і виробництв, велика частота профілактичних ремонтів устаткування, підвищення рівня підготовки фахівців і тому подібне [7]. Реалізація цих заходів дешева та окупається досить швидко, тому їх здійснення є першочерговим завданням.

Ремонт, налагодження та заміна устаткування. Правильний вибір енергоносіїв. Для кожного процесу потрібний такий енергоносій, який забезпечує найбільший енергетичний та економічний ефект. Вид енергоносія вибирають, порівнюючи варіанти та комплексно аналізуючи наступні чинники:

- а) вимоги з боку технології (зміна якості продукції, що випускається, витрата сировини та ін.);
- б) економічні відмінності в конструкції і умовах експлуатації устаткування;
- в) витрати на порівнювані енергоносії;
- г) наявність необхідного устаткування;
- д) необхідний період часу для здійснення заміни устаткування;
- е) економічний ефект від використання вторинних енергетичних ресурсів (ВЭР), витрати на екологічні заходи.

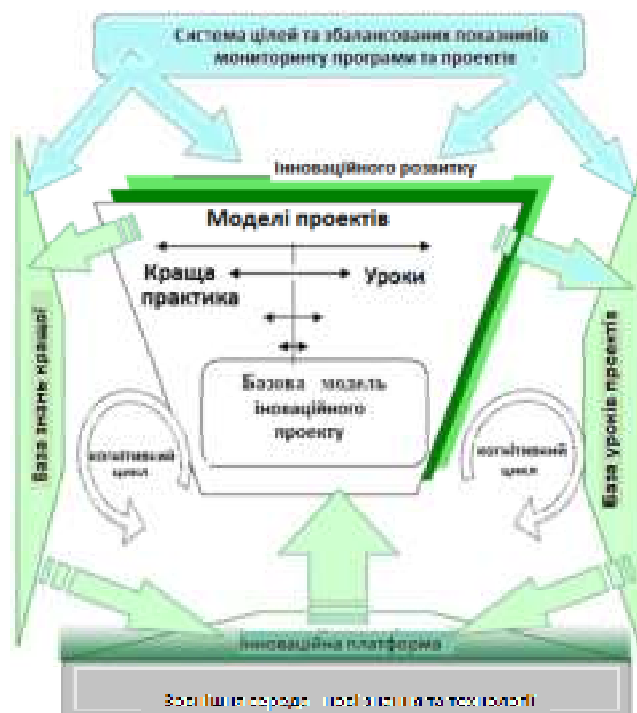


Рис. 2. Концептуальна модель управління програмами інноваційного розвитку систем енергозбереження

Витрати за цими варіантами визначають за виразом 1 [4]:

$$Z = \sum K_{II} + B_{II} + E_{II} \cdot \Pi \cdot Z_{II} - \sum \Delta Z_i, \quad (1)$$

де K_{II} – капітальні витрати на цю техноло-гічну установку без урахування витрат на установки використання ВЭР;

B_{II} – експлуатаційні витрати без енергетичної складової;

E_{II} – питома витрата енергоресурсів;

Π – річний випуск продукції;

Z_{II} – приведені питомі витрати на енергоносії;

$\sum \Delta Z_i$ – ефект від використання ВЭР.

Підвищення рівня утилізації вторинних енергоресурсів (ВЭР). Підвищення рівня утилізації ВЭР на металургій-ному підприємстві з повним циклом можна виділити наступну структуру виготовлення та можливого використання ВЭР. Ефективне використання ВЭР дозволяє заміщати покупні ПЕР, що значно знижує енергоємність і собівартість продукції [2]. Так, наприклад:

- використання коксового, доменного газу на власній ТЕЦ дозволяє значно понизити до 2 ч 3 разів собівартість електроенергії і пари;

- утилізація теплоти при сухому гасінні коксу (УСТК) на котлах-утилізаторах з установкою парових турбін для вироблення електроенергії;

- попереднє підігрівання вугільної шихти газами, що відходять, дозволяє понизити витрату палива на 70 Мкал на 1 тону коксу;

- в доменному виробництві утилізація ВЭР дозволяє значно понизити витрати ПЕР на 1 тону чавуну (до 3,5 Гкал/т), рівень утилізації на сьогодні складає $\sim 30 \div 32\%$ [3];

- в електросталеплавильному виробництві питома витрата електроенергії на (15 ÷ 30%) вище, ніж в країнах ЄС, що пов'язано з реалізацією застарілої технології та значними невикористаними можливостями з енергозбереження;

- використання доменного або коксового газу в нагрівальних печах прокатного виробництва дозволяє істотно понизити витрату природного газу та до 20% понизити собівартість продукції [10].

Ефективне використання ВЭР вимагає певної дисципліни, що дозволяє планувати вихід ВЭР з необхідними параметрами, створення режимних карт споживання, погодженого і оперативного управління потоками ВЭР. Максимальне використання ВЭР та впровадження енергозберігаючих заходів вирішує одночасно екологічні проблеми на підприємствах та дозволяє зменшити кількість шкідливих викидів в атмосферу.

Використання та впровадження нових високоефективних енергозберігаючих технологій і устаткування. Це найбільш дорога частина проектів, яка пов'язана зі значними інвестиціями.

Енергоефективність виробництва відбивається в результативності виробництва через співвідношення результатів виробничої діяльності і витрачених на їх досягнення економічно, технічно і технологічно обґрунтованих об'ємів енергетичних ресурсів в умовах енергозберігаючої та екологічно прийнятної інтенсифікації промислового виробництва [2]. Звідси, суть процесу підвищення енергоефективності виробництва полягає в зниженні питомих витрат енергоносіїв на виробництво продукції, в раціоналізації режимів енерговикористання, зміні структури енергоспоживання, підвищення екологічної ефективності виробництва.

Перелік проектів, які вимагають певних інвестицій:

1) створення АСКУЭ;

2) модернізація системи забезпечення продуктами розділення повітря із заміною морально застарілих розподільних установок;

3) модернізація власних джерел енергії з метою збільшення вироблення електроенергії на заводі;

4) використання установок турбогенераторів замість БРОУ та впровадження їх в схе-мах котлів-утилізаторів;

5) використання енергії стислого природного газу;

6) модернізація ГУБТ;

7) установка газових турбін з котлами-утилізаторами (ПГУ);

8) використання ПУТ в доменних печах з метою скорочення витрати коксу;

9) збільшення об'єму розливання сталі на машинах безперервного лиття (МНЛЗ).

У доменному виробництві актуально зниження витрати коксу на тону виплавленого чавуну (вартість коксу складає до 60% вартості чавуну). Це досягається, наприклад, за рахунок використання природного газу, збагачення дугтя киснем, вдування пиловугільного палива як часткового замітника коксу.

У сталеплавильному виробництві доцільна заміна мартенівських печей двохванними сталеплавильними агрегатами, подальший розвиток конвертерного, електросталеплавильного виробництва та позапічної обробки сталі.

У прокатному виробництві необхідно здійснити широке впровадження технології безперервного лиття заготовок.

До теперішнього часу на металургійних заводах не використовується фізичне тепло доменного газу (температура

газу близько 300 ° С) [7], на більшості заводів не використовується потенційна енергія тиску доменного газу. Не використовується фізичне тепло коксу, для його використання необхідно подальше будівництво установок сухого гасіння коксу. Конвертерний газ відводиться з повним допалюванням, не використовується як паливо. На ряді підприємств є можливість більш повного використання фізичного тепла готового продукту в наступних технологічних рамках: чавуну в сталеплавильному виробництві, а сталі – в прокатному.

Якісне енергетичне обстеження підприємства дозволяє отримати досить повну інформацію про можливе підвищення ефективності використання ПЕР і, як правило, воно націлене на забезпечення керівництва компанії об'єктивною інформацією по фактичному використанню енергії. Крім того, таке обстеження дозволяє отримати додаткову інформацію, яка на підприємстві, як правило, не аналізується (скласти структуру енергоспоживання по підрозділах; виявити основні чинники, що впливають на споживання енергії; визначити втрати ПЕР; оцінити ефективність роботи найбільш енергоємних установок та ін.). Причому така інформація збирається не лише за свідченнями приладів, але і, що досить важливо, за результатами співбесіди з головними фахівцями, інженерами і робітниками технологічних служб і служб головного енергетика.

Використання цієї інформації дозволяє отримати об'єктивну картину по витраті ПЕР і розробити ефективну програму енергозбереження.

Висновки

1. Виявлено особливості управління енергозбереженням через організацію системи енергоменеджменту на підприємстві, заснованої на операційному управлінні процесами енергозабезпечення, енергоспоживання і реалізації енергозберігаючих заходів за напрямками їх здійснення.

2. Реалізація обґрунтованих в роботі концептуальних положень дозволить промисловим підприємствам управляти процесами енергозбереження, оцінювати вплив інтегративних факторів розвитку на ефективність підприємства, підвищувати стійкість економічного зростання і розробляти стратегії свого розвитку на довгостроковий період.

3. Розроблено модель, яка включає систему цілей та збалансованих показників розвитку, на основі яких формується основний цикл управління (моніторингу) програми. Програма інноваційного розвитку містить ряд взаємопов'язаних проектів або їх портфелів, реалізація яких забезпечує досягнення цілей. При цьому інноваційна платформа програми розвитку буде будуватися на нових знаннях і технологіях, що надходять із зовнішнього середовища.

Список літератури

1. Буданов И. Проблемы черной металлургии / И. Буданов // Экономист. – 2007. – № 3. – С. 26–37.
2. Анализ производственно-хозяйственной деятельности металлургических предприятий : Учебное пособие для вузов. 2-е изд. доп. и перераб. / Юзов О. В, Седых А. М. – М. : МИСИС, 2005. – 360 с.
3. Данилов Н. И. Энциклопедия энерго-сбережения / Н. И. Данилов, Я. М. Щелоков. Екатеринбург : ИД «Сократ», 2002. – 352 с.
4. Ачкасов И. А. Управление инновационными программами энергосбережения / И. А. Ачкасов // Управління проектами та розвиток виробництва : зб. наук. пр. – Луганськ : вид-во СНУ ім. В. Даля, 2007. – № 3 (23). – С. 25–31.
5. Юськів О. И. Управление энергосберегающими мероприятиями металлургического предприятия / Юськів О. И. // IX международная научно-практическая конференция «Современные проблемы и достижения в области радиотехники, телекоммуникаций и информационных технологий». – 2018. – С. 105–106.
6. Bettinger D. Efficient Energy Use Pays Off /D. Bettinger, F. Hartl // Metals & Mining. – 2016. – № 2. – P. 5–7.
7. Dovygjallo, A. I., Dovygjallo, D. A. & Nekrasova, S. O. (2011). Yenergomenedzhment [Energy management]. Samara: SSAU. ssau.ru. Retrieved from http://www.ssau.ru/files/education/uch_posob/Энергоменеджмент-Довгялло%20АИ.pdf.
8. “Energy conservation in metallurgy,” Inform. Byull. Mezhdunarod. Soyuz. Metallurgov, N 9, 1–2. – 2015.
9. The most important concepts in energy conservation at factories in ferrous metallurgy, ESKO / A. A. Zlobin, V. N. Kuryatov, A. P. Mal'tsev, and G. A. Romanov. – Elektron. Zh. Energoservisnoi Kompanii Ekologicheskie sistemy, N 5. – 2016.
10. Koptsev L. A. Modeling fuel consumption at the Magnitogorsk / L. A. Koptsev and I. A. Yarpnyntseva // Metallurgical Combine, Prom. Energetika, N 5, 2–6. – 2004.

Одержано 16.07.2019

© Юськів О. І.¹, канд. техн. наук Дубровін В. І.²

¹ПрАТ «Дніпроспецсталь»,

²Національний університет «Запорізька політехніка»

Yuskiv O., Dubrovin V. Energy-saving and improving the energy efficiency of production in metallurgical enterprises

Наукове видання

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні № 1/2019**

Науковий журнал

Головний редактор: д-р техн. наук, професор С. Б. Бєліков
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
Коректори: Н. М. Кобзар, К. С. Бондарчук, І. О. Воронюк

Свідоцтво про державну реєстрацію
КВ № 6904 від 13.06.2019

Підписано до друку 28.03.2019. Формат 60×84/8
Папір офс. ризогр. Ум. др. арк. 13,6
Тираж 300 прим. Зам. № 398

69063, м. Запоріжжя, НУ «Запорізька політехніка», друкарня, вул. Жуковського, 64

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
ДК № 2394 від 27.12.2005