МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
«Запорізька політехніка»

Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів

Збірка матеріалів

XV Міжнародної науково-технічної конференції

08-09 листопада 2022 р.

Електронне видання на DVD-ROM

м. Запоріжжя

УДК 669.018:621.78:620.1
Н76

Рекомендовано до видання Вченою радою
Національного університету «Запорізька політехніка»
(Протокол № 2 від 10.11.2022 р.)

Редакційна колегія:
Шаломєєв В.А., д-р техн. наук, професор (відпов. ред.);
Висоцька Н. І., начальник патентно-інформаційного відділу;
Ольшанецький В.Ю, д.т.н., професор, зав. кафедри ФМ;
Глотка О.А. к.т.н, доцент каф.ФМ.

Упорядник Фасоль Є.О.

Н76 **Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів:** Збірка матеріалів [Електронний ресурс] / Редкол. В. А. Шаломєєв В.А (відпов. ред.) Електрон. дані. – Запоріжжя : НУ «Запорізька політехніка, 2022. . – 169 с. – 1 електрон. опт. диск (DVD-ROM); 12 см. – Назва з тит. екрана.

ISBN 978-617-529-387-4

Зібрані тези доповідей, заслуханих на XIII Міжнародній науково-технічній конференції серед викладачів, матеріалознавців - науковців, молодих учених і аспірантів. Збірка відображає широкий спектр тематики наукових досліджень, які проводяться у науково-дослідних інститутах, навчальних закладах та підприємствах. Збірка розрахована на широкий загал дослідників, науковців та студентів.

УДК 669.018:621.78:620.1

ISBN 978-617-529-387-4

© НУ «Запорізька політехніка», 2022

ЗМІСТ

Подольський Р.В, Сафронова О.А, Кононенко Г.А,Меркулов О.Є АНАЛІЗ СВІТОВОГО ДОСВІДУ ВИКОРИСТАННЯ СТАЛЕЙ БЕЙНІТНОГО ТА ПЕРЛІТНОГО КЛАСУ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНОГО МЕТАЛОПРОКАТУ 9
Аджамський С.В, Кононенко Г.А,Подольський Р.В. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТИПУ ПІДТРИМОК НА МОЖЛИВІСТЬ ОТРИМАННЯ СТАБІЛЬНОЇ ЗОНИ DOWN-SKIN ЗА ТЕХНОЛОГІЄЮ SLM 11
Клочихин В.В, Шаломеев В.А, Ткач Д.В, Маковский С.Г INOCULATION OF Mg-Al-Zn CAST MAGNESIUM ALLOY WITH NANO DIAMOND POWDER 13
Мініцький А.В·Юркова О.І, Наконечний С.О Мініцька Н.В Шапошнікова Є.С ТВЕРДІ СПЛАВИ НА ОСНОВІ КАРБІДУ ВОЛЬФРАМА З ВИСОКОЕНТРОПІЙНОЮ ЗВ'ЯЗКОЮ 15
Беженов С.О., Пахолка С.М. ПРО АНАЛІЗ АКУСТОЕМІСІЙНОЇ АКТИВНОСТІ МАТЕРІАЛІВ РІЗНИХ КЛАСІВ В УМОВАХ ЦИКЛІЧНИХ НАВАНТАЖЕНЬ НА РІЗНИХ СТАДІЯХ ПОШКОДЖЕНОСТІ СТРУКТУРИ 17
Гапонова О.П., Охріменко В.О. ДОСЛІДЖЕННЯ ЖАРОМІЦНОСТІ АЛІТОВАНИХ ПОКРИТТІВ ПІСЛЯ ЕЛЕКТРОІСКРОВОГО ЛЕГУВАННЯ 18
Внуков Ю.М, Дядя С.І.,Козлова О.Б, Козлов М.Д ОЦІНКА СТАЛОСТІ ПРОЦЕСУ РІЗАННЯ ПРИ КІНЦЕВОМУ ФРЕЗЕРУВАННІ 20
Воденнікова О.С,Воденніков С.А, Скідін І.Е.
ЗАХОДИ ДЛЯ ЕНЕРГОЗБЕРЕЖЕННЯ ПРИ ВИПЛАВЦІ СТАЛІ В ЕЛЕКТОПЕЧАХ 22
Володимир В. Ткач, Жозе І. Ф. Да Пайва Мартінш, Марта В. Кушнір, Яна Г. Іванушко, Сілвіо С. Де Олівейра, Жарем Р. Ґарсія, Елой А. Да С. Фільо', Петро І. Ягодинець, Жолт О. Кормош, Юксель Акинай', Гарун Чуг', Ольга В. Луганська ТЕОРЕТИЧНИЙ ОПИС КАТОДНОГО СИНТЕЗУ НОВОГО АНТИКОРОЗІЙНОГО ПОКРИТТЯ НА ОСНОВІ ПРОВІДНОГО ПОЛІМЕРУ, ІНІЦІЙОВАНОГО ГІПОФЕРАТ-ЙОНОМ 24
Овчинников О.В, Галєнкова О.Б ОПТИМІЗАЦІЯ МОДИФІКОВАНОГО КОМПЛЕКСУ Re, B, Y ДЛЯ ЖАРОМІЦНОГО АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ АВІАЦІЙНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ 26

Глотка О.А, Ольшанецький В.Ю, Хвостак В.В, Кононов В.В КОНЦЕПЦІЯ ВПЛИВУ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ 28
Hlotka O.A, Olshanetsky V.Yu, Honcharenko D.Yu, Cherep V.F, Andriyanenko D.A CARBIDE TRANSFORMATIONS IN A WELDED NICKEL-BASED SUPERALLOY 31
Грешта В.Л, Шаломєєв В.А, Джус А.В ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЛЕГУВАННЯ ЗОЛОТОМ НА МІКРОСТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ МАГНІЄВОГО СПЛАВУ NZ30K 35
Джуган О.А, Смоляк Ю.В ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ МОДИВІКОВАНИХ ВІДЛИВКІВ НА ОСНОВІ НІКЕЛЮ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ КАТОДІВ 37
Джуган О.А, Ольшанецький В.Ю, Кирилаха С.В ТИТАНОВІ ПОРОШКОВІ МАТЕРІАЛИ ВИСОКОЇ ЯКОСТІ ДЛЯ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ..... 39
Dzhus A, Narivs'kyi O, Sniznoi G, Pulina T THE INFLUENCE OF ATOMIC MAGNETIC STATE OF AUSTENITE ON RESISTANCE TO PITTING OF AISI 304 STAINLESS STEEL 42
Єфременко В.Г, Petryshynets I, Чабак Ю.Г, Puchy V ПОВЕРХНЕВЕ ЗМІЦНЕННЯ ПОРОШКОВОЇ ШТАМПОВОЇ СТАЛІ К390 ЛАЗЕРНИМ ПРОМЕНЕМ 44
Efremenko B.V, Chabak Yu.G, Zurnadzhy V.I, Efremenko V.G, Azarkhov A.Yu WEAR RESISTANCE OF SLM BIOMEDICAL 316L STEEL DEPENDING ON COUNTER BALL MATERIAL 45
Єршов А.В, Зеленіна О.А ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНОГО РЕЖИМУ НАНЕСЕННЯ ПЛАЗМОВОГО ПОКРИТТЯ НА ВНУТРІШНІ НАПРУЖЕННЯ 46
Єршов А.В. , Зеленіна О.А., Спичак А.В ОЦІНКА ТЕМПЕРАТУРИ ПЛАЗМОВОГО ПОКРИТТЯ МЕТОДОМ НЕСТАЦІОНАРНОГО ТЕПЛОПЕРЕНЕСЕННЯ 48
Золотаревський І.В, Ольшанецький В.Ю, Щетініна М.О ПРО ЗАРОДЖЕННЯ α-МАРТЕНСИТУ В СТАЛЯХ І СПЛАВАХ ЗАЛІЗА 50
Zurnadzhy V.I, Efremenko V.G, Petryshynets I, Brykov M.N, Chabak Yu.G INTERCRITICAL AUSTEMPERING OF (Cr, Mo, V)-ALLOYED TRIP-ASSISTED STEEL..... 52
Іванченко Є.Ю, Вініченко В.С ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МОРФОЛОГІЇ ЧАСТИНОК ThO_2 НА РІВНОМІРНІСТЬ СТРУКТУРИ ВОЛЬФРАМОВОГО ДРОТУ 53
Іванченко Є.Ю, Вініченко В.С ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СТУПЕНЯ ДЕФОРМАЦІЇ НА МІЦНІСТЬ ВОЛЬФРАМОВОГО ДРОТУ 56

Івахненко Є. І, Бехтер Є.М58 МОДИФІКУВАННЯ РЗМ ТА ЛЗМ ВИСОКОЛЕГОВАНИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ГІРНИЧО-ЗБАГАЧУВАЛЬНОГО ОБЛАДНАННЯ 58
Акритова Т.О, Капустян О.Є СУЧАСНИЙ СТАН ВИГОТОВЛЕННЯ І СПОЖИВАННЯ ВОГНЕТРИВКИХ ВИРОБІВ В УКРАЇНІ 59
Білоник Д.І, Овчинников О.В, Білоник І.М, Капустян О.Є, Осіпов М.Ю ВПЛИВ ГАРЯЧОГО КУВАННЯ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТИТАНУ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВУ 61
Овчинников О.В, Буліш С.О, Капустян О.Є ОТРИМАННЯ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ В УКРАЇНІ 63
Капустян О.Є, Овчинников О.В ЗАСТОСУВАННЯ Zr-Ti-Nb СПЛАВІВ ЗАМІСТЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ti-6Al-4V 65
Колесніков В.О ЗАСТОСУВАННЯ КОМП'ЮТЕРНИХ ПРОГРАМ FIJI ТА IMAGEJ ДЛЯ ВИЗНАЧЕННЯ ПАРАМЕТРІВ МІКРОСТРУКТУРИ ДОСЛІДЖУВАНИХ СПЛАВІВ 67
Колесніков В.О ЗАСТОСУВАННЯ КОМП'ЮТЕРНИХ ПРОГРАМ TOUP VIEW ТА GWYDDION ДЛЯ АНАЛІЗУ МІКРОРЕЛЬЄФУ ПОВЕРХОНЬ 70
Колесніков В.О КОМПЛЕКСНІ МЕТАЛОГРАФІЧНІ ТА ФРАКТОГРАФІЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ЖАРОМІЦНИХ NI-CO СПЛАВІВ 73
Колесніков В.О, Бурдун В.В КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ МЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ NI-CO СПЛАВІВ 76
Бурдун В.В, Колесніков В.О, Ревякіна О.О, Васецька Л.О, Колеснікова Є.Б. ВИКОРИСТАННЯ СУЧАСНИХ КОМП'ЮТЕРНИХ ПАКЕТІВ ПРОГРАМ ДЛЯ МОДЕЛЮВАННЯ МЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ МОДИФІКОВАНИХ СТАЛЕЙ ТА СПЛАВІВ 78
Балицький О.І, Колесніков В.О, Гаврилюк М.Р, Іваськевич Л.М ЗАСТОСУВАННЯ СИСТЕМИ КОМП'ЮТЕРНОГО ЗОРУ ДЛЯ АНАЛІЗУ ПРОДУКТІВ РІЗАННЯ NI-CO СПЛАВІВ 80
Колесніков В.О ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРНОЇ МІКРОНЕОДНОРІДНОСТІ В СТАЛІ 38ХН3МФА ТА ЇЇ ВПЛИВ НА ВЛАСТИВОСТІ 82
Балицький О.І, Колесніков В.О, Бикадорова Н.О, Рожкова А.Ю КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ОРТОГОНАЛЬНОГО ТОЧІННЯ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ 84
Квасницька Ю.Г, Шинський О.Й, Максюта І.І, Квасницька К.Г ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЇ СТАБІЛЬНОСТІ ЖАРОМІЦНИХ КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ СПЛАВІВ ДЛЯ РОБОЧИХ ЛОПАТОК ГТД 86

Ольшанецький В.Ю, Кононенко Ю.І, Сергач Р.АПОБУДОВА СИГАРОПОДІБНИХ ДІАГРАМ З УРАХУВАННЯМ ЕНЕРГЕТИКИ ВНУТРІШНІХ МЕЖ ЗЕРЕН У ТВЕРДІЙ ФАЗІ 90
Кріпак А. О, Міщенко В. Г, Корнієнко В. В СТРУКРУТА ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ АУСТЕНІТНИХ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ РІЗНОГО ФУНКЦІОНАЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ 92
Куницька І.М, Ольшанецький В.Ю, Левін Б.А ОЦІНЮВАННЯ ТА ВИЯВЛЕННЯ ЗЕРНА В КОНСТРУКЦІЙНИХ ЛЕГОВАНИХ СТАЛЯХ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ АВІАЦІЙНОЇ ТЕХНІКИ 94
Курпе О.Г, Кухар В.В, Wu Kaiming, Єфременко В.Г, Зурнаджі В.І ПРЕВЕНТИВНЕ КЕРУВАННЯ ЯКІСТЮ ТЕРМОМЕХАНІЧНО ОБРОБЛЕНОГО СТАЛЕВОГО ПРОКАТУ КАТЕГОРІЇ К60 96
Лазечний І.М, Лисиця О.В ОСОБЛИВОСТІ КАРБІДОУТВОРЕННЯ ТА ФОРМУВАННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЦЕМЕНТОВАНОЇ СТАЛІ 13Х3НВМ2ФА ПРИ ЇЇ ВІДПУСКУ НА ВТОРИННУ ТВЕРДІСТЬ 97
Шаломєєв В.А, Лук'яненко О.С IMPROVING THE QUALITY OF CASTINGS FROM THE NEW BIOSOLUBLE ALLOY MC10 USING THE OUT-OF-FURNACE REFINING METHOD 100
Іваськевич Л.М, Балицький О.І, Колесніков В.О, Гаврилюк М.Р ВПЛИВ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНИХ ВИТРИМОК НА ВЛАСТИВОСТІ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ У ГАЗОПОДІБНОМУ ВОДНІ 102
Vladyslav Mazur, Petro Loboda, Tetiana Soloviova FEATURES OF THE KINETICS OF ISOTHERMAL SINTERING OF Fe-20 (wt.) Mo POWDER 104
Мартиненко О.С, Нарівський О.Е ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ЛИСТОВОГО ПРОКАТУ ШЛЯХОМ ФОРМУВАННЯ СПРИЯТЛИВОЇ СТРУКТУРИ В ПРОЦЕСІ ДЕФОРМАЦІЙНОЇ ОБРОБКИ 106
Мітяєв О.А, Повзло В.М КОРОЗІЙНА СТІЙКІСТЬ ІНТЕРМЕТАЛІДНОЇ ФАЗИ Al_5SiFe 108
Петрашов О.С СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ВТОРИННИХ СИЛУМІНІВ 109
Данилов С.М, Наумик В.В, Ткач Д.В, Педаш О.О, Тьомкін Д.О КОМПЛЕКСНЕ МОДИФІКУВАННЯ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ЖС3ДК-ВІ 111
Біліонок Д.І, Шаломєєв В.А, Педаш О.О, Клочихін В.В ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ КАТОДІВ НА ЯКІСТЬ ПОКРИТТІВ 112
Касай П.О, Наумик В.В, Сотніков Є.Г, Педаш О.О, Клочихін В.В ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ТА ВТОМНИХ ХАРАКТЕРИСТИК

ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ ОТРИМАНОГО СЕЛЕКТИВНИМ ЛАЗЕРНИМ СПЛАВЛЕННЯМ 114
Нестеров О.В, Рубан В.Т СУЧАСНІ ЕКОЛОГІЧНО БЕЗПЕЧНІ ТЕХНОЛОГІЇ ХІМІКО-ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ 115
Лаптєва Г.М, Єфанов В.С DEVELOPMENT OF COMPLEX MODIFICATION OF NICKEL-BASED CATHODES FOR THE DEPOSITING OF ION-PLASMA COATINGS 117
Popov S.M, Shumykin S.O, Laptieva H.M, Yuzhakov M.S NEW COMPLEX METHOD DEVELOPING FOR CREATION ANTIFRICTION WEAR RESISTANCE COATINGS 118
Петруша Ю.П ВИБІР СКЛАДУ ШЛАКУ ДЛЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ВІДНОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ 120
Плескач В.М АНАЛІЗ ТЕПЛОВИХ РОЗРАХУНКІВ ПРИ ФОРМУВАННІ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ 122
Gubenko S. I, Parusov E. V ABOUT RECRYSTALLIZATION PROCESSES OCCURRING IN LASER PROCESSING OF STEEL 125
Пухальська Г.В, Леощенко С.Д, Безхлібний Д.О МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ЛОПАТОК 127
Рябікіна М.А АНАЛІЗ ЯКОСТІ МЕТАЛОПРОКАТУ ІЗ СТАЛІ S355J2 129
Осіпов М.Ю, Бриков М.М, Капустян О.Є, Акритова Т.О, Петришинець І. ВИЯВЛЕННЯ ЕФЕКТУ ДЕФОРМАЦІЙНОГО γ→α ПЕРЕТВОРЕННЯ В ПОРОШКОВИХ ЗАЛІЗОХРОМВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЯХ ПРИ ЗНОШУВАННІ 132
Тонконог Д. М, Міщенко В. Г, Харченко А. О ПОРІВНЯЛЬНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЕЦІАЛЬНОЇ ТЕПЛОСТІЙКОЇ СТАЛІ 09Х3НМ3ФБч ЗІ СВІТОВИМИ АНАЛОГАМИ В АВІАДВИГУНОБУДУВАННІ 134
Фасоль Є.О, Кубіч В.І ОЦІНКА СПІВВІДНОШЕННЯ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРНИХ ПОЛІВ НА ЗНОШУВАННЯ ЖАРОМІЦНИХ УЩІЛЬНЮВАЛЬНИХ ПОКРИТТІВ 136
Фасоль Є.О, Кубіч В.І ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ВМІСТУ ІТТРІЮ НА ТЕПЛОФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ УЩІЛЬНЮВАНИХ ПОКРИТТІВ 139
Chabak Yu.G, Golinskyi M.A, Zurnadzhy V.I, Efremenko B.V, Efremenko V.G. MODELLING OF CRYSTALLIZATION OF MULTI-COMPONENT HIGH-BORON ALLOY 141
Школовий В.В, Мельнікова І.О, Ткач Д.В ДОСЛІДЖЕННЯ КОМПОЗИТНОГО МАТЕРІАЛУ НА ВОГНЯНУ НЕПРОНИКНІСТЬ 142

Ткач Д.В, Павленко Д.В, Тарасов О.Ф, Шлома Р.О DATA SCIENCE В МАТЕРІАЛОЗНАВСТВІ 144
Парахнєвич Є.М, Івахненко Є.І ВПЛИВ ЕШН НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛУ ПРИ НАПЛАВЛЕННІ БЛИЗЬКИХ ЗА ХІМІЧНИМ СКЛАДОМ СТАЛЕЙ..... 145
Фасоль Є.О, Кубіч В.І, Сотніков Є.Г ДОЦІЛЬНІСТЬ ЛЕГУВАННЯ ІТРІЄМ МАТЕРІАЛІВ УЩІЛЬНЮВАЛЬНИХ ПОКРИТТІВ 149
Айкін М.Д., Шаломєєв В.А ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ХАРАКТЕРИСТИК БІОРОЗЧИННОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Mg-Zr-Nd ЗА РАХУНОК ЗМІНИ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ 151
Айкін М.Д., Шаломєєв В.А ОПТИМІЗАЦІЯ РЕЖИМУ ТЕРМІЧНОГО ОБРОБЛЕННЯ БІОРОЗЧИННОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Mg-Zr-Nd 154
Омельченко О.С, Скребцов О.А ВПЛИВ НІКЕЛЮ НА СТРУКТУРОТВОРЕННЯ У ТИТАНОВИХ СПЛАВАХ..... 157
Грабовський В.Я, Шепотько В.О ДОСЛІДЖЕННЯ ЛЕГУВАННЯ АЛЮМІНІЄМ АУСТЕНІТНИХ ВИСОКОАЗОТИСТИХ ХРОМОМАРГАНЦЕВИХ СТАЛЕЙ З ДИСПЕРСІЙНИМ ТВЕРДІННЯМ..... 160
Грабовський В.Я· ОСОБЛИВОСТІ ЗМІЦНЕННЯ ФАЗОЮ ЛАВЕСА СПЛАВІВ ДЛЯ ІНСТРУМЕНТІВ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ МЕТАЛІВ 162
Грабовський В.Я, Лисиця О.В, Авраменко В.В ВИЗНАЧЕННЯ ПЕРЕВАГ НОВОЇ ЩТАМПОВОЇ СТАЛІ 4Х3Н3Г7М7Ф (ДИ 109) В МЕЖАХ МАРОЧНОГО СКЛАДУ ПРИ ВИСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ ЕКСПЛУАТАЦІЇ 164

УДК 621.017
Подольський Р.В. [1],
Сафронова О.А. [2],
Кононенко Г.А. [3],
Меркулов О.Є [4].
[1] магістр, молодший науковий співробітник Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України
[2] магістр, молодший науковий співробітник Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України
[3] докт. техн. наук., вчений секретар Інституту чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України
[4] докт. техн. наук., заступник директора Інституту чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України

АНАЛІЗ СВІТОВОГО ДОСВІДУ ВИКОРИСТАННЯ СТАЛЕЙ БЕЙНІТНОГО ТА ПЕРЛІТНОГО КЛАСУ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНОГО МЕТАЛОПРОКАТУ

Перлітна сталь широко використовувалася в залізничній системі, але звичайна перлітна сталь схильна до утворення різних дефектів, таких як викришування головки в реальних умовах контакту рейок з колесами, що може призвести до поломки рейки і вимагати великих витрат часу і коштів на технічне обслуговування.

Залізничні рейки - це деталі залізничних вузлів, що зазнають знакозмінні навантаження, метал повинен володіти високим опором втоми, а деталі, що труться - опором зносу. Саме характеристики опору зносу відіграють велику роль в роботі системи колесо-рейка. Це означає, що деталі повинні бути довговічними.

На механічні властивості сталі впливає зміна вмісту вуглецю, легування, диспергування структурних складових, подрібнення зерна, наклепання. Відомо, що підвищення границі плинності і міцності супроводжується в основному, зниженням пластичності, ударної в'язкості і в'язкості руйнування. Забезпечення високої міцності сталі без втрати пластичності і в'язкості є досить важким і суперечливим завданням матеріалознавства. Тому при розробці хімічних складів конструкційних сталей і режимів їх термічної обробки потрібно розглядати в першу чергу такі способи, при яких пластичні і в'язкі властивості зменшуються мінімально.

Встановлено, що основні вимоги до залізничних рейок регламентують їх виробництво саме з перлітних рейкових сталей. Слід зазначити, що зносостійкість залізничних рейок в системі колесо- рейка

є однією з найважливіших характеристик її працездатності. Зносом прийнято вважати зміну профілю поверхні по колу катання колеса поверхні головки рейки від сил взаємодії колеса з рейкою в процесі експлуатації [1-2]. Твердість традиційно використовувалася для оцінки зносостійкості перлітних рейкових сталей. Це не означає, що висока твердість є прямою причиною високої зносостійкості. У перлітних сталях зносостійкість зростає в міру збільшення вмісту вуглецю і зменшення міжпластинчастої перлітної відстані. У міру збільшення швидкості охолодження відстань між рейками перліту зменшується, отже, збільшується твердість, яка забезпечується в рейках з загартованою головкою. Збільшення вмісту вуглецю збільшує об'ємну частку карбідів заліза, які є твердими і мають тенденцію приймати орієнтацію, паралельну зі зношеною поверхнею. Збагачений дислокаціями шар з ущільненою структурою твердого карбіду сам по собі, ймовірно, підвищує зносостійкість.

Величина міжпластинчастої відстані впливає на спосіб деформації карбідних пластин в контакті кочення [3]. У якості практичної перевірки даного твердження, проаналізовано стандартну рейкову сталь (300 НВ), що має типову середню відстань між пластинами перліту близько 152,4 х 10^{-6} мм, в той час як рейки з загартованою головкою мають типову відстань близько 76,2 х 10^{-6} мм [4]. Однак відстань між пластинами перліту не є постійною і, ймовірно, буде варіюватися приблизно нормальним чином щодо цих середніх відстаней. Отже, тонкі пластини карбіду в загартованій голівці рейки з більшою ймовірністю деформуються без утворення тріщин, ніж більш товсті карбіди в стандартній рейковій сталі. Отже, існує гостра потреба в інших альтернативних матеріалах. Бейнітна сталь, що забезпечує як високу міцність, так і відмінну пластичність, вважається одним з найбільш перспективних напрямків.

Література:

1. Колесная сталь / Узлов И.Г.. Гасик М.И.. Есаулов А.Т. и др. – К.: Техніка. 1985. – 168 с.

2. Ларин Т. В. Повышение износостойкости паровозных деталей / Т. В. Ларин. В. П. Девяткин. Н. А. Малоземов // Труды ЦНИИ МПС. Трансжелдориздат. - 1955. - Вып. 103. - С. 7-118.

3. N. Jin and P. Clayton. "Effect of Microstructure on Rolling/Sliding Wear of Low Carbon Bainitic Steels." Wear. Vol. 202.1997. pp. 202-207

4. Бабаченко. О. .. Кононенко. Г.. & Подольський. Р. (2021). Розробка розрахункової моделі зміни температури рейкової сталі К76Ф для визначення параметрів термічної обробки. Science and Innovation. 17(4). 25–32. https://doi.org/10.15407/scine17.04.025

УДК 629.7
Аджамський С.В.[1],
Кононенко Г.А. [2],
Подольський Р.В. [3]
[1] Ph.D, головний конструктор ТОВ «ALT of Ukraine»
[2] докт. техн. наук, вчений секретар Інституту чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, інженер-матеріалознавець ТОВ «ALT of Ukraine»
[3] магістр, молодший науковий співробітник Інституту чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, інженер-матеріалознавець ТОВ «ALT of Ukraine», аспірант Український державний університет науки і технологій

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТИПУ ПІДТРИМОК НА МОЖЛИВІСТЬ ОТРИМАННЯ СТАБІЛЬНОЇ ЗОНИ DOWN-SKIN ЗА ТЕХНОЛОГІЄЮ SLM

Все більшого застосування набуває технологія SLM, яка являє собою процес сучасного адитивного виробництва [1-2], який використовує лазерний промінь для сплавлення металевих частинок шляхом сканування, за траєкторією відповідно до заданої тривимірної форми на основі CAD-моделі, на поверхні порошкового шару.

Під час даного процесу металевий порошок повністю розплавляється під впливом потужного лазерного випромінювання з утворенням металевого шару, який майже не містить пор і не вимагає подальшої обробки, що дозволяє досягати рівня механічних властивостей виробу, рівного або навіть краще, ніж властивості литих. Тому технологія SLM все частіше знаходить застосування у енергетичній галузі, в тому числі для виготовлення деталей з жароміцних сплавів.

Потужність лазеру та швидкість сканування для Down-skin були однакові, а для підтримок змінювалися у встановленому діапазоні. При виготовленні деталей за технологією SLM підтримки застосовують для зменшення деформації деталей під дією залишкових напружень, які виникають при швидкому охолодженні металу, для формування поверхонь з кутом нахилу поверхні відносно напрямку побудови більше 45º, на початку побудови з платформи.

У даній роботі виконані дослідження особливостей застосування підтримок різного типу (рис.1: ближній ряд – деревоподібні, 2 ряд –

конусні, дальній ряд – сітка) з жароміцного сплаву Inconel 718, за технологією SLM на принтері Alfa-150 ТОВ «ALT of Ukraine».

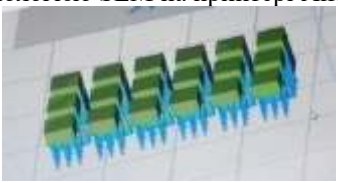


Рисунок 1 – Загальний вигляд дослідних зразків (підтримки).

При візуально-оптичному контролі всіх досліджуваних зразків було зазначено, що для зразків з деревоподібними підтримками, побудова не була завершена, оскільки через малу поверхню контакту підтримок та Down-skin не була сформована цілісна поверхня, є наскрізні отвори на поверхні Down-skin. Це, ймовірно, пов'язано з перегрівом, також це підтверджує жовтий колір та викривлення поверхні на підтримках.

Виготовлення зразків з підтримками у вигляді сітки двох крайніх справа у дальньому ряду на рис. 1 було зупинене через дефект рекоутінгу верхніх шарів при нанесенні наступного шару порошку, це пов'язано з викривленнями поверхні під дією внутрішніх напружень в металі. Для інших зразків, надрукованих на підтримках у вигляді сітки, на рівні переходу від підтримок до Down-skin спостерігали невеликі ділянки жовтого кольору, що свідчить про незначне перегрівання шарів Down-skin та нанесеного порошку під ним, який зрештою припікався у перехідній зоні.

Зразки надруковані на конусних підтримках, мають значну кількість жовтого кольору в областях дотику порошку, що наноситься (без підтримок) після дії лазера.

Висновок

Встановлено, що зразки з підтримками типу «сітка» підлягали найменшому перегріву, з деревоподібними – найбільшому, конусоподібні займають середнє положення. Така закономірність пояснюється зміною площі контакту підтримок і поверхні Down-skin та, як наслідок, малого тепловідведення від основного зразка на підтримки.

Література.

1. S. V. Adzhamskyy, H. A. Kononenko, and R. V. Podolskyi, Analysis of Structure after Heat Treatment of Inconel 718 Heat-Resistant Alloys Made by SLM-Technology, Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 43, No. 7: 909–924 (2021) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.43.07.0909.

2. Influence of SLM-process parameters on the formation of the boundaries of parts of heat-resistant nickel alloy INCONEL 718/ S.V.

Adjamskiy, G.A. Kononenko, R.V. Podolskyi. // Космічна наука та технологія. - 2021.- Т.27, №6. – с. 85-95.

УДК 669.721.5
Клочихин В.В.[1]
Шаломеев В.А.[2]
Ткач Д.В [3]
Маковский С.Г.[4]
1. Канд.тех.наук, главный металлург АО "МОТОР СИЧ"
2. Д-р тех.наук, профессор НУ "Запорожская политехника"
3. К.т.н., доцент кафедры физического материаловедения НУ "Запорожская политехника"
4. Ведущий инженер АО "МОТОР СИЧ"

INOCULATION OF Mg-Al-Zn CAST MAGNESIUM ALLOY WITH NANO DIAMOND POWDER

Cast magnesium alloys are commonly used in different industries thanks to a combination of unique physical and mechanical properties: low specific weight (ρ = 1,8 g/cm^3), excellent strength-to-weight ratio, high fatigue strength, damping capacity and heat conductivity [1].

These properties are of a particular interest when the material is intended to be applied in the aircraft industry as it allows reducing weight of aero engines and rotorcraft transmission elements, which results in increased fuel efficiency, an extended range, a higher payload and reduced green house gas emissions.

The cast magnesium alloys of Mg-Al-Zn system are very widespread in the aircraft applications as they possess good casting and processing properties [2]. Over the past years extensive R&D effort has been taken aimed at improvement of this alloy group [3]. One of the approaches in increasing physical and mechanical properties of the aluminum-bearing magnesium alloys is inoculation with different carbon materials e.g. carbon black, graphite particles, carbonaceous gases (CH4, CO etc) or organic compounds [3, 4, 5, 6].

Influence of inoculation with incremental additions of diamond nano powder (0; 0,005; 0,01wt.%) by casting method on physical and mechanical properties of Mg-Al-Zn alloy has been studied. The nano powder was introduced directly into the melt in a holding gas fired furnace at a temperature of 780 ºC in a form of compacted briquettes made by uniaxial cold pressing of the diamond nano powder and ultra-dispersed aluminum powder mix. Sand molds with standard dia. 12 mm tensile test specimens and

hot tearing test samples were cast. The cast tensile test specimens were subjected to T6 heat treatment.

The inoculation with 0.005 wt. % of the diamond powder resulted in a simultaneous increase of UTS and reduction of area, correspondingly, by 10% and 28.4%, whereas the same properties of the alloy inoculated with 0.01 wt. % of the diamond powder were increased by 7.6 % and 11.8 %. The inoculated alloy has also had a tendency to reduction of the hot tearing susceptibility as the diamond powder concentration was increased from 0.005 to 0.01 wt. % (as estimated by a width of the ring sample: 0.005% DP - 20 mm; 0.01% DP -17.5 mm (reference alloy - 22.5 mm). The grain size of the alloy inoculated with 0.005 wt. % was reduced by up to 50%. Thinner grain borders with a finely distributed $Mg_{17}Al_{12}$ phase were observed in the alloy; in the samples with 0.01% DP, the inoculation effect has been seen, in general, with a fine distribution of $Mg_{17}Al_{12}$.

Thus, inoculation of Mg-Al-Zn alloys with the diamong nano powder may be considered as a promising, simple and cost-effective way of improving quality of magnesium load-bearing castings for the aircraft applications.

References

[1] Альтман М.Б. Магниевые сплавы. Справочник. т.1. М., «Металлургия», 1978. 232 с.

[2] Magnesium electron. The design guide. Designing with ELEKTRON® magnesium alloys.

[3] E. Karakulak: A review: past, present and future of grain refining of magnesium castings. Journal of magnesium and alloys 7 (2019) 355-369.

[4] Полмер Я. Легкие сплавы: от традиционных до нанокристаллов. Москва: Техносфера, 2008. - 464 с.

[5] Vinota D., Raghukandan K, Pillai U T S and Pai D C. Grain refining mechanism in magnesium alloys - An overview. Transactions of the Indian Institute of metals. Vol.62, Issue 6, December 2009, pp 521-532

[6] Spartak Makovskyi, Vyacheslav Boguslayev, Volodymir Klochykhin, Volodymir Lukinov, Vadym Shalomeyev, Eduard Tzyvirko. Development of high performance magnesium base metal matrix nano composites for aerospace applications using powder metallurgy technology. Proceedings of the 10th Pacific Rim International Conference on Advanced materials and processing, august 18-22, 2019, Xi'an, China.

УДК 621.762
Мініцький А.В[1]
Юркова О.І[2]
Наконечний С.О[3]
Мініцька Н.В[4]
Шапошнікова Є.С[5]
[1]д-р. техн. наук, доц. КПІ імені Ігоря Сікорського
[2]д-р. техн. наук, проф. КПІ імені Ігоря Сікорського
[3]м.н.с. КПІ імені Ігоря Сікорського
[4]канд. техн. наук, доц. КПІ імені Ігоря Сікорського
[5]магістерка КПІ імені Ігоря Сікорського

ТВЕРДІ СПЛАВИ НА ОСНОВІ КАРБІДУ ВОЛЬФРАМА З ВИСОКОЕНТРОПІЙНОЮ ЗВ'ЯЗКОЮ

Тверді сплави на основі карбіду вольфраму володіють унікальним комплексом властивостей, що робить їх перспективним при виготовленні різальних пластин, інструменту ударного буріння, а також сердечників бронебійних снарядів [1]. Найбільш розповсюдженими є сплави системи WC–Co, які мають широке промислове впровадження. Проте, в останні роки з'явилася нова група сплавів, яка порушує класичні концепції легування у металургії – високоентропійні сплави (ВЕС) [2-3]. Особливістю ВЕС полягає в тому, що ці сплави містять 4 або 5 основних елементів, що збільшують ентропію системи та сприяють утворенню однієї фази. Неупорядкований твердий розчин призводить до утворення сплаву з покращеними властивостями, зокрема високою термічною стабільністю, твердістю та міцністю, що робить цю групу сплавів привабливою в якості альтернативних зв'язок в твердих сплавах. Пошук альтернативних сплавів для заміни кобальтової зв'язки необхідний з причин дефіцитності кобальту, його низьких корозійно- та зносостійкості, що не може задовольнити зростаючим вимогам до продуктивності твердих сплавів у важких умовах експлуатації.

Метою роботи є дослідження структури, фазового складу та властивостей твердої кераміки (WC) та ВЕС (FeCrNiWMo), що формуються в умовах швидкісного спікання.

Одним з ключових факторів, що визначає властивості металокерамічних матеріалів є кінетика процесу спікання. Забезпечення високої швидкості процесу спікання було реалізовано в умовах електронно-променевого спікання, яке проводили на установці «ЭЛА–

6» (Україна). Час спікання суміші карбіду вольфраму з ВЕС (FeCrNiWMo) становив 2-6 хв.

Дослідження мікроструктури показало, що розмір зерен WC практично не відрізняється від розмірів частинок вихідного порошку. Найбільш однорідна безпориста структура спостерігалась для WC–FeCrNiWMo сплаву, отриманого при температурі 1450 °C протягом 4 хв. Мікроструктура зразків спечених при меншому часі ізотермічної витримки характеризується залишковою пористістю. Результати рентгеноструктурного аналізу свідчать про збіднення WC на вуглець в умовах електронно–променевого спікання причому чим вище температура, тим більше WC трансформується у W_2C. Вимірювання мікротвердості показали збільшення до 18,2-18,8 ГПа для WC–FeCrNiWMo сплавів, що більше порівняно із класичним твердим сплавом ВК8 отриманого в тих самих умовах (15,2-16,5 ГПа). Це прямо вказує на значне дисперсійне зміцнення твердого сплаву за рахунок високоентропійного FeCrNiWMo сплаву.

В результаті було встановлено, що застосування високоентропійного FeCrNiWMo сплаву в якості зв'язки для твердого сплаву потребує збільшення температури спікання, в той час як зменшення часу спікання та повільна дифузія високоентропійного сплаву обмежують ріст зерен WC.

Перелік посилань

1. Mukhopadhyay A. Recent developments on WC-based bulk composites / A. Mukhopadhyay, B. Basu //Journal of Materials Science. – 2011. – Vol. 46. – №. 3. – P. 571−589

2. High-Entropy Alloys / M. C. Gao, J. W. Yeh, P. K. Liaw, Y. Zhang. − Switzerland : Springer International Publishing, 2016. − 13 p.

3. Microstructures and wear behaviour of (FeCoCrNi)1−x(WC)x high entropy alloy composites / R. Zhou, G. Chen, B. Liu [and etc.] // Metals Hard Materials. −2018. −Vo;. 75. −P. 56−62.

УДК 539.43:620.179.16
Беженов С.О.[1]
Пахолка С.М.[2]
[1]канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька Політехніка»
[2]АТ «Мотор-Січ»

ПРО АНАЛІЗ АКУСТОЕМІСІЙНОЇ АКТИВНОСТІ МАТЕРІАЛІВ РІЗНИХ КЛАСІВ В УМОВАХ ЦИКЛІЧНИХ НАВАНТАЖЕНЬ НА РІЗНИХ СТАДІЯХ ПОШКОДЖЕНОСТІ СТРУКТУРИ

На сьогодні розроблено багато прямих та непрямих методів утомних випробувань зразків та виробів, які достатньо детально описано в літературі. Проте всі ці методи не забезпечують ідентичність та точність результатів під час оцінювання характеристик опору втомі матеріалів. Навіть однакові довідники наводять різні значення границь витривалості однакових матеріалів, які відрізняються більш ніж на 100 відсотків. Стан виходить ще гіршим, коли має місце оцінювання довговічності. Похибка більш ніж на порядок в процесі визначення довговічності не є незвичайним явищем. Проблема низької точності та достовірності визначення характеристик опору втомі має теоретичні та методологічні аспекти. Перш за все слід зауважити, що методи визначення моменту руйнування та втрати несучої здатності (працездатності) матеріалу нічим не регулюються дотепер. Більшість таких загальноприйнятих інженерною практикою методів не пов’язані з фізикою руйнування матеріалу. Тому вони не дозволяють забезпечити ефективний контроль його фізичного стану. Виникає нагальна потреба розробити ефективні фізичні методи ідентифікації моменту втомного руйнування. Одним з таких методів може виступити акустоемісійний моніторинг матеріалів виробів у процесі їх втомних випробувань.

Метою роботи ставили дослідження можливості визначення моменту руйнування матеріалів різних класів з різною технологічною спадковістю в умовах багатоциклової втоми на основі даних моніторингу процесу методом АЕ.

Для дослідження було обрано модельні зразки середньовуглецевих та малолегованих сталей, а також сплавів на основі нікелю та титану. Зразки було виготовлено як за стандартних технологічних процесів, так і після поверхневого ультразвукового зміцнення.

Запропоновано аналізувати поведінку сигналів акустичної емісії від випробуваних на втому зразків у різних частотних діапазонах від початку циклічного навантаженні до моменту їх руйнування.

Аналіз одержаних результатів АЕ-моніторингу досліджуваних зразків під час їх утомних випробувань виявив певні особливості, які є ідентичними для різних класів матеріалів. Встановлено, що зміна інтенсивності АЕ-випромінювання в різних частотних діапазонах сигналів АЕ відбувається на різних етапах утомних випробувань, що може бути пов'язано зі зміною стадій та механізмів пошкодження і руйнування матеріалу. Це дає можливість ідентифікації моментів переходу структури матеріалу від стадії нелокалізованого руйнування до стадії утворення та розвитку пошкодженостей структури матеріалу мікроскопічних розмірів.

УДК 621.785
Гапонова О.П.[1]
Охріменко В.О.[2]
[1] д-р техн.наук, доцент Сумський державний університет,
[2] аспірант, Сумський державний університет

ДОСЛІДЖЕННЯ ЖАРОМІЦНОСТІ АЛІТОВАНИХ ПОКРИТТІВ ПІСЛЯ ЕЛЕКТРОІСКРОВОГО ЛЕГУВАННЯ

Перспективними методами зміцнення поверхні та модифікування є методи, які засновані на обробці металів та сплавів концентрованими потоками енергії та речовини. У число сучасних методів обробки металевих поверхонь відноситься електроіскрове легування, що дозволяє отримувати поверхневі структури з унікальними фізико-механічними і трибологічними властивостями. Перевагою електроіскрового легування є висока міцність зчеплення легованого шару і основного матеріалу та можливість нанесення на поверхню будь-яких матеріалів які проводять струм, низька енергоємність процесу, простота виконання технологічної операції.

Незважаючи на значні переваги даного процесу його застосування з метою покращення поверхневого шару у промисловості не поширене, тому як відсутній довідковий матеріал щодо оптимізації режимів даного процесу.

Як вказано у роботах [1, 2], покриття які отримані за допомогою методу електроіскрового легування, з використанням алюмінієвого

електроду гарно захистять основу у фосфорнокислих та водно-сольових середовищах.

При проведенні порівняльних досліджень жаростійкості алітованих покриттів, які отримані за класичною технологією і електродом алюмінію результати показали, що покриття характеризуються досить високою жаростійкістю. Був проведений металографічний аналіз (рис. 1) на характер окиснення зразків, після випробування на жаростійкість, вони свідчать про те, що після випробування основний метал зразку окиснюється, про що свідчили наявність оксидів у поверхневому шарі. Особливо інтенсивно окислюються зразки. які без захисного покриття.

Алітовані покриття, отримані в розплаві алюмінію і методом ЕІЛ, зберігають підвищену твердість, захищають від окиснення основний метал, про що свідчить менший вміст оксидів в при поверхневому шарі основного металу і достатня твердість покриття. Результати дослідження дають можливість рекомендувати технологію ЕІЛ алюмінієвим електродом з метою підвищення стійкості сталі до окиснення при підвищених температурах.

а б в г

Рисунок 1. Мікроструктури покриттів на сталі 20 після випробування на жаростійкість (випробування при 980 °С на повітрі, 50 год): а – без покриття (нетравлений шліф); б – алітування в розплаві алюмінію (нетравлений шліф); в – алітування в розплаві алюмінію (після травлення в 3-5% розчині HNO_3); в – алітування методом ЕІЛ (після травлення у 3-5% розчині HNO_3)

Отже метод електроіскрового легування є одним із перспективних для подальшого вивчення. Та отримання на його основі алітованих покриттів. Сутність процесу електроіскрового легування полягає в перенесенні матеріалу електроду, на оброблювану поверхню деталі задопомогою іскрового електричного розряду. Цей спосіб забезпечує міцне зчеплення дифундуючого матеріалу з поверхнею деталі.

Список використаних джерел

1. Matysik P. Characterization of Low-Symmetry Structures from Phase Equilibrium of Fe-Al System – Microstructures and Mechanical Properties / P. Matysik, S. Jóźwiak, T. Czujko // Materials. – 2015. – 8(3). – P. 914-931; doi:10.3390/ma8030914

2. Кирик Г. В. Анализ качества алитированных поверхностных слоев, полученных методами электроискрового легирования / Г. В. Кирик, О. П. Гапонова, В. Б. Тарельник, А. Н. Мысливченко, Б. Антошевский // Порошкова металургія. – 2017. – №12. – С. 97-107.

УДК 621.914.22
Внуков Ю.М.[1]
Дядя С.І.[2]
Козлова О.Б.[2]
Козлов М.Д.[3]
[1] д.т.н., професор
[2] к.т.н., доцент каф. ТМБ НУ «Запорізька політехніка»
[3] студент гр.М-112м НУ «Запорізька політехніка»

ОЦІНКА СТАЛОСТІ ПРОЦЕСУ РІЗАННЯ ПРИ КІНЦЕВОМУ ФРЕЗЕРУВАННІ

Забезпечення надійності та довговічності машин супроводжується впровадженням нових матеріалів з підвищеними характеристиками міцності. Це обмежує режими різання через виникнення вібрацій, що є глобальною проблемою при механічній обробці, і яка обмежує продуктивність процесу різання, шорсткість обробленої поверхні, стійкість інструменту, довговічність металорізального обладнання.

Серед відомих видів коливань найбільш негативні наслідки залишають автоколивання. Вони є практично при будь-якій механічній обробці. Проведено велику кількість досліджень, що визначають причину їх появи та надають рекомендації щодо пригнічення [1]. При застосуванні пелюсткової діаграми положення сталого процесу визначається відношенням k між частотою вільних коливань $f_в$ і зубцевою частотою f_z, яка залежить від швидкості обертання шпинделя n та числа зубів z інструменту:

$$k = \frac{f_в}{f_z} = \frac{60 f_в}{zn} \quad (1)$$

Однак, як зазначають дослідники, при різанні тонкостінних деталей з важкооброблюваних матеріалів на низьких частотах обертання шпинделя застосування пелюсткової діаграми неефективно. Пояснення цьому дають проведені експерименти, які показують, що при кінцевому фрезеруванні з малими зрізами для розвитку автоколивань, що встановилися, недостатньо часу різання. Тому вплив на оброблену поверхню мають супровідні власні коливання технологічної системи [2]. Їх інтенсивність залежить від початкових умов різання, зокрема від частоти обертання шпинделя. Виконаний статистичний аналіз цієї залежності дозволив виділити п'ять швидкісних зон коливань.

Критерієм поділу зон прийнято визначальне співвідношення (*BC*), яке розраховується за формулою:

$$BC = (t_{різ}/T_{вк}), \qquad (2)$$

де $t_{різ}$ – час різання, що розраховується за методикою, наведеною у [3];

$T_{вк}$ – період власних коливань деталі, що розраховується за відомими формулами фізики.

У першій швидкісній зоні діють лише вимушені коливання і відношення (2), за яким визначається *BC*, більше 25. У другій швидкісній зоні на вимушені коливання накладаються супроводжуючі власні коливання, але їх інтенсивність менше 0,02 мм. При цьому розраховане значення *BC* знаходиться в межах від 25 до 7. Несприятливою при різанні вважається третя швидкісна зона, в якій інтенсивність супроводжуючих власних коливань більше 0,02 мм. Розраховане *BC* знаходиться в діапазоні від 7 до 1. У четвертій та п'ятій швидкісних зонах коливань часу різання недостатньо для виникнення супроводжуючих власних коливань. Тут при різанні діють лише вимушені коливання. За цих умов оцінку сталості процесу різання можна виконувати, використовуючи вираз (1).

Виконані дослідження показують, які види коливань виникають при кінцевому фрезеруванні тонких зрізів і за якими умовами визначається сталість процесу різання.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. J. Munoa Chatter suppression techniques in metal cutting / J. Munoa, X. Beudaert, Z. Dombovari, Y. Altintas, E. Budak, C. Brecher, G. Stepan // CIRP Annals - Manufacturing Technology 65 (2016) 785–808.

2. Пановко Я. Г. Основы прикладной теории колебаний и удара. /Я. Г.Пановко. – Л: Машиностроение, 1976. – 320 с.

3. Автоколебания при фрезеровании тонкостенных элементов деталей : монография / Внуков Ю. Н. (ред.), Дядя С. И., Козлова Е. Б [та ін.]. - Запорожье : ЗНТУ, 2017. - 208 с. - ISBN 978-617-529-168-9.

УДК 660.046.4:669.187.2

Воденнікова О.С.[1]
Воденніков С.А.[2]
Скідін І.Е.[3]
[1]канд. техн. наук, доцент Запорізького національного університету
[2]д-р техн. наук, професор НУ «Запорізька політехніка»
[3]канд. техн. наук, ст. викладач Криворізького національного університету

ЗАХОДИ ДЛЯ ЕНЕРГОЗБЕРЕЖЕННЯ ПРИ ВИПЛАВЦІ СТАЛІ В ЕЛЕКТОПЕЧАХ

На сьогодні найбільш енергоємним процесом в ливарному виробництві вважається плавлення металу, який супроводжується виділенням в атмосферу теплової енергії у вигляді високотемпературних димових газів. Втрати теплоти, окрім того що знижують ефективність роботи технологічного агрегату, провокують ще і теплове забруднення атмосферного повітря. Саме тому скорочення питомих енерговитрат та використання потенційних запасів вторинних енергоресурсів шляхом утилізації теплоти газів плавильних агрегатів, що відходять, стає все більш актуальним завданням.

У даній роботі запропоновано спосіб підігріву шихти в «бадді-термосі», який призводить до енергозбереження при виплавці сталі за рахунок підігріву шихтових матеріалів у «бадді-термосі» за допомогою продуктів горіння газів, що відходять від електропечі.

«Баддя-термос» (рис. 1) встановлюється на установці окремо від електропечі, при цьому отримати таку «баддю-термос» можна доопрацюванням традиційних завантажувальних бадей (кошиків). У верхній частині «бадді-термосу» встановлюється кришка та підводиться патрубок від боровів для відведення газу з електропечі, а також продувний вентилятор для охолодження. Гарячі гази з температурою 750–1200 ^{0}C (в залежності від періоду плавки), що прогрівають шар шихти, проходять зверху вниз. При стабільному технологічному режимі плавки, постійному складі шихти для

запобігання спікання шару шихти використовується управління роботою установки по заданій температурі методом продування холодного повітря. Враховуючи, що температури в робочому просторі печі у різні періоди плавки сталі змінюються, для запобігання спікання шару шихти у верхній частині поверх шихти встановлюється вставка для запобігання оплавлення металевої частини завалки та рівномірного розподілу температури по всій площині. При цьому температура шихти не перевищувала 750 ^{0}C, а зовнішній кожух «бадді-термосу» не перегрівається більше 300 ^{0}C. Після завершення плавки та випуску металу з печі підігріта шихта завантажуються за допомогою «бадді-термосу» на подину електропечі для проведення подальшої плавки.

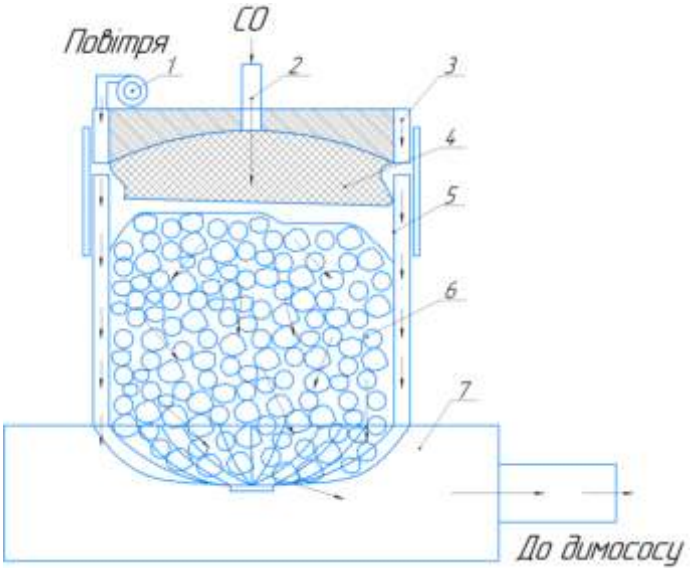


Рисунок 1. Схема «бадді-термосу»: 1 – продувний вентилятор для охолодження; 2 – патрубок для подачі газів, що відходять від електропечі; 3 – колектор для проходження повітря для охолодження; 4 – теплоізоляційний матеріал; 5 – вставка для розподілення газів; 6 – шар шихти; 7 – корпус для відведення газів до димососу

УДК 678.7:620.18
Володимир В. Ткач[1,2]
Жозе І. Ф. Да Пайва Мартінш[2]
Марта В. Кушнір[1]
Яна Г. Іванушко[3]
Сілвіо С. Де Олівейра[4]
Жарем Р. Ґарсія[5]
Елой А. Да С. Фільо[6]
Петро І. Ягодинець[1]
Жолт О. Кормош[7]
Юксель Акинай[8]
Гарун Чуг[9]
Ольга В. Луганська[10]
[1]Чернівецький національний університет ім. Ю. Федьковича, Україна
[2]Факультет інженерії університету Порту, Португалія
[3]Буковинський державний медичний університет, Україна
[4]Федеральний університет штату Мату-Ґроссу-ду-Сул, Бразилія
[5]Штатний університет м. Понта-Ґросса, Бразилія
[6]Федеральний університет штату Еспіріту-Санту, Бразилія
[7]Волинський національний університет ім. Лесі Українки, Україна
[8]Університет м. Ван, Туреччина
[9]Університет м. Карабюк, Туреччина
[10]Запорізький національний університет, Україна

ТЕОРЕТИЧНИЙ ОПИС КАТОДНОГО СИНТЕЗУ НОВОГО АНТИКОРОЗІЙНОГО ПОКРИТТЯ НА ОСНОВІ ПРОВІДНОГО ПОЛІМЕРУ, ІНІЦІЙОВАНОГО ГІПОФЕРАТ-ЙОНОМ

Провідні полімери – один із найвикористовуваніших класів органічних матеріалів протягом останніх шести десятиліть. Це спряжені матеріали, здатні поєднувати в собі антикорозійну стійкість, гнучкість та пластичність пластмас, металеву провідність та легкість у модифікуванні. Ці три фактори сприяють широкому застосуванню провідних полімерів і антикорозійність – лиш одна із сфер їхнього застосування.

Провідні полімери можна отримати як хімічно, так і електрохімічно. При цьому електросинтез може бути як прямим так і непрямим – в залежності від участі чи неучасті власне мономеру в електрохімічній стадії.

На катоді провідний полімер, мономер якого не відновлюється з утворенням аніон-радикалу, здатного бути центром росту

макромолекули утворюється з допомогою непрямої електрополімеризації. Для цього використовується прекурсор, що, відновлюючись на катоді з утворенням ініціатора росту ланцюга, сприяє появі на катоді центрів росту. В результаті утворюється полімерне покриття, властивості якого мають певні переваги над утвореними прямим електроокисненням мономеру.

В даній роботі розглядається можливість отримання поліпіролу на катоді, початково модифікованому ферат-йоном в нейтральному або слабкокислому середовищі. В такому разі відбувається електровідновлення Феруму (VI) до Феруму (IV) з наступним каскадним відновленням останнього до Феруму (III) і далі до Феруму (II). Обидві реакції на хімічних стадіях призводять до утворення провідного полімеру (Рис. 1):

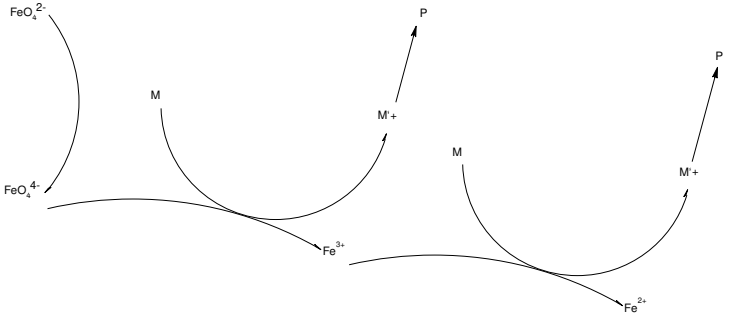


Рис. 1. Схема непрямого синтезу провідного полімеру

Аналіз математичної моделі трьох балансових рівнянь, що описують систему підтверджує ефективність процесу синтезу провідного полімеру. При цьому стаціонарний стан утворюється легше, ніж при прямій електрополімеризації і є стійкішим. Що ж до осциляторної поведінки, то вона в даному випадку є більш імовірною, ніж зазвичай, з огляду на вплив на ПЕШ перетворення йонних форм. Однак у порівняння з прямою електрополімеризацією її імовірність є меншою.

УДК 669.295
Овчинников О.В.[1]
Галєнкова О.Б.[2]
[1]д-р техн.наук, професор, зав.каф. ОТЗВ
[2]аспірант кафедри ОТЗВ, інженер ДП «Івченко-Прогрес»

ОПТИМІЗАЦІЯ МОДИФІКОВАНОГО КОМПЛЕКСУ Re, B, Y ДЛЯ ЖАРОМІЦНОГО АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ АВІАЦІЙНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

Аналіз питання сучасного стану і перспективних напрямків систем легування і модифікування сплавів на основі алюмініду титану з метою отримання заданих механічних та експлуатаційних властивостей спрямовані, в першу чергу, на деталі ГТД, що критично визначають надійність роботи виробу.

Одним із дієвих засобів впливу на литу структуру γ-алюмінідів є їх модифікування. При введенні невеликих добавок-модифікаторів, таких як B, Y, Re, змінюються основні параметри процесу кристалізації, що призводить до зміни структури металу і, як правило, до поліпшення його властивостей [1].

Відомо, малі добавки бору сприяють подрібненню мікроструктури та підвищенню властивостей сплаву за рахунок утворення тугоплавких боридних фаз [2]. При додаванні ренію, як і бору, змінюється морфологія структурних складових, подрібнюється зерно, збільшуються показники міцності та пластичності. Ітрій також ефективно поліпшує структуру, сприяє глобуляризації складових і формуванню дрібнозеренної структури [3].

Метою роботи є оцінка впливу добавок-модифікаторів B, Re, Y на структуру і механічні властивості литих сплавів на основі γ-TiAl.

Дослідні сплави γ-алюмініду з різними варіантами модифікування були отримані методом електронно-променевої плавки.

У відповідності до програми досліджень визначено хімічний аналіз отриманих злитків, досліджено їх макро-та мікроструктуру, проведені випробування на розтяг для визначення характеристик міцності та пластичності. Результати механічних випробувань злитків з різними варіантами

модифікування, в тому числі комплексним, приведені в таблиці 1.

Таблиця 1 – Результати механічних випробувань

Хімічний склад	Механічні властивості	
	$\sigma_{в,}$ МПа	δ, %
Ti-28Al-7Nb-2Mo	329	≤1
Ti-28Al-7Nb-2Mo-(0,2Y)	507	0,8
Ti-28Al-7Nb-2Mo-(0,2B)	700	1,0
Ti-28Al-7Nb-2Mo-(0,2Re)	700..730	0,8…1,0
Ti-28Al-7Nb-2Mo-(0,2(Y+B+Re)	870…920	1,2…1,5

Результати досліджень показали, що сплав базового складу (без модифікування) характеризується крупними зернами, внутрішній об'єм яких уявляє собою пачки пластин різного орієнтування. При цьому границя міцності сплаву становить 329МПа, δ<1%.

При модифікуванні ітрієм морфологія фаз сплаву змінюється на більш дрібну порівняно з вихідним сплавом – відбувається подрібнення первинних зерен і формування тонкопластинчастої внутризеренної структури. Міцність сплаву підвищується до 507МПа, подовження при цьому складає на рівні 0,8%.

Додавання бору помітно змінює мікроструктуру і властивості сплаву. Структура стає більш однорідною, зменшується розмір зерен. Механічні властивості, а саме границя міцності, підвищується, до 700МПа, що пов'язано з утворенням дисперсних частинок боридів, що зміцнює матрицю.

Додавання ренію має аналогічний вплив як і додавання бору, проте відсутність схильності до утворення хімічних з'єднань сприяє більш ефективній зміцнюючій дії при модифікуванні ренієм.

Комплексне модифікування сплаву призвело до отримання дрібного зерна і коагуляції внутризеренної структури, що дало можливість забезпечити отримання границі міцності на рівні 900МПа і відносного подовження ~1,2%.

Таким чином, в ході проведення дослідних робіт встановлено, що комплексне легування модифікаторами B, Re, Y сприяє подрібненню грубопластинчастої литої структури вихідного сплаву та дає змогу підвищити значення границі

міцності майже в 2,5 рази при деякому збільшенні відносного подовження.

[1] Магницкий О.Н. Литейные свойства титановых сплавов. – М.: Машиностроение, 1968. – 120с.
[2] Miracle D.B. Titanium Alloyed with Boron/ D.B.Miracle, R.Srinivasan, J.Gunasekera// Advanced Materials and Processes. – 2006. – December. – P.41-43.
[3] А.И.Хорев. Фундаментальные исследования легирования титановых сплавов редкоземельными элементами// Вестник машиностроения, №11, 2011.

УДК 669.245.018.044:620.193.53
Глотка О.А.[1]
Ольшанецький В.Ю.[2]
Хвостак В.В.[3]
Кононов В.В.[4]
[1] канд. тех. наук., доцент НУ «Запорізька політехніка»
[2] д-р. тех. наук., зав. кафедрой Фізичне матеріалознавство НУ «Запорізька політехніка»
[3] аспірант, НУ «Запорізька політехніка»
[4] канд. тех. наук., доцент НУ «Запорізька політехніка»

КОНЦЕПЦІЯ ВПЛИВУ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

В роботах [5-7] авторами були запропоновані для отримання бажаних результатів спеціальні співвідношення Кγ′ та Кγ. При цьому на чисто інтуїтивному рівні було передбачено, що елементи матриці, при збільшенні їх кількості, підвищують температуру ліквідусу, а елементи γ′-утворюючі в значній мірі впливають на характеристики міцності, жароміцності та температуру кінця розчинення зміцнювальної фази.

Одночасна присутність кількох легувальних елементів в складі ливарних жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) надає більш ефективний вплив на жароміцність, ніж еквівалентна кількість одного елемента. В залежності від впливу на механізм зміцнення ливарних ЖНС, елементи можна класифікувати і розділити на такі основні групи: розчинно-дисперсійні зміцнювачі (Al, Ti, Ta, Hf); твердорозчинні зміцнювачі (Co, Cr, Mo, W, Re); карбідоутворювальні елементи (Ti, Ta, Hf, Nb, V, W, Mo, Cr); мікролегувальні елементи і домішки різного

типу. Такий поділ є досить умовним, оскільки елементі-зміцнювачі можуть розчинятися не лише в γ-твердому розчині, а й в інтерметалідній γ'- фазі з утворенням сполуки типу $(Ni, Cr)_3(Al, Ti, Mo, W, Nd, Ta)$. Однак, автори вважають, що дотримуючись такої класифікації створюється більш цілісна картина. Тому для вільної енергії (G) у звичайному стані буде справедливо співвідношення:

$$G[T, P, N_{i,j}] = G_i^{\gamma'} \sum_i^{\gamma'} N_i + G_j^{\gamma} \sum_j^{N^j} N_j + \cdots \quad (1)$$

де Т- температура, К;

Р – тиск, Па;

N_i, N_j – концентраційні (середньозважені) фактори присутніх у сплаві хімічних компонентів;

За умови рівноваги (Р і Т= const) у випадку двох основних фаз $G^{\gamma+\gamma'} = \min$ і рівність (1) перетворюється у вираз:

$$dG^{\gamma+\gamma'} = 0 = \left(\frac{\partial G}{\partial N_i}\right) \sum_i N_i + \left(\frac{\partial G}{\partial N_j}\right) \sum_j N_j = \mu_i^{\gamma'} \sum_i N_i + \mu_j^{\gamma} \sum_j N_j \quad (2)$$

де $\mu_{i(j)}$ - парціальні хімічні потенціали.

Якщо вважати, що коефіцієнт термодинамічної активності компонентів наближено дорівнює 1, $\mu_0^{\gamma'} + \kappa T \ln \Sigma N_i^{\gamma'} \cong \mu_0^{\gamma} + \kappa T \ln \Sigma N_j^{\gamma}$. Вважаючи, що $\Delta\mu_0 = \mu_0^{\gamma'} - \mu_0^{\gamma}$ достатньо мале і до того ж не залежне від концентрації, будемо мати:

$$\ln \sum_i^{\gamma'} N_i - \ln \sum_j^{\gamma} N_j = 0 \quad (3)$$

Звідси:

$$\frac{\sum N_i^{\gamma'}}{\sum N_j^{\gamma}} \approx 1 \quad (4)$$

З урахуванням масштабного фактору останнє рівняння має набуває наступного вигляду:

$$q \frac{\sum N_i^{\gamma'}}{\sum N_j^{\gamma}} \geq 1 \quad (5)$$

де q – масштабний фактор (≥ 1)

Тому, виходячи з вище наведених співвідношень, авторами були запропоновані відповідні залежності Кγ′(формула 6) Кγ (формула 7), що враховують як конкуренцію, так і кооперацію різних груп елементів в ливарних ЖНС стан яких не є рівноважним:

$$К_{\gamma'} = 5 \frac{\sum(Al+Ti+Nb+Ta+Hf)}{\sum(Cr+W+Mo+Re+Co+Ru)}, \quad (6)$$

де Al, Ti, Nb, Ta, Hf, Cr, W, Mo, Re, Co, Ru – відповідний вміст елементів в сплаві.

У формулі (6) критерій q був спеціально підібраний для забезпечення найкращого співвідношення елементів згідно таких міркувань: γ′-утворювальні елементи забезпечують значно більший

внесок (приблизно в 5 разів) в зміцнення сплаву (в наслідок зростання кількості зміцнювальної фази) [7].

Співвідношення Кγ (формула 7) використовується для визначення температури плавлення ливарних ЖНС. Оскільки при цих температурах основним фактором, який впливає на критичну температуру є процеси дифузії (швидкість якої залежить від твердорозчинних зміцнювачів) було запропоновано співвідношення, що враховує і цей процес:

$$К_{\gamma} = \frac{\sum(Cr+W+Mo+Re+Co+Ru)}{\sum(Al+Ti+Nb+Ta+Hf)} \quad (7)$$

де Al, Ti, Nb, Ta, Hf, Cr, W, Mo, Re, Co, Ru – відповідний вміст елементів в сплаві, % мас.

Отримані залежності критичних температур від хімічного складу сплавів спрямованої кристалізації (ЖС32-ВІ, ЖС32Б-ВІ і ЖС32Е-ВІ) показали значні кореляційні залежності ($R^2 \geq 0{,}85$) які описуються залежностями параболічного типу.

Список літератури

1. Симс, Ч.Т. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок: В 2-х кн. / Под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля; Пер. с англ. Под ред. Р.Е. Шалина. – М.: Металлургия, 1995. – Кн. 1. – 384 с. ; Кн. 2. – 384 с.
2. Кишкин, С.Т. Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе / С.Т. Кишкин, Г.Б. Строганов, А.В. Логунов. – М.: Машиностроение, 1987. – 112 с.
3. Hiroto Kitaguchi Microstructure-Property Relationship in Advanced Ni-Based Superalloys/ Hiroto Kitaguchi. – Open access peer-reviewed chapter, 2012 – P. 210. https://doi.org/ 10.5772/52011
4. Xie, J. Microstructure and mechanical properties of a new cast nickel-based superalloy K4750 joint produced by gas tungsten arc welding process / Xie, J., Ma, Y., Xing, W. // J Mater Sci. – 2019. - № 54, Pages 3558–3571. https://doi.org/10.1007/s10853-018-3081-y
5. Glotka A. Influence of alloying systems on the properties of single crystal nickel-based superalloys / A. Glotka, V. Ol'shanetskii// International Journal of Materials Research. – 2021. – Vol. 112, No. 10. - PP. 794-799. https://doi.org/10.1515/ijmr-2021-8328
6. Glotka A.A. Forecasting the Properties of Heat-Resistant Nickel Alloys Equalaxial Crystallization / A.A. Glotka, V.E. Ol'shanetskii// Archives of Metallurgy and Materials. – 2022. – Vol. 67, No. 1. - PP. 51-56. https://doi.org/10.24425/amm.2022.137471

7. Glotka A.A. Prediction thermo-physical characteristics heat-resistant nickel alloys directional crystallization/ A.A. Glotka, V.E. Ol'shanetskii // Acta metallurgica Slovaca. – 2021. -Vol. 27, No. 2. – PP. 68-71. https://doi.org/10.36547/ams.27.2.813

UDK 669.245.018.044:620.193.53
Hlotka O.A.[1]
Olshanetsky V.Yu.[2]
Honcharenko D.Yu.[3]
Cherep V.F.[4]
Andriyanenko D.A.[5]
[1] Ph.D., associate professor National University "Zaporizhzhia Polytechnic"
[2] Dr., head Department of Physical Materials Science of National University "Zaporizhzhia Polytechnic"
[3] student, National University "Zaporizhzhia Polytechnic"
[4,5] head of laboratory, National University "Zaporizhzhia Polytechnic"

CARBIDE TRANSFORMATIONS IN A WELDED NICKEL-BASED SUPERALLOY

The influence of carbides has a complex nature, being located outside or inside the grains, they perform a modifying function, helping to prevent recrystallization, atoms of different elements can replace each other in the carbide, thereby changing the morphology of the precipitates. The shape of carbides significantly affects the plasticity of cast heat-resistant nickel alloys, in the case of formation of font selections, it is significantly lower than when forming a spherical shape. The size of the carbides can affect the heat resistance [1-3]. Sufficiently large carbides at the grain boundaries reduce the creep and fatigue resistance of alloys due to the high difference in the modulus of elasticity of the carbides and the matrix. Also, carbides can be destroyed during thermal cycling (starting and stopping the engine) due to cracking [4,5].

Modeling of the processes of carbide separation using the CALPHAD method allows for calculation forecasting and comparative assessment of the influence of alloying elements in carbides. Calculations were carried out for each studied composition individually with a stepwise change of a specific alloying element according to a fixed composition of a multicomponent system.

In the system (Ni-22.5Cr-19Co-1.9Al-3.7Ti-2W-1.4Ta-1Nb-0.15C), the range of element variation was chosen based on the considerations of the

maximum and minimum amount of the element introduced into the nickel-based superalloy. Thus, carbide-forming elements in the following doping ranges were selected for the study: carbon 0.02-0.2%; niobium 0.1-4%; titanium 1-6%; tantalum 0.5-12%, tungsten 1-16%, chromium 1-35% by weight.

For modern gas turbine engines, materials with increased operational characteristics are needed, with increased intervals between repairs and high indicators of heat resistance and maintainability. These are the requirements that are put forward when designing new materials for body parts of unmanned aerial vehicles and gas turbine installations of gas pumping equipment. The properties of high-temperature materials are ensured by the stability of structural components during operation. A very important parameter of heat treatment is the temperature of the carbide liquid, which also affects the operating temperature of the parts. It was established that with an increase in the carbon content in the alloy, there is an increase in the temperature of the carbide liquidus t_L and the number of carbides in the composition of the alloy (Fig. 1). This leads to the deterioration of the operational and repair properties of the material due to the formation of coarse inclusions of carbide components. The above-mentioned feature should be taken into account and rational doping limits should be chosen, which lie within 0.1-0.15% of carbon.

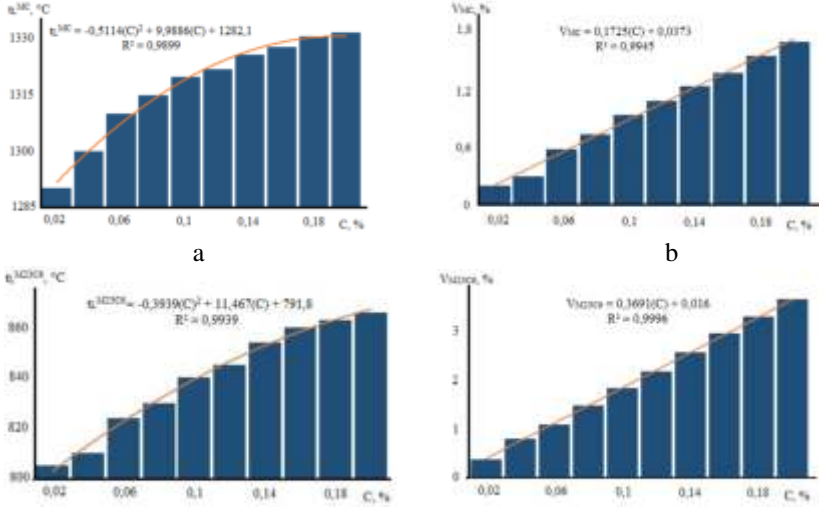


Figure 1 - Temperature dependence of the dissolution (exclusion) of MC (a) and $M_{23}C_6$ (b) type carbides, as well as the amount of MC (c) and $M_{23}C_6$ (d) carbides on the carbon content of the alloy.

When the concentration of titanium in the alloy is more than 3%, its amount begins to prevail in the carbide over the amount of niobium, and when the concentration is more than 5.5%, over the amount of tantalum. Changes in the composition of carbides lead to changes in their morphology. Carbides of the TiC type are isolated in the interdendritic spaces and have a font shape that negatively affects the properties of the alloy, so it is necessary to limit alloying and prevent their isolation. In the studied composition, the titanium content should be more than 5.5%.

An increase in the temperature of the carbide liquidus t_L with an increase in the amount of tantalum in the metal is associated with the formation of TaC carbides already at a concentration of more than 1% of tantalum. The transition of MC carbide to tantalum-based carbide leads to an increase in interatomic bonds, which contributes to an increase in the temperature of carbide dissolution (dissolution). However, at 2% tantalum, a topologically densely packed η-phase (61.3Ni-15.4Co-13.7Ti-4.8Nb-2.34Ta-2.08Al-0.29Cr) appears in the composition, which must be taken into account during modernization alloy. Likewise, at 7% tantalum in the alloy, carbides of the $M_{23}C_6$ type degenerate and this negatively affects the grain boundary creep at operating temperatures. The introduction of tantalum changes the morphology of the MC carbide to a faceted irregular shape.

The introduction of niobium into the complex alloy composition leads to a decrease in the temperature of the carbide liquidus at a concentration of 2.5-3%. In this doping range, the appearance of the η phase is observed, after the formation of which t_L increases, and even the carbide base changes to NbC. Niobium carbide does not have a high liquidus temperature, it is not much lower than that of TaC carbide and much lower than that of TiC, thus, it is necessary to strive not for the formation of monocarbides based on one element, but for the formation of complex carbides based on more than one element.

Chromium is an element that affects the formation of secondary carbides, it increases the temperature of dissolution (allocation) of carbides. It was established that carbides of the $M_{23}C_6$ type begin to separate from the solid solution at a concentration of 17% chromium, which is described by a parabolic dependence. The composition of carbides practically does not change with increasing chromium in the alloy and is 80.5Cr-8.5W-4Co-2Ni. However, at 31% Cr in the alloy, a BCC phase (chromium-based solid solution) is formed, which reduces the mechanical properties.

An increase in tungsten in the composition of the alloy leads to a decrease in the temperature of the carbide liquidus at a concentration of more than 6%, this behavior is associated with the formation of the σ-phase, the crystal lattice of which is close to $M_{23}C_6$, with a ratio of dimensional

parameters $c/0{,}52 \approx a$ and chromium concentration of 52 %. The appearance of the specified phase affects the thermodynamics of processes in the alloy and reduces the heat resistance of the material. Also, with an exaggeration of 8%W, a μ-phase is formed in the alloy, the crystal lattice of which approaches M_6C, by a similar mechanism to the σ-phase, which also reduces mechanical properties.

Thus, the obtained data make it possible to regulate the processes of phase separation due to changes in the chemical composition of the alloy. This makes it possible to improve the properties of the material as a result of eliminating the negative impact of primary carbides, which cannot be eliminated by heat treatment. And get a favorable shape and type of secondary carbides in the structures of nickel-based superalloys.

REFERENCES

8. Baharzadeh, E., Shamanian, M., Rafiei, M. et al. EBSD study of dissimilar transient liquid phase joining of duplex stainless steel SAF 2205 to nickel-based superalloy IN X-750. Weld World (2021). https://doi.org/10.1007/s40194-020-01039-2

9. Kvasnytska, Y.H., Ivaskevych, L.M., Balytskyi, O.I. et al. High-Temperature Salt Corrosion of a Heat-Resistant Nickel Alloy. Mater Sci 56, 432–440 (2020). https://doi.org/10.1007/s11003-020-00447-5

10. O. A. Glotka and S. V. Haiduk, Distribution of Elements in Carbides of Multicomponent Superalloys, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 42, No. 6: 869—884 (2020) (in Russian) https://doi.org/10.15407/mfint.42.06.0869

11. B Schwarz, PJ Rossi, L Straßberger, F Jörg, SR Meka, E Bischoff Coherency strain and precipitation kinetics: Crystalline and amorphous nitride formation in ternary Fe–Ti/Cr/V–Si alloys, Philosophical Magazine 94 (27), 3098-3119, 9, 2014, https://doi.org/10.1080/14786435.2014.952258

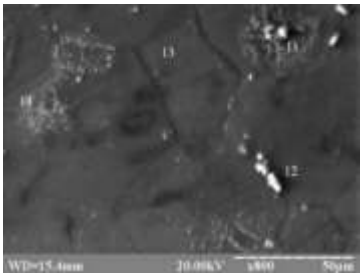
12. B Schwarz, SR Meka, RE Schacherl, E Bischoff, EJ Mittemeijer, Nitriding of iron-based ternary Fe–V–Si alloy: The precipitation process of separate nitrides Acta materialia 76, 394-403, DOI: 10.1016/j.actamat.2014.05.017

УДК 669.721.5
Грешта В.Л.[1]
Шаломєєв В.А.[2]
Джус А.В.[3]
.т.н., професор кафедри «Фізичне матеріалознавство», ректор НУ «Запорізька політехніка»
[2] д.т.н., професор кафедри «Фізичне матеріалознавство», проректор з наукової роботи НУ «Запорізька політехніка».
[3] асистент кафедри «Фізичне матеріалознавство» НУ «Запорізька політехніка»

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЛЕГУВАННЯ ЗОЛОТОМ НА МІКРОСТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ МАГНІЄВОГО СПЛАВУ NZ30K

Постійне зростання кількості травм, їх наслідків та захворювань кістково-м'язової системи, а саме переломи, та високі показники пов'язаної з ними тимчасової непрацездатності ставлять лікування патології опорно-рухового апарату на пріоритетні позиції у системі охорони здоров'я населення [1]. У сучасних умовах існує нагальна необхідність в імплантатах, як таких, що здійснюють стабільну фіксацію фрагментів кісток при переломах. Для їх виготовлення широко використовують корозійностійкі сталі, титан та титанові сплави, які є біоінертними матеріалами [2], полімери та біокераміка. Для покращення механічних властивостей біодеградовних сплавів для виготовлення імплантатів використовують модифікування.

У цій роботі було досліджено вплив додавання 0,05%, ,1% та 0,2% Au до складу сплаву NZ30K. Проведено якісну та кількісну оцінку структурних складових сплаву. Показано, що золото входило до складу комплексно легованих інтерметалідних фаз, які були додатковими центрами кристалізації. Встановлено, що оптимальний комплекс властивостей досягається введенням 0,1%Au. При цьому середній розмір зерна знижується на 52,4% порівняно з вихідним сплавом.



а

Місце аналізу	Mg	Al	Mn	Fe	Zn	Zr	Nd	Au	Всього
т. 12	58,39	0,29	0,50	0,40	0,28	29,69	5,56	4,89	100

б

Рисунок 1 – Результати РСМА інтерметалідної фази (т. 12), в сплаві NZ30K +0,1%Au: а – місце аналізу; б –хімічний склад ділянки (мас., %)

Вивчаючи механічні властивості отриманих сплавів, було з'ясовано, що для сплаву NZ30K+0,1%Au границя міцності підвищується на 7,8%, а відносне видовження збільшується майже вдвічі.

Для можливості використання біодеградовного магнієвого сплаву у виготовленні фіксаторів при остеосинтезі було досліджено процеси біокорозії. З'ясовано, що додавання 0,1% Au сповільнює біокорозійні процеси та сприяє збереженню високого рівня границі міцності (σ_B = 200МПа) після витримки впродовж 6 місяців у розчині гелофузіну. Отже, золото є перспективним матеріалом для покращення структури та підвищення властивостей біодеградовних імлантатів із магнієвих сплавів.

Список використаних джерел:

1. Valeria Allizond, Sara Comini, Anna Maria Cuffini, Giuliana Banch. Current Knowledge on Biomaterials for Orthopedic Applications Modified to Reduce Bacterial Adhesive Ability. Basel, Switzerland: Antibiotics, 2022, 11 – 529.

2. Мюллер М.Е., Альговер М., Шнайдер Р., Виллинеггер Х. Руководство по внутреннему остеосинтезу. М.: Ad Marginem, 1996. 750 с.

УДК 621.793
Джуган О.А.[1], Смоляк Ю.В.[2]
[1] ст. викладач кафедри ФМ НУ «Запорізька політехніка»
[2] керівник проекту, консультант ТОВ «ТІ ТЕКНОЛОДЖИ»

ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ МОДИВІКОВАНИХ ВІДЛИВКІВ НА ОСНОВІ НІКЕЛЮ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ КАТОДІВ

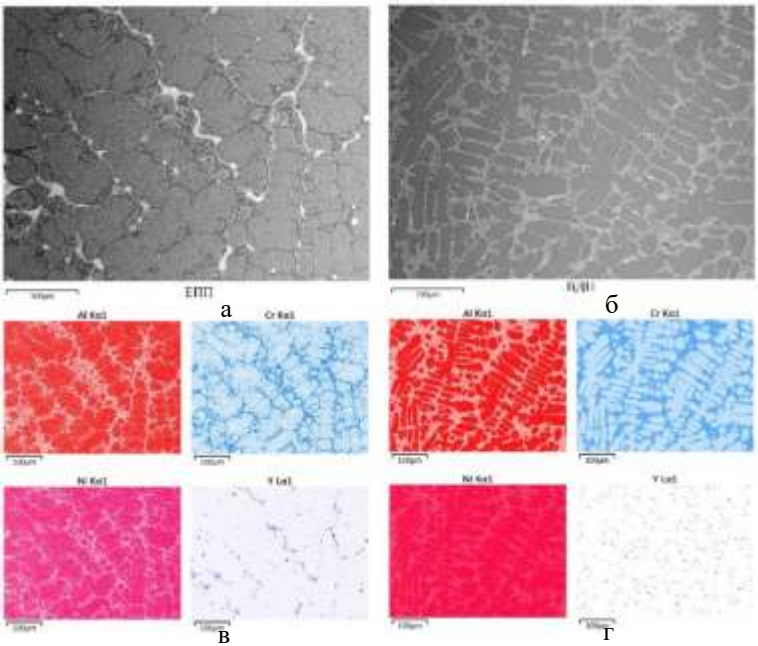
Експлуатаційна надійність робочих лопаток газотурбінних двигунів (ГТД) з жароміцних сплавів на нікелевій основі (системи Ni-Cr-Al-Y) в першу чергу залежить від здатності їх поверхні опиратися впливу окисного середовища при високих температурах[1-3], тому що в більшості випадків руйнування лопаток турбіни починається з поверхні. Одним із основних способів підвищення стійкості лопаток до різних видів гарячої корозії є нанесення захисних покриттів іонно-плазмовим методом. Тому, стійкість і довговічність нанесених покрить безпосередньо впливають на термін експлуатації виробів.

В свою чергу основну роль в характеристиках нанесених покриттів відіграє якість катодів, їх хімічна, структурна та фазова однорідність з мінімальною кількістю дефектів [3]. Це, в свою чергу, обумовлює необхідність використання складних багатокомпонентних систем легування, а також комплексів модифікуючих елементів у сплавах. Ефективність їх дії залежить від рівномірності розподілу за об'ємом, що впливає на гомогенність структури катодів і в кінцевому підсумку - на якість покриттів. Одним з визначальних чинників рівномірного розподілу легуючих і модифікуючих елементів є їх початковий стан в матеріалах шихти.

Таким чином, якість виготовлених катодів, а як наслідок і якість нанесених покриттів безпосередньо залежить від технології їх виробництва. До основних методів виготовлення катодів на основі нікелю відносяться електронно-променевий переплав (ЕПП), вакуумно-індукційний переплав (ВІП), вакуумно-дуговий переплав (ВДП) та порошкова металургія (ПМ). Технологічна схема при виготовленні виробів методами ПМ включає операції підготовки шихтових матеріалів, їх компактування і подальше спікання. Якість таких заготовок в більшості випадків залежить від якості вихідної сировини - порошків і підготовки шихти, що вимагає великих економічних витрат. Ще однією проблемою є залишкова пористість котра негативно впливає на технологічність катодів отриманих ПМ.

Доцільно розглянути застосування технології виготовлення катодів з нікелевого сплаву (системи Ni-Cr-Al-Y), методом ВДП з метою зменшення кількості характерних дефектів, і підвищення якості кінцевої продукції.

Відливки системи Ni-Cr-Al з добавками ітрію як модифікатора структури отримували на установці вакуумно-дугового переплаву яка дозволяє використовувати для виготовлення злитків дрібнодисперсну сировину (у вигляді порошків або чушок), що позитивно позначається на гомогенності одержуваних відливок. Підготовка шихти здійснювалась шляхом механічного подрібнення матеріалів. Мікроструктуру та розподіл легувальних елементів отриманого сплаву показано на рисунку 1б та 1г відповідно.



а, в – метод електронно-променевого переплаву;

б, г – метод вакуумно-дугового переплаву.

Рисунок 1 – Порівняння мікроструктури та розподілу легувальних елементів у відливках катодів отриманих різними методами

Отже в роботі розглянуто можливість удосконалення технології вакуумно-дугового переплаву як однієї з найбільш перспективних для отримання злитків високої якості з низьким рівнем ліквації та

структурної неоднорідності. Підвищення якості злитків досягається за рахунок використання шихтових матеріалів різного фракційного складу, підбору оптимальних параметрів переплаву (струм, напруга, час плавки).

Проведені металографічні дослідження мікроструктури (рис. 1а, 1б), а також хімічного складу (рис. 1в, 1г), показали високий ступінь гомогенності злитків і відсутність характерних дефектів. А це дозволяє прогнозувати підвищення якості і в свою чергу ефективності нанесення захисних покриттів, підвищення рівня їх технологічності, а як наслідок покращення експлуатаційних характеристик покриттів, що позитивно позначиться на ресурсі і працездатності виробів, котрими є відповідальні деталі авіаційного призначення.

Література

1. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технологии, покрытия) / Е.Н. Каблов. – М.: «МИСИС». -2001. – 632 с.

2. Каблов Е.Н. Жаропрочные конструкционные материалы / Е.Н. Каблов // Литейное производство. – 2005. - №7. – С. 73 – 87.

3. Мубояджян С.А., Лесников В.П., Кузнецов В.П. Комплексные защитные покрытия турбинных лопаток авиационных ГТД / Екатеренбург: изд-во «Квист», 2008. – 208с.

УДК 621.762.02: 669.295

Джуган О.А.[1], Ольшанецький В.Ю.[2], Кирилаха С.В.[3]
[1] ст. викладач кафедри ФМ НУ «Запорізька політехніка»
[2] д-р техн. наук, професор кафедри ФМ НУ «Запорізька політехніка»
[3] аспірант кафедри ОТЗВ НУ «Запорізька політехніка»

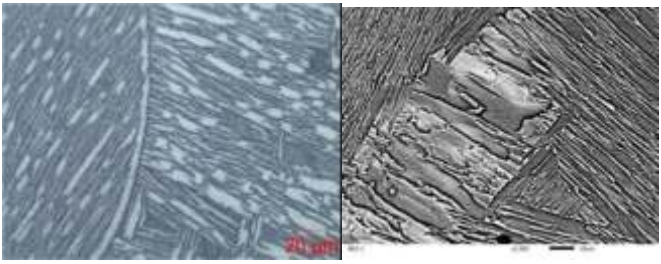
ТИТАНОВІ ПОРОШКОВІ МАТЕРІАЛИ ВИСОКОЇ ЯКОСТІ ДЛЯ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ

Переважна більшість сучасних установок для вирощування виробів методами 3D друку як сировину використовує лише порошкові матеріали зі сферичною формою частинок [1-3]. До цього, якщо в ряді машин такий вибір обумовлений виключно конструктивними особливостями (способом транспортування та технологією подачі порошку в зону друку), то така технологічна характеристика порошку як текучість є основною. Інша частина 3D принтерів, що

використовують насипну технологію формування шарів, без суттєвих проблем могла б використовувати порошки з іншою морфологією частинок (несферичної форми).

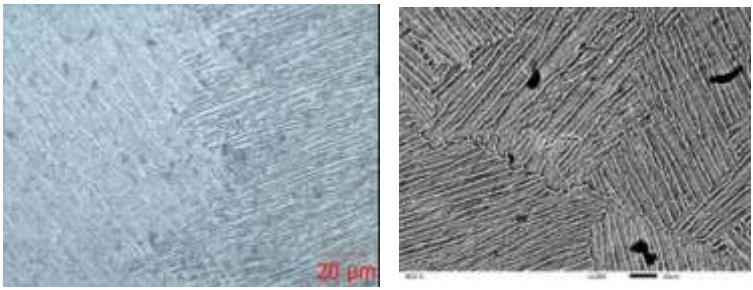
Саме тому бажаним (більш дешевим) альтернативним матеріалом для виготовлення виробів методами адитивних технологій є порошкові матеріали з несферичною формою частинок [2,3]. Оскільки використання адитивних технологій при виготовленні виробів, на даний час, є досить коштовним, їх застосування може бути доцільним лише у високотехнологічних та високоточних галузях промисловості (наприклад в авіаційному та ракетному двигунобудуванні). Тому має певний сенс розглядати високолеговані сплави, що володіють необхідним комплексом властивостей для використання у вищезгаданих областях виробництва деталей методами 3D друку. В даній роботі саме розглянуто такі складнолеговані титанові порошки, отримані зі сплаву марки ВТ20 (з $\alpha+\beta$ структурою), за відомою технологією гідрування – дегідрування (HDH). Головною відмінністю запропонованих порошкових матеріалів є вихідний стан заготовок з яких виготовляють порошки. Отже, в роботі розглянуто два варіанти порошкових матеріалів отриманих з заготовок з вихідною литою (рис. 1а, 1б) та деформованою (рис. 2а, 2б) структурами.

На наведених зображеннях показано, що розмір структурних складових (товщина пластин α та β фази)у вихідних заготовках з литою структурою (рис. 1а, 1б) складає в середньому близько 50мкм. Натомість у заготовках з вихідною деформованою структурою (рис. 2а, 2б) розмір структурних складових коливається в межах від 5-10мкм. до 15-20мкм.



а б

Рисунок 1. – Мікроструктура вихідних заготовок у литому стані: а. – зображення отримано в оптичному мікроскопі; б. – зображення отримано у растровому електронному мікроскопі



а б

Рисунок 2. – Мікроструктура вихідних заготовок у деформованому стані: а. – зображення отримано в оптичному мікроскопі; б. – зображення отримано у растровому електронному мікроскопі

Оскільки для 3D друку використовують порошкові матеріали переважно розміром 10-40мкм., цільовою фракцією при отриманні порошків були частинки з розміром не більше 40мкм. Спираючись на все вище сказане, можна зробити висновок, що розмір структурних складових заготовки з литою структурою суттєво перевищує необхідні розміри частинок порошку. Натомість в заготовках з деформованою структурою товщина пластин α та β фаз значно менше бажаного розміру. Це означає, що використання вихідних заготовок з деформованою структурою при виготовленні порошкових матеріалів для адитивних технологій забезпечить отримання порошків необхідних розмірів та якості. З гомогенною структурою та рівномірним розподілом легувальних елементів, що підтверджується дослідженнями мікроструктури порошків отриманих із заготовок з різною вихідною структурою (рис. 3).

а б

Рисунок 3. – Мікроструктура порошків отриманих з різних заготовок: а – порошок отриманий з деформованої заготовки; б – порошок отриманий з литої заготовки.

Література

1. Джуган А.А. Применение титановых порошков с несферической формой частиц при изготовлении изделий методами 3D печати / А.А. Джуган, В.Е. Ольшанецкий, А.В. Овчинников // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2019. – №1. – С. 87-92.

2. Джуган А.А. Получение качественных порошковых материалов с несферической формой частиц из деформированных заготовок / А.А. Джуган, В.Е. Ольшанецкий, А.В. Овчинников // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2018. – №2. – С. 114 – 116.

3. Зленко М.А. Аддитивные технологии в машиностроении / Зленко М.А., Попович А.А., Мутылина И.Н. — Санкт-Петербург: Издательство политехнического университета, 2013. — 221 с.

УДК 669.721.5
Dzhus A.[1]
Narivs'kyi O.[2]
Sniznoi G.[1]
Pulina T.[1]
[1]Zaporozhzhia Polytechnic National University
[2]LCC "Ukrspetsmash", Berdyansk, Ukraine

THE INFLUENCE OF ATOMIC MAGNETIC STATE OF AUSTENITE ON RESISTANCE TO PITTING OF AISI 304 STAINLESS STEEL

Corrosion resistant steel AISI 304 is perspective for employment in industrial enterprise using water-recycling systems. There are many scientific researches of influence chemical composition and structural heterogeneity this steel on its pitting resistance in chlorine-containing media now. Therefore, the purpose of the work was to establish a correlation between the atomic-magnetic states of austenite this steel and its resistance to pitting corrosion in model circulating waters.

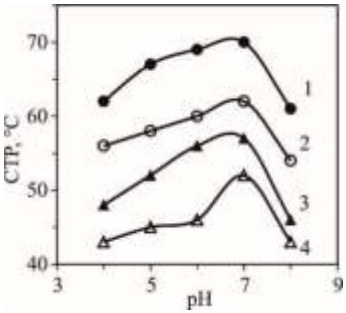
It was established that in model circulating waters with pH4 and chloride concentration of 350, 600 mg/l critical pitting temperatures (CTP) of AISI 304 steel linearly decreases by 5…7°C while increasing its specific magnetic susceptibility (χ_o) from $2{,}23 \cdot 10^{-8}$ m^3/kg to $2{,}31 \cdot 10^{-8}$ m^3/kg.

The analysis of the coefficients (b) of the regression dependencies (1, 2) showed that in model circulating water with a chloride concentration of 600 mg/l, the influence of the parameter $|_o$ on CTP is 7% higher than with 350 mg/l.

$$CTP = 156,8 - 43,2\ |_o\ ,\ C_{Cl}=350\ mg/l \quad (1)$$
$$CTP = 150,4 - 46,3\ |_o\ ,\ C_{Cl}=600\ mg/l \quad (2)$$

This shows that the atomic-magnetic state of austenite does not significantly affect the adsorption of chlorides in the vicinity of inclusions and the probability of nucleation of pitting in their vicinity. In the same time, it was established that in researched model circulating waters the CTP of AISI 304 steels increases linearly by 10…13°C with increasing pH of model circulating waters from 4 to 7, and with pH8 they are the same as with pH4 and even less (pic.1). This is due to the high content of nitrogen and almost the absence of titanium in steel.

Besides, as a result of research, was established complex dependencies of corrosion losses of main metals (⊗Fe, ⊗Ni, ⊗Cr) from pitting on the surface of AISI 304 steel on the specific magnetic susceptibility of $|_o$. The nature of this dependences show us the found coefficients of selective dissolution Cr and Ni from pitting, namely coefficients of selective dissolution Cr (Z_{Cr}) from pitting in researched model circulating waters less than one. It is shows, that the all pitting on the surface of steel AISI 304 are stable.



Picture 1 – Dependence between CTP of AISI 304 steel and pH of model circulating waters with chloride concentration of 350 (line 1 and 2), 600 mg/l (line 3 and 4)

Once moment, was establish, that in model circulating waters with chloride concentration of 300 mg/l, coefficients Z_{Ni} less that one too. It show

us, that selective dissolution Fe from pitting more than Ni. That's why, stable pitting on the surface of researched steel grows up very fast. However, in model circulating waters with chloride concentration of 600 mg/l this coefficients, almost in all interval, specific magnetic susceptibility of AISI 304 was more than one. It shows, that corrosion losses from pitting for Ni is higher than for Fe. This is the reason, that stable pitting on the surface of steel grows up very slowly. Extremes in dependences of corrosion losses ⊗Fe, ⊗Ni, ⊗Cr from pitting on the surface of steel AISI 304 from its specific magnetic susceptibility χ_o due to repassivation of metastable pitting on the surface of the steel.

УДК 621.729.92
Єфременко В.Г.[1]
Petryshynets I.[2]
Чабак Ю.Г.[1]
Puchy V.[2]
[1]«Приазовський державний технічний університет», Маріуполь, Україна
[2]«Institute of Materials Research», Кошице, Словаччина

ПОВЕРХНЕВЕ ЗМІЦНЕННЯ ПОРОШКОВОЇ ШТАМПОВОЇ СТАЛІ К390 ЛАЗЕРНИМ ПРОМЕНЕМ

Широкого поширення набуває виготовлення автомобілів із гібридним кузовом, що поєднує різнорідні матеріали із нанесеними захисними покриттями. При штампуванні елементів кузову із листів TRIP-assisted сталі, яка зміцнюється при витяжці, штампи піддаються посиленому зношуванню та налипанню м'яких матеріалів, що погіршує якість штамповки. Штампи холодного штампування виготовляють із інструментальних сталей нового покоління (серія Microclean виробництва Bohler (Voestalpine)), отриманих порошковою технологією. Сталь К390 цієї серії має підвищену ізотропність та рівномірність у розподілі карбідів (VC) в об'ємі сплаву, що забезпечує їм підвищену зносостійкість та в'язкість руйнування. В роботі вивчали можливість додаткового збільшення довговічності сталі К390 лазерною обробкою поверхні. Для цього застосовували лазер «TruFiber 400» (TRUMPF) із випромінюванням з довжиною хвилі 1064 нм. Обробку проводили без оплавлення поверхні за таких параметрів: потужність – 40 Вт, діаметр плями – 0,6 мм, 50 % перекриття доріжок, швидкість сканування – 30 мм/с. Встановлено, що у випадку лазерної обробки сталі у вихідному

стані (відпал) на поверхні сформувався шар зміненої структури глибиною до 230-250 мкм, в межах якого твердість знижується від 643±36 HV_{20} (біля поверхні) до 330±15 HV_{20} – в основі. Після термічної обробки (гартування від 1180 °С в масло, 3-х кратний відпуск при 500 °С) твердість основи склала 763±3 HV_{20}. Лазерна обробка термообробленої сталі додатково підвищила її твердість до 855±14 HV_{20} на глибину до 200 мкм. Втім, біля поверхні при лазерному нагріві утворились дисперсні оксиди, які знизили твердість до 650-800 HV_{20}. Лазерна обробка забезпечує приріст твердості сталі К390 навіть у термообробленому стані, отже після видалення окисленого шару (~40 мкм) вона потенційно може збільшити зносостійкість штампу. Дослідження виконані в рамках українсько-словацького наукового проекту (№ 0122U200119).

UDK 66.017:624.785:533.9(047.31)
Efremenko B.V.
Chabak Yu.G.
Zurnadzhy V.I.
Efremenko V.G.
Azarkhov A.Yu.
«Pryazovskyi State Technical University», Mariupol, Ukraine

WEAR RESISTANCE OF SLM BIOMEDICAL 316L STEEL DEPENDING ON COUNTER BALL MATERIAL

The microstructure and dry sliding wear behaviour of 316L biomedical steel fabricated by conventional hot rolling and selective laser melting (SLM) were studied in the work [1]. SLM 316L steel featured a microstructure of a "fish-scale" pattern having a fine-dendrite texture oriented perpendicular to the build-up surface. This ensured an almost two-times advantage in hardness (mean value of 3.26±0.13 GPa) as compared to hot-rolled steel 316T. Despite porosity and oxide contamination, SLM 316L steel was superior in wear resistance (by 21-58 %) being tested against different counter ball material (bearing steel 100Cr6, high-alloyed bearing steel 440C, corundum).

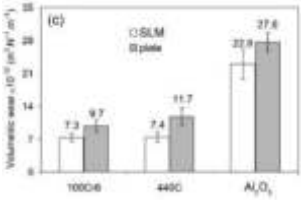


Fig. 1. Volumetric wear depending on the counter ball's material [1].

SLM 316L steel demonstrated the same tribological behaviour when tested against the balls made of 100Cr6 and 440C steels. With that, the volumetric wear of SLM 316L increased significantly (by 3 times relatively steel counter-bodies) when the counter ball was made of corundum.

References

1. B.V. Efremenko, V.I. Zurnadzhy, Yu.G. Chabak, etc. A comparison study on the effect of counter ball material on sliding wear response of SLM-printed biomedical 316L steel, Materials Today: Proceedings, 2022, vol. 66, P. 2587–2593.

УДК 621.793.7: 533.924

Єршов А.В. [1], Зеленіна О.А. [2]
[1] д-р техн. наук, проф.. НУ «ЗП»
[2] ст. лаборант НУ «ЗП»

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНОГО РЕЖИМУ НАНЕСЕННЯ ПЛАЗМОВОГО ПОКРИТТЯ НА ВНУТРІШНІ НАПРУЖЕННЯ

Плазмове нанесення покриття на поверхню призводить до виникнення температурної нерівномірності в поверхневій зоні підкладки і в шарі сформованого покриття. При охолодженні деталі зазначена температурна нерівномірність призводить до появи залишкових термічних напружень, величина яких може бути порівнянна з межею міцності покриття. У цьому випадку навіть невеликий зовнішній вплив призводить до руйнування покриття і до втрати працездатності деталі та приладдя в цілому. Тому дослідження впливу технологічного режиму на термічні напруження є актуальною проблемою.

Дослідження цієї проблеми присвячена велика кількість робіт. Однак у цих роботах, в основному, наводяться експериментальні результати без конкретних рекомендацій щодо зміни технологічних режимів з метою зниження термічних напружень. Відсутні моделі впливу швидкості переміщення плазмового джерела на величину термопружних напружень у покритті

При осадженні покриття на нагрітій поверхні можна знехтувати макронапруженнями в поверхневому шарі, оскільки зчеплення частинок покриття відбувається при відсутності істотних механічних впливів. Однак при охолодженні покриття на жорсткій підкладці в ньому виникають розтягуючі термічні напруження, які пропорційні

температурі поверхні в момент осадження покриття. Величина окружних розтягуючих термонапружень для кільцевого покриття визначиться в залежності від температури нагріву, аналогічно моделі жорстко закріпленого стержня:

$$\sigma_t = E\alpha t = E\alpha(\frac{q}{2\lambda}\delta + 120) = 2{,}1\cdot 10^2 q/\sqrt{v} + 94\cdot 10^6, Па$$

де E= 0,6·10^{11} Па – модуль пружності покриття, α = 1,3·10^{-5} К$^{-1}$ - коефіцієнт термічного розширення, t- температура покриття.

Попередньо проведені експерименти показали, що міцність покриття на розрив дорівнює $б_в = PL/W = 192$ *МПа,* де P – поперечна згинальна сила, L – довжина консольного зразка, W – момент опору поперечного перерізу. Термічне напруження, при якому відбувається руйнування напиленого шару дорівнює напруженню розриву $б_в = б_{t\,max}$, і виникає при параметрах плазмотрона: напрузі 50 В, струмі дуги 450 А і швидкості плазмотрона v= 0,58 м/с, товщині напиленого шару 1.5мм Тоді залежність термічного напруження $б_t$ від напруження розриву $б_в$ і швидкості плазмотрона визначиться відповідно формули

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

Несуча здатність при розтягуванні покриття на підкладці визначиться
як різниця між міцністю покриття при відсутності внутрішніх напружень $\sigma_в$ і величиною розтягувального термічного напруження σ_t

$$\sigma = \sigma_B - \sigma_t$$

Розрахунок температури поверхні покриття, термічного напруження, несучої здатності при розтягуванні покриття на підкладці з жароміцної сталі ЭИ 961 та товщини температурного поля в покритті наведені у табл.1 у залежності від швидкості плазмотрона.

Таблиця 1

Залежність характеристик покриття від швидкості плазмотрона при температурі підкладки 120^{0}С

v, м/с	0,58	1,16	1,74	2,32	2,90
δ, 10^{-3} м.	0,68	0,49	0,39	0,34	0,30
t, ^{o}С	244	208	192	182	175
$б_t$, МПа	192	164	151	143	137
б, МПа	0	28	41	49	55

Як видно з табл.5.7, збільшення швидкостіі переміщення плазмотрона удвічі призводить до зниження термічного напруження на 15% і підвищення несучої здатності покриття на 28 МПа. Експериментально показано, що при такому зміні режиму напилення термічні напруження зменшуються і вже не призводять до розриву покриття.

ВИСНОВКИ

1. Показано, що зі збільшенням швидкості переміщення плазмотрона відносно деталі монотонно зменшується температура поверхні і глибина зони нагріву покриття. Збільшення швидкості переміщення плазмотрона знижує термічні напруження і підвищує несучу здатність покриття на підкладці.

2. Отримані залежності дозволили вдосконалити технологію і усунути розтріскування покриття на опорній поверхні соплового апарата авіаційного двигуна Д- 36. Метод втілено у виробництво на підприємстві АТ «Мотор Січ» з очикуваним річним економічним ефектом 322,025 тис. грн.

УДК 621.793.7: 533.924

Єршов А.В. [1], Зеленіна О.А. [2], Спичак А.В. [3]
[1] д-р техн. наук, проф.. НУ «ЗП»
[2] ст. лаборант НУ «ЗП»
[3] студ. гр.ІФ-311 НУ «ЗП»

ОЦІНКА ТЕМПЕРАТУРИ ПЛАЗМОВОГО ПОКРИТТЯ МЕТОДОМ НЕСТАЦІОНАРНОГО ТЕПЛОПЕРЕНЕСЕННЯ

Нанесення плазмового покриття супроводжується виникненням значних температурних градієнтів у покритті, що є причиною створення остаточних температурних напружень після охолодження виробу. Тому зменшення температурної нерівномірності в зоні нанесення покриття сприяє підвищенню якості покриття.

Вважаємо, що для розробки корисних рекомендацій слід дослідити механізми нестаціонарного теплоперенесення при переміщення плазмотрона на нерівномірність температурного поля в покритті і підкладці. Тому розробка моделі температурного поля в залежності від швидкості переміщення плазмотрона і оцінка температурного поля, яке виникає в покритті є актуальною.

Процес нанесення плазмового покриття супроводжується переміщенням теплового поля в уже сформованому покритті і в тілі підкладки. При нанесенні покриття на поверхні підкладки відбувається переміщення зони нагріву. Для оцінки термічних напружень та можливості розтріскування плазмового покриття слід визначити температуру в зоні осадження покриття, враховуючи нестаціонарність процесу нагрівання поверхні. Розв'язання рівняння нестаціонарної теплопровідності в зоні осадження покриття при постійній густині теплового потоку має вигляд [1]

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

де t – температура середовища, q - густина поверхневого теплового потоку, λ- теплопровідність, $\delta = \sqrt{6\alpha\tau}$ - глибина зони нагріву металу,

α = λ/ρc – коефіцієнт температуропровідності, ρ - густина, c – теплоємність середовища, τ- час нагрівання.

Як правило, теплопровідність покриття значно нижча за теплопровідність підкладки. Тому різниця температур у підкладці при нанесенні перших шарів менша, ніж у покритті. Однак для коротких циліндричних деталей, збільшення толщини покриття за відсутності вісевого переміщення плазмотрона супроводжується більш інтенсивним зростанням температури підкладки, ніж для довгих деталей. Оскільки допустима температура покриття обмежена умовою розтріскування при термічних напруженнях, то виникає необхідність зниження градієнту температур у покритті.

Аналіз формули (1) показує, що для зниження температури в зоні нагріву слід зменшити час нагрівання поверхні, наприклад, за рахунок підвищення швидкості переміщення плазмотрона. При напиленні на поверхню обертання час нагрівання окремої точки покриття визначиться відношенням діаметра плями нагріву - D до швидкості переміщення плазмотрона відносно підкладки - v або τ = D/v.

Обчислимо глибину зони нагріву і порівнємо її з товщиною покриття. Беручи значення коефіцієнтів для хромонікелевого покриття ПРНХ15СР2 λ=10 Вт/м·К , ρ=8·10^3 кг/м^3, c =420 Дж/кг·К, знаходимо коефіцієнт температуропровідності α =3·10^{-6} м^2/с. Глибина зони нагріву покриття, у залежності від швидкості плазмотрона, має вигляд

$$\delta = \sqrt{6\alpha D / v} = \delta_1 \sqrt{v_1 / v},$$

(5.2)

де δ_1 - толщина шару нагріву покриття при швидкості плазмотрона v_1 .

Наприклад, при D=0,015м, v= 0,57 м/с час нагрівання $\tau = D/v$ = 0,026 с, а $\delta = 0{,}68 \cdot 10^{-3}$ м, що можна порівняти з товщиною покриття. З формули видно, що температура покриття в зоні нагріву знижується при підвищенні швидкості переміщення плазмотрона.

Після виходу поверхні з зони нагріву плазмотрона покриття охолоджується за рахунок поширення температури в підкладці. Тому слід врахувати і температуру підкладки – t_2, яка в умовах експериментів підвищувалася до температури 120°С при безперервному нанесенні декількох шарів покриття без осьового переміщення плазмотрона

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

При розрахунку температури плями нагріву отримаємо:

$$t = 2{,}6 \cdot 10^{-4} q / \sqrt{v} + 120, \text{град}$$

Таким чином, впливовим технологічним параметром є швидкість плазмотрона відносно підкладки, яка призводить до зменшення температури поверхні покриття.

Список використаної літератури

1 .Урюков Б.А. Теория эрозии электродов в нестационарных пятнах электрической дуги / Б.А. Урюков// Экспериментальное исследование плазмотронов - Новосибирск: Наука,- 1977. -С. 371-383.

УДК 669.1'24:537.636
Золотаревський І.В.[1]
Ольшанецький В.Ю.[2]
Щетініна М.О.[3]
[1]канд. фіз.- мат. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»
[2]доктор техн. наук, проф., зав. каф. НУ «Запорізька політехніка»
[3]ст. лаборант НУ «Запорізька політехніка»

ПРО ЗАРОДЖЕННЯ α-МАРТЕНСИТУ В СТАЛЯХ І СПЛАВАХ ЗАЛІЗА

Проблема зародження нової фази при бездифузійному перетворенні в сталі важлива як в теоретичному, так і в практичному відношенні. Ембріональна теорія зародження при мартенситному перетворенні М. Коена з співробітниками передбачала існування у вихідному аустеніті мартенситних зародків розміром декілька десятків нанометрів. Проте експериментального підтвердження це не набуло.

Пізніше був розроблений механізм виникнення дислокаційного мартенситного зародку на існуючих в аустеніті структурних дефектах, що мають підвищену енергію [1, 2]. Термодинамічні розрахунки показали, що критичний радіус такого зародку, вище якого спостерігається його лавиноподібний ріст, становить декілька нанометрів при на порядок меншій товщині.

Слід зазначити, що структура мартенситної фази в сталях і сплавах заліза і кінетика перетворення мають певні особливості. Вони залежать не тільки від хімічного складу аустеніту, а і від його фізико-механічних властивостей.

В роботі [3] досліджувався вплив міцності аустеніту та мартенситу на морфологію мартенситу. Визначено морфологію мартенситу та інтенсивність плину аустеніту в різних сплавах заліза, вибраних таким чином, щоб аустеніти були парамагнітними, феромагнітними, зміцненими заміщенням та зміцненими впровадженням. Показано, що двома найважливішими змінними для визначення площини габітусу (і, отже, морфології) мартенситу в сплавах є опори руху дислокацій в аустеніті та фериті (мартенситі). У широкому наборі сплавів, де спостерігався мартенсит із площиною габітусу {259}γ, інтенсивність плину аустеніту при Ms перевищувала 30 000 фунтів на квадратний дюйм ($206 \cdot 10^6$ Н/м^2). При нижчих міцностях аустеніту виявлялися площини габітусу {225}γ або {111}γ залежно від опору руху дислокацій у фериті.

Щодо кореляції морфології з феромагнетизмом, в [3] було зроблено припущення, що вона виникає через «інварне зміцнення», яке відбувається в цих аустенітах нижче точки Кюрі, бо міцні аустеніти мають тенденцію утворювати лінзовидні мартенсити з габітусом {259}γ.

Вплив інварних властивостей (об'ємної стрикції) аустеніту в сильному магнітному полі на зміщення мартенситної точки розглянуто в [4]. Отримано узагальнене рівняння Клапейрона-Клаузіуса виду

$$\Delta M_S = \frac{M_S}{q} \lambda_2 \varepsilon \varepsilon_H ,$$

де M_S - температура початку мартенситного перетворення, λ_2 - ефективний модуль пружності другої фази, ε - лінійна частина деформації при дилатації фаз , ε_H - стрикційна деформація аустеніту в магнітному полі, q - питома теплота γ→α – перетворення.

Узагальнення результатів експериментальних досліджень впливу сильних імпульсних магнітних полів на зміщення мартенситної точки для ряду сталей і сплавів на залізо-нікелевій основі, виконане в роботі [5], показало значні розбіжності між експериментом і теорією при низьких мартенситних точках (0-240 К). Отримані результати свідчили про існування магнітного фазового γ→α–переходу першого роду. Цей перехід обумовлений обмінною взаємодією магнітних моментів атомів в аустеніті зі зміною координаційного числа з 12 до 8.

Розглядається зародження α-мартенситу на магнітно-структурних неоднорідностях сталей і сплавів на залізо-нікелевій основі діаметром ~ 2 нм, склад яких визначається максимальною конкуренцією феромагнітної і антиферомагнітної взаємодій в градці. Це можливо, якщо кожен атом заліза в першій координаційній сфері має 9 атомів Fe і 3 Ni. Або 8 атомів Fe і 1 атом Cr або Mn і 3 атоми Ni.

1. Петров Ю.Н. Мартенситные превращения. Доклады международной конференции «ICOMAT-77» (Киев, 16-20 мая 1977 г.). К., 1978, с. 64-69.

2. Olson G.B., Cohen M. / Met. Trans. A, 1976, **7A**. P. 1897-1923.

3. Davies R.G., Magee C.L. / Metallurgical Transactions. 1971. V. 2. P. 1939–1947.

4. Золотаревский И.В., Косенко Н.С., Кривоглаз М.А./ Металлофизика, 1979. Т. 1, № 2. С. 17-22.

5. Золотаревский И.В. / НМТ, № 2. 2020. С. 22-29.

UDK 669.716:621.785:669.15-194.2:669.018.295

Zurnadzhy V.I.[1]
Efremenko V.G.[1]
Petryshynets I.[2]
Brykov M.N.[3]
Chabak Yu.G.[1]
[1]«Pryazovskyi State Technical University», Mariupol, Ukraine
[2]«Institute of Materials Research», Kosice, Slovakia
[3]«National University «Zaporizhzhia Polytechnic», Zaporizhzhia, Ukraine

INTERCRITICAL AUSTEMPERING OF (Cr, Mo, V)-ALLOYED TRIP-ASSISTED STEEL

TRIP-assisted C-Si-Mn steels are usually subjected to austempering with a preliminary intercritical annealing that is targeted at the multi-phase

structure having 40–60 vol.% of proeutectoid ferrite. The kinetics and the mechanism of phase-structural transformations can be impacted due to the additional alloying of TRIP-assisted steel by the strong carbide forming elements, necessitating an alternative approach for the selection of intercritical annealing parameters. This issue is analyzed in the present work, which investigates the effect of the temperature of intercritical annealing on the "Structure/Properties" correlations in 0.2 wt.% C-Si-Mn-Nb steel alloyed by 0.55 wt.% Cr, 0.20% Mo, and 0.11 wt.% V. The annealing temperature ranged from 770 °C to 950 °C, and austempering was performed at 350 °C for 20 min. It was observed that the addition of the (Cr, Mo, V) complex significantly improved the steel hardenability. However, the annealing of steel at 770 °C (to gain 50 vol.% of proeutectoid ferrite) resulted in the precipitation of coarse cementite lamellas during bainite transformation, lowering the amount of retained austenite (RA) and decreasing the strength and ductility of steel. At higher annealing temperatures, carbide-free bainite was formed, which presented a 2.5–3.5 times increase in the RA volume fraction and a 1.5 times increase in the RA carbon content. The optimal combination of the mechanical properties (UTS of 1040 MPa, TEL of 23%, V-notch impact toughness of 95 J/cm^2, PSE of 23.9 GPa·%) referred to annealing at a temperature close to the Ac_3 point, resulting in a structure with 5 vol.% ferrite and 9 vol.% RA (the residue was carbide-free bainite). This structure presented an extended manifestation of the TRIP effect with an enhanced strain hardening rate due to strain-induced martensite transformation. The impact of the alloying elements on the carbon activity in austenite served as the basis for the analysis of structure formation.

УДК 669.017.16
Іванченко Є.Ю. [1]
Вініченко В.С.[2]
[1]аспірантка кафедри ФМ НУ «Запорізька політехніка»
[2]канд.техн.наук., доцент НУ «Запорізька політехніка»

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МОРФОЛОГІЇ ЧАСТИНОК ThO_2 НА РІВНОМІРНІСТЬ СТРУКТУРИ ВОЛЬФРАМОВОГО ДРОТУ

Вольфрамові сплави мають унікальний комплекс властивостей (зокрема, високі міцність і модуль пружності при підвищених температурах), тому широко застосовуються в різних галузях промисловості (електротехнічній, військовій, аерокосмічній).

Суттєвим недоліком вольфрамових сплавів є високий поріг холодноламкості в рекристалізованому стані.

Високі міцність і температура початку рекристалізації $T_р^п$ сплавів вольфрама пов'язані з формуванням в них дисперсних частинок важкотопких фаз впровадження (нітридів, карбідів, окислів). Однією з таких добавок є двоокис торію (ThO_2), яка при рівномірному розподілі між частинками вольфрама перешкоджає зростанню зерна, крім того, добавки двоокису торію визначають також характер меж зерен. В чистому металі вони гладкі та майже прямі, тоді як включення торію надають їм нерівні контури. В дроті, який виготовлений з вольфрамового сплаву і містить ThO_2, останній створює механічний опір зростанню зерен. Тому, при нагріванні такого дроту вище температури рекристалізації розмір зерна відносно діаметра дроту залишається невеликим.

Незважаючи на це, в реальних умовах виробництва виникають труднощі при проведенні технологічних операцій з дротом з вольфрамових сплавів, які пов'язані з наявністю крихких ділянок, присутність яких, в свою чергу, обумовлено їх рекристалізованою структурою. Це, ймовірно, може бути викликано неоднорідним розподілом частинок зміцнюючої фази (ThO_2) таким чином, що при відпалі ділянки дроту з відносно великими неметалевими включеннями мають рекристалізовану структуру, а ділянки з дрібними включеннями залишаються в нагартованому стані. Ця обставина не дозволяє проводити відпал дроту по всій його довжині при одній постійній температурі.

З метою отримання дроту, температура рекристалізації якого була б однаковою по всій довжині, на наш погляд доцільно виявити причини утворення рекристалізованої структури на окремих її ділянках шляхом дослідження впливу різних технологічних факторів на даний процес.

Для вирішення цього завдання досліджували морфологію частинок ThO_2 дроту з вольфрамових сплавів. Використовували зразки дротів, які виготовлені методом порошкової металургії хімічного складу згідно таблиці 1.

Таблиця 1 - Хімічний склад сплавів

Марка сплаву	Масова частка елементів, %						
	Fe_2O_3	Al_2O_3	SiO_2	CaO	Mo	Ni	ThO_2
ВТ7	0,0014	0,0019	0,002	0,002	0,003	-	0,7
ВТ10	0,0016	0,0017	0,001	0,001	0,006	0,0015	1,1
ВТ15	0,0011	0,0015	0,003	0,002	0,005	0,001	1,75

Мікроструктуру зразків досліджували за допомогою оптичного мікроскопу МІМ-8.

З метою з'ясування причин нерівномірної рекристалізації по довжині дроту досліджували рівномірність розподілу частинок ThO_2 в даних сплавах. Для цього по довжині дроту відбирали зразки та готували мікрошліфи. Результати цих досліджень представлені на рисунку.

ВТ7 ВТ10 ВТ15

Рисунок – Розподіл частинок двоокису торію у вольфрамовому дроті (х1000)

Із наведеного рисунка видно, що в основному спостерігаються порівняно дисперсні рівномірно розподілені включення частинок ThO_2. Однак в окремих місцях зустрічаються більші частинки ThO_2, до того ж розташовані рядками.

На наш погляд доречно припустити, що температура рекристалізації таких ділянок буде нижче порівняно із значеннями цього параметра в ділянках з дисперсними рівномірно розподіленими включеннями ThO_2. А це, в свою чергу, приведе до нерівномірності проходження процесса рекристалізації. Причому з півищенням вмісту двоокису торію даний ефект підсилюється.

Таким чином рівномірність розподілу включень ThO_2 може впливати на рівномірність структури, а відповідно і властивостей, які отримуються в процесі технологічного відпалу. Тому було заплановано проведення дослідження із з'ясуванням впливу різних способів введення вказаних частинок на рівномірність розподілу частинок ThO_2 в подібних сплавах.

УДК 669.017.16
Іванченко Є.Ю. [1]
Вініченко В.С.[2]
[1]аспірантка кафедри ФМ НУ «Запорізька політехніка»
[2]канд.техн.наук., доцент НУ «Запорізька політехніка»

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СТУПЕНЯ ДЕФОРМАЦІЇ НА МІЦНІСТЬ ВОЛЬФРАМОВОГО ДРОТУ

Дисперснозміцнені вольфрамові сплави застосовуються як для виготовлення окремих деталей так і армувальних волокон композиційних матеріалів завдяки їх високій міцності при підвищених температурах. Однак в більшості випадків вибір сплаву на основі вольфраму визначається не стільки найбільшим рівнем жароміцності, скільки технологічністю матеріала, тобто спікаємістю, деформівністю, спіралізуємістю, можливістю термомеханічної обробки.

При проведенні технологічних операцій у вольфрамовому дроті може спостерігатись нерівномірність властивостей по довжині, що, ймовірно, пов'язане з нерівномірністю структури.

Для вирішення цього питання досліджували вплив ступеня деформації на міцність дроту з вольфрамових сплавів. Використовували зразки дроту, який виготовлений методом порошкової металургії хімічного складу згідно таблиці 1.

Таблиця 1 - Хімічний склад сплавів

Марка сплаву	Масова частка елементів, %						
	Fe_2O_3	Al_2O_3	SiO_2	CaO	Mo	Ni	ThO_2
ВТ15	0,0011	0,0015	0,003	0,002	0,005	0,001	1,75

В якості зразків використовували відрізки дроту. Ступінь деформації збільшували шляхом волочіння. Випробування короткочасної міцності проводили за стандартною методикою на розривній машині FM-250.

Результати досліджень наведено на рисунку, з якого виходить, що з підвищенням ступеню загальної деформації міцність дроту, як і очікували, підвищується, що обумовлено структурними змінами, які відбуваються при деформації, для даного сплаву, нижче температури рекристалізації. Відпал при 1200 °С протягом 100 годин дротів зі сплава ВТ15 призводить до зниження міцності.

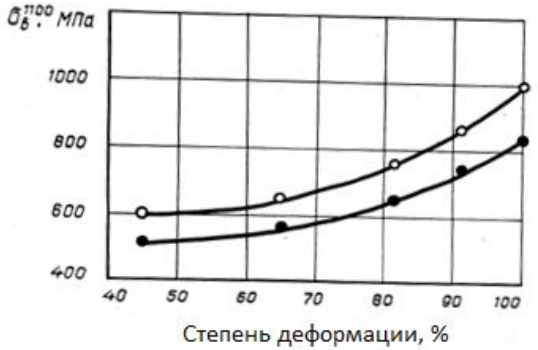


Рисунок – Вплив ступеня деформаційного зміцнення на міцність дроту зі сплава ВТ15 при 1100ºС (○- в деформованому стані; ●- після відпалу при 1200 ºС протягом 100 годин)

Проте важливо відмітити, що, темп зниження міцності зростає з підвищенням загального ступеня деформаціїю. Це означає, що з підвищенням ступеню деформації на окремих ділянках дроту може відбуватись більш суттєве зниження міцності, ніж на ділянках з меншим ступенем деформації при технологічних нагріваннях, що буде підсилювати неоднорідність міцності по довжині дроту тим більше, чим менший його діаметр, тобто вищий ступінь деформації.

Також потрібно враховувати, що двоокис торія, що міститься в даному сплаві, є неметалевим включенням та має модуль пружності значно нижчий модуля пружності вольфрама, і скупчення великих частинок ThO_2 можуть додатково знижувати міцність тих ділянок дроту, де вони розташовані.

Таким чином нерівномірність розподілу частинок фази, що зміцнює по довжині дроту може призводить до отримання нерівномірної структури в процесі деформації і рекристалізації окремих ділянок дроту.

Для кожної окремої партії дроту важко гарантувати абсолютно рівномірний розподіл частинок фази, що зміцнює, а також, домішок. Тому планується аналіз методів неруйнівного контролю структури для виявлення ділянок дроту з рекристалізованою структурою з метою видалення їх з готової продукції.

УДК 539
Івахненко Є. І. [1]
Бехтер Є.М. [2]
[1] кандидат технічних наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»
[2] ст. гр. ІФ-512$_м$, НУ «Запорізька політехніка»

МОДИФІКУВАННЯ РЗМ ТА ЛЗМ ВИСОКОЛЕГОВАНИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ГІРНИЧО-ЗБАГАЧУВАЛЬНОГО ОБЛАДНАННЯ

Для деталей гірничо-збагачувального обладнання, працюючих в умовах абразивного дії при високотемпературному зношуванні (до 1100ºС), необхідно використання високолегованих сплавів, де додатковим фактором їх надійності і довговічності є оптимальний рівень модифікування та морфологія структурних складових метала.

Досліджували високолеговані ферито-карбідні сплави марок 100Х27С2Л и 100Х27Н3С2Л, де вивчали вплив зростаючих добавок алюмінія, титану, рідкоземельних металів (РЗМ) та лужноземельних металів (ЛЗМ) на твердість (НВ) метала, відносну зносостійкість (ε) та корозійностійкість ($h_{ум}$). Визначену задачу вирішували з обмеженнями вида: 0%≤Al≤0,25%, 0%≤Ti≤0,5%, 0%≤РЗМ≤0,25%, 0%≤ЛЗМ≤0,25%. Використовували силіциди РЗМ (лігатура кремній – лантан – неодим) та силіциди ЛЗМ (лігатура кремній – барій – стронцій).

Для якісного фазового аналізу використовували рентгеноструктурний аналіз. Зразки досліджувались на діфрактометрі ДРОН-3М в фільтрованом кобальтовом випромінюванні при режимах знімання U=26 kV, I=15 mA. Сканування проводили з швидкістю 1 град./хв. В межах випромінювання $4 \cdot 10^4$ імп/с з постійною часу 2,5 с. По результатам знімання проводили якісний фазовий аналіз, за допомогою якого ідентифікували фази аустеніта, ферита, карбідних, неметалічних включень та інтерметалідних складових.

З використанням рентгено-графічного пристрою Jeol 5 досліджували морфологію карбідів та міжзеренні зони структурних складових карбід-ферит, інтерметалід-ферит. Металографічні дослідження проводили з використанням оптичних мікроскопов МІМ-8М та МБІ-6 на зразках металу до і після високотемпературних (1100ºС) випробувань.

Результати досліджень дозволили вивчити процеси коалесценції і сфероідізації карбідів. Коалесценція карбідних часток починається разом з їх сфероідізацією , але продовжується і після її завершення. Активну участь при цьому приймають поверхнево активні

метали (РЗМ, ЛЗМ). Однак з більшою швидкістю вона йде тільки при високих температурах, коли дифузійна рухомість вуглецю стає більшою. Дифузія вуглецю від мілких до крупних часток карбідів створює умови пересищення елементом аустеніта в навколокарбідних зонах. В результаті спостережується поступове гальмування розчинення мілких часток карбідів і рост великих.

Міжзеренні зони карбід-ферит та інтерметалід–ферит являють собою низколегований по хрому метал, який може інтенсивно окислятися під дією температури. Наявність модифікуючих добавок разом з кремнієм в навколокарбіднх зонах, знижують швидкість протікання корозійних процесів.

Аналіз результатів проведеного дослідження показав що найбільш ефективним є комплексне модифікування алюмінієм (0,015 – 0,024) з титаном (0,1 – 0,35%) та ЛЗМ (0,06 – 0,15%). При чому титан утворює надтверді тугоплавкі карбідні, карбонітрідні частки, які сприяють формуванню мілкозеренної структури підвищенної зносостійкості.

Проведена робота дозволила оптимізувати склади вивчаємих ферито-карбідних сплавів шляхом модифікування алюмінієм, титаном та ЛЗМ. Досліджувані показники при цьому підвищені на 30 – 50%. Подальше використання розроблених сплавів дозволить додатково економити дефіцитні легуючі елементи шляхом зниження їх концентрації у складі металу та досягнути бажаного рівня надійності та довговічності деталей гірничо-металургійного обладнання.

УДК 658.2: 666.7
Акритова Т.О.[1]
Капустян О.Є.[2]
[1] аспірант НУ «Запорізька політехніка»
[2] канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»

СУЧАСНИЙ СТАН ВИГОТОВЛЕННЯ І СПОЖИВАННЯ ВОГНЕТРИВКИХ ВИРОБІВ В УКРАЇНІ

Вогнетривка промисловість є основною матеріальною базою для гірничо-видобувного і металургійного комплексів, що має значний вплив на стан розвитку та темпи зростання економіки України.

Основними споживачами продукції вогнетривкої промисловості є ті галузі, в яких технологічні процеси здійснюються в умовах високих температур, зокрема, чорна та кольорова металургія – до 86 % всього

обсягу виробництва вогнетривких виробів в Україні; машинобудування, ракетобудування, хімічна, цементна, скляна, керамічна, атомна галузі промисловості – не більше 1…3 % кожна.

Вогнетривкі матеріали та вироби широко використовуються в якості облицювання для захисту деталей обладнання від термічного, механічного та хімічного руйнування, а саме для футерування печей, що конвертують і рафінують та плавильних, ємностей для накопичення та транспортування рідкого металу, для сталевих ковшів та кисневих печей, печей для обігріву заготовок, т.п. Якість та експлуатаційні характеристики вогнетривких виробів, що використовуються в промисловості, впливають на працездатність та продуктивність обладнання, на якість та собівартість готової продукції. Зокрема, використання вогнетривких матеріалів у технологічних агрегатах металургійної промисловості, які працюють у контакті з високою температурою, призводить до впливу стійкості вогнетривів на якість та собівартість сталевої продукції. А отже основною вимогою до формованих вогнетривких виробів є якість та експлуатаційна надійність.

В Україні виготовляються практично всі види формованих вогнетривких виробів, а саме алюмосилікатної (шамотної), динасової, магнезіальної груп. Ключовими виробниками вогнетривкої продукції в Україні є: ПрАТ «Великоанадольський вогнетривкий комбінат», ПАТ «Червоноармійський динасовий завод», АТ «Часівоярський вогнетривкий комбінат», ПАТ «Кіндратівський вогнетривкий завод», ПрАТ Запоріжвогнетрив (рис. 1). Слід зазначити, що дані відносно процентного виробництва вогнетривких виробів зазначені станом до введення військового стану в Україні. Більшість із вищезазначених підприємств знаходяться на території Донецької області, тому навантаження на інші підприємства по виготовленню вогнетривкої продукції наразі підвищилось.

Рисунок 1 – Ключові виробники вогнетривких виробів в Україні

Конкурентоспроможність та надійність підприємств багато в чому залежить від продуктивності промислового обладнання, яке використовується, в тому числі від технологічних перерв на плановий або аварійний ремонт. Найбільшою мірою це обумовлено зносом обладнання, період роботи якого залежить від ресурсу всіх деталей, що входять в нього. Деталі, які піддаються інтенсивному зносу, мають короткий період експлуатації, що сильно знижує загальний ресурс використання обладнання. До таких швидкозношуваних деталей відносяться облицювальні пластини пресового оснащення для виготовлення формованих вогнетривких виробів. Збільшення терміну експлуатації деталей пресового оснащення дозволить скоротити кількість технологічних перерв, а отже підвищить рентабельність та надійність підприємства по виготовленню вогнетривких виробів, що наразі є актуальним в Україні.

Метою наступних досліджень є підвищення строку служби швидкозношуваних деталей пресової оснастки за рахунок підвищення їх технологічних та експлуатаційних властивостей. Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити наступні задачі: провести аналіз причин недостатньої експлуатаційної надійності пресового оснащення; визначити технологічні та механічні методи підвищення терміну експлуатації облицювальних пластин; виготовити експериментальні зразки; розробити технологічний процес зміцнення та відновлення облицювальних пластин; провести апробацію результатів дослідження.

УДК 669.295
Білоник Д.І.[1]
Овчинников О.В.[2]
Білоник І.М.[3]
Капустян О.Є.[3]
Осіпов М.Ю.[3]
[1] аспірант НУ «Запорізька політехніка»
[2] д-р техн. наук, зав. каф. НУ «Запорізька політехніка»
[3] канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»

ВПЛИВ ГАРЯЧОГО КУВАННЯ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТИТАНУ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВУ

Властивості гарячекованого титану суттєво залежать від технології отримання вхідного зливка, відсутності в ньому дефектів,

вмісту домішок та інше. Камерний електрошлаковий переплав титану дозволяє отримувати високоякісні зливки [1], які добре піддаються гарячій деформації. Але більш економічним є електрошлаковий переплав титану у відкритому кристалізаторі.

Тому в даній роботі поставили наступні задачі: отримати у відкритому кристалізаторі електрошлаковий зливок титану, дослідити його якість, принципову можливість гарячого кування, визначити вплив гарячого кування на механічні властивості.

Зливок титану Ø 85 мм виплавили за технологією, детально описаною в роботі [2], та проконтролювали ультразвуковим методом (УЗ) (ТОВ ЗТМК). Внутрішніх дефектів не виявлено, що так само підтвердили дослідження макроструктури, яка була щільною і однорідною з кутом нахилу стовбчастих кристалів 42-47°. Розмір литого зерна склав 1,8-2,5 мм. Хімічний склад зливка (C = 0,031%; Fe = 0,05%; Si = 0,07%; O_2 = 0,31%; N_2 = 0,061%; H_2 = 0,0015%) практично не відрізняється від хімічного складу стандартних марок нелегованого титану за винятком підвищеного вмісту кисню та азоту. Для гарячого кування зі зливку виготовили зразки діаметром 82 мм і висотою 50 мм. Деформацію проводили в ДП «УкрНДІспецсталь» за технологією такою ж, як і для стандартних зливків титану ВТ1-0. Коефіцієнт деформації КД = 40 %. Механічні властивості литого і гарячекованого титану після відпалу (650° С) визначали з використанням комп'ютерної системи INSTRON-8862.

Встановлено: для литого електрошлакового титану $\sigma_в$ = 750 МПа, а $\sigma_{0,2}$ = 710 МПа, що значно вище аналогічних характеристик технічного титану ВТ1-Л ($\sigma_в \geq 343$ МПа; $\sigma_{0,2} \geq 297$ МПа; δ = 10 %; ψ = 19 %), але при цьому пластичність δ = 8,5 %; ψ = 12,5 % декілька нижче. Порівнявши механічні властивості дослідного титану з характеристиками α-сплавів ТЛ-3 та ВТ5Л встановили, що їх різниця незначна.

В процесі гарячого кування дослідного титану не виникали технологічні труднощі. Вид поковки 35×35×200 мм наведено на рисунку 1, її контроль зовнішнім оглядом та УЗ дефектів не виявив. Механічні властивості наступні: $\sigma_в$ = 690 МПа і $\sigma_{0,2}$ = 587 МПа; δ = 20,5%; ψ = 46,0%. Згідно з [3], для більшості марок нелегованого титану механічні властивості знаходяться в межах $\sigma_в$ = 345…740 МПа і $\sigma_{0,2}$ = 275…480 МПа; δ = 8…20 %; ψ = 15…40 %.

Рис. 1. Зовнішній вид титанового напівфабрикату (КД = 40 %)

Таким чином: незважаючи на підвищений зміст кисню та азоту електрошлаковий титан добре піддається гарячому куванню з КД = 40 %, що значно підвищує його пластичність та забезпечує механічні властивості не нижче затребуваних стандартів.

Перелік посилань:

1. Протоковилов И.В., Назарчук А.Т., Петров Д.А., Порохонько В.Б. Технологические и металлургические особенности выплавки слитков титановых сплавов в электрошлаковых печах камерного типа. Современная электрометаллургия. 2016. 2. С. 45-50.

2. Білоник Д.І., Овчинников О.В., Білоник І.М., Капустян О.Є., Шумикін С.О., Распорня Д.В., Савонов Ю.М. (2022) Електрошлакова виплавка у відкритому кристалізаторі зливків з відходів листових обрізків титану ВТ1-0, *Сучасна електрометалургія*, 1 (**142**), 34–39.

3. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*: справочник. Москва, ВИЛС-МАТИ. 520 с.

УДК 621.762

Овчинников О.В.[1]
Буліш С.О.[2]
Капустян О.Є.[3]
[1] д-р техн. наук, зав. каф. НУ «Запорізька політехніка»
[2]аспірант НУ «Запорізька політехніка»
[3] канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»

ОТРИМАННЯ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ В УКРАЇНІ

Адитивні технології є принципово новими та актуальними при виробництві дрібносерійних та одиничних деталей. Кажучи про ці

технології мається на увазі об’ємний друк, або 3D принтінг. Вихідним матеріалом є дріт або порошки металів з різною морфологією частинок (сферичні та несферичні). При використанні дроту, як сировини для 3D друку, є можливість застосування стандартних марок але для відповідальних деталей необхідні спеціальні сплави, виготовлення дроту з яких є дуже складним та коштовним. Технологія використання порошкових матеріалів дозволяє використовувати ширшу номенклатуру різних марок сплавів і отримувати більш високу якість поверхні виробів в порівнянні з дротом.

Для таких відповідальних галузей виробництва, як авіаційне двигунобудування та медицина необхідна висока якість матеріалів. При виробництві порошків застосовуються наступні технології: газова атомізація розплаву, плазмове розпилення відливка, що обертається, плазмова атомізація дроту і плазмова сфероідизація порошку неправильної форми.

Найбільш перспективним методом для отримання порошків є плазмове розпилення заготовки, що обертається.

В той же час, установки що існують в Україні для отримання порошків методом відцентрового розпилення (УЦР-1, УЦР-4) не дозволяють отримувати порошки необхідної якості (гомогенність структури, рівномірність розподілу легувальних елементів) та фракції (від 10 мкм до 40 мкм). Це пов’язано як з параметрами процесу розпилення так і наступними конструктивними недоліками: недостатня швидкість обертання заготовки (15–20 тис. хв.$^{-1}$), недостатня контрольованість впливу енергії розплавлення та її невелика потужність для титанових матеріалів (45–50 кВт/ч), насичення матеріалу домішками з газової суміші. Вирішення цих недоліків можливо шляхом вдосконалення конструкції устаткування та технології отримання порошків.

На даний час є великий попит на одиничне виробництво деталей з таких порошків. Таким чином, робота направлена на вдосконалення конструкції та технологічного процесу отримання порошків та гранул є актуальною, своєчасною та нагальною.

Таким чином, необхідність модернізації всього технологічного циклу виробництва порошків титанових сплавів для імлантатів та авіаційних лопаток підтверджують актуальність теми даної роботи.

Мета роботи - вдосконалення технологічного обладнання для відцентрового плазмового розпилення порошків. Розробка та вдосконалення параметрів технологічного процесу плазмового розпилення порошків для підвищення якісних та кількісних показників порошкових матеріалів.

В існуючий час проведено дослідження на фракційний склад порошкових матеріалів на підставі аналізу отриманих досліджень встановленні напрямки підвищення технологічних характеристик порошкових матеріалів.

Для досягнення поставленої мети необхідно буде вирішити наступні задачі:

− визначити фракційний склад порошків, які забезпечують необхідний рівень механічних й службових властивостей 3D заготовок;

− встановити закономірності процесу відцентрового розпилення електрода, що обертається з титанових сплавів при отриманні сферичних порошків дисперсністю менше 100 мкм;

− удосконалити технологію виробництва порошків металевих та інтерметалідних сплавів методом електрода, що обертається, з плазмовим нагріванням;

− модернізувати установку «УЦТ-4», призначену для одержання металевих порошків (гранул) титанових та інших сплавів методом відцентрового розпилення заготовок у середовищі інертних газів із вмістом кисню на рівні вихідної заготівлі;

− провести випробування виробів у промислових умовах;

− розробити технологічні рекомендації для впровадження результатів досліджень у промисловість.

УДК 669.296
Капустян О.Є.[1]
Овчинников О.В.[2]
[1] канд. техн. наук, доцент НУ НУ «Запорізька політехніка»
[2] д-р техн. наук, зав. каф. НУ «Запорізька політехніка»

ЗАСТОСУВАННЯ Zr-Ti-Nb СПЛАВІВ ЗАМІСТЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ti-6Al-4V

Найбільш широке застосування в медицині отримали титанові сплави типу ВТ6 (Ti-6Al-4V за ASTM B348). Проте, сплави типу Ti-6Al-4V мають ряд серйозних недоліків: низьку біохімічну сумісність – можливість виділення в тканини організму іонів токсичних металів Al и V; а також низьку біомеханічну сумісність – модуль їх нормальної пружності більш ніж у три рази перевищує модуль пружності кісткової тканини.

О.М. Ивасішиним зі співробітниками [1] запропонований ряд матеріалів, які забезпечують задовільні біохімічну і біомеханічну

сумісності. Проте, за даними сплавами обмежена кількість порівняльних оцінок за механічними властивостями і технологічності отримання в порівнянні з існуючими сплавами.

Мета роботи полягала у порівнянні в однакових умовах властивостей сплавів Zr-Ti-Nb із властивостями сплаву Ti-6Al-4V.

Металографічні дослідження макро- і мікроструктури нетравленого і травленого металу і аналіз фрактограм литого і деформованого сплавів були виконані на оптичному мікроскопі «NEOPHOT-32» (Carl Zeiss Jena, Йена, Німеччина). Для аналізу макроструктури зразки травили в розчині: 20 % плавикова і 20 % азотна кислоти на гліцериновій основі. Механічні властивості сплаву і кінцевого прутка були визначені при кімнатній температурі (ГОСТ 1497-84) на установці INSTRON 8801 (Instron, Норвуд, Массачусетс, США) з оцінкою таких параметрів: межа міцності при розтягуванні (σ_B, МПа), межа плинності ($\sigma_{0,2}$, МПа), відносне подовження (δ, %) і поперечне звуження (ψ, %), модуль пружності (Е, ГПа).

Порівняльний аналіз показує, що дослідній сплав Zr-Ti-Nb має рівень міцності, близький до рівня деформованого сплаву марки ВТ6 (ГОСТ 19807-91). При цьому показники пластичності мали достатньо високі значення та були близькими до аналогічних показників (відносне подовження та звуження) повністю відповідають аналогічним показникам сплаву марки ВТ6.

Аналіз дозволяє зробити висновок, що пруткова заготовка з цирконієвого сплаву Zr-Nb-Ti мала модуль пружності Е = 35-37 ГПа, тобто до 3 разів нижчий, ніж модуль сплаву Ti-6Al-4V (Е = 103 ГПа). Ця величина модуля наближається до значення модуля пружності людської кістки $E \leq 30$ ГПа, що дає підставу говорити про підвищення біосумісності дослідного сплаву. Результати металографічного аналізу та фрактограм показали, що поверхні руйнування зразків сплаву Zr-Ti-Nb після випробувань на розтяг були аналогічні сплаву Ti-6Al-4V і характеризувалися чашковим зламом, типовим для в'язкого руйнування. Аналіз не виявив дільниць крихкого руйнування, пор і інших дефектів, що свідчить про високу якість деформаційної обробки.

Висновки

Проведено порівняння механічних властивостей при температурі 20° С сплавів Zr-Ti-Nb і Ti-6Al-4V. Показано, що сплав Zr-Ti-Nb має рівень міцності, близький до рівня сплаву ВТ6 (ГОСТ 26492-85) - величина межі міцності на розрив для сплаву Zr-Ti-Nb σ_B становить 747...920 МПа, а для сплаву ВТ6 $\sigma_B \geq 885$ МПа, пластичність сплаву Zr-Ti-Nb відповідає вимогам ГОСТ 26492-85 для сплаву ВТ6.

Проведено порівняння характеру руйнування при розтяганні сплаву

сплавів Zr-Ti-Nb і Ti-6Al-4V. Показано, що сплав Zr-Ti-Nb поводиться так само, як і сплав Ti-6Al-4V.

Проведено порівняння модулів нормальної пружності сплавів Zr-Ti-Nb і Ti-6Al-4V. Показано, що сплав Zr-Ti-Nb має модуль нормальної пружності до 3-х разів нижче, ніж сплаву Ti-6Al-4V.

Дослідження показали, що сплав Ti-6Al-4V, отриманий методом ВДП відповідає за механічними властивостями сплаву Ti-6Al-4V і може бути рекомендований для виготовлення імплантатів.

Більш низький модуль пружності сплаву Zr-Ti-Nb, в порівнянні зі сплавом Ti-6Al-4V, забезпечує зниження та відсутність післяопераційних ускладнень при його використанні для виготовлення зубних імплантатів.

Література

1. Біосумісний сплав із низьким модулем пружності на основі системи цирконій-титан (варіанти): пат. 102455 Україна: МПК (2013.01) A61L 27/00, A61F 2/02 (2006.01), C22C 16/00, B82B 3/00; заявл. 26.12.2011; опубл. 10.07.2013, Бюл. №13. 8 с.

УДК 620.18:004.94

Колесніков В.О.[1,2]

[1] канд. тех. наук., в.о. наук. співробітника ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України

[2] доцент, ЛНУ ім. Тараса Шевченка

ЗАСТОСУВАННЯ КОМП'ЮТЕРНИХ ПРОГРАМ FIJI ТА IMAGEJ ДЛЯ ВИЗНАЧЕННЯ ПАРАМЕТРІВ МІКРОСТРУКТУРИ ДОСЛІДЖУВАНИХ СПЛАВІВ

Розвиток сучасних технологій відбувається в тому числі завдяки застосуванню нових методик досліджень. До них можна віднести застосування програмного забезпечення, комп'ютерного моделювання, аналізу великих даних та ін. [1 - 7].

Досліджено феритно-цементитну мікроструктуру сталей 20, 38ХН3МФА та ін. з різним станом дисперсності суміші (перлітна, сорбітна, троостітна, бейнітна), високонікелеві сталі (ЕП 33) та сплави (ЕП 741, 742).

Перед початком досліджень підготовлювали зразки на обладнанні «Центру електронної мікроскопії та рентгенівського мікроаналізу» ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України.

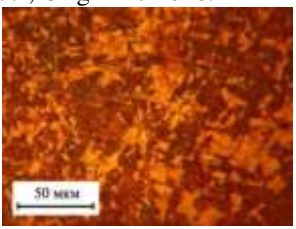
Мікроструктуру сплавів досліджено за допомогою мікроскопів: Zeiss Stemi 2000 – C Stereo Microscopes та ЛОМО ЕС МЕТАМ ПБ-21 та цифрової камери SIGETA (Industrial color digital camera UCMOS 1300, 1.3 MP, а також SIGETA International Color Digital Camera MCMOS 5100 5.1 MP.1).

Для різних сплавів застосовували різні травники [8]. Для шліфів зі сталей феритно-перлітного класу застосовували травник на основі азотної кислоти (3 - 5% розчин в спирті).

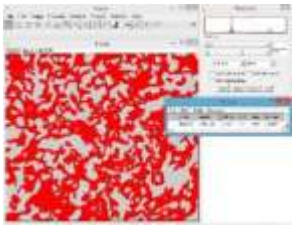
Мікроструктуру Ni-Co сплавів досліджено за допомогою травлення поверхні шліфів реактивом Марбле ($CuSO_4$ - 4 г, HCl - 20 мл, вода - 20 мл) за режимом: травлення 10…15 секунд, промивка водою, сушка гарячим повітрям. Для виявлення γ′- фази та евтектики (γ+γ′) використовувався реактив $CuSO_4$ - 20 г, H_2SO_4 - 5 мл, решта - H_2O, густина струму - 500 А/м^2. Для виявлення карбідів використовувався реактив: NaF - 30 г, HCl - 100 мл, лимонна кислота - 100 г, H_2O - 1000 мл, густина струму 200 А/м^2. Ідентифікацію σ -, μ- фаз, карбідів типу $M_{23}C_6$, M_6C, що мають голчасту або пластинчасту морфологію проведено кольоровим травленням за допомогою реактиву: червона кров'яна сіль - 10 г, NaOH - 10 г, H_2O - 100 мл, щільність струму 500 А/м^2.

Кількісну оцінку фазового складу мікроструктури сплавів, а також розміри стружки та пошкоджень на поверхнях різання проводили за допомогою комп’ютерної обробки зображень мікроструктури в програмних комплексах TOUP VIEW 3.7, Fiji, ImageJ 2.1 (рис. 1), що дає можливість прецизійніше проводити кількісну оцінку фазового складу сплаву в порівнянні з традиційними методами.

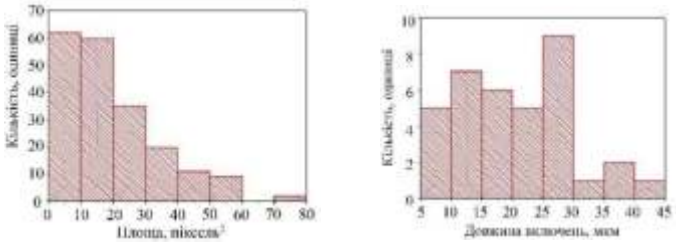
Також при комплексному виконанні робіт застосовано наступне програмне забезпечення: Adobe Photoshop, Adobe Illustrator, MS Excel, OriginPro 2016.



а



б



в *г*

Рис. 1. Мікроструктура досліджуваної сталі 38ХН3МФА (*а*); Діалогове вікно програми ImageJ (*б*). Гістограма розподілу включень за площею (пікселі²) (в). Гістограма розподілу включень за довжиною (г).

Програма ImageJ володіє відкритим кодом і для неї постійно створюються нові плагіни, які значно розширюють її можливості та коло її застосування.

Список літератури

1.Колесніков В. О. Індустріальна технологічна революція (Індустрія 4.0), як вона торкнеться автомобільної галузі // Матеріали VI-ї Міжнародної науково-технічної інтернет-конференції "Проблеми та перспективи розвитку автомобільного транспорту", 12-13 квітня 2018 р., м. Вінниця. - С. 90 - 94.

2. Аптекарь М.Д., Колесников В.А., Кузнецов В.В. Краткий обзор новых достижений в области вычислительной химии и материаловедения, как инструмента экологической безопасности // Вісник Східноукраїнського національного університету імені Володимира Даля № 2 (173) 2012 – с. 279 – 284.

3. Колесников В.А. Краткий обзор новых достижений в области водородного материаловедения. Современные представления об атоме водорода // Вісник Східноукраїнського національного університету імені Володимира Даля // Вид-во СНУ ім. В.Даля, 2011. – № 2(156) Частина 2. – с. 192 - 199.

4. Стадник О. І., Бувалець М. Ю., Шматко О. Е., Колесніков В. О. Методи та засоби підвищення корозійної стійкості деталей автомобілів // Матеріали VI-ї Міжнародної науково-технічної інтернет-конференції "Проблеми та перспективи розвитку автомобільного транспорту", 12-13 квітня 2018 р., м. Вінниця. - С. 190 - 197.

5. Аптекар М.Д, Колесніков В.О., Кузнецов В.В. Аналіз нових досягнень в області обчислювальної хімії і матеріалознавства, як інструменту екологічної безпеки // Матеріали V Міжнародної науково-практичної конференції “Економічні, екологічні та соціальні проблеми вугільних регіонів СНД 20 квітня 2012 р. С. 40 – 42.

6. Прохоров Е., Колесников В.А. Создание новых материалов для машиностроения // Матеріали VI Міжнародної науково-практичної конференції “Економічні, екологічні та соціальні проблеми вугільних регіонів СНД”. 19 квітня 2013 р., м. Краснодон. С. 365 - 367.

7. Kolesnikov V.O. Investigation of the wear products of high-nitrogen steel after hydrogenation // Komisji Motoryzacji i Energetyki Rolnictwa XA/2010. Commission of Motorization and Power Industry in Agriculture – OLPAN, 2010, 10A, 271 - 275 p.

8. Журнал протоколів лабораторних робіт з курсів “Матеріалознавство у харчових технологіях”для студентів напряму 6.051702 Технічна експертиза та безпека харчової продукції / Г.М.Крамар, Л.Г.Бодрова. – Тернопіль, ТНТУ ім. І.Пулюя, 2016.- 144 с.

УДК 620.18:004.94

Колесніков В.О.[1,2]

[1] канд. тех. наук., в.о. наук. співробітника ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України,

[2] доцент, ЛНУ ім. Тараса Шевченка

ЗАСТОСУВАННЯ КОМП’ЮТЕРНИХ ПРОГРАМ TOUP VIEW ТА GWYDDION ДЛЯ АНАЛІЗУ МІКРОРЕЛЬЄФУ ПОВЕРХОНЬ

Під час механічної обробки матеріалів, а також в умовах тертя та інших впливів на деталь або заготовку відбувається зміна мікрорельєфу її поверхні [1 - 9].

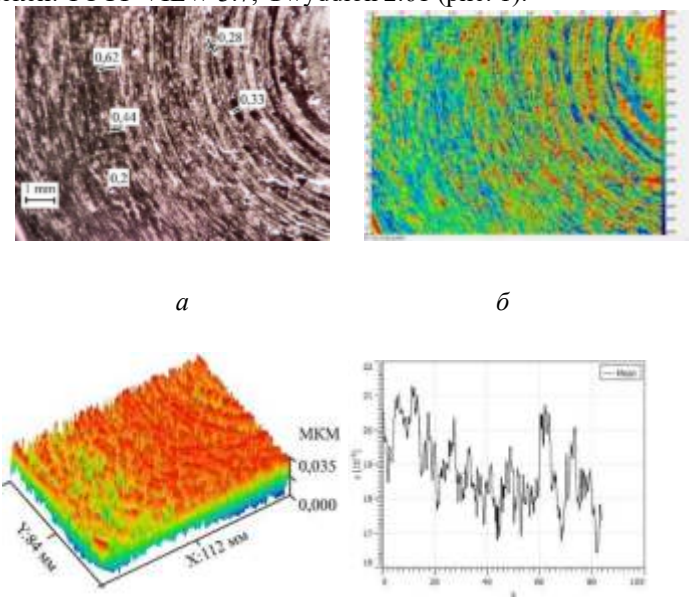
Дослідження поверхонь оброблюваних матеріалів разом зі порівнянням параметрів мікроструктури, властивостей матеріалів, умов обробки, застосування змащувальних охолоджувальних середовищ та інших факторів, дозволяє проводити комплексний аналіз даних та знаходити можливості для проведення покращення оброблюваної поверхні.

Досліджено сталь 38ХН3МФА у стані постачання (без термічної обробки) із твердістю 35 HRC [1]. Стружку отримано, відрізанням на токарно-гвинторізному верстаті від заготовки циліндри діаметром 28 мм та товщиною 4 мм. Різець був оснащений твердосплавною

пластиною ВК-6. Для створення рівних умов точіння різець заточувався та виставлявся однаковий кут між ним та заготовкою. Проведено експерименти під час точіння насухо, з водою та змащувально-охолоджувальною рідиною (ЗОР), яка містить соняшникову олію, з обертами 315 RPM [2]. Параметри мікроструктури сталі визначено на мікроскопі ЛОМО ЕС МЕТАМ РВ 21. Для отримання мікрошліфів використано травлення: 4% розчин азотної кислоти. Особливості морфології стружки вивчено на мікроскопі ZEISS Stemi 2000C. Обидва мікроскопи оснащені камерою SIGETA International Color Digital Camera MCMOS 5100 5.1 MP.1. Також проведено дослідження на електронному мікроскопі EVO-40XVP з системою мікроаналізу INCA Energy 350.

Шорсткість R_z отриманої поверхні виміряно на профілографі-профілометрі моделі 201 та оцінено за висотою мікроповерхонь, згідно з ДСТУ 2413-94 та ГОСТ 2789-73. R_z визначено відповідно до нормативної базової довжини.

Для побудови зображень 3D поверхонь застосовано програмні комплекси: TOUP VIEW 3.7, Gwyddion 2.61 (рис. 1).



а *б*

в *г*

Рис. 1. Вихідне зображення зразка зі сталі 38ХН3МФА після різання на сухо (*а*). Досліджувана поверхня - 2D зображення (б). Візуалізація поверхні - 3D зображення (R_z 35) (*в*). Профілограма, профілю поверхні, що побудована для обраного напрямку (*г*).

Застосування вищезгаданого програмного забезпечення відкриває додаткові горизонти для досліджень. Вони можуть бути поєднанні з використанням власного програмного забезпечення, що включає розвиток такого напрямку, як комп'ютерний зір [6 - 9].

Список літератури

1.Балицький О. І., Колесніков В. О., Гаврилюк М. Р. Вплив змащувально-охолоджувальної рідини на формування продуктів різання сталі 38ХН3МФА // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2018. – 54, № 5. – С. 103–107.

2.Патент № 106988. Концентрат змащувально-охолоджуючої рідини для механічної обробки металів / О. І. Балицький, М. Р. Гаврилюк, Р. М. Дев'яткін, В. О. Колесніков, І. Р. Федусів. – Опубл. 10.05.2016; Бюл. № 9.

3. О. І. Балицький, В. О. Колесніков, Л. М. Іваськевич, М. Р. Гаврилюк // Вплив особливостей навантаження та наводнювання та триботехнічні властивості сталей. Фізико-хімічна механіка матеріалів. № 4(58), 2022. - С.73 - 80.

4. Колесніков В. О., Гаврилюк М. Р., Колеснікова Є. Б. Діагностика та контроль продуктів зношування в транспортній галузі та енергомашинобудуванні для забезпечення надійної експлуатації механізмів // Матеріали X-ої міжнародної науково-технічної інтернет-конференції «Проблеми і перспективи розвитку автомобільного транспорту», 14-15 квітня 2022 року: збірник наукових праць. – Вінниця: ВНТУ, 2022. ISBN 978-966-641-910-4. С. 147 – 149.

5. Приклади застосування та впровадження нових технологій в транспортній галузі та енергомашинобудуванні. Частина 1. Змащувальні матеріали // Колесніков В. О., к.т.н., доц.; Гаврилюк М. Р., к.т.н.; Бикадорова Н. О., к.т.н., доц.; Колеснікова Є. Б. // Матеріали X-ої міжнародної науково-технічної інтернет- конференції «Проблеми і перспективи розвитку автомобільного транспорту», 14-15 квітня 2022 року: збірник наукових праць. – Вінниця: ВНТУ, 2022. С. 139 – 146.

6. Застосування методів комп'ютерного зору при оцінці стану руйнування деталей в трибоз'єднаннях для прогнозування експлуатаційної стійкості та довговічності вузлів машин та механізмів // В.О. Колесніков, Я. Хмель, , М.Р. Гаврилюк, Є.Б. Колеснікова // II

Міжн. наук.-практ. конф. «Актуальні питання експертної та оціночної діяльності», 25–26 листопада 2021 року в м. Полтава. С. 102 - 104.

7.Колесніков В.О. Застосування методів комп'ютерного зору для аналізу пошкоджуваності деталей транспорту. // Матеріали X-ї Міжнародної науково-практичної конференції Сучасні інформаційні та інноваційні технології на транспорті (MINTT - 2018) 29-31 травня 2018 р., м. Херсон. - С. 312 - 316.

8. Колесніков В. О. Дослідження зносотривкості перспективних сталей для автомобільної галузі, а також розпізнавання та ідентифікація їх продуктів зношування // Матеріали VI-ї Міжн. наук-техн. інтернет-конференції "Проблеми та перспективи розвитку автомобільного транспорту", 12-13 квітня 2018 р., м. Вінниця. - С. 79 - 89.

9.Свідоцтво про реєстрацію авторського права та твір № 101853. Комп'ютерна програма «Обробка зображень поверхні продуктів зношування, різання високоміцних сталей та сплавів». Колесніков Валерій Олександрович, Балицький Олександр Іванович, Гаврилюк Марія Романівна, Іваськевич Любомир Михайлович. Дата реєстрації 15 січня 2021 року.

УДК 620.18:004.94

Колесніков В.О.[1,2]
[1] канд. тех. наук., в.о. наук. співробітника ФМІ НАН України,
[2] доцент, Луганський національний університет ім. Тараса Шевченка

КОМПЛЕКСНІ МЕТАЛОГРАФІЧНІ ТА ФРАКТОГРАФІЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ЖАРОМІЦНИХ NI-CO СПЛАВІВ

Розвиток авіаційного, суднового та енергетичного газотурбобудування спрямовано на підвищення ефективності турбін, відтак підвищення робочих температур, але вказані турбіни працюють на різному паливі та в різних умовах, тому використовують жароміцні нікелеві сплави різного складу і властивостей [1 - 7].

Мікроструктуру сплавів досліджено за допомогою мікроскопів: Zeiss Stemi 2000 – C Stereo Microscopes та ЛОМО ЕС МЕТАМ ПБ-21 та цифрової камери SIGETA (Industrial color digital camera UCMOS 1300, 1.3 MP, а також SIGETA International Color Digital Camera MCMOS 5100 5.1 MP.1).

Фрактографічні дослідження проведено на електронному мікроскопі EVO-40XVP з системою мікроаналізу INCA Energy 350.

Мікроструктуру Ni-Co сплавів досліджено за допомогою травлення поверхні шліфів реактивом Марбле ($CuSO_4$ - 4 г, HCl - 20 мл, вода - 20 мл) за режимом: травлення 10…15 секунд, промивка водою, сушка гарячим повітрям. Для виявлення γ′- фази та евтектики (γ+γ') використовувався реактив $CuSO_4$ - 20 г, H_2SO_4 - 5 мл, решта - H_2O, густина струму - 500 А/м^2. Для виявлення карбідів використовувався реактив: NaF - 30 г, HCl - 100 мл, лимонна кислота - 100 г, H_2O - 1000 мл, густина струму 200 А/м^2. Ідентифікацію σ -, μ- фаз, карбідів типу $M_{23}C_6$, M_6C, що мають голчасту або пластинчасту морфологію проведено кольоровим травленням за допомогою реактиву: червона кров'яна сіль - 10 г, NaOH - 10 г, H_2O - 100 мл, щільність струму 500 А/м^2.

Мікроструктура сплавів ЕП 741 НП та ЕП 742 ІД складалась з γ+γ'- фаз та карбідів. Структурною особливістю сплаву ЕП-741 базового складу ЕП-741П (ХСІ) є наявність границь вихідних порошків, які не проростали через рекристалізовані зерна. Це обумовлено, головним чином, частинками карбідів, які унаслідок виділення на поверхнях гранул порошків перешкоджають повній консолідації матеріалу. У новому варіанті сплаву ЕП-741НП (ХСІІ) збільшено вміст карбідоутворюючих елементів, а концентрацію вуглецю зменшено до 0,03 ваг. %.

Принциповою є добавка Hf (гафнію), який, по-перше, утворює стабільні карбіди типу MeC, що дозволяє прибрати карбідні сітки із границь вихідних порошків, а по-друге, підвищує енергію когезії когерентних γ та γ' фаз. Сплав ЕП-741НП додатково легований міддю, яка підвищує воднетривкість жароміцних нікелевих сплавів.

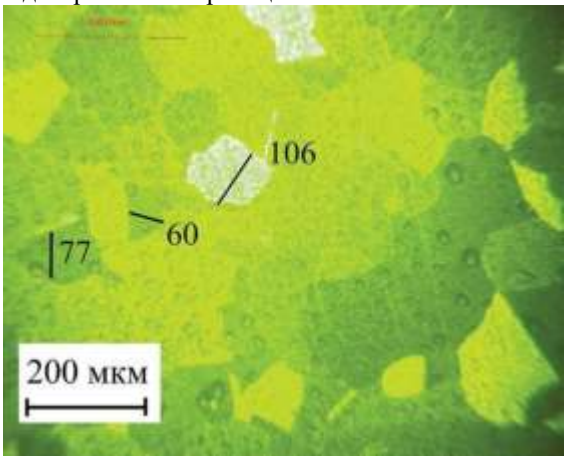


Рис. 1. Мікроструктура досліджуваного жароміцного Ni-Co сплаву.

На зразках зі сплаву ЕП741НП на межах зерен карбіду виявлено і двійники зерен, а також виділення γ фази всередині зерен.

Жароміцні сплави на нікелевій основі ЕП 741П мають різний фракційний склад частинок сферичної форми розмірами від 40 до 400 мкм.

Кількісну оцінку фазового складу мікроструктури сплавів, а також розміри стружки та пошкоджень на поверхнях різання проводили за допомогою комп'ютерної обробки зображень мікроструктури в програмних комплексах TOUP VIEW 3.7, ImageJ 2.1, Gwyddion 2.61, що дає можливість прецизійніше проводити кількісну оцінку фазового складу сплаву в порівнянні з традиційними методами.

Також було проведено комплексні роботи з побудови зображень тріщин [6], аналізу їх розгалуження та просування з урахуванням особливостей мікроструктури та впливу структурних складових досліджуваних сплавів.

При комплексному виконанні робіт застосовано наступне програмне забезпечення: Adobe Photoshop, Adobe Illustrator, MS Excel, OriginPro 2016, Gwyddion 2.61.

Для ідентифікації продуктів різання, які були отримано при проведенні різних видів механічних обробок (в т.ч. після наводнення) було застосовано спеціально розроблено програмне забезпечення [7].

Список літератури

1. Газотурбобудування в Україні: сучасний стан і перспективи розвитку / А.А. Халатов та ін. Вісник НАН України. 2013. № 12. С. 40–49.

2. Glotka A. Influence of alloying systems on the properties of single crystal nickel-based superalloys / A. Glotka, V. Ol'shanetskii// International Journal of Materials Research. – 2021. – Vol. 112, No. 10. - PP. 794-799. https://doi.org/10.1515/ijmr-2021-8328.

3. Balitskii A., Kolesnikov V. Hydrogen Effects on the Formation of Nickel Based Superalloys Cutting and Wear Products / Abstracs of the 22nd European Conference on Fracture - ECF22, 26 – 31 August, 2018, Belgrade, Serbia. – P. 182.

4. Колесніков В.О. Дослідження механічної оброблюваності та пошкоджуваності Ni-Co сплавів // Матеріали 6-ї Міжнародної науково-технічної конференції «Теорія та практика раціонального проектування, виготовлення і експлуатації машинобудівних конструкцій». — Львів: КІНПАТРІ ЛТД. — 2018. — С. 44 – 46.

5. O.A. Balitskii, V.O. Kolesnikov, A.I. Balitskii, J.J. Eliasz, M.R. Havrylyuk, Hydrogen effect on the high-nickel surface steel properties during

machining and wear with lubricants, Archives of Materials Science and Engineering 104/2 (2020) 49-57. DOI: https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.4894.

6. Колесніков Валерій. Металографічні дослідження Ni-Co сплавів NICO15CR9W6AL5MO4 (ЕП-741НП) «Сучасна наука та освіта». Матеріали Міжнародної науково-практичної конференції. м. Старобільськ, 14-15 квітня 2021 р. С.131 – 139. ISBN 978-617-95067-7-2.7.

7. Свідоцтво про реєстрацію авторського права та твір № 101853

Комп'ютерна програма «Обробка зображень поверхні продуктів зношування, різання високоміцних сталей та сплавів». Колесніков Валерій Олександрович, Балицький Олександр Іванович, Гаврилюк Марія Романівна, Іваськевич Любомир Михайлович. Дата реєстрації 15 січня 2021 року.

УДК 620.18:004.94

Колесніков В.О.[1,2]
Бурдун В.В.[2]

[1] канд. тех. наук., в.о. наук. співробітника ФМІ НАН України, доцент, Луганський національний університет ім. Тараса Шевченка

[2] канд. пед. наук., доцент Луганський національний університет ім. Тараса Шевченка

КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ МЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ NI-CO СПЛАВІВ

Застосування сучасних методів комп'ютерного моделювання для визначення цілого спектру характеристик та властивостей сплавів дозволяє суттєвим чином скоротити час на проведення натурних випробувань та експериментів [1-3].

Проводили комп'ютерне моделювання механічної обробки Ni-Co сплавів в пакетах Deform та Abaqus.

Для завдання характеристик сплавів використовували, як данні отримані з довідникової літератури, так і данні отримати на розривних машинах за стандартними методиками.

Отримані характеристики можуть бути описані за допомогою рівняння Джонсона-Кука (яке є суті еластов'язкопластичний закон стану матеріалу при великих деформаціях) та враховує адіабатичні зсувні явища, що викликані значними градієнтами температур та великими пластичними деформаціями.

Як приклад на рис. 1. проілюстровано графічну візуалізацію результатів комп'ютерного моделювання механічної обробки Ni-Co сплаву, що відповідає 1500 кроку ітерації зробленої в пакеті Deform.

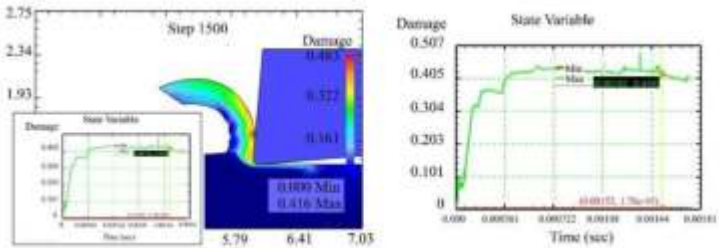


Рис. 1. Результати реологічного моделювання («Damage» – «Пошкодження»).

Також результати реологічного моделювання для основних видів обчислень з візуалізацією результатів у вигляді графіків були отримані для наступних характеристик: приведені деформації (Straine-Effective, mm/mm), швидкість деформації (Straine rate – Effective, mm/mm)/sec), еквівалентне напруження (Stress – Effective), (MPa); мінімальне та максимальне напруження (Stress – Min/Max principal, MPa); швидкість. (Velocity, mm/sec); температура в зоні різання (Temperature, ^{o}C).

Отже, в результаті імітаційного моделювання реологічного стану заготовок з Ni-Co сплавів при різанні встановлені закономірності зміни напружено-деформованого стану зони різання і питомої роботи стружкоутворення, інваріантні в широких інтервалах зміни умов та режимів оброблення, що може стати теоретичною основою механіки процесу різання сплавів такого типу.

Також були проведені натурні експерименти з механічної оброблюваності Ni-Co сплавів в умовах точіння та свердління [4].

Список літератури

1. Glotka A.A. Forecasting the Properties of Heat-Resistant Nickel Alloys Equalaxial Crystallization / A.A. Glotka, V.E. Ol'shanetskii// Archives of Metallurgy and Materials. – 2022. – Vol. 67, No. 1. - PP. 51-56. https://doi.org/10.24425/amm.2022.137471

2. Колесніков В. О. Деякі матеріалознавчі аспекти при механічній обробці сталей і сплавів для транспортної та енергомашинобудівних галузей. Частина 3. Застосування комп'ютерного моделювання Проблеми та перспективи розвитку автомобільного транспорту. IX-а

Міжнар. наук.-техн. інтернет-конф. Матеріали. 14-15 квітня 2021 р., м. Вінниця, 2021. С. 120 – 126.

3. Колесніков В. О. Деякі матеріалознавчі аспекти при механічній обробці сталей і сплавів для транспортної та енергомашинобудівних галузей. Частина 4. Застосування комп'ютерного моделювання // Матеріали X-ої Міжнар. науково-технічної інтернет-конф. «Проблеми і перспективи розвитку автомобільного транспорту», 14-15 квітня 2022 р. – Вінниця: ВНТУ, 2022. С. 121 – 126. ISBN 978-966-641-910-4.

4. Колесніков В.О. Дослідження механічної оброблюваності та пошкоджуваності Ni-Co сплавів // Матеріали 6-ї Міжнародної науково-технічної конференції «Теорія та практика раціонального проектування, виготовлення і експлуатації машинобудівних конструкцій». — Львів: КІНПАТРІ ЛТД. — 2018. — С. 44 – 46.

УДК 621.9:004.94:371

Бурдун В.В.[1]
Колесніков В.О.[2,3]
Ревякіна О.О. [3]
Васецька Л.О. [3]
Колеснікова Є.Б. [4]
[1] канд. пед. наук., доцент ЛНУ ім. Тараса Шевченка
[2] канд. тех. наук., в.о. наук. співробітника ФМІ НАН України, ЛНУ ім. Тараса Шевченка
[3] доцент, канд. тех. наук., доцент ЛНУ ім. Тараса Шевченка
[4] магістр, ДЗ «84 школа ім. Йосафати Гордашевської»

ВИКОРИСТАННЯ СУЧАСНИХ КОМП'ЮТЕРНИХ ПАКЕТІВ ПРОГРАМ ДЛЯ МОДЕЛЮВАННЯ МЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ МОДИФІКОВАНИХ СТАЛЕЙ ТА СПЛАВІВ

Для оптимізації та вирішення наукових та технологічних задач в енергомашинобудуванні та інших галузях застосовуються різні комп'ютерні програмні пакети та комплекси. Серед яких можна виділити: NASTRAN, ANSYS, LS-DYNA, DEFORM, ABAQUS, різні програмні рішення корпорації MSC Software та ін. [1-4].

Для вирішення більш складних та спеціалізованих задач проводять розробку додаткових програм та скриптів, написаних на різних мовах програмування: Assembly Language, Fortran, Pascal,

Delphy, C + +, Python та ін., що дозволяє значно розширювати можливості використання вищезгаданих програмних комплексів.

Для більшості програмних комплексів (наприклад, ANSYS, Abaqus) можна отримати безплатну «студентську ліцензію» (в т. ч. для аспірантів та докторантів), що дозволяє проводити комп'ютерне моделювання для навчання з некомерційною метою. LS-DYNA також дозволяє проводити безкоштовне тестування своїх «бета версій» програм.

Комп'ютерні пакети AdvantEdge, Deform (2D, 3D), Abaqus, LS Dyna, ANSYS дозволяють здійснювати комп'ютерне моделювання механічної обробки та стружкоутворення. В цих пакетах застосовують рівняння Джонсона-Кука, як найбільш ефективне з точки зору співвідношення «похибка»/«швидкість розрахунку».

На кафедрі технологій виробництва та професійної освіти ЛНУ ім. Тараса Шевченка планується додатково вводити в навчальний процес курси дисциплін присвячені проведенню комп'ютерного моделювання механічної обробки сплавів.

Проведено комп'ютерне моделювання точіння та свердління для різних сплавів, наприклад, для модифікованих феритно-перлітних сталей та жароміцних нікель-кобальтових сплавів. Результати моделювання дозволили отримати значення напружень за фон Мізесом та інші характеристики для різних умов механічної обробки.

Список літератури

1. Бурдун В. В., Ревякіна О. О., Колеснікова Є. Б. Деякі приклади застосування інформаційних технологій в автомобільній галузі та освіті // Матеріали IX-ої міжнародної науково-технічної інтернет-конференції «Проблеми і перспективи розвитку автомобільного транспорту», 14-15 квітня 2021 року: збірник наукових праць/. – Вінниця: ВНТУ, 2021. С. 30 - 34. ISBN 978-966-641-851-0.

2. Колесніков В. О. Деякі матеріалознавчі аспекти при механічній обробці сталей і сплавів для транспортної та енергомашинобудівних галузей. Частина 3. Застосування комп'ютерного моделювання Проблеми та перспективи розвитку автомобільного транспорту. IX-а Міжнар. наук.-техн. інтернет-конф. Матеріали. 14-15 квітня 2021 р., м. Вінниця, 2021. С. 120 – 126. ISBN 978-966-641-851-0 (PDF).

3. Колесніков В. О. Деякі матеріалознавчі аспекти при механічній обробці сталей і сплавів для транспортної та енергомашинобудівних галузей. Частина 4. Застосування комп'ютерного моделювання // Матеріали X-ої Міжнар. науково-технічної інтернет-конф. «Проблеми і

перспективи розвитку автомобільного транспорту», 14-15 квітня 2022 р. – Вінниця: ВНТУ, 2022. С. 121 – 126. ISBN 978-966-641-910-4.

4. Колесніков Валерій Олександрович, Ревякіна Ольга Олександрівна, Васецька Лариса Олександрівна, Колеснікова Єлизавета Борисівна. Моделювання мікроструктури сплавів для прогнозування залишкової напруги та широкого спектра механічних властивостей в програмному комплексі DEFORM // Актуальні питання, проблеми та перспективи розвитку науки та освіти: матеріали І Всеукраїнської міждисциплінарної науково-практичної конференції (м. Полтава, 27-28 квітня 2022 року). Полтава: Вид-во ДЗ «ЛНУ імені Тараса Шевченка»: Полтава, 2022. С. 218 – 222.

УДК 621.9:620.004.9

Балицький О.І.[1]
Колесніков В.О.[2,3]
Гаврилюк М.Р.[4]
Іваськевич Л.М.[5]
[1] д-р. тех. наук., ст. наук. співробітник ФМІ НАН України
[2] канд. тех. наук., наук. співробітник ФМІ НАН України
[3] канд. тех. наук., доц. ЛНУ ім. Тараса Шевченка
[4] канд. тех. наук., наук. співробітник ФМІ НАН України
[5] канд. тех. наук., ст. наук. співробітник ФМІ НАН України

ЗАСТОСУВАННЯ СИСТЕМИ КОМП'ЮТЕРНОГО ЗОРУ ДЛЯ АНАЛІЗУ ПРОДУКТІВ РІЗАННЯ NI-CO СПЛАВІВ

Ni-Co сплави є перспективними конструкційними матеріалами, що використовуються в різних галузях. Проте в залежності від технології виготовлення може виникати необхідність для доопрацювання виробів які були з них виготовленні. Серед таких технологічних операцій які полегшують механічну обробку може бути наводнення поверхневих та підповерхневих шарів для полегшення їх механічної обробки, застосування змащувальних охолоджувальних середовищ (ЗОР) та нових інструментів для обробки.

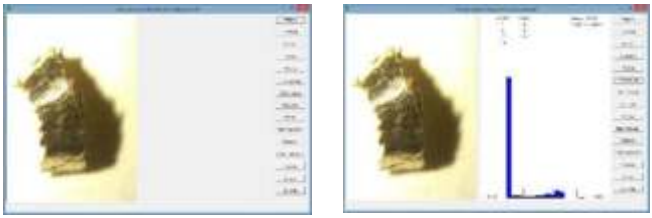
Раніше нами було встановлено, що в продуктах різання з високонікелевих сплавів є високий вміст водню. Який виділявся під час технологічного процесу при використанні ЗОР [1].

На спеціальному обладнанні проводили насичення воднем дослідних зразків з газової фази.

Водень суттєво впливає на механічну оброблюваність сплавів, а також трибофізичні властивості поверхневих та підповерхневих шарів. Експериментальні результати наводнених оброблюваних деталей і ріжучого інструмента свідчать про зміну характеру стружкоутворення та інтенсивності зношування ріжучого інструмента.

Застосування методів комп'ютерного зору за механічної обробки матеріалів разом з ретельним аналізом продуктів різання сприяє вивченню особливостей їх руйнування та відповідного корегування технологічних процесів [2].

На рис. 1 наведено принт скрини діалогових вікон розробленої комп'ютерної програми , за допомогою якої відбувався аналіз продуктів різання зі зразка Ni-Co сплаву [3].



а *б*

Рис. 1. Вихідне зображення (*а*); Побудова гістограми (*б*).

Аналіз стружки дозволяє суттєвим чином корегувати виробні процеси [4]. На зростаючому ринку Індустрії 4.0 існує гостра необхідність впроваджувати автоматичні методи перевірки для підтримки виробничих процесів. Автоматизація операції ідентифікації та розпізнавання стружки дозволить розробити більш ефективні процеси різання, що полегшить управління плануванням процесів виробництва з нульовою кількістю дефектів.

Список літератури

1.Balitskii A., Kolesnikov V. Hydrogen Effects on the Formation of Nickel Based Superalloys Cutting and Wear Products / Abstracs of the 22nd European Conference on Fracture - ECF22, 26 – 31 August, 2018, Belgrade, Serbia. – P. 182.

2. Колесніков Валерій, Гаврилюк Марія, Балицький Олександр. Застосування методів комп'ютерного зору для ідентифікації продуктів різання та зношування з урахуванням матеріалознавчих засад. «Сучасна наука та освіта». Матеріали Міжнародної науково-практичної конференції. м. Старобільськ, 14-15 квітня 2021 р.С. 140 – 142

3. Свідоцтво про реєстрацію авторського права та твір № 101853 Комп'ютерна програма «Обробка зображень поверхні продуктів зношування, різання високоміцних сталей та сплавів». Колесніков Валерій Олександрович, Балицький Олександр Іванович, Гаврилюк Марія Романівна, Іваськевич Любомир Михайлович. Дата реєстрації 15 січня 2021 року.

4. Еліаш Я., Балицький О.І., Гаврилюк М.Р., Колесніков В.О. Деякі матеріалознавчі аспекти та морфологія продуктів різання як інформаційні чинники щодо корегування технологічних процесів під час механічної обробки сплавів в енергетичній галузі. І-ша Всеукраїнська наук.-практ. інтернет-конф. «Сучасна наука: стан, проблеми, перспективи». Матеріали. м. Старобільськ, 14-15 квітня 2020 р. С. 140 – 144.

УДК 620.18:004.94

Колесніков В.О.[1,2]

[1] канд. тех. наук., в.о. наук. співробітника ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України

[2] доцент, ЛНУ ім. Тараса Шевченка

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРНОЇ МІКРОНЕОДНОРІДНОСТІ В СТАЛІ 38ХН3МФА ТА ЇЇ ВПЛИВ НА ВЛАСТИВОСТІ

Структурна мікронеоднорідність має суттєвий вплив на властивості конструкційних матеріалів [1 - 3]. Протягом тривалої експлуатації виробів, що використовуються в енергомашинобудуванні, відбуваються зміни в їх мікроструктурі, це впливає безпосередньо на їх властивості. Свій внесок на зміни, що відбуваються у структурних складових сплавів додають цілий комплекс факторів таких, як технологічні середовища, навантаження, зміна температур, корозійна стійкість матеріалів та ін.

Досліджували зразки зі сплавів сталі 38ХН3МФА в умовно вихідному стані та після тривалої експлуатації вала ротора. Виявлена зміна мікротвердості для зерен фериту через 250 тис. годин експлуатації (рис. 1). Отримано рівняння регресії та коефіцієнти множинної регресії.

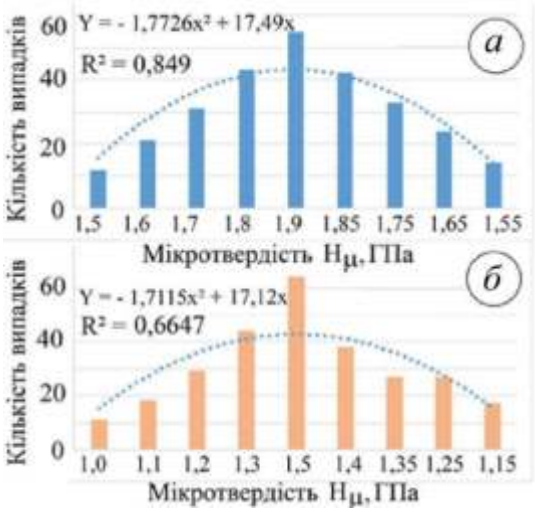


Рис. 1. Мікротвердість зерен фериту: вихідний стан (а); деградований стан (б).

Також проведений аналіз досліджень, дозволив встановити зниження твердості під час тривалої експлуатації для сталей: 12Х18АГ18Ш, 25Х1М1Ф, 38ХН3МФА. Встановлено, що для сталі 38ХН3МФА ((150…250)·10³ год.) відбувається розпад сорбіту і на 15 % знижується твердість. Так твердість сталі у вихідному стані складала 290 НВ (площа цементиту становила 80…87 %), після 250 тис. год експлуатації знизилась до 250 НВ (цементитна складова зменшилась до 65 %, виявлено зерна вільного фериту).

Встановлено, що вміст легувальних елементів в карбідній фазі збільшується, а у твердому розчині металевої матриці зменшується у порівняні з вихідним станом. Інтенсифікація дифузійних процесів сприяє збільшенню концентрації карбідоутворюючих елементів: як в карбідах, так і по границях зерен [4].

Зафіксовано збільшення у спеціальних карбідах вмісту: Cr та V – в 1,05 – 1,6 раза, Mo – у 2,2 – 2,8 раза. Також одночасно відбувається розпад перліту за рахунок перетворення до карбідної фази.

Список літератури

1. Колесников В. А. Особенности формирования структурной микронеоднородности высокомарганцевых чугунов // Ресурсозбігаючі технології виробництва та обробки тиском матеріалів у машинобудуванні: Зб. наук. пр. Частина 2.

Матеріалознавство. – Луганськ: Видавництво СНУ.- 2003. – С. 78 – 84.
2. Балицький О., Костюк І., Кохманський П., Остаф В., Колесніков В. Неоднорідність механічних та електрохімічних характеристик зварних зєднань хромомарганцевих сплавів. // 6-й Міжнародний симпозіум українських інженерів-механіків у Львові. – Львівська Політехніка. – 2003. – с. 134 -135.
3. Balicki A., Kubicki J., Kolesnikow W. Podwyzszanie odpornosci na zuzycie scierne stopow Fe–Mn poprzez wprowadzenie wybranych dodatkow stopowych // Inzynieria materialowa.-2003.– № 4. s. 244 – 247.
4. Концепція враховування структурно-фазового стану експлуатованих матеріалів в енергомашинобудуванні при проведенні ремонтів з застосуванням механічної обробки. Колесніков В.О., Балицький О.І., Гаврилюк М.Р., Ревякіна О.О. II-га Міжнародна науково-технічна конференція «Перспективи розвитку машинобудування та транспорту – 2021»: Збірник тез [Електронний ресурс]. – Вінниця: ВНТУ. – 2021. – с. 310 -312.

УДК 621.9:004.94
Балицький О.І.[1,2.]
Колесніков В.О.[3,4]
Бикадорова Н.О.[5]
Рожкова А.Ю.[6]
[1] д-р. тех. наук., ст. наук. співробітник ФМІ НАН України
[2] д-р. тех. проф. Західнопоморський технологічний університет в Щеціні Республіка Польща, Щецин
[3] канд. тех. наук., в.о. наук. співробітника ФМІ НАН України
[4] доцент, ЛНУ ім. Тараса Шевченка
[5] ст. викладач ЛНУ ім. Тараса Шевченка
[6] асистент ЛНУ ім. Тараса Шевченка

КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ОРТОГОНАЛЬНОГО ТОЧІННЯ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ

Жароміцні нікелеві сплави володіють цілим рядом властивостей, що дозволяє вироби з них у важких умовах роботи в енергомашинобудуванні, енергетиці, авіації та інших галузях [1, 2].

Вважаючи на високу вартість виробів, яка ще того постійно зростає, виникає необхідність у проведенні різних видів комп'ютерного

моделювання, що стосуються таких сплавів. Це дозволяє суттєвим чином економити час на проведенні натурних експериментів та випробувань [3, 4].

Проводили комп'ютерне моделювання механічної обробки Ni-Co сплавів в пакетах Deform (2D, 3D) та Abaqus.

Для завдання характеристик сплавів використовували, як данні отримані з довідникової літературі, так і данні отримати на розривних машинах за стандартними методиками.

Отримані характеристики можуть бути описані за допомогою рівняння Джонсона-Кука (яке є по суті еластов'язкопластичним законом стану матеріалу при великих деформаціях) та враховує адіабатичні зсувні явища, які викликані значними градієнтами температур та великими пластичними деформаціями.

Як приклад на рис. 1. проілюстровано графічну візуалізацію результатів комп'ютерного моделювання механічної обробки Ni-Co сплаву, що зробленої в пакеті Abaqus. Як видно з рисунка зовнішній вигляд стружки, що утворилась під час експериментальних досліджень збігає з комп'ютерним моделюванням.

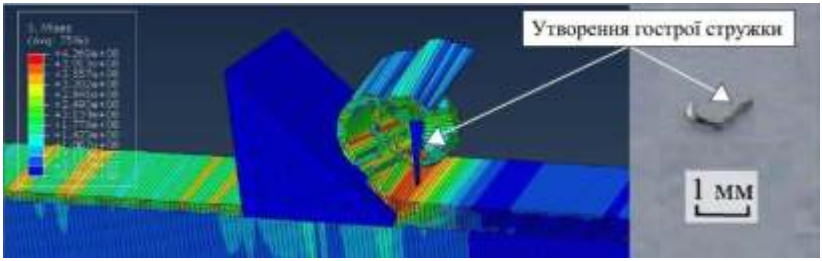


Рис. 1. Комп'ютерне моделювання деформації стружки (візуалізація комп'ютерного моделювання в програмі Abaqus).

Також результати реологічного моделювання отримано значення напружень за фон Мізесом в різних частинах виробу, що моделюється.

Використовуючи даний пакет з'являється можливість для проведення моделювання для репрезентативних об'ємів матеріалу, як для 2D, так і для 3D умов.

Список літератури

1.O. A. Glotka and S. V. Haiduk, Distribution of Elements in Carbides of Multicomponent Superalloys, Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 42, No. 6: 869—884 (2020) (in Russian) https://doi.org/10.15407/mfint.42.06.0869.

2. Balitskii A., Kolesnikov V. Hydrogen Effects on the Formation of Nickel Based Superalloys Cutting and Wear Products / Abstracs of the 22nd

European Conference on Fracture - ECF22, 26 – 31 August, 2018, Belgrade, Serbia. – P. 182.

3.Абрамек Кароль, Колесніков Валерій, Балицький Олександр. Деякі підходи щодо комп'ютерного моделювання механічної обробки матеріалів з урахуванням параметрів мікроструктури досліджуваних сплавів. «Сучасна наука та освіта». Матеріали Міжнародної науково-практичної конференції. м. Старобільськ, 14-15 квітня 2021 р. С. 208 - 210. ISBN 978-617-95067-7-2.

4. Колесніков В. О. Деякі матеріалознавчі аспекти при механічній обробці сталей і сплавів для транспортної та енергомашинобудівних галузей. Частина 3. Застосування комп'ютерного моделювання Проблеми та перспективи розвитку автомобільного транспорту. IX-а Міжнар. наук.-техн. інтернет-конф. Матеріали. 14-15 квітня 2021 р., м. Вінниця, 2021. С. 120 – 126

УДК669.245.018.28:629.7.03.-226.2

Квасницька Ю.Г[1]
Шинський О.Й.[2]
Максюта І.І[3]
Квасницька К.Г[4]
[1]д-р техн.. наук, провідний науковий співробітник відділу фізико-хімії ливарних процесів Физіко-технологічного інституту металів та сплавів Національної академії наук України
[2]д-р техн.. наук, завідуючий відділу фізико-хімії ливарних процесів Физіко-технологічного інституту металів та сплавів Національної академії наук України
[3]канд. техн. наук, старший науковий співробітник відділу фізико-хімії ливарних процесів Физіко-технологічного інституту металів та сплавів Національної академії наук України
[4]аспірант відділу фізико-хімії ливарних процесів Физіко-технологічного інституту металів та сплавів Національної академії наук України

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЇ СТАБІЛЬНОСТІ ЖАРОМІЦНИХ КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ СПЛАВІВ ДЛЯ РОБОЧИХ ЛОПАТОК ГТД

Актуальність розробки нових жароміцних корозійностійких сплавів пов'язана з необхідністю збільшення ресурсу роботи лопаток турбіни, підвищення температури газу перед входом в турбіну та

економії палива. Одночасно з підвищенням робочої температури у турбінах необхідно забезпечити надійність роботи лопаток, зменшити витрати на ремонт двигуна та випуск запасних частин. Відповідно до вимог конструкторської документації на сучасні енергетичні і суднові ГТД необхідно забезпечити їх надійну роботу при температурі газу на вході в турбіну 1150 – 1200°С, що дозволить підвищити потужність у порівнянні з двигунами, розробленими раніше. Для підвищення жароміцності та зменшення високотемпературної корозії лопаток у сплави вводять від 12 до 20 % мас. хрому. Підвищений вміст хрому сприяє утворенню карбідних фаз у сплаві, які зменшують пластичність литого металу[1–5].

Останнім часом створюють жароміцні сплави на нікелевій основі, які легують ренієм, танталом, рутенієм. Використання цих елементів для легування сучасних сплавів дозволяє зменшити концентрацію в них хрому і збільшити міцність без зменшення рівня корозійної стійкості лопаток.

Дослідження останніх років показали, що спільне введення в сплав танталу і ренію забезпечує різке зниження дифузійної рухливості елементів у сплаві, особливо при високій температурі, значно зміцнює твердий розчин і стабілізує γ′-фазу, зокрема уповільнює процеси утворення великих часток γ'-фази, за рахунок коагуляції та підвищує температуру розчинення дрібних. Це також призводить до збільшення жароміцності та термічної стабільності жароміцних нікелевих сплавів [6–8].

Протягом останнього десятиріччя у ФТІМС НАН України проходять дослідження впливу тугоплавких металів, таких як реній, тантал, рутеній, на структуру і властивості жароміцних корозійностійких сплавів для лопаток ГТД. На базі хімічного складу серійного жароміцного корозійностійкого сплаву СМ88Y[9] створена нова композиція, що додатково містить реній (3,7-4,3 %, мас.) і тантал(2,5- 4,3 %, мас.).

Найважливіша роль в забезпеченні тривалої міцності ЖС, їх технологічності при литті і термічній обробці належить температурам фазових перетворень. Температури повного розчинення γ'-фази в γ-твердому розчині Тп.р. (Тсольвус), температури солідус T_S і ліквідус T_L є не тільки характеристиками термічної стабільності, а й визначають, в першому наближенні, максимальну температурну працездатність жароміцного сплаву [23]. Метою даної роботи є вивчення температур фазових перетворень, дослідження фазово-структурних складових експериментального жароміцного корозійностійкого сплаву для

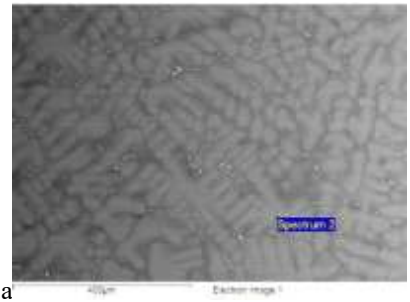
лопаток першого та другого ступеню турбіни газотурбінних двигунів енергетичного призначення.

Досліджено п'ять зразків експериментального сплаву і відомого промислового сплаву CM88Y. Для отримання дослідних зразків заготовки сплаву CM88Y [9] і експериментального сплаву, які були попередньо виплавлені з чистих матеріалів, переплавляли методом вакуумно-індукційного переплаву на ливарному агрегаті УППФ-2 за відомою технологією. (тиск в печі 1,2 – 2,5 Па, температура заливки у форми 1560 – 1580 °С, температура форми – 800 °С). Температури фазових перетворень (TS, TL, Тп.р. – повного розчинення γ'-фази) визначалися диференційною скануючою калориметрією. Дослідження виконували на високоточному синхронному термічному аналізаторі Netzsh STA449C (Німеччина) при нагріві та охолодженні зі швидкістю 20°С/хв зразків зі сплавів розміром 2,8×2,8×2,8 мм. Точність вимірювання температур складає ±1,5 °С.

Для п'яти зразків експериментального сплаву і сплаву CM88Y було визначено основні температури фазових перетворень: температура солідус, ліквідус, сольвус (повного розчинення (Тп.р.) γ'-фази). Встановлено зміщення рівня значень критичних точок (TS,TL) в сторону підвищення, з температури 1270, 1330 до 1320, 1370 °С відповідно, при введенні ренію і танталу . Це є підтвердженням факту позитивного впливу цих елементів на температурний поріг розчинення зміцнюючої γ′-фази складу $Ni_3(Al,Ti)$ і визначає підвищення температурного рівня роботоздатності сплаву, що містить реній і тантал. В порівнянні з температурами для CM88Y отримані для нього дані на 50 ºС вищі.

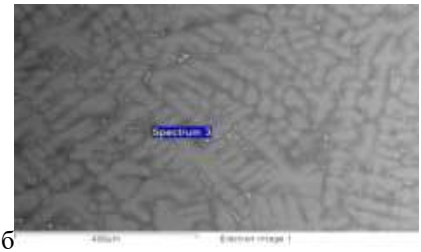
Легування сплавів ренієм і танталом (запропонований сплав), а також зниження у них хрому суттєво підвищують термічну стабільність γ' –фази: Тп.р.γ' підвищується ~ на 50°С, до величини 1220°С. При цьому зростає температура розчинення нерівноважної (γ+γ') - евтектики (Тевт.) до 1245°С.

Дослідження мікроструктури отриманих зразків в литому стані, після нагріву та охолодження (калориметричні дослідження) дають можливість підтвердити, що фазово-структурний стан відповідає для сплаву розглянутого типу, тобто складається з γ-твердого розчину з включенням γ′-фази і карбідами. З рисунка видно, що зразок експериментального сплаву має дендритно-коміркову структуру, яка складається з γ-твердого розчину, зміцнюючої γ′-фази та карбідів. При аналізі структур досліджених зразків після нагріву в калориметрі до 1250 °С топологічнощільноупаковані (ТЩУ) - фази у сплаві, що містить реній і тантал, не утворювалися.



а

Element	Weight, %	Atomic, %
Al K	2,68	6,28
Ti K	0,91	1,20
Cr K	13,49	16,43
Co K	7,72	8,30
Ni K	56,64	61,08
Nb L	0,00	0,00
Mo L	1,07	0,71
Ta M	1,56	0,55
W M	9,63	3,32
Re M	6,31	2,14
Totals	100,00	



б

Element	Weight, %	Atomic, %
Al K	3,42	7,44
Ti K	2,90	3,55
Cr K	13,68	15,43
Co K	7,22	7,18
Ni K	62,38	62,32
Nb L	0,82	0,52
Mo L	1,67	1,02
Ta M	2,22	0,72
W M	5,69	1,82
Re M	0,00	0,00
Totals	100,00	

Рисунок. Мікроструктура і хімічний склад сплаву № 5, який леговано ренієм і танталом, в осі дендриту (а) і на границі комірки (б)

Проведені порівняльні дослідження показали, що введення у сплав тугоплавких металів сприяє підвищенню його теплофізичних властивостей, а саме температур ліквідус, солідус та повного розчинення, приблизно на 50 ºС ніж для стандартного жароміцного нікелевого сплаву СМ88Y.

1. Патон Б., Халатов А., Костенко Д., Білека Б., Письменний О., Боцула А., Парафійник В., Коняхін В. Концепція (проект) державної науково-технічної програми «Створення промислових газотурбінних двигунів нового покоління для газової промисловості та енергетики» // Вісник НАН України. – 2008. – № 4. – С.3-9.

2. C.T. Sims , N. S. Stoloff, and W.C. Hagel (editors), Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power, John Wiley & Sons, New York (1995).

3. Wahl J. B., Harris K. CMSX-4 plus single alloy development, characterization and application development // Superalloys 2016:Proc. Of the 13th International Symposium on Superalloys, TMS(the Minerals, Metals&Materials Society). – 2016. – P.25-33.

4. Harris K., Materials Science and Technology 2009.25(2): 147-153. https://doi.org/10.1179/174328408X355442

5. V.P.Kuznetsov, V.P. Lesnikov, , I.P. Konakova, N.A. Popov, Y.G. Kvasnitskaya Structural and Phase Transformations in Single-Crystal Rhenium- and Ruthenium-Alloyed Nickel Alloy Under Testing For Long-Term Strength Metal Science and Heat Treatment, 2015, 57(7-8), стр. 503–506. https://doi.org/10.1007/s11041-015-9912-4

6. Богуслаев В.А, Муравченко Ф.М., Жеманюк П.Д. и др.Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки турбины. Часть II. // Монография. Изд. 2-е, переработанноеи дополненное. – Запорожье: ОАО «Мотор Сич». – 2007. - 496 с.

7. X.Wu, S.K.Makineni, C.H.Liebscher, G.Dehm, J.R.Mianroodi Unveiling the Re effect in Ni-based single crystal superalloys nature communications (2020)11:389.
https://doi.org/10.1038/s41467-019-14062-9

8. J.Lapin, M.Gebura, T.Pelachova, M. Nazmy Coarsening kinetics of cuboidal γ′ precipitates in single crystal nickel base superalloy CMSX-4 . Kovove Mater. 46 2008 313-322.

9. Specification Z88YF1-S2 for supplying remelting stocks of alloy CM-88Y. –Technical specifications of “ZORYA” – “MASHPROEKT” GTRPC - 2016.

УДК 669
Ольшанецький В.Ю.[1]
Кононенко Ю.І.[2]
Сергач Р.А.[3]
[1] докт. техн. наук, професор НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя
[2] старший викладач НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя
[3] студент гр. ІФ-210 НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

ПОБУДОВА СИГАРОПОДІБНИХ ДІАГРАМ З УРАХУВАННЯМ ЕНЕРГЕТИКИ ВНУТРІШНІХ МЕЖ ЗЕРЕН У ТВЕРДІЙ ФАЗІ

Відомо, що будь-яка сигароподібна діаграма, яка має в системі «температура – хімічний склад» лінії ліквідус та солідус, може бути побудована в два способи.

Перший полягає в урахуванні фігуративних критичних точок стосовно температур «ліквідус» та «солідус» для різних хімічних складів в системі компонентів *A*-*B*. Точно таку ж діаграму можна отримати шляхом врахування критичних точок ліквідусу та солідусу, що належать різним сплавам при різних фіксованих температурах перетворення.

Виходячи з принципів геометричної термодинаміки, можна шляхом проведення загальної дотичної знайти парціальні хімічні потенціали (для кожного розташування загальної дотичної) компонентів *A* та *B* у рідкій та твердій фазах. При цьому будь-яка вертикаль, що перетинає загальну дотичну для фіксованого хімічного складу, відповідає найменшій вільній енергії системи і тому похідна вільної енергії у кожному випадку буде дорівнювати нулю.

Крайні точки кожної дотичної відповідають мінімумам U-подібних кривих вільних енергій рідкої та твердої фаз. В той же час ці точки належать прямим, котрі включають у себе відповідні дотичні та перетинають температурні координатні осі компонентів *A* та *B*. Спільні розв'язання рівнянь, що відповідають U-подібним кривим та побудованим прямим, дають можливість отримати значення парціальних хімічних потенціалів, котрі характеризують гіббсові вільні енергії речовин *A* та *B*, що входять до складу рідин та твердих розчинів в точках дотику низки дотичних.

До того ж, кожна U-подібна крива вільної енергії для твердої фази містить окрім таких вільних параметрів, як температура і тиск, ще і усереднену вільну енергію меж зерен, що повинно суттєво вплинути на характер розташування сигароподібної діаграми в системі координат «температура-хімічний склад».

УДК: 669.26.018.44:669.017
Кріпак А. О.[1]
Міщенко В. Г.[2]
Корнієнко В. В.[3]
[1] аспірантка ЗНУ
[2] д-р техн. наук, професор НУ «Запорізька політехніка»
[3] аспірант НУ «Запорізька політехніка»

СТРУКРУТА ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ АУСТЕНІТНИХ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ РІЗНОГО ФУНКЦІОНАЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

Аерокосмічна галузь, яка динамічно розвивається, вимагає від матеріалознавців створення сучасних сплавів, що забезпечують підвищення конкурентоздатності в нових розробках газотурбінних двигунів. Неупинно зростають вимоги до сплавів, які працюють при високих температурах та в агресивних середовищах. Тому більша частина матеріалів, що експлуатується – застаріли та не відповідають сучасним вимогам через низькі показники міцності та корозійної стійкості в умовах підвищених температур. Аналогічні зарубіжні та вітчизняні сплави мають завищену концентрацію легувальних елементів, які не тільки не сприяють покращенню властивостей, але й провокують утворення фаз, які сприяють крихкості (σ- та δ- фази), що призводить до пониження експлуатаційних характеристик.

Короткочасні випробування на розрив досліджуваних сплавів при підвищених температурах дали більш високі показники в порівнянні зі сплавами 20Х23Н18 (AISI 310) та 12Х18Н10Т, які традиційно використовують для роботи в умовах підвищених температур (табл. 1).

Таблиця 1 – Границя міцності сплавів при різних температурах

Сплав	Границя міцності $\sigma_в$, МРа		
	850 ºС	950 ºС	1050 ºС
11Х13Н13	158,3	101	63
11Х13Н16	154,7	104	63
14Х16Н17	179	110	68,5
14Х16Н13	178	130	64
20Х23Н18	150	90	52
12Х18Н10Т	137	65	38

У сплаві 20Х23Н18 підвищений вміст вуглецю та хрому у порівнянні з досліджуваними сплавами. Тому цей сплав має гірші показники границі міцності при трьох різних температурах досліджень. Це обумовлено тим, що підвищений вміст хрому та вуглецю сприяє збільшенню карбідоутворення на границях зерен, яке пов'язує вуглець та хром в спеціальні карбіди $Me_{23}C_6$, зменшуючи їхню концентрацію. З підвищенням температури зменшуються показники границі міцності цього сплаву через пришвидшену коагуляцію карбідів хрому, що активно зменшує міцність твердого розчину та збіднює границі зерен хромом. Крім того надлишок хрому сприяє утворенню σ- фази FeCr, яка підвищує крихкість сплаву.

Сплав 12Х18Н10Т має понижений у порівнянні з іншими сплавами склад легувальних елементів, тому цей сплав має найгірші показники границі міцності при трьох різних температурах досліджень. Нікель сприяє аустенізації твердого розчину і надає підвищені значення границі міцності після 16…17% його вмісту в сплаві. Крім того, зміцнення відбувається за рахунок утворення інтерметалідів. У цьому сплаві нікелю недостатньо для утворення потрібної кількості інтерметалідів. При температурі 1050ºС нікелю недостатньо для попередження утворення феритної δ- фази, що також сприяє пониженню границі міцності.

У сплавах 11Х13Н13, 11Х13Н16, 14Х16Н17, 14Х16Н13 обґрунтовано достатній вміст хрому та нікелю, які сприяють первинному зміцненню γ- фази. Наявність у сплавах ніобію та молібдену, які мають більшу енергію активації ніж хром, здатна посилити процес зміцнення аустеніту шляхом утворення дрібнодисперсних карбідів, тим самим попереджує виділення карбідів хрому. Таким чином, більша частина хрому, яка попереджує міжкристалітну корозію здатна забезпечити підвищення жароміцності. Вміст нікелю у межах 13…17% достатньо для забезпечення стабільності аустеніту.

Список використаних джерел

1. Гуляев А. П. Металловедение: учебник для вузов. Москва: Металлургия, 1986. 544 с.
2. Химушин Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы. Москва: Металлургия, 1969. 752 с.
3. Химушин Ф. Ф. Нержавеющие стали. Москва: Металлургия, 1967. 800 с.
4. Келли А. Высокопрочные материалы. Москва: Мир, 1976. 261 с.

УДК 669.14:620.183
Куницька І.М.[1]
Ольшанецький В.Ю.[2]
Левін Б.А.[3]
[1]канд. техн. наук, інженер АТ «Мотор Січ», наук. співр. ДП «УкрНДІспецсталь»
[2] д-р техн. наук, професор кафедри ФМ НУ «Запорізька політехника»
[3] нач. Технічного відділу ПАТ «Дніпроспецсталь»

ОЦІНЮВАННЯ ТА ВИЯВЛЕННЯ ЗЕРНА В КОНСТРУКЦІЙНИХ ЛЕГОВАНИХ СТАЛЯХ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ АВІАЦІЙНОЇ ТЕХНІКИ

Відповідальні деталі для авіаційної та вертолітної техніки підлягають згідно вимог нормативно-технічної документації (технічні умови, креслення), 100 % контролю механічних властивостей і твердості у стані після кінцевої термічної обробки.

Рівень механічних властивостей сталей, надійність та довговічність експлуатації деталей залежать від величини зерна матеріалу, яке формується на різних етапах деформаційно-термічного переділу: під час кування, штампування, прокаткою, в процесі термічної обробки.

За останні десятиріччя проведений ряд досліджень мікроструктури конструкційних сталей різних виробників та способів виплавлення. Для сталей типу 40ХН2МА-Ш, 18Х2Н4МА-Ш, 30Х2Н2ВФМА-Ш, 42ХМ та інш. показано, що в результаті нормалізації, гартування з відпуском, проведених за стандартними режимами, формується достатньо однорідна структура з розміром зерна № 7-9, навіть № 8-10. Тому після термообробки деталей оцінювання величини зерна не проводиться, вимоги в НТД щодо цього параметру відсутні.

В той же час, в матеріалі заготовок (прутки гарячекатані, ковані, поковки, штамповки), що поставляються термічно обробленими або без термообробки, контролюють розмір зерна і твердість. Згідно ТУ зерно повинно бути не крупніше № 5 шкал 1-2 ГОСТ 5639 або відповідати № 5-8 (припускається відхилення на 2 номера в бік більш дрібного зерна) за ASTM E112, ДСТУ ISO 643:2009. Нагрівання під гарячу деформацію та її завершення відбувається при температурах вищих, ніж традиційні температури гартування. Це може призводити до наявності в металі крупнозернистої структури. З метою перевірки чи досягається подрібнення зерна під дією гарячої деформації та при наступній

термічній обробці за рахунок процесів рекристалізації, перекристалізації виконують оцінку величини зерна.

Зокрема, згідно технічних умов на гарячекатану і ковану металопродукцію із термополіпшуваної сталі нормованому розміру зерна № 5-8 відповідають різні вимоги до механічних властивостей в залежності від діаметра прутків в межах від 160 до 550 мм. Наводяться норми з врахуванням різної прогартованості прутків діаметром ≤250 мм, >250≤500 мм та >500 мм; крупному сорту відповідає більш низький рівень властивостей.

Процедура оцінювання і виявлення зерна конструкційних сталей докладно відображена в методичних стандартах. Зерно контролюється з використанням методик ASTM, ISO, ГОСТ. Границі зерен виявляються під час травлення у водному розчині пікрінової кислоти, з підігріванням реактива до 60-70 °С з метою прискорення процесу травлення, яке складає ~15-25 хв. В результаті, в металографічному мікроскопі спостерігають картину з чіткими темними лініями границь зерен на фоні більш світлого тіла зерна, що відповідає зображенням стандартних шкал.

Слід зазначити, що контроль розміру зерна в пруткових заготовках після гарячої деформації і термообробки не суперечить стандартній методиці приготування зразка, згідно якої аустенітне зерно виявляють в сталях з мартенситною або бейнітною структурою. Така структура в середньовуглецевих сталях, наприклад 40ХН2МА-Ш, отримується внаслідок нормалізації, гартування з прокатного або окремого нагріву.

Оскільки травлення в реактиві пікрінової кислоти є досить тривалим, в деяких випадках використовують 4 %-ний розчин азотної кислоти, який добре виявляє мікроструктуру та не витравлює границі зерен в зазначених сталях. Границі зерен в мартенситній структурі при спостереженні в мікроскопі залишаються невидимі.

В деяких дослідженнях, необґрунтовано, розмір зерна оцінюють вимірюючи довжину будь-якої знайденої голки мартенситу, вважаючи, що дрібнодисперсному мартенситу відповідає зерно № 7-8 (~22-33 мкм). Але ж дрібнодисперсний мартенсит утворюється не тільки завдяки дрібному зерну, а й на фоні розвинутої субструктури, в крупному зерні, наприклад, після гарячої деформації. Тому, описане оцінювання є некоректним, особливо у випадку здавального контролю деталей, а результати не можна вважати достовірними.

Також не є актуальними пропозиції щодо використання норм до величини зерна в заготовці для оцінки зерна в остаточно термічно обробленій деталі. Некоректність перенесення норм на деталь полягає в

тому, що, по-перше, розмір зерна після традиційних режимів гартування, нормалізації відомий, складає № 7-9 (~15-33 мкм). По-друге, в роботах університетів, галузевих інститутів, таких як ДП "УкрНДІспецсталь, ІЧМ ім. З.І. Некрасова НАНУ та інш., останніми дослідженнями в умовах УГМет АТ "Мотор Січ" показано, що зерно зростає до № 5 при нагріванні під гартування до температур 1050 °С і вищих. При цьому, звичайні температури гартування сталей 40ХН2МА-Ш, 42ХМ становлять 820-870 °С, нормалізації – 920 °С.

У роботах з дослідження впливу температури гартування на механічні властивості встановлено різке падіння ударної в'язкості подібних сталей з величиною зерна № 5. Таким чином, зерно № 5, отримане при високих температурах, не забезпечить вимог ТУ, креслень до механічних властивостей матеріалу.

У відомих на даний момент ТУ контроль величини зерна після термічної обробки деталей не застосовується. Внесення в ТУ норм "не крупніше № 5" в деталях є передчасним, це питання потребує доопрацювання. При прийнятті рішення щодо проведення контролю зерна в деталях та внесення норм в ТУ, необхідно врахувати результати попередніх робіт, а також провести додаткові експерименти з дослідження впливу розміру зерна на властивості. ТУ зі змінами доцільно погодити з галузевими інститутами.

Таким чином, для забезпечення регламентованої якості відповідальних деталей пропонуємо і надалі виконувати 100 % контроль механічних властивостей, твердості згідно вимог НТД.

УДК 621.771:006.83(075.8)
Курпе О.Г.[1],
Кухар В.В.[2,4],
Wu Kaiming[3],
Єфременко В.Г. [4],
Зурнаджі В.І. [4]
[1]ТОВ «Метінвест Інжинірінг», Дніпро, Україна
[2]ТОВ «Технічний університет «Метінвест Політехніка», Україна
[3]Wuhan University of Science and Technology, Wuhan, China
[4]«Приазовський державний технічний університет», Маріуполь, Україна

ПРЕВЕНТИВНЕ КЕРУВАННЯ ЯКІСТЮ ТЕРМОМЕХАНІЧНО ОБРОБЛЕНОГО СТАЛЕВОГО ПРОКАТУ КАТЕГОРІЇ К60

Метою роботи є удосконалення методології менеджменту якості

товстолистового прокату марки К60, що отримують термомеханічною прокаткою (ТМСР). Для превентивного керування показниками якості термомеханічного прокату, які є більш чутливими до стабільності технологічного процесу, перспективним є впровадження підходу ризик-орієнтовного мислення в технологічному процесі виробництва – методологію керування якістю. Таким чином, для ефективного контролю процесу виробництва та забезпечення якості продукції необхідно встановлення та керування відповідними технологічними показниками.

На підставі аналізу визначено, що додаткові вимоги до прокатної продукції перевищують встановлені нормативними документами значення та потребують врахування при розробці технологій. Встановлено, що із використанням визначених за допомогою комплексу методів статистичної обробки даних зв'язків між технологічними параметрами прокатки та механічними властивостями готового ТМСР-прокату, які закладено в методологію керування якістю, можливо підвищити стабільність технологічних процесів прокатки. Перевірка запропонованої методології показала зменшення стандартного відхилення границі плинності, тимчасового опору та відносного подовження на 44 %, 31 % та 46 % відповідно, від первинних даних, отриманих при прокатці сталі категорії міцності К60 на стані 3600 металургійного комбінату «Азовсталь». Це свідчіть про можливість підвищення стабільності технологічного процесу термомеханічної прокатки і підвищення якості продукції.

Виконано за фінансування Міністерства освіти і науки України в рамках проекту № 0120U102154 та українсько-китайського наукового проекту № 0122U200120.

УДК 621.785.52
Лазечний І.М.[1]
Лисиця О.В.[2]
[1]канд. техн. наук, доц., м. Запоріжжя
[2]старший викладач, НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

ОСОБЛИВОСТІ КАРБІДОУТВОРЕННЯ ТА ФОРМУВАННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЦЕМЕНТОВАНОЇ СТАЛІ 13Х3НВМ2ФА ПРИ ЇЇ ВІДПУСКУ НА ВТОРИННУ ТВЕРДІСТЬ

Конструкційна цементовна сталь 13Х3НВМ2ФА високої теплостійкості призначена для виготовлення важконавантажених

зубчатих колес газотурбінних двигунів (ГТД). ХТО сталі 13Х3НВМ2ФА на вторинну твердість складається з наступних операцій:

1) газова цементація здійснюється при температурах 1020…1030°С;

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

3) гартування проводиться безпосередньо з цементаційного нагріву від 1020…1030° С ;

4) поєднання температури цементації (гарту), вмісту легувальних елементів та вуглецю (0,95…1,10%), швидкого охолодження до температури 20°С в цементованому шарі загальною глибиною 1,0 мм фіксує практично аустенітну структуру до 0,40…0,45 мм. Твердість поверхні становить HRC 35…40. Експлуатаційні властивості сталі формуються при 5-ному відпуску 530…540° С із вхідного аустенітного стану.

Кількість залишкового аустеніту в загартованому шарі становить близько 95 %. Для його зменшення та для зменшення кількості відпусків (п’ять) можна використати обробку холодом. Вплив вхідної структури на властивості та фазові перетворення досліджували на зразках, відпущених безпосередньо після гарту із вхідною аустенітною структурою та після гарту і обробки холодом при мінус 196° С із вхідною переважно мартенситною структурою. Зразки з вхідною аустенітною структурою перед відпуском мали твердість HRC 38, після нього – HRC 61, з вхідною мартенситною структурою перед відпуском мали твердість HRC 62, після нього – HRC 56…57. Що можливо пов’язано із різницею в складі карбідної фази.

Проведені дилатометричні дослідження карбідоутворення та збіднення γ- та α-твердих розчинів показали залежність лінійного ефекту процесу карбідоутворення від температури відпуску зразків з вхідною аустенітною та вхідною мартенситною структурою (рис.1).

Лінійний ефект карбідоутворення у вхідних мартенситних зразках значно більший, ніж у вхідних аустенітних. Інтенсивне укорочення вхідних мартенситних зразків розпочинається від 200° С, а при відпуску вхідних аустенітних зразків – від 400° С. Це опосередковано свідчить про різницю в хімічному і фазовому складі карбідних фаз вхідних аустенітних та вхідних мартенситних зразків. Що було підтверджено результатами хімічного та фазового аналізу карбідних осадів.

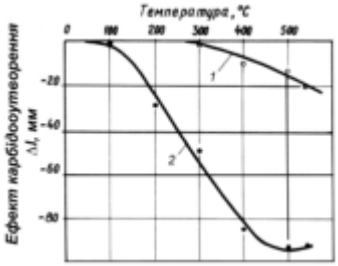


Рисунок 1 – Лінійний ефект карбідоутворення цементованої сталі 13Х3НВМ2ФА в залежності від температури відпуску: 1 – зразки з вхідною аустенітною структурою; 2 –зразки з вхідною мартенситною структурою

В зразках з вхідною аустенітною структурою в дослідженому інтервалі глибин шару (0…0,45 мм) загальна частка карбідної фази приблизно на 20 % менше, ніж в зразках з вхідною мартенситною структурою, але твердість перших після відпуску становила HRC 60…61, а з вхідною мартенситною – лише HRC 57…58. Це вказує на те, що рівень вторинної твердості цементованої сталі 13Х3НВМ2ФА залежить не лише від частки карбідів, але і їх фазового складу та легованості α-твердого розчину. В карбідній фазі зразків з вхідною аустенітною структурою менший вміст (по відношенню до сплаву) таких легувальних елементів, як Cr, V, Mo, W. Це означає, що в α-твердому розчині після відпуску вхідних аустенітних зразків більший вміст легувальних елементів, ніж в зразках вхідних мартенситних, що забезпечує вхідному аустенітному дифузійному шару вищу теплостійкість (рис. 2). В карбідній фазі вхідних мартенситних зразків вище вміст заліза та хрому. Це вказує на більшу частку малостійких до коагуляції карбідів M_3C та $M_{23}C_6$. Карбідна фаза у вхідних аустенітних зразках більш легована Mo та W, що утворюють високодисперсні спеціальні карбіди, стійкі до коагуляції, та визначають рівень вторинної твердості цементованої сталі 13Х3НВМ2ФА.

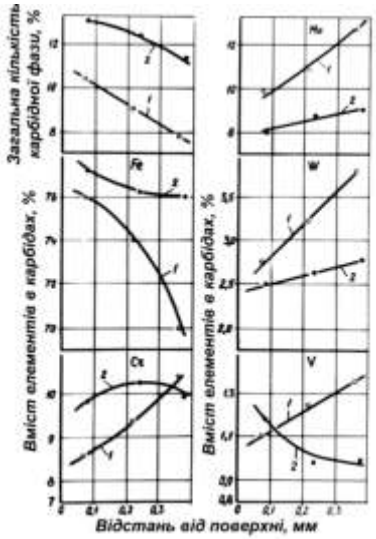


Рисунок 2 – Зміна частки карбідної фази, вмісту заліза
та легувальних елементів в карбідній фазі
по глибині цементованого шару зразків зі сталі 13Х3НВМ2ФА:
1 – зразки з вхідною аустенітною структурою;
2 – зразки з вхідною мартенситною структурою

УДК 669.2/.8-034.7
Шаломєєв В.А. [1]
Лук'яненко О.С. [2]
[1] д-р техн. наук, проф. НУ «Запорізька політехніка»
[2] аспірант кафедри ФМ, НУ «Запорізька політехніка»

IMPROVING THE QUALITY OF CASTINGS FROM THE NEW BIOSOLUBLE ALLOY MC10 USING THE OUT-OF-FURNACE REFINING METHOD

JSC "Motor Sich" has developed the MC10 alloy for the manufacturing of high-quality bio-soluble implants. The manufacture of this alloy includes melting of the alloy in induction and gas furnaces, processing of the liquid melt with flux, pouring of molds and heat treatment.

Non-metallic inclusions of an exogenous and endogenous nature accumulate in the liquid metal during the manufacturing of magnesium alloys. This issue is associated with a high level of chemical activity of

magnesium and alloying elements, as well as with the usage of fluxes. Therefore, the technology of manufacturing magnesium-based alloys involves refining processes. The most advanced method of liquid metal purification is considered to be the method of out-of-furnace filtering of it through solid granular filters. The choice of the most appropriate and rational filtration material is an urgent task.

In order to improve the quality of responsible castings from the MC10 alloy, research was conducted on refining the melt using the filters made of various materials. The suitability of various modifiers as a filter is determined by the main requirements: the inertness of the filter in relation to the alloy components, a stable refining effect, the possibility of easy crushing and screening, sufficient mechanical strength, low cost and non-scarcity. Due these requirements, the following filter materials were chosen: limestone, magnesite, graphite, which are the most widely used in the domestic industry.

In order to check the refining effect of various filters, the MC10 alloy was prepared according to standard technology. Preheated to a temperature of 500°C filter material with granularity of 10-50 mm. poured onto the mesh of a removable pouring bowl with a height of 100 mm, installed above the riser of the casting mold for receiving cast samples. For comparison, samples were poured with different filter materials: magnesite, graphite, limestone and a complex filter consisting of equal parts of these materials. Additionally, samples were poured using serial technology without filtration.

The scope of the research included the determination of the chemical composition, the study of the microstructure and physical and mechanical properties of the samples. Temporary resistance to rupture and relative elongation at room temperature were determined on samples with a diameter of 12 mm, heat-treated according to the T6 mode (quenching from a temperature of $540^{\pm 5}$°C(holding time 15 hours) - cooling in air; aging at a temperature of $200^{\pm 5}$°C (holding time 8 hours) – cooling in air) on a tearing machine P5. The physical density was determined on an AW-21 analytical balance by the method of weighing samples in water and in air.

The microstructure was studied by optical microscopy (“Neofot 32”) on thermally treated samples before and after etching. X-ray microspectral analysis of structural components was carried out on a “JSM-6360LA” electron microscope.

The chemical composition of the alloy, which was studied after various filtering options, met the requirements of the technical specifications and the content of the main elements is approximately at the same level.

Metallographic research established that the structure of the alloy without filtration was a solid solution strengthened by the intermetallic phase, with the presence of a small amount of eutectics.

Filtration of the alloy through magnesite, limestone, and graphite contributed to the grinding of both micrograins and eutectics. The size of the grain in the experimental alloys is ~ 2,5-8,5 times smaller than in the serial metal. Maximum grain size grinding is observed when filtering through a complex filter. At the same time, the size of the micrograin was ~ 1,5-4,0 times smaller than with other filtration options and more than 8 times smaller than the grain size of the serial metal.

The analysis of the results of the physical and mechanical properties made it possible to establish that the filtration of the melt using the investigated filters increased both the strength and plasticity characteristics in comparison with the unrefined alloy. The highest values of mechanical properties were obtained on samples refined through a complex filter.

Various filter materials were tested to obtain a high-quality MC10 alloy for the manufacture of bio-soluble implants. It also has been established that the usage of limestone, graphite, and magnesite contribute to the refining of metal, the grinding of micrograins, and the improvement of its physical and mechanical properties. The developed complex filter, consisting of magnesite, graphite and limestone, provides the highest complex of properties of the MC10 alloy.

УДК 669.245.018.044:620.193.53
Іваськевич Л.М.[1]
Балицький О.І.[2]
Колесніков В.О.[3]
Гаврилюк М.Р.[4]
[1] канд. тех. наук., ст. наук. співробітник ФМІ НАН України
[2] д-р. тех. наук., ст. наук. співробітник ФМІ НАН України
[3] канд. тех. наук., наук. співробітник ФМІ НАН України
[4] канд. тех. наук., наук. співробітник ФМІ НАН України

ВПЛИВ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНИХ ВИТРИМОК НА ВЛАСТИВОСТІ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ У ГАЗОПОДІБНОМУ ВОДНІ

Перспективні технології традиційної та водневої енергетики передбачають тривалу експлуатацію вузлів газових турбін за високих тисків та температур у воденьвмісних середовищах. Тому для виготовлення роторних дисків та лопаток використовують суперсплави на нікелевій основі із розмірами гратки γ-фази, співмірними із розмірами граток інтерметалідних дисперсій, які рівномірно

розподілені по всьому об'єму сплаву, забезпечують ефективне зміцнення та підвищення їх тріщиностійкості. У процесі експлуатації відбувається розчинення та коагуляція частинок карбідів та зміцнюючих фаз, що приводить до зміни механічних властивостей [1, 2].

У роботі вивчали вплив однократного старіння за температур 923…1123 К протягом 15 год. на короткочасну міцність, в'язкість руйнування і довготривалу статичну тріщиностійкість загартованих від 1253 К (витримка 1 год.) зразків із жароміцного нікелевого сплаву Ni56Cr17Mo6Nb4. Хімічний склад сплаву (мас. %): C-0,03; Cr-17,42; Fe-14,11; Mo-5,18; Ti-0,58; Al-1,55; V-0,43; Nb-4,0; B-0,05, Cu-0,38; Si-0,1; S-0,006; P-0,008). Вміст зміцнюючих фаз збільшувався від 13,2 до 15,9 мас. % із ростом температури старіння від 923 до 1023 К і зменшувався до 15,5 мас. % після старіння за 1123 К. Випробовували на статичний розтяг у водні під тиском 30 МПа за кімнатної температури і швидкості розтягу 1 мм/хв. стандартні циліндричні зразки діаметром 5 мм і прямокутні компактні зразки товщиною 20 мм. Довготривалу статичну тріщиностійкість визначали на ДКБ зразках розмірами 30×60×150 мм із боковими надрізами глибиною 3 мм. Отримані результати приведені на рис. 1, 2.

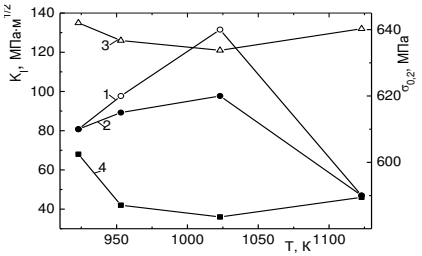


Рис. 1. Вплив температури старіння на границю міцності σ_B (1, 2), відносне видовження δ (3, 4) та поперечне звуження ψ (5, 6) у повітрі (1, 3, 5) і водні за тиску 30 МПа (2, 4, 6).

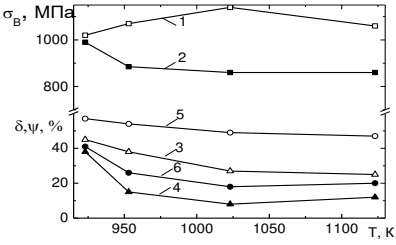


Рис. 2. Вплив температури старіння на границю текучості $\sigma_{0,2}$ (1, 2), в'язкість руйнування K_{Ic} (3) і порогові значення K_{IHST} (4) (база 100 год.) у повітрі (1, 3) та водні за тиску 30 МПа (2, 4).

З підвищенням температури старіння від 923 до 1023 К зростає кількість інтерметалідів, знижується міцність, пластичність (рис. 1, крива 2) та порогові значення K_{IHST} за довготривалого статичного навантаження (рис. 2, крива 4) у водні за тиску 30 МПа. Подальший ріст

вмісту γ'- і γ''-фаз до 16,3 та 16,5 мас.% у результаті перестарювання за 953 К протягом 50 і 500 год. приводить до зміцнення сплаву у повітрі, яке супроводжується катастрофічним водневим окрихченням. Так, δ у водні знижується у 6 разів, ψ – у 5 разів, а значення K_{IHST} рівні всього 20 МПа·м$^{1/2}$. Таким чином, у процесі експлуатації необхідно контролювати структурний стан матеріалу, оскільки зміна кількості та морфології карбідних та інтерметалідних виділень може привести до крихкого руйнування відповідальних виробів гарячого тракту турбін.

Список літератури

1. Симс, Ч.Т. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок: В 2-х кн. / Под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля; Пер. с англ. Под ред. Р.Е. Шалина. – М.: Металлургия, 1995. – Кн. 1. – 384 с.; Кн. 2. – 384 с.
2. Glotka A. Distribution of elements in carbides of multicomponent Superalloys / A. Glotka, S. Haiduk // Metallofizika i Noveishie Tekhnologii, – 2020, – Vol. 42, No. 6, PP. 869–884. https://doi.org/ 10.15407/mfint.42.06.0869

УДК 669.13

Vladyslav Mazur
Petro Loboda
Tetiana Soloviova
National technical university of Ukraine (I. Sikorsky KPI)

FEATURES OF THE KINETICS OF ISOTHERMAL SINTERING OF Fe-20 (wt.) Mo POWDER

Formulation of the problem. When sintering a multi-component powder mixture, a complex picture of the concentration, phase and structural inhomogeneity of sintered product is observed. This is due to different types of phase transformation at different interfaces (eutectoid, peritectoid etc.), different diffusion coefficients of atoms of different components in different matrix phases, finally by different rates of recrystallization of different phases at temperature of sintering. As a result, a typical picture is observed: some inter-phase reaction is slightly outlined, while it is already finished at other ones, and the products of this local reaction are already undergoing the stage of collective rcrystallization. At the same time the main advantage of sintered

alloys – their controlled fine-grained is lost. This problem is especially acute for heat-resistance alloys with regulating additives with a high melting points.

Materials and methods. In this work, the features of the phase transformation in the powder Fe-20 mas. % Mo during isothermal sintering in neutral atmosphere at 920 °C during 15, 30, 60, 90. 180 and 420 min after quenching in cold water were studied. The microstructure and local phase concentration were studied with help of SEM SELMI with EDS spectrometer. Phase composition and the change in the specific share in this phase were studied with help of X-ray diffractometer Rigaku Ultima IV.

Results.

1. The polymophic transformation α-Fe→γ-Fe (during heating of the sample) and the reverse one γ-Fe→α-Fe (during saturation of iron with molybdenum at the temperature of sintering) were fixed. This causes appearance of an disordered zone of Fe atoms with increased diffusion mobility. This is evidenced by the formation of a wide hill (halo) of diffusion X-ray scattering in the interval of $2\theta = 39\text{-}46^{o}$.

2. The formation of the stable and metastable phases (Fe7Mo6, Fe3Mo, FeMo and Sigma-FeMo) of unstable concentration was found. The presence of an unknown intermediate phase of peritectoid genesis was recorded. The mass of the intermediate phases is abnormally rapidly increasing up to 30 minutes exposure. This can be explained by powerful pumping of iron atoms, caused by the reverse phase transformation γ-Fe→α-Fe, from unordered zone in Fe crystals to Mo crystalline pattern.

3. Non-monotonic, extreme changes both specific fraction of the phase constituents and the total density of the samples during isothermal exposure were shown.

4. The restructuring of the porous sub-structure was fixed too. The main porosity is generated by the non-compensated counter diffusion of the atoms of Fe and Mo (effect of Kirkendall - Frenkel). It is localized at the grain boundaries of α-Fe with products of peritectoid reaction in the form of cracks. The spherical pores formed within the first 15 minutes of isothermal exposure almost completely disappeared. This indicates that the pores are an active constituent of both structural and phase transformations. Crack like pores to some extent isolate the α-Fe grains from the peritectoid constituent. While these two structural constituents begin to behave as two isolated subsystems that have little mutual influence.

УДК 669
Мартиненко О.С.[1]
Нарівський О.Е.[2]
[1] аспірант кафедри ФМ НУ «Запорізька політехніка»
[2] д-р техн. наук, професор кафедри ФМ НУ «Запорізька політехніка»

ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ЛИСТОВОГО ПРОКАТУ ШЛЯХОМ ФОРМУВАННЯ СПРИЯТЛИВОЇ СТРУКТУРИ В ПРОЦЕСІ ДЕФОРМАЦІЙНОЇ ОБРОБКИ

У процесі виробництва листового прокату є кілька переділів, зокрема: плавка, розливання сталі у виливниці, нагрівання слябів, гаряча прокатка, холодна прокатка, відпал, тощо.

Кожен із них складається з безлічи технологічних факторів, які впливають на кінцеву якість прокату. При розливанні сталі потрібно контролювати температуру, окисленість металу, інтенсивність кипіння, температуру виливниць, швидкість їх заповнення, умови кристалізації для забезпечення однорідності зливка за хімічним складом та мінімізувати кількість неметалевих включень. При нагріванні зливків перед прокаткою важлива температура, час витримки та рівномірність нагрівання. При гарячій прокатці важливим чинником є ступінь обтиснення та температура металу при кінці прокатки. На структуру металу після холодної прокатки може суттєво впливати режим відпалу.

Одним з основних чинників, які погіршують якість сталі є ступінь її забруднення неметалевими включеннями. Властивості сталі визначаються також природою, формою, розміром та розподілом включень, які залежать від складу сталі, способу виплавки, розливання та розкислення, умов кристалізації та подальшої деформації [1]. Відомі такі неметалеві включення: оксиди, силікати, сульфіди, нітриди [2]. Сполуки MnS, FeS є сульфідами. Сульфід заліза FeS найнебезпечний, тому що утворює із залізом евтектику (температура плавлення 985 °С), яка виділяється при кристалізації межами зерен твердого розчину та сприяє червоноламкості під час кування. В маргевмісних сталях утворюється сульфіди MnS. Евтектика залізо + залізомарганцевий сульфід має вищу температуру плавлення, що негативно впливає на ковкість.[3] Однак при деформації MnS є типовим пластичним включенням, яке легко розширюється вздовж напрямку прокатки в процесі деформації, а це, в свою чергу сприяє анізотропії властивостей листового прокату та погіршує характеристики сталі в поперечному напрямку. Зменшити негативний вплив пластичних включень сульфіду марганцю на механічні властивості сталі можна знизивши різницю

твердості між MnS й сталевою матрицею під час гарячої прокатки. Це можна зробити розчиненням сталі визначеної кількості Ca [4]. На рис представлені зміни твердості чистого MnS та MnS з різним відсотковим вмістом CaS.

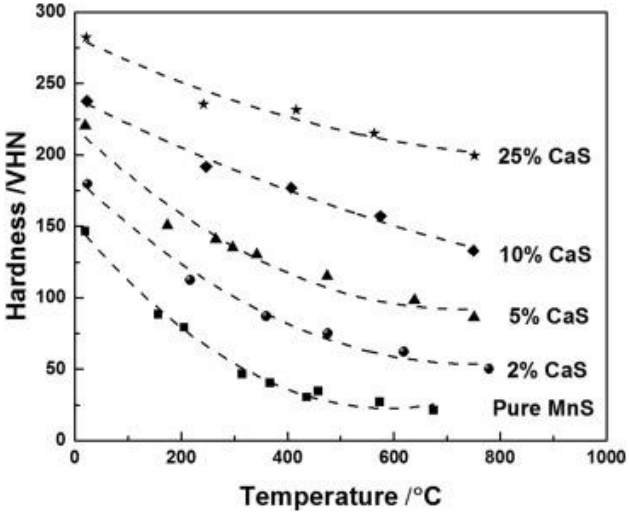


Рисунок 1. Твердість чистого MnS та MnS з різним відсотковим вмістом CaS.

Література

1. Бельченко Г.И., Губенко С.И, Неметаллические включения и качество стали . – издательство Киев «Техніка». – №1. – С. 5-6.

2. ДСТУ 8966:2019 Сталь. Металографічні методи визначення неметалевих включень.

3. Беккерт М., Клемм Х. Справочник по металлографическому травлению — Лейпциг, 1976. Пер. с нем. М., «Металлургия», 1979. — 147-176с.

4. https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785422006883

УДК 669.714:669.715:620.18:544.537
Мітяєв О.А.[1]
Повзло В.М.[2]
[1] д-р техн. наук, професор, зав. кафедри НУ «Запорізька політехніка»
[2] ст. викладач НУ «Запорізька політехніка»

КОРОЗІЙНА СТІЙКІСТЬ ІНТЕРМЕТАЛІДНОЇ ФАЗИ Al_5SiFe

На сьогодні активно розвиваються технології рециклінгу відходів, що містять алюміній. Основною задачею цих технологій є отримання сплавів з рівнем властивостей, що регламентовані ДСТУ 2839-94. Якість виробів з таких сплавів значною мірою визначається рівнем забруднення вихідної шихти різними домішковими елементами. Одним з найбільш шкідливих елементів, що негативно впливає на властивості вторинних алюмінієвих сплавів, є залізо.

В ливарних сплавах воно входить до складу багатьох фаз, в тому числі і до фази β(Al_5SiFe), що має грубу пластинчасту форму, слабку кристалографічну відповідність з матрицею сплавів та котра негативно впливає на рівень властивостей, що визначають конструктивну міцність матеріалів [1,2].

Інтерметалідна фаза Al_5SiFe має моноклинну гратку з параметрами a = 0,612 нм, $в$ = 0,612 нм, c = 4,15 нм; густиною ϱ = 3,45 г/см^3, температурою плавлення $T_{пл}$ = ~ 700℃, твердістю 5,8 ГПа (HV). При кристалізації β-фаза оформлюється у вигляді пластин, з великими значеннями параметра форми λ (відношення максимальної довжини до товщини). Внаслідок розвиненої контактної поверхні та некогерентного зв'язку з матрицею сплавів, що має гратку ГЦК, дані фази є активними концентраторами напружень.

Для прогнозування надійності та довговічності виробів, що виготовлені з таких сплавів та працюють у різних агресивних середовищах, важливо мати уявлення щодо механізмів корозійного руйнування таких активних концентраторів.

Виходячи з викладеного, було проведено дослідження корозійної поведінки фази Al_5SiFe у середовищах з різним pH. Випробування проводили на синтетичній фазі Al_5SiFe, що була отримана у вакуумній індукційній печі ОК6-862 за стехіометричним співвідношенням елементів.

За результатами досліджень була побудована діаграма залежності швидкості корозії фази Al_5SiFe від pH корозійного середовища. Відповідно до діаграми можна виділити 3 області: активного розчинення, пасивації, помірного руйнування.

Область активного розчинення дослідних зразків спостерігали в діапазоні pH = 1…3. В доволі кислому середовищі швидкість корозії найбільш висока від 0,2 г/год до 0,03 г/год, а реакція супроводжується водневою деполяризацією.

Область пасивації спостерігали в середовищах з pH = 3…9. На поверхні дослідних зразків утворювалася захисна нерозчинна плівка. Реакція супроводжувалася кисневою деполяризацією. Максимум утворення нерозчинних плівок спостерігали при pH = 5…7.

Область помірного руйнування дослідних зразків приходилась на середовища з pH = 9…12. Серед складових інтерметалідної фази Al_5SiFe, у лужному середовищі, найбільш активно реагував алюміній.

За результатами досліджень встановлено, що β-фаза (Al_5SiFe) має більш позитивний електродний потенціал, ніж алюмінієва основа сплавів. Це призводить до того, що пластини β-фази виконують роль ефективних катодів. Отримано чисельні дані щодо швидкостей корозії β-фази у середовищах з різним pH. Результати досліджень дозволять прогнозувати корозійну стійкість вторинних алюмінієвих сплавів залежно від наявності їх в структурі та кількості β-фази.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Повзло В.М. Механізми корозійного руйнування вторинних силумінів / В.М.Повзло, І.П.Волчок // Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів: В 2-х т. / Спецвипуск журналу «Фізико-хімічна механіка матеріалів». - №7. – Львів: Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, 2008. Т.1. – С.59-62.

2. Повзло В.М. Кавітаційно-корозійна стійкість вторичнних алюмінієвих сплавів / В.М.Повзло, О.А.Мітяєв, І.П.Волчок // Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів: В 2-х т. / Спецвипуск журналу «Фізико-хімічна механіка матеріалів». - №8. – Львів: Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, 2010. – Т.1. – С.173-176.

УДК

Петрашов О.С. [1]

[1] ст. викладач НУ «Запорізька політехніка»

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ВТОРИННИХ СИЛУМІНІВ

Згідно з літературними даними для алюмінію та його сплавів знаходять застосування практично всі промислові способи зварювання,

при цьому найбільш широке застосування знаходить аргонодугове зварювання неплавким електродом. Відомо, що рівноміцні зварні з'єднання методом аргонодугового зварювання отримують ненагартовані і термічно незміцнюємі сплави типу Al-Mn, Al-Mg. У той же час при зварюванні високолегованих термічно зміцнюємих сплавів границя міцності зварних з'єднань складає 0,5…0,7 від границі міцності основного металу.

На жаль в науковій літературі обмежені відомості про якість зварних з'єднань вторинних алюмінієвих сплавів. У зв'язку з цим метою даної роботи є дослідження впливу якості шихтових матеріалів та технології модифікування розплаву на структуру та механічні властивості зварних з'єднань силуміну АК9М2.

У якості шихтових матеріалів використовували вторинний сплав АК9М2 з різним вмістом заліза і стружку цього ж сплаву. Метал виплавляли у печі опору СН3-3 під покровним флюсом, модифікували при температурі 710±5 ℃ модифікатором МК-2 та заливали у металевий кокіль. Із нижньої частини отриманих виливків вирізали пластини товщиною 15 мм та довжиною 75 мм і проводили двостороннє дугове зварювання (з розділкою кромок) неплавким електродом на змінному струмі із застосуванням інертного газу аргону. У якості присадного матеріалу використовували сплав АК9М2 того ж складу, що і основний метал.

Випробування на розрив стандартних циліндричних зразків діаметром 5 мм та довжиною 25 мм показали, що їх руйнування завжди відбувається по основному металу. Таку поведінку можна пояснити тільки більш високою міцністю металу зварного шва у порівнянні з основним металом. У зв'язку з цим із зварених пластин були виготовлені зразки корсетного типу (ДСТУ-2839), при цьому площа поперечного перерізу основної та корсетної зони дорівнювали відповідно 75 і 25 мм^2.

Для визначення величини пластичності (відносного видовження) саме у зварному шві, на повздовжній лінії зразків через 1 мм наносили відбитки індентором приладу ПМТ-3. Також використовували мікротвердомір Duramin-5, який окрім мікротвердості дозволяє визначати границю міцності. Всі випробування проводили на зразках, які не підлягали термічній обробці.

Результати випробувань показали суттєву зміну структури та механічних властивостей зварного шва та зони термічного впливу. Так в центральній зоні шва границя міцності і мікротвердість у порівнянні з основним металом підвищилася у 1,5 - 1,9 рази, а відносне видовження знизилося до 3 разів. Таку зміну механічних властивостей можна

пояснити підвищенням густини і дисперсності структури за рахунок високої швидкості охолодження металу, а також дією інертного газу аргону, який являється ефективним захисним газом для алюмінієвих сплавів при зварюванні.

УДК 620.17:620.1:669.245
Данилов С.М.[1]
Наумик В.В.[2]
Ткач Д.В.[3]
Педаш О.О.[4]
Тьомкін Д.О.[5]
[1]директор ЗМЗ ім. Омельченко АТ «МОТОР СІЧ»
[2]докт. техн. наук, проф., проректор НУ «Запорізька політехніка»
[3]канд. техн. наук, доцент кафедри ФМ НУ «Запорізька політехніка»
[4]канд. техн. наук, керівник бюро АТ «МОТОР СІЧ»
[5]заст. гол. металурга ЗМЗ ім. Омельченко АТ «МОТОР СІЧ»

КОМПЛЕКСНЕ МОДИФІКУВАННЯ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ЖС3ДК-ВІ

Ливарні сплави з рівновісною полікристалічною структурою широко застосовуються у вітчизняному авіадвигунобудуванні, проте підвищення температури їх експлуатації призводить до необхідності пошуку додаткових шляхів з підвищення жароміцності сплавів. Одним з достатньо ефективних шляхів, що дозволяють забезпечити зростання експлуатаційних характеристик ливарних сплавів на нікелевій основі є модифікування. В даному дослідженні вивчено вплив комплексного модифікування жароміцного нікелевого сплаву ЖС3ДК-ВІ. Модифікування проводилось за різними технологічними схемами: 1. високодисперсними частинками карбонітриду титану Ti[Ti(C,N)]; 2. їх використанням при заливанні розплаву у форму перший робочий шар котрої виготовлено з поверхневим модифікатором – алюмінатом кобальту $CoAl_2O_4$; 3. з одночасним застосуванням комплексу об'ємних модифікаторів типу Ti[Ti(C,N)], лігатурою Ni-Y, та з наступним заливанням у керамічну форму модифіковану алюмінатом кобальту $CoAl_2O_4$.

Серія дослідів дозволила встановити ефективність окремого впливу об'ємного модифікатору Ti[Ti(C,N)] та його комплексного впливу сумісно з поверхневими модифікаторами та рідкоземельними металами на макро- та мікроструктуру жароміцного нікелевого сплаву

ЖС3ДК-ВІ. Було показано, що застосування модифікаторів дозволило значно подрібнити макроструктуру сплаву, причому найбільший ефект був отриманий при модифікуванні комплексами Ti[Ti(C,N)]+$CoAl_2O_4$ та Ti[Ti(C,N)]+Ni-Y+$CoAl_2O_4$. При дослідженні мікроструктури сплаву, встановлено, що величина міждендритних відстаней як у випадку окремого модифікування Ti[Ti(C,N)], так і комплексного модифікування Ti[Ti(C,N)]+Ni-Y+$CoAl_2O_4$ знизилась зі 100-130 мкм до 80…120 мкм, що пов'язано з формуванням великої кількості зародків в об'ємі сплаву при його кристалізації та інтенсивним відведенням тепла від розплаву модифікованою керамічною формою. За результатами впливу різних видів модифікування на мікроструктуру досліджуваного сплаву встановлено, що модифікування за всіма схемами призводить до зменшення розмірів карбідів та декотрому зростанню розмірів карбонітридів, а їх глобулярні частинки рівномірно розташовані за перерізом досліджуваних зразків. В усіх випадках модифікування спостерігається зниження величини усадкової мікропористості. Випробування механічних властивостей сплаву після стандартної термічної обробки показало, що модифікування вказаними комплексами дозволило отримати механічні властивості сплаву, що відповідають вимогам нормативно-технічної документації. Найкращій комплекс механічних властивостей при кімнатній температурі, ударної в'язкості й тривалої міцності отриманий з використанням комплексу модифікаторів Ti[Ti(C,N)]+Ni-Y+ $CoAl_2O_4$.

УДК 621.74
Біліонок Д.І.[1]
Шаломєєв В.А.[2]
Педаш О.О.[3]
Клочихін В.В.[4]
[1]студент кафедри ФМ НУ «Запорізька політехніка»
[2]докт. техн. наук, проф., проректор НУ «Запорізька політехніка»
[3]канд. техн. наук, керівник бюро АТ «МОТОР СІЧ»
[5]канд. техн. наук, головний металург АТ «МОТОР СІЧ»

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ КАТОДІВ НА ЯКІСТЬ ПОКРИТТІВ

В сучасному двигунобудуванні для захисту лопаток турбін від гарячої корозії й підвищення жаростійкості використовують

багатокомпонентні покриття на основі системи Me-Cr-Al-Y, що забезпечують їх працездатність в широкому інтервалі температур 700-1100°С. Для нанесення покриттів технологією PVD (Physical Vapour Deposition) використовуються спеціальні установки, в котрих вакуумна плазмова дуга, мігруючи по поверхні катоду (матеріалу покриття) створює «хмару» випоровуваного іонізованого матеріалу, що осаджується на поверхню лопаток. Традиційно трубчасті катоди виготовлені з матеріалу покриття виготовляються литвом в кокіль. При цьому існує висока вірогідність утворення характерних для даної технології внутрішніх дефектів, таких як пори, рихлоти, ліквацийні явища, які різко знижують якість нанесення захисних покриттів на лопатки. Металургія гранул, що дозволяє отримувати мікрозливки сферичної форми, що кристалізуються з високою швидкістю з практично бездефектною структурою, дозволяє уникнути утворення подібного роду дефектів й відповідно слід очікувати й помітного покращення якості нанесених жаростійких покриттів на лопатках турбін.

В даній роботі проведене порівняльне дослідження якості трубчастих катодів, що виготовлені традиційним методом литва й металургією гранул, а також виконана оцінка якості покриттів, що наносяться на лопатки методом PVD.

Результати дослідження показали, що застосування технології металургії гранул при виготовленні катодів дозволяє сформувати щільну, дисперсну макро- й мікроструктуру, що відрізняється однорідним фазовим складом й рівномірним розподіленням структурних складових. При цьому в структурі відсутні притаманні литій структурі рихлоти, пори, тріщини й практично відсутні неметалеві включення.

Покриття, отримане із застосуванням гранульного катоду, характеризується більш рівномірним розподіленням за товщиною, й порівняно з литим катодом містить меншу кількість крапельної фази крупної фракції на поверхні лопаток, що покращує їх шорсткість й стан трактових поверхонь лопатки в цілому.

УДК 621.763
Касай П.О.[1]
Наумик В.В.[2]
Сотніков Є.Г.[3]
Педаш О.О.[4]
Клочихін В.В.[5]
[1]директор з маркетингу АТ «МОТОР СІЧ»
[2]докт. техн. наук, проф., проректор НУ «Запорізька політехніка»
[3]канд. техн. наук, директор ДП «УкрНДІСпецсталь»
[4]канд. техн. наук, керівник бюро АТ «МОТОР СІЧ»
[5]канд. техн. наук, головний металург АТ «МОТОР СІЧ»

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ТА ВТОМНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ ОТРИМАНОГО СЕЛЕКТИВНИМ ЛАЗЕРНИМ СПЛАВЛЕННЯМ

Останнім часом адитивні технології набули підвищеного інтересу і впроваджуються у все більшу кількість галузей виробництва та машинобудування для виготовлення виробів із металевих порошків. Наразі детально досліджено механічні характеристики жароміцного сплаву Inconel 718, який традиційно застосовується в авіації для виготовлення деталей та вузлів гарячого тракту газотурбінних установок. У цьому зв'язку представляє інтерес вивчення втомних характеристик матеріалу, виготовленого методом селективного лазерного плавлення (SLM), в умовах навантажень й частот, характерних для роботи газотурбінного двигуна. В даній роботі проведено порівняльні випробування на малоциклову втому, досліджено мікроструктуру й злами втомних зразків, виготовлених гарячою прокаткою й методом селективного лазерного плавлення із порошків жароміцного сплаву Inconel 718. Випробування на малоциклову втому проведено при кімнатній й підвищених температурах. SLM-зразки після побудови піддавали гарячому ізостатичному пресуванню й термічній обробці. Для порівняльних досліджень частину зразків виготовляли методом гарячої деформації (прокатки) з того ж сплаву. Результати дослідження свідчать, що після термічної обробки деформовані зразки характеризуються поліедричною будовою, а в SLM-зразках безпосередньо після виготовлення (побудови) наявні чітко вироджені зони пошарового сплавлення розміром ~100 мкм. Встановлено, що після термічної обробки зміцнення сплаву здійснюється інтерметалідною фазою типу γ''-Ni_3Nb, а також карбідами й фазою γ'; виявлено також пластинчасту δ-фазу й

карбонітриди. Результати випробувань на малоциклову втому дозволили побудувати логарифмічні криві в координатах «напруження деформації – кількість циклів до руйнування», за якими з достатньою достовірністю визначено раціональний рівень напружень для забезпечення заданого числа циклів до руйнування матеріалу. Проведений аналіз дозволяє припустити, що наявність дисперсних фаз на межах зерен основної γ-фази (карбідів типу МеС і пластинчастої δ-фази) та кількість інтерметалідної γ´´-фази, вірогідно, впливають на кути нахилу кривих, побудованих в координатах «напруження деформації – кількість циклів до руйнування».

УДК 669.14:621.785
Нестеров О.В[1]
Рубан В.Т[2]
[1]к.т.н., доцент кафедри охорони праці і навколишнього середовища, Національний університет «Запорізька політехніка»
[2]асистент кафедри охорони праці і навколишнього середовища, Національний університет «Запорізька політехніка»

СУЧАСНІ ЕКОЛОГІЧНО БЕЗПЕЧНІ ТЕХНОЛОГІЇ ХІМІКО-ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Процеси хіміко-термічної обробки (ХТО), як складові частини комплексу технологічних процесів отримання кінцевих функціональних якостей виробів, є найбільш трудомісткими та екологічно небезпечними. При усіх видах ХТО використовуються небезпечні хімічні речовини, які є складовими для отримання газового середовища, що містить атоми насичувальних елементів для формування поверхневих шарів різного функціонального призначення.

Схема будь-якого виду ХТО передбачає процеси дисоціації, адсорбції та дифузії. Так, при азотуванні в середовищі аміаку процес його дисоціації відбувається за формулою $NH_3 \rightarrow N \rightarrow 3H$, при цементуванні в газовому середовищі метану дисоціація відбувається за формулою $CH_4 \rightarrow C + 4H$, при нітроцеметуванні одночасно відбуваються обидва ці процеси.

Традиційно на підприємствах для отримання дифузійних шарів використовують газове печне азотування, цеметування або нітроцементування. Найбільш екологічно небезпечними етапами цих процесів є утворення шкідливих хімічних сполук активних елементів з викидом їх в оточуюче середовище. Так при азотуванні це сполуки

азоту та не дисоційований аміак, при цементуванні окис вуглецю і сажа, а при нітроцементуванні комплекс цих шкідливих сполук.

Розвиток технологій хіміко-термічної обробки та створення сучасного обладнання для їх впровадження дає змогу суттєво підвищити якість отриманих результатів, скоротити час на виконання операції та досягти високого рівня екологічності процесів.

Впровадження методу іонно-плазмового азотування (ІПА) у тлійному розряді на інсталяції ІОН-20І2 фірми «ЭФТТОМ-ИОН» (Болгарія) надає можливість принципового удосконалення процесу, зокрема, створення насичувального середовища не потребує допоміжного обладнання, аміак подається по герметичним системам безпосередньо в робочу камеру інсталяції від віддаленої рампи, завдяки тому, що процес відбувається у вакуумній камері вміст шкідливих речовин в зонах обслуговування практично відсутній (оксиди азоту 0,0002 %), не потребує допоміжного обладнання, що обумовлює незначні витрати електроенергії. Досягнуто:

- скорочення тривалості обробки в 2 - 5 разів, як за рахунок зниження часу нагріву та охолодження садки, так і за рахунок зменшення часу ізотермічної витримки;
- скорочення витрати робочих газів у 20 – 100 разів;
-скорочення витрати електроенергії 1,5 – 3 рази;
- зниження деформації настільки, щоб виключити фінішне шліфування;
- покращення санітарно-гігієнічних умов виробництва;
- повна відповідність технології всім сучасним вимогам щодо охорони навколишнього середовища.

Процес вакуумної цементації (а також нітроцементації) відбувається за схемою – підготовка вуглецевовмістного насичувального середовища в ендогенераторі та безпосередньо дифузійних процес в вакуумній цементаційній печі.

Вакуумна технологія забезпечує високу концентрацію вуглецю в поверхневих прошарках, що позитивно впливає на подальше отримання заданої твердості рівномірно по всій поверхні, при низькому тиску процес масообміну між вуглецем та поверхнею деталей прискорюється, що впливає на тривалість обробки, а використання вакуумної системи дає змогу забезпечити циркуляцію газоподібних компонентів насичувального середовища в системі «ендогенератор – цементаційна піч» без потрапляння в оточуюче середовище.**Література**

1. Лахтин Ю. М., Леонтьева В. П. Материаловедение: учебник для высших технических учебных заведений. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1990. – С. 239-242. ил. ISBN 5-217-00858-X.

2. Дурягіна З.А., Нестеров О.В., Щербовських Н.В. Використання іонно-плазмового азотування для підвищення корозійно-механічної тривкості деталей машин // Восточно-европейский журнал передовых технологий. – Харьков, 2010. – № 6/5 (48). – С. 21-30. Режим доступу: http://journals.uran.ua/eejet/article/view/3305/3106

УДК 621.793
Лаптєва Г.М. [1]
Єфанов В.С. [2]
[1]Канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»
[2] Доктор філософії, доцент НУ «Запорізька політехніка»

DEVELOPMENT OF COMPLEX MODIFICATION OF NICKEL-BASED CATHODES FOR THE DEPOSITING OF ION-PLASMA COATINGS

The Ni–Cr–Al coating system has been playing an important role in increasing the heat-resistant capability of gas turbine blades operating in harsh and demanding conditions[1]. One of the methods of applying Ni-Cr-Al coatings is arc-ion plating, where a Ni-Cr-Al alloy material is made into a consumable cathode[2, 3]. The cathode is subsequently evaporated and ionized by an electric arc and attracted to the workpiece by a bias voltage to form a coating. The current study presents an investigation into the influence of highly active Y-La and Y-Hf-La modifiers on the structure and properties of the Ni-Cr-Al consumable cathodes. Y-La, and Y-Hf-La modifiers are introduced in order to form nanosized phases that stabilize the structure of the alloy and ensure a uniform distribution of elements.

It is shown that the introduction of such modifiers has a positive effect on the structure formation process of the consumable cathodes. It has been established that with the introduction of Y-Hf-La modifier, the structure of the obtained cathodes is characterized by a greater degree of homogeneity. In addition, a positive effect of Hf on the uniformity of the distribution of alloying elements (Al, Cr) in the bulk of the material has been noted in comparison with alloy samples modified with Y-La.

The introduction of the Y-Hf-La has improved the homogeneity by reducing the defects in the consumable cathode. As a result, it has been confirmed experimentally that the heat resistance capability of the modified Y-Hf-La coating has increased by more than 2%, compared to the coating with the traditional Y-only modifier[4, 5].

Перелік посилань:
1. Ионно-плазменные покрытия для лопаток газотурбинных двигателей [Текст] / Е. Н. Каблов, С. А. Мубояджян, С. А. Будиновский, А. М. Луценко // Метали. – 2007. – № 5. – С. 23–34.
2. Каблов, Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей [Текст] / Е. Н. Каблов. – М. : Московск. ин-т стали и сплавов, 2001. – 632 с.
3. Мовчан, Б. А. Жаростойкие покрытия, осаждаемые в вакууме [Текст] / Б. А. Мовчан, И. С. Малашенко ; под ред. Б. Е. Патона. – К. : Наук. думка, 1983. – 232 с.
4. Аксёнов, И. И. Техника осаждения вакуумно-дуговых покрытий [Текст] / И. И. Аксёнов, Д. С. Аксёнов, В. А. Белоус. – Харьков : ННЦ ХФТИ, 2014. – 280 с.
5. Дослідження впливу технології виготовлення катодів на якість конденсаційних жаротривких покривів [Текст] / В. С. Єфанов, В. В. Клочихин, А. А. Скребцов, І. А. Петрик, О. О. Педаш // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2019. – № 4. – С. 136–141.
6. Влияние технологии изготовления катодов на качество покрытий лопаток турбины [Текст] / В. С. Ефанов, В. В Клочихин, А. А. Педаш, В. Г. Шило // Вестник двигателестроения. – 2018. – № 1. – С. 132-137. DOI: 10.15588/1727-0219-2018-1-18.

УДК 621.891
Popov S.M. [1]
Shumykin S.O.[2]
Laptieva H.M. [3]
Yuzhakov M.S. [4]
[1]Doctor of Philosophical Science, Candidate of Technical Sciences, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”
[2]Candidate of Technical Sciences, Associate Professor, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”
[3]Candidate of Technical Sciences, Associate Professor, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”
[4]Master student, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”

NEW COMPLEX METHOD DEVELOPING FOR CREATION ANTIFRICTION WEAR RESISTANCE COATINGS

The purpose of this study is to establish technological conditions and parameters for obtaining materials for improving the performance of machine

parts under conditions of heavily loaded friction units due to quasi-tribosystems of gas thermal sprayed anti-friction layers [1,2,3].

During the research, a priori data were used in combination with our own scientific developments of the dependences of the influence of the chemical composition of gas thermal sprayed anti-friction layers on the physical and mechanical properties of the surface layer of the material, which is destroyed under tribosystem conditions.

On the basis of the theoretical and practical scientific research, a set of relevant knowledge has been obtained, which makes it possible to determine the main criteria requirements for obtaining anti-friction layers and graphically describe the characteristics of the alloy and show the correlations of the parameters with each other. The positive role of aluminum as a soft component of anti-friction pseudoalloys, which is well sprayed by thermal metallization at an affordable cost, has been experimentally confirmed. It has been proven that gas thermal coatings in the form of pseudoalloys, consisting of particles with different physical and mechanical properties of materials, can have up to 2 – 3 times more wear resistance compared to single-component coatings from materials included in the composition[4].

Theoretical and practical scientific research with the reproduction of system analysis to increase the resistance to destruction under the conditions of quasi-tribosystems of gas thermal sprayed antifriction layers is given. It is shown that in order to ensure a good running in of the contacting surfaces in the friction zone and particles of hard material with high wear resistance and resistance against sticking with the counterbody, anti-friction pseudoalloys of coatings should contain zones of particles of material with lower hardness to comply with the Charpy principle. It has been determined that when spraying composite wires for use as a solid component of anti-friction coatings, it is possible to use particles of alloying elements that form intermetallic compounds or phase components of alloys with a high hardness during melting. A comparative analysis showed that two-component coatings deposited with composite wires are characterized by higher hardness and wear resistance under high contact pressures compared to coatings of the same composition deposited with different types of solid wires[5].

The obtained results of the above studies allow, within the framework of technical and technological accuracy, which is necessary in the framework of practical engineering forecasts, to determine the physical and mechanical properties of wear resistant gas thermal sprayed anti-friction layers under conditions of quasi-tribosystems. Thus, in comparison with cast antifriction materials of the same composition, anti-friction layers obtained by thermal metallization have a 1.5 – 1.8 times higher wear resistance.

Перелік посилань:

1. Восстановление и повышение износостойкости и срока службы деталей машин [Текст] / под ред. В. С. Попова. – Запорожье : изд-во “Мотор-Сич”, 2000 – 394 с.
2. Попов, С. М. Триботехнічні та матеріалознавчі аспекти руйнування сталей і сплавів при зношуванні : навчальний посібник [Текст] / С. М. Попов, Д. А. Антонюк, В. В. Нетребко. – Запоріжжя : ЗНТУ, ВАТ «Мотор Січ», 2010. – 367 с.
3. Зносостійкість сплавів, відновлення та зміцнення деталей машин : навчальний посібник [Текст] / за загал. ред. В. С. Попова. – Запоріжжя : Вид-но ВАТ «Мотор Січ», 2006 – 420 с.
4. Popov, S. N. Theoretical aspects of composite bimetallic designs creation with optional heterogeneous wear resistant plating [Текст] / S. N. Popov // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2001. – № 2. – С. 84 – 86.
5. Popov S. Technology for increasing abrasive wear resistance of parts of road construction machines [Електрон. ресурс] / S. Popov, S. Shumykin, R. Sule // Perspectives of world science and education: the 8th International scientific and practical conference, 22-24 April 2020 : abstracts. – Osaka : CPN Publishing Group, 2020. – Pp. 129 – 132. – Режим доступу : http://sci-conf.com.ua.

УДК 621.745.58
Петруша Ю.П.
канд. тех. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»

ВИБІР СКЛАДУ ШЛАКУ ДЛЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ВІДНОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ

Процес електрошлакового відновлення деталей має ряд специфічних особливостей, що відрізняють його від звичайного переплаву витратного електроду в металевий кристалізатор, що охолоджується водою. В початковий період процесу відновлення необхідно отримати на деталі, що відновлюється, рідку металеву ванну із основного металу, при чому основа деталі повинна оплавитися по всьому перетину кристалізатора. Це невід’ємна умова якісного сплавлення основного і наплавленого металів. Наведення рідкої металевої ванни повинно відбутися до початку плавлення витратного електроду.

На розігрів та оплавлення основного металу, якість сплавлення основного і наплавленого металів значною мірою впливає склад шлаку, що застосовується для електрошлакового процесу.

До найважливіших функцій шлаку при електрошлаковому відновленні деталей необхідно віднести:

- забезпечення стійкості електрошлакового процесу в початковий період відновлення;
- оплавлення основного металу деталі по всьому периметру кристалізатора;
- добре формування металу перехідної зони;
- попередження утворення в зоні з'єднання дефектів;
- захист наплавленого металу від доступу повітря;
- управління хімічним складу наплавленного металу;
- забезпечення необхідних фізико-механічних властивостей наплавленного металу і металу перехідної зони.

З метою вибору оптимального складу шлаку, що забезпечить високоякісне сплавлення основного і наплавленого металів при електрошлаковому відновленні, досліджували стандартні шлаки АНФ-1, АНФ-6 та АНФ-29.

Всі ці шлаки відрізняються хімічним складом, температурою плавлення, динамічною в'язкістю і електропровідністю.

При моделюванні процесу відновлення здійснювали наплавлення сталей 20ХН3А та 12Х13 на сталь 3 в мідному кристалізаторі, що охолоджується водою, діаметром 90 мм з використанням шлаків АНФ-1, АНФ-6 та АНФ-29 (Табл.1) [1], [2].

Таблиця1 Шлаки для електрошлакового переплаву

Марка шлаку	Хімічний склад,% (по масі)				Температура плавлення, ºС
	CaF_2	Al_2O_3	CaO	SiO_2	
АНФ-1	92 – 96		4 – 6	1,5	1390 –1410
АНФ-6	60 – 70	23 – 31	8	2,5	1320 –1340
АНФ-29	–	55	45	–	1470 –1490

Внаслідок різної електропровідності ці шлаки володіють різною тепловиділяючою здібністю, яка є основним чинником, що впливає на розігрів та оплавлення основи деталі. Як показали дослідження найвищу тепловиділяючу здібність має шлак АНФ-6, що дозволяє в процесі відновлення розігріти і оплавити основу більш інтенсивно, чим при використані шлаків АНФ-1 та АНФ-29, і забезпечити високу якість з'єднання основного і наплавленого металів.

При використанні шлаків АНФ-1 та АНФ-29 в зоні сплавлення виявленні пори, залишки шлаку, підвороти наплавленного металу.

Застосування шлаку АНФ-6 забезпечує отримання зони сплавлення без залишків шлаку, пор, непроварів та інших дефектів. Шлак АНФ-6, маючи проміжну електропровідність між шлаками АНФ-1 та АНФ-29, добре акумулює тепло, забезпечує стабільність електрошлакового процесу вже на початковому етапі, має високу тепловиділяючу здібність. Крім того, температура плавлення і динамічна взякість шлаку АНФ-6 в значній мірі сприяють розігріву і оплавленню основи по всьому перетину кристалізатора і, як результат, забеспечують якісне з'єднання її з наплавленим металом.

Таким чином, проведенні дослідження дозволили визначитися з хімічним складом шлаку для електрошлакового відновлення деталей. Шлак АНФ-6 застосовується для відновлення деталей з різних марок сталей та різного призначення.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Патон, Б.Е., Медовар, Б.И., Бойко, Г.А. Электрошлаковое литье [Текст] / Б.Е. Патон, Б.И. Медовар, Г.А. Бойко. – К. : Наук. думка, 1981. – 191 с.

2. Подгаецкий, В.В., Люборец, И.И. Сварочные флюсы [Текст] /В.В. Подгаецкий, И.И. Люборец. – К. : Техніка, 1984. – 167 с.

УДК 66.03:678.05

Плескач В.М.
канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»

АНАЛІЗ ТЕПЛОВИХ РОЗРАХУНКІВ ПРИ ФОРМУВАННІ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

Особливість виготовлення виробів з полімерних композиційних матеріалів (ПКМ) полягає у тому, що при формуванні одночасно створюється і матеріал виробу (з вихідних матеріалів – матричного, наповнювачів та інших додатків) і його конфігурація та розміри. Це досягається шляхом одночасного підведення тиску і тепла. Роль нагрівання відповідних елементів обладнання (оснастки) і виробу в ньому у цьому процесі є провідною, оскільки необхідний для формування тиск у свою чергу залежить від в'язкості розплавленого у формі матеріалу, а отже й від його температури. Тому при проєктуванні того чи іншого обладнання (оснастки) велика увага приділяється розрахункам теплових процесів при формуванні виробі з ПКМ.

Підхід до проведення теплових розрахунків залежить від конструкції обладнання, усталеної практики проєктування тощо, і у

науковій літературі з цього приводу можна зустріти різні думки. Подібні умови витрат тепла спостерігаються у тих технологічних процесів, де нагріті елементи мають значний контакт з газовим середовищем довкілля. Такими процесами є пресування і екструзія, де з поверхонь матриці або матеріального циліндра екструдера у довкілля віддається значна кількість тепла.

Узагальнена енергетична потужність $Q_{заг}$ (Вт), необхідна при стаціонарному процесі пресування (екструзії), визначається за формулою [1- 4]:

$$Q_{заг} = Q_к + Q_{сп} + Q_{дов} + Q_{бз} + Q_i, \quad (1)$$

де $Q_к$ – корисне тепло, що витрачається на нагрівання прес-матеріалу; $Q_{сп}$ – втрати тепла у стіл преса; $Q_{дов}$ – втрати тепла у довкілля прес-форми; $Q_{бз}$ – втрати тепла через болтові з'єднання; Q_i – інші теплові втрати.

Тепло, що витрачається на нагрівання прес-матеріалу, втрати тепла у стіл преса та через болтові з'єднання та інші деталі конструкції порівняно легко розрахувати, знаючи теплофізичні характеристики композиційного матеріалу виробу і металевих деталей оснастки, оскільки розрахунок ведеться за законами теплопровідності. Складніше розрахувати втрати тепла у довкілля.

Втрата тепла нагрітим тілом у газове довкілля відбувається за рахунок вільної конвекції. *Інтенсивність* тепловіддачі при конвективному теплообміні оцінюється за формулою Ньютона – Рихмана [5]:

$$Q = \alpha F(t_c - t_г) \text{ (Вт)}, \quad (2)$$

де F – площа поверхні тепловіддачі, $м^2$; t_c – температура стінки, ^oC; $t_г$ – температура газу довкілля, ^oC; α – коефіцієнт тепловіддачі, $Вт/(м^2 \cdot {}^oC)$.

Проте складність практичних розрахунків пов'язана з тим, що коефіцієнт тепловіддачі залежить від режиму конвективного руху повітря (плівковий, ламінарний, турбулентний), що охолоджує нагріті стінки.

На сьогодні у літературних джерелах [1-4] пропонуються різноманітні емпіричні формули для визначення коефіцієнта тепловіддачі. Однак для точного і обґрунтованого вирішення задачі залежно від форми, розмірів і матеріалу оснастки, що охолоджується, необхідно виконати ***умови подібності теплових процесів***, які мають універсальний вид на основі теорії подібності. Згідно з нею інтенсивність тепловіддачі визначається числом Нуссельта Nu, яке при вільній конвекції має вигляд [5]:

$$Nu = C(Gr \cdot Pr)^n, \quad (3)$$

де Gr·- число Грасгофа; Pr – число Прандтля.

Число Грасгофа Gr характеризує відносну ефективність підйомної сили, яка викликає конвективний рух газу вздовж охолоджуваної поверхні, а число Прандтля Pr – це теплофізична характеристика газу-охолоджувача при температурі довкілля. Постійні C і n у рівнянні (3) різні для різних значень аргументу (Gr·Pr), які залежать від режиму руху газу, наведені у [5].

Остаточно коефіцієнт тепловіддачі знаходиться за формулою [4, 5]:

$$\alpha = (\lambda_г/h)Nu, \qquad (4)$$

де $\lambda_г$ – коефіцієнт теплопровідності повітря при температурі довкілля, h – розмір охолоджуваної поверхні.

Розрахунок за умовами подібності теплових процесів дає точніші і достовірніші результати.

Список літератури

1. Производство изделий из полимерных материалов: учеб. пособие. / Крыжановский В.К и др. СПб: Профессия, 2004. 464 с.

2. Сокольський О.Л., Сівецький В.І., Мікульонок І.О. Проєктування формуючих пристроїв обладнання для переробки пластмас: навч. посібник. К.: НТТУУ «КПІ», 2014. 130 с.

3. Басов Н.И., Брагинский В.А., казанков Ю.В. Расчёт и конструирование формующего инструмента для изготовления изделий из полимерных материалов: учебник. М.: Химия, 1991. 352 с.

4. Основы конструирования и расчёта деталей из пластмассы и технологической оснастки для их изготовления: учеб. пособие. / Мирзоев Р.Г. и др. Л.: Машиностроение, 1997. 416 с.

5. Михеев М.А., Михеева И.М. Основы теплопередачи. М.: «Энергия», 1977. 344 с.

УДК 621.785:535.211:669.15-194:669.017
Gubenko S. I.[1],
Parusov E. V.[2]
[1] Dr. Sc. (Tech.), Prof., Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Science of Ukraine, State Higher Educational Establishment «Prydniprovska State Academy of Civil Engineering and Architecture»
[2] Dr. Sc. (Tech.), Senior Researcher, Head Department Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Science of Ukraine

ABOUT RECRYSTALLIZATION PROCESSES OCCURRING IN LASER PROCESSING OF STEEL

Laser processing is widely used to strengthen various steel products. During this treatment, structural and phase transformations in steel proceed at a very high rate [1, 2]. The goal of the work was to study the features of high-speed recrystallization in steels with different chemical composition and type of crystal lattice under laser action. Specimens made of hot-deformed steels were irradiated by laser in GOS-30M and Quantum-16. Neophot-31, Tesla electron microscope, DRON-2.0 used in research.

An analysis of the microstructure of hot-rolled steels showed that in the zone of laser irradiation, the grains become larger by 1–3 points (from 8 to 5–6 points, GOST 5639-82) compared with the initial state, i.e., collective recrystallization occurs. This is due to the direction of exposure and heat removal and causes the appearance of signs of a columnar structure. In E3 steel, ferrite grains increased by one point (from 4 to 3 points). In austenitic steel 08H18N10T, the grains also became coarser by 1–2 points (from 9–10 to 7–8 points) in comparison with the initial sizes. In the zone of laser impact, a lot of so-called «dangling» boundaries are visible, which is typical for this steel. In steel 08Yu, fragments of grain boundaries and subboundaries are also visible. Thus, in the case of laser action, as in conventional annealing, collective recrystallization is suppressed in alloyed ferrite and austenite, but secondary recrystallization develops.

In the zone of laser impact in all hot-worked steels, the slip lines and microcracks were observed, indicating significant plastic deformation. The constraint of plastic stress relaxation under laser irradiation is also due to the specifics of high-speed mass transfer, which is realized, in contrast to diffusion processes occurring during conventional heating [3].

The study of fine structure of steels using an electron microscope showed that in the zone of laser action there are areas with dislocation clusters and a developed cellular substructure, which occupy 40 and 60 % of the area of the studied samples, respectively. The density of dislocations in the zone

of laser action in all steels increased by two orders of magnitude compared to the hot-rolled state. In addition, laser processing resulted in almost 3-fold refinement of the blocks (from $6{,}1 \cdot 10^{-5}$ to $19{,}5 \cdot 10^{-5}$ cm). X-ray studies showed that a weakly developed crystallographic texture $(110)_\alpha$ arose in the laser impact zone; part of the grains is oriented by this plane parallel to the sample surface.

The mode of laser irradiation used in the present studies was selected empirically in order to exclude heating of the steel above the structure change induced by phase transformation $\alpha \leftrightarrow \gamma$ start point.

The proof that no polymorphic transformation occurred under the studied irradiation conditions is evidenced by the following facts:

- steel grains have grown, not crushed. If a polymorphic transformation occurred, and even a double one (during heating and cooling), at such high heating and cooling rates, the many phase transformation centers would arise and the structure would form fine-grained;

- the same results were obtained both for steels in which polymorphic transformation is possible (08kp, 08Yu), and for steels where it is excluded (E3, 08KH18N10T), moreover, having a different crystal lattice;

- sulfide inclusions did not melt during heating, but they melt at temperatures above 950 °C.

Conclusions. In the zone of laser action of hot-worked steels, structural signs of two processes are observed – collective or secondary recrystallization and high-speed shear or rotational plastic deformation. These processes run in parallel, so it should be considered that at the moment of pulsed laser irradiation, dynamic collective or secondary recrystallization develops in steels. The specific conditions of laser exposure, mainly its short duration and localized powerful energy, ensured the processes of restoring the structure of a dynamic nature.

REFERENCES

1. Gubenko S. I., Oshkaderov S. P. Non-metallic inclusions in steel. Kiev : Naukova dumka, 2016. 528 p.

2. Ivanov V. I., Osipov K. A. Recovery and recrystallization in metals during rapid heating. Moscow : Nauka, 1984. 185 p.

3. Gurevich M. E, Zhuravlev A. F, Kornyushin Yu. V., Pogorelov A. E On the nature of mass transfer in metals under laser irradiation. *Metallophysics*. 1985. № 2. Vol. 7. pp. 113–114.

УДК 004.896
Пухальська Г.В.[1]
Леощенко С.Д[2]
Безхлібний Д.О.[3]
[1] канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»
[2] аспірант НУ «Запорізька політехніка»
[3] аспірант НУ «Запорізька політехніка»

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ЛОПАТОК

Як об'єкт досліджень обрані лопатки I ст. компресора дв. ТВ3-117, виготовлені з титанового сплаву ВТ8 та ВТ8М, які мають експлуатаційне пошкодження пера лопаток. У дослідженнях спостерігалися двигуни, що були в експлуатації в різних країнах, відповідно фізичні характеристики експлуатаційних процесів відрізнялися. Лопатки мали різне напрацювання і, відповідно, різну ступінь ушкодження пера лопаток. Двигуни експлуатувалися у таких країнах: Ємен, Індія, ОАЕ, Перу, Кіпр, Ютер (Тюмень), Алжир, Іспанія. Експлуатаційні пошкодження пера створюють не тільки концентратори напружень, але і призводять до зміни геометрії лопаток [1-4].

Спочатку було здійснено відбір інформативно значимих ознак (для цього використовувалися методи покрокової регресії). Після цього, використовуючи відібрані групи ознак, будувалися регресійні моделі. Як регресійні моделі були обрані лінійні регресійні моделі.

Дослідження геометрії пера лопаток полягало у вимірі хорди у перетинах А2-А2 та А8-А8. Результати вимірювань свідчать про те, що найбільша зміна геометрії лопаток відбувається у периферійній зоні (перетин А8-А8). x_1 – це середня температура у регіоні, де відбувався експлуатаційний процес; x_2 та x_3 – величини хорди, у перерізах А2-А2 та А8-А8; x_4 - величина напрацювання загальна, год.; x_5 – величина напрацювання до 1 ремонту, год; x_6 – твердість вихідної лопатки, HRC; x_7 – межа плинності вихідного матеріалу, МПа; x_8 - межа міцності, МПа; y - частота власних коливань лопаток, Гц.

Лінійна регресійна модель:

$$y = -0{,}2961\ x_1 - 0{,}0892\ x_3 + 0{,}5531\ x_4 - 0{,}0840\ x_5 - 0{,}2434\ x_8.$$

Точність моделі: 0,0003.

Лінійна регресійна модель другого порядку:

$$y = -6{,}5318 + 1{,}1847\ x_1 - 0{,}0395\ x_3 - 0{,}5552\ x_4 + 7{,}6814\ x_5 - 3{,}1978\ x_8 + 7{,}1069\ x_1^2 - 0{,}0157\ x_3^2 - 0{,}5300\ x_4^2.$$

Точність моделі: 0,00045.

Лінійна регресійна модель другого порядку з часткою першого порядку:

$$y = 0{,}8079 + 0{,}2148\ x_1 - 0{,}2214\ x_3 + 0{,}0310\ x_4 + 0{,}3649\ x_8 - 0{,}3694\ x_1{:}x_3 + 0{,}0352\ x_3{:}x_4 - 0{,}1712\ x_3{:}x_5 - 0{,}4127\ x_3{:}x_8 - 0{,}9691\ x_4{:}x_8 - 0{,}5155\ x_1^2 + 0{,}0123\ x_3^2 + 0{,}2760\ x_4^2.$$

Точність моделі: 0,00065.

Отримані регресійні моделі показують, що найбільший вплив на частоту власних коливань лопаток впливає не тільки геометрія лопатки у периферійній зоні, де відбувається максимальний ерозійний знос кромок пера лопаток, а також межа міцності лопаток та величина напрацювання двигуна.

Таким чином, при експлуатації вертольотних двигунів особливу увагу треба приділяти застосуванню у верхній частині пера лопатки захисних покриттів, щоб мінімізувати ерозійний знос кромок лопаток та використовувати зміцнюючу обробку пера, щоб подовшити ресурс роботи двигуна.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Бабенко О.Н. Анализ результатов исследования частот и форм собственных колебаний рабочей лопатки 1 ступени КНД / О.Н. Бабенко, Т.И. Прибора // Вестник двигателестроения. – №2. – 2018. – С. 91-98.
2. Двирник Я.В. Влияние пылевой эрозии на газодинамические характеристики осевого компрессора ГТД / Я. В. Двирник, Д. В. Павленко // Вестник двигателестроения. – №1. – 2017. – С. 56-66.
3. Ефанов В.С. Эрозионная стойкость лопаток компрессора вертолетных ГТД с различными типами покрытий / В. С. Ефанов, А. Н. Прокопенко, А. В. Овчинников, Ю. Н. Внуков // Вестник двигателестроения. – №1. – 2017. – С. 120-123.
4. Павленко Д.В. Закономерности изнашивания рабочих лопаток компрессора вертолетных двигателей, эксплуатирующихся в условиях запыленной атмосферы / Д. В. Павленко, Я. В. Двирник // Вестник двигателестроения. – №1. – 2016. – С. 42-51.

УДК 621.
Рябікіна М.А.[1]
1 К-т технічних наук, доцент ДВНЗ «ПДТУ»

АНАЛІЗ ЯКОСТІ МЕТАЛОПРОКАТУ ІЗ СТАЛІ S355J2

Для масиву даних двох плавок листового прокату сталі S355J2+N товщиною 90-100 мм (плити) розраховані статистичні показники механічних властивостей, табл. 1-2. Середні значення характеристик міцності сталі, плавка №1708063: $\sigma_{0,2}$ = 329 МПа і σ_B = 497 МПа. Для $\sigma_{0,2}$ виконується приблизна рівність хср.≥Ме≥Мо, в той час як для σ_B - хср.=Ме≤Мо. Мінімальне і максимальне значення $\sigma_{0,2}$ – 300 і 369 МПа, що не задовольняє вимогам EN 10025 (315–355 МПа). $\sigma_B$min=470 МПа, $\sigma_B$max=695 МПа, обидва крайні значення також не задовольняють вимогам (490-630 МПа). Відносне подовження – δср.=34 %; спостерігається хороший збіг середнього з модальним і медіанного значеннями, коливання незначні – від 31 до 38 %.

Середнє значення ударної в'язкості KCV_{-20}=78 Дж/см^2, але спостерігається її значний розкид: 8–343 Дж/см^2. 80 % проб плавки №1708063 задовольняють Євронормам EN 10025 (27 Дж/см^2).

Плавка № 1708063 відрізняється підвищеним вмістом кремнію - Si≈0,053 %. Ймовірно присутні в структурі сталі силікати могли привести до незадовільних значень механічних властивостей прокату, особливо ударної в'язкості [1-3] .

Результати статистичної обробки механічних властивостей сталі S355J2, плавки №2710427 наведені в таблиці 2. Отримані наступні середні значення: межі текучості =341 МПа, межі міцності =506 МПа, відносного подовження =33 %, енергії удару KCV_{-20} =263 Дж/см^2. Для характеристик міцності, пластичності має місце приблизний збіг середнього, модального і медіанного значення. Слід також зазначити, що $\sigma_{0,2}$min = 320 МПа, $\sigma_B$min = 495 МПа, δmin = 29 % і KCVmin = 27 Дж/см^2, що задовольняє вимоги EN 10025. Найчастіше (≈30 %) зустрічаються показники роботи удару ≈300 Дж/см^2, що є дуже високим і стабільним значенням.

Мікроструктура дослідженої сталі – ферито-перлітна. Перліт розподілений у вигляді розосереджених рядків з великих колоній до нечисленних прошарків і одиничних точкових колоній на межах феритних зерен. В осьовій зоні спостерігається збільшення перлітної складової та ділянки бейніту грубої будови. Розмір феритного зерна – №9–8, окремі №7.

Таблиця 1 – Результати статистичного дослідження механічних властивостей, сталь S355J2, плавка №1708063

Числовий показник	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B, МПа	δ, %	KCV, Дж/см^2
Середнє	328,5	496,6	34,3	77,8
Стандартна похибка	2,9	1,7	0,2	18,3
Медіана	325,5	494	34	16,5
Мода	318	500	34	11,3
Стандартне відхилення	17,1	10,0	1,5	106,8
Дисперсія	294,8	100,6	2,4	11402,6
Ексцес	-0,4	8,9	0,0	1,2
Асиметрія	0,5	2,7	0,3	1,6
Інтервал	69	50	7	335
Мінімум	300	486	31	8,0
Максимум	369	536	38	343
Кількість	34	34	34	34

Таблиця 2 – Результати статистичного дослідження механічних властивостей, сталь S355J2, плавка №2710427

Числовий показник	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B, МПа	δ, %	KCV, Дж/см^2
Середнє	341,4	505,9	33,4	262,5
Стандартна похибка	2,7	1,9	0,3	5,6
Медіана	341,5	509	33,5	264,3
Мода	345	510	35	264
Стандартне відхилення	15,5	6,7	1,5	31,5
Дисперсія	239,7	45,0	2,3	989,8
Ексцес	17	-0,6	0,9	1,3
Асиметрія	3,4	-0,5	-0,6	-0,8
Інтервал	95	25	7	143,7
Мінімум	320	495	29	169,3
Максимум	415	520	36	313
Кількість	32	32	32	32

Порівняння двох плавок сталі S355J2 за балом неметалевих включень наведено на рис. 1. Видно, що плавках близькі за балами кількість недеформованих силікатів (СН), відповідно 4,1 і 3,5 бали, сульфідів (С) – 0,25. Нітриди точкові (НТ), або пластичні силікати (СП) відповідно 0,8 і 0,5. Досліджені плавки сильно відрізняються за кількістю крихких силікатів (СХ) (відповідно 1,6 та 0,25 бали, різниця становить більше, ніж у 6 разів), оксидів точкових (ОТ) (у ~3 рази). Саме ці включення, ймовірно, призвели до падіння в плавці №1708063 KCV_{-20} до 9-22 Дж/см^2.

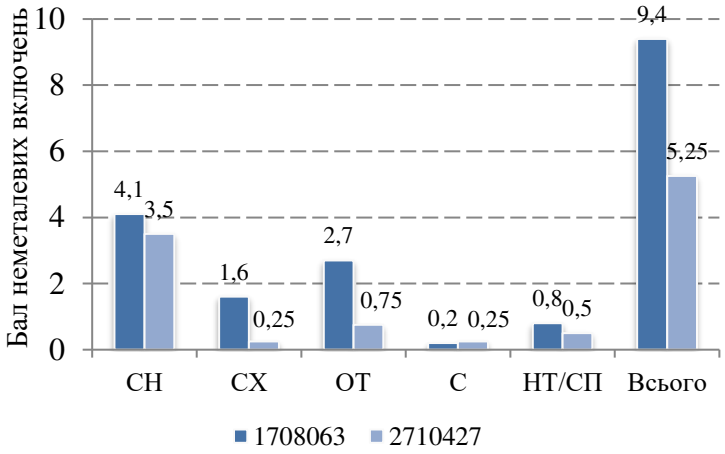


Рисунок 3 – Розподіл неметалевих включень в плавках за балами

Список використаних джерел:

1. H. Bhadeshia. Steels: Microstructure and Properties/ H. Bhadeshia, R. Honeycombe // Elsevier Ltd. . – UK, 2006. – 43 P.
2. Kazakov, A., Zhitenev, A., Ryaboshuk, S. Interpretation and Classification of Non-Metallic Inclusions // Materials Performance and Characterization. – Vol. 5. – № 5, 2016, pp. 1–9. [Електронний ресурс] - Режим доступу: https://vant.kipt.kharkov.ua/ARTICLE/VANT_2017_4/article_2017_4_59.pdf

3. Vasconcellos da Costa de Silva André Luiz. The effects of non-metallic inclusions on properties relevant to the performance of steel in structural and mechanical applications/ André Luiz Vasconcellos da Costa de Silva //Journal of Materials Research and Technology Volume 8. – Issue 2, April 2019. – pp. 2408-2422ю [Електронний ресурс] - Режим доступу: https://www.academia.edu/38859984/The_effects_of_non_metallic_inclusions_on_properties_relevant_to_the_performance_of_steel_in_structural_and_mechanical_applications

УДК 621.762:669.01
Осіпов М.Ю. [1]
Бриков М.М. [2]
Капустян О.Є. [1]
Акритова Т.О. [3]
Петришинець І. [4]
[1] канд. техн. наук, доцент НУ "Запорізька політехніка"
[2] д-р техн. наук, професор НУ "Запорізька політехніка"
[3] аспірант НУ "Запорізька політехніка"
[4] Провідний науковий співробітник, Інститут матеріалознавства, Кошице, Словаччина

ВИЯВЛЕННЯ ЕФЕКТУ ДЕФОРМАЦІЙНОГО γ→α ПЕРЕТВОРЕННЯ В ПОРОШКОВИХ ЗАЛІЗОХРОМВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЯХ ПРИ ЗНОШУВАННІ

Відомо [1], що використання сплавів, що містять у своїй структурі 70-80% залишкового метастабільного аустеніту, значна частина якого (40-50%) зазнає в процесі абразивного зношування деформаційні γ→α – перетворення, досить перспективне. Мартенсит деформації, що утворюється під дією зовнішніх навантажень, відрізняється підвищеною (до 12,5 ГПа) мікротвердістю. Деталі обладнання, у яких в процесі зношування реалізується даний ефект, мають і підвищений термін служби.

Фізичні явища, що відбуваються в процесі деформаційних γ→α – перетворень в даний час досить добре вивчені та надзвичайно успішно використовуються кількома науковими школами у своїх дослідженнях та практичних розробках. Встановлено оптимальні межі легування

литих кованих безкарбідних сталей, що забезпечують найбільший ступінь зміцнення та зносостійкість у певних умовах зношування. У той же час збільшення рівня легування таких сплавів для створення надлишкової твердої фази (карбіди, бориди) змінює леговaність матриці сплаву і знижує ефект від деформаційних γ→α – перетворень.

У цій роботі досліджувалась можливість отримання залишкового аустеніту в структурі загартованих залізохромвуглецевих порошкових сталей та його здатність до деформаційних γ→α – перетворень при зношуванні.

На першому етапі досліджувалися матеріали, отримані із суміші порошків заліза та карбіду хрому Cr_3C_2. Кількість Cr_3C_2 становило 7,5 та 14,0 % мас. Перед компактуванням проводили спікання (1100 °С, 10 год.). Ущільнення – гаряче штампування попередньо спечених пресувань; гаряче ізостатичне пресування капсул з шихтою.

В результаті цих досліджень встановлено:

- спосіб гарячого штампування не дозволяє компактувати матеріал без істотної (менше 10 %) залишкової пористості;

- термообробка залізохромвуглецевих матеріалів із суміші порошків заліза та карбіду хрому дозволяє отримувати в їх структурі значну (до 60 %) кількість залишкового аустеніту;

- структура досліджених порошкових сталей відрізняється високою неоднорідністю в загартованому стані.

Тому на другому етапі досліджувалися порошкові сталі, отримані способом гарячого пресування ізостатично розпиленого порошку.

В результаті цих досліджень встановлено:

- процеси формування структури при загартуванні порошкових сталей, отриманих з розпорошених порошків, збігаються (на відміну від порошкових сталей, синтезованих із суміші порошків заліза та Cr_3C_2) з основними закономірностями структуроутворення литих кованих сталей;

- залишковий аустеніт порошкових залізохромвуглецевих сталей має здатність до деформаційних γ→α – перетворень у процесі зношування, результатом яких є підвищення твердості поверхні тертя до 12,5 ГПа і, як наслідок, зростання опірності абразивному зношуванню;

- характер зміни інтенсивності фазових перетворень та мікротвердості за глибиною зміцненого шару порошкових сталей з розпорошеного порошку ідентичний закономірностям, що спостерігаються для литих сталей аналогічного хімічного складу.

Література:
1. Андрущенко М.И. Сравнительный анализ способности к упрочнению и износостойкости в условиях абразивного изнашивания сталей системы Fe-C-Cr в зависимости от способов управления структурным состоянием / М.И. Андрущенко, Р.А. Куликовский, М.Н. Брыков // Металлы и литье Украины. – К.: 2006. – №6. – С. 42-46.

УДК 621.002.3:669.14.018.29
Тонконог Д. М.[1]
Міщенко В. Г[2]
Харченко А. О[3]
Без ступеня, без звання, Запорізький національний університет[1]
Д-р техн. наук, професор, НУ «Запорізька політехніка»[2]
ПАТ Мотор Січ[3]

ПОРІВНЯЛЬНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЕЦІАЛЬНОЇ ТЕПЛОСТІЙКОЇ СТАЛІ 09Х3НМ3ФБч ЗІ СВІТОВИМИ АНАЛОГАМИ В АВІАДВИГУНОБУДУВАННІ

Постійний розвиток авіаційної промисловості зумовлює високу конкуренцію між світовими виробниками авіаційних двигунів. Через це двигуни працюють в умовах високого навантаження деталей, зокрема редукторів ГТД літаків та гелікоптерів. Збільшення потужності двигунів нового покоління вимагає від редуктора збільшення кількості обертів за хвилину та обертального моменту, що, в свою чергу, зумовлює збільшення робочої температури взаємодіючих деталей. Основними складовими редукторів є зубчасті колеса та вальниці, які виготовляють з теплостійких сталей. Ці сталі піддають хіміко-термічному обробленню (ХТО): цементації, азотуванню, нітроцементації з подальшим гартуванням та різними видами відпуску. Кінцева мікроструктура являє собою мартенсит чи бейніт. ХТО, які застосовуються для такого типу сталей умовно можна розділити на два типи: 1) ХТО на первинне твердіння(ВКС-5, ДИ-3А), 2) ХТО на вторинне твердіння(ВКС-4, ВКС-10, M50NiL, 09Х3НМ3ФБч).

Хімічний склад сталі 09Х3НМ3ФБч не містить вольфрам, що забезпечує гарні технологічні властивості, наприклад обробка деталі різанням, відсутність карбідів вольфраму зменшує заїдання зубчатих коліс, та покращує адгезійні властивості.

В сталі 09Х3НМ3ФБч менший вміст вуглецю і на діаграмі Шефлера-Де-Лонга вона розташована на більшій відстані від області

А+М (рис.1), то це забезпечує меншу кількість залишкового аустеніту в цементованому шарі.

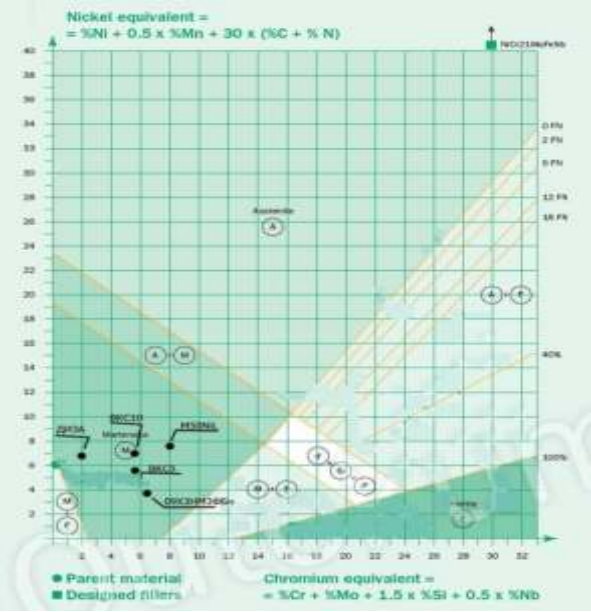


Рисунок 1. Діаграма Шефлера-Де-Лонга [1]

В свою чергу це суттєво зменшує утворення первинних карбідів, які знижують ударну в'язкість та контактну витривалість. В даній сталі обмежений вміст Молібдену у порівнянні зі сталлю М50NiL, що зменшує ймовірність появи крихкої σ-фази.

Контрактна витривалість розробленої марки сталі вище ніж її аналогів в середньому у 5 разів (ДИ-3А, ДИ-45, ДИ-39) та вище ніж у сталей типу ВКС-10 та М50NiL.

Режим ХТО сталі типу 09Х3НМ3ФБч суттєво скорочений та менш тривалий.

Висновок: теплостійка сталь 09Х3НМ3ФБч має значний потенціал для заміни її застарілих аналогів для виготовлення деталей редукторів газотурбінних двигунів нового покоління.

Перелік посилань:

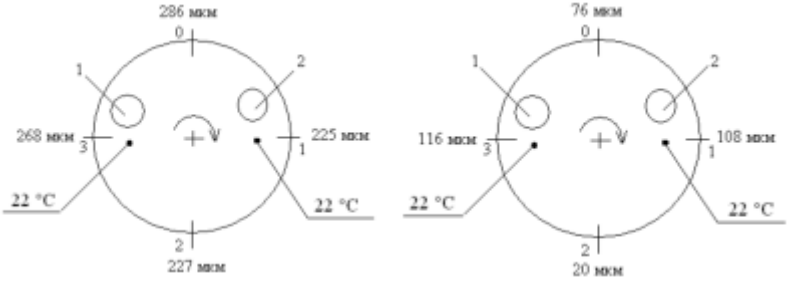
1. Outukumpu Stainless Corrosion Handbook: Edition 9; Publisher, Outukumpu stainless steel Oy, 2004, 86 P.

УДК 620.16
Фасоль Є.О[1]
Кубіч В.І[2]
[1] ст.викладач кафедри «Фізичне матерілознавство» НУ «Запорізька політехніка»
[2] к.т.н., доцент кафедри «Автомобілі» НУ «Запорізька політехніка»

ОЦІНКА СПІВВІДНОШЕННЯ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРНИХ ПОЛІВ НА ЗНОШУВАННЯ ЖАРОМІЦНИХ УЩІЛЬНЮВАЛЬНИХ ПОКРИТТІВ

Прикінцевою стадією розробки складу та способу формування жароміцних приробіткових покрить є безпосереднє їх випробування. Це здійснюється або в реальних експлуатаційних умовах, або в умовах, наближених до них з використанням фізичного моделювання на малогабаритних зразках та відповідного лабораторного обладнання. Одним із таких обладнань, є обладнання, яке запропоноване у роботах [1,2], яке представляє собою випробувальну камеру з нерухомим кільцем з покриттям, по робочій поверхні якого рухаються зразки-пластини із зубцями. При цьому створюються умови зі зміни температурного стану у середині камери та зміни режимів механічного навантаження безпосередньо самих покриттів.

Розподіл температурних полів у співвідношенні зі механічним зносом покриттів на основі КНА-82 з вмістом ітрію 0,1% при проведенні триботехнічних випробувань на позначеному обладнанні приведено на рисунку 1. При цьому покриття були сформовані на внутрішньої поверхні кілець у газопламенний (покриття №1) та іоноплазменний спосіб (покриття №2).



а б

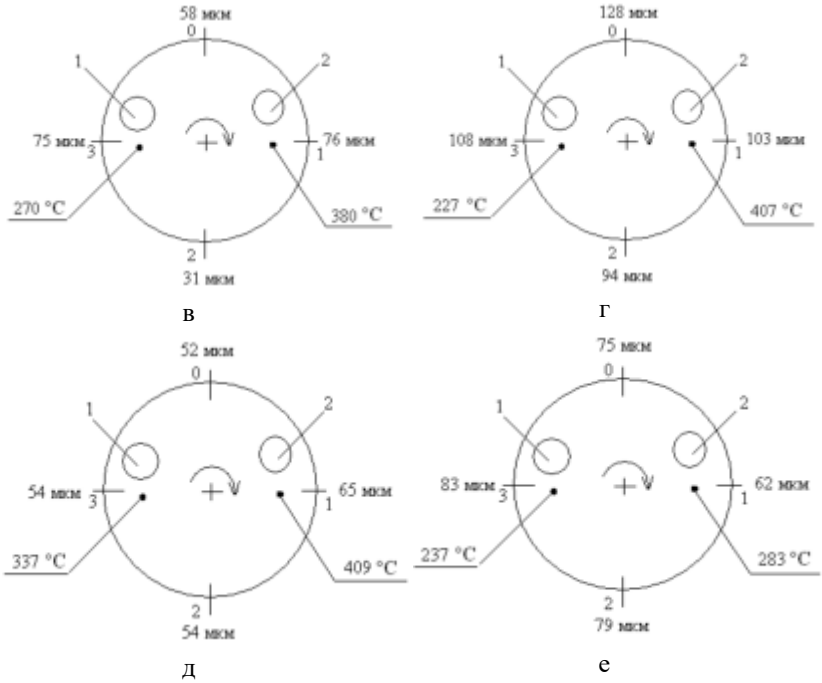


Рисунок 1 - Поєднання полів зносу за зонами вимірювань та полів температурної взаємодії: а, в, д – покриття №1; б, г, д – покриття №2; д-е - випробування після витримки покриттів 3 год при 1100 ° С; 1 - підведення розігрітих газів; 2 – відведення розігрітих газів

Аналіз полів зносу та полів температурної взаємодії, наведених на рисунку 1, вказує на наступне:

- для покриття №1 у зонах №1 та №3 проглядається тенденція до того, що зі збільшенням температури знос зменшується;

- для покриття №2 у зонах №1 та №3 також проглядається тенденція до зниження зносу лише у зоні №3 зі збільшенням температури.

Пропонується розглядати по зонах тертя не лінійний знос, а певний умовний знос, що припадає на 1 ºС, мкм град$^{-1}$, тобто. $h_T=h/T$, оскільки досягти за умовами експерименту абсолютної рівності поточних температур дуже складно. Розрахункові дані наведено у таблиці1.

Таблица 1 – Зведенні дані з приведеного лінійному зносу h_T у зонах тертя

Температура Т, ºС	Покриття №1		Покриття №2	
	Зона №3	Зона №1	Зона №3	Зона №1
22	12,18	10,2	5,27	4,9
350	0,27	0,2	0,47	0,25
1100	0,16	0,15	0,35	0,21

З розрахункових даних, які наведено у таблиці 1 видно, що зі збільшенням температури в зонах №1 і №3 умовне зношування, що припадає на одиницю поточної температури взаємодії, зменшується нелінійне для обох покриттів. Така ж тенденція проглядається і при оцінці зносу загалом по зразку-кільцю.

В цілому, за даними, наведеними на рисунку 1 і таблиці 1 зазначається, що до моделювання температурної взаємодії основний вплив на знос надає однорідність структур покриттів при їхньому початковому формуванні на поверхні кільця. А при моделюванні температурної взаємодії надає зміна однорідності структур покриттів при протіканні структурно-фазових перетворень під час нагрівання.

Перелік посилань

1. Кубіч В.І. Методика фізичного моделювання процесів термомеханічного навантаження покриттів при проведенні триботехнічних випробувань /В.І. Кубіч, В.Л. Грешта// Наукові праці. Сучасні технології на автомобільному транспорті і машинобудуванні. Міжнар. наук.- практ. конф., 15-18 жовтня 2019. Харків, ХНАДУ. С.226-230

2. Кубіч В.І. Фізичне моделювання процесів термомеханічного навантаження припрацьовуваних покрить. «Тиждень науки-2022» - щоріч. наук.-практ. конф., 21 квітня 2022р.: зб. тез допов., Т.1. - Запоріжжя, 2022. НУ «ЗП». С.9-10

УДК 669.017:629.7.023.22
Фасоль Є.О[1]
Кубіч В.І[2]
[1] ст.викладач кафедри «Фізичне матерілознавство» НУ «Запорізька політехніка»
[2] к.т.н., доцент кафедри «Автомобілі» НУ «Запорізька політехніка»

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ВМІСТУ ІТТРІЮ НА ТЕПЛОФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ УЩІЛЬНЮВАНИХ ПОКРИТТІВ

Основним способом зниження питомих втрат палива та підвищення ККД установок ГТД є запобігання витоку робочого газу через радіальні зазори між роторними і статорними деталями турбін і компресорів ГТД за рахунок зменшення величини радіальних зазорів. Проте існує ймовірність торкання деталей внаслідок деформації корпуса та ротора при маневруванні літака та роботі ГТД на нестаціонарних режимах, при вібрації та інших випадках, які можуть призвести до зношування та несправності деталей, що контактують. Шляхом вирішення цієї проблеми є розробка покриттів, які в процесі експлуатації стираються та перепрацьовуються.

На підприємстві ПАТ «Мотор Січ» використовуються покриття КНА-82 із застосуванням складної лігатури Co-Ni-Cr-Al-Y. Доведено, що введення РЗМ в сплав підвищує довговічність сплавів при температурах 1000–1100°С в 2-3 рази, жаростійкість при робочих температурах в 1,5–2 рази. Особливо позитивний вплив на властивості чинить легуванням іттрєм. В покриттях системи Co-Ni-Cr-Al-Y сегрегація Y на границях поділу окалина/покриття призводить до меншого утворення порожнин і, відповідно, покращує зчеплення оксидної окалини α-Al_2O_3. Введення в сплав 0,0–0,05 %Y підвищує його термічну стабільність, уповільнює коагуляцію основної зміцнювальної γ'- фази. Введення ітрію пригнічує утворення оксиду NiO, який не має захисних властивостей та сприяє утворенню на поверхні металу захисних оксидів $Ni(Cr,Al,Y)_2O_4$ та $(Cr, Y)_2O_3$.

Окрім властивостей жароміцності, покриття повинні мати добру адгезію із основним матеріалом. Температурний коефіцієнт лінійного розширення (ТКЛР) є одним з головних факторів, які впливають на адгезію в процесі експлуатації, оскільки при нагріванні в матеріалі виникають термонапруження, під дією яких може відбуватися відшарування покриття від основи. Досліджувались зразки із вмістом іттрію 0.1, 0.3, 0,5%, покриття формувалось газополуневим способом.

Дослідження проводилися на дилатометрі Шевенара із програмованим нагріванням до температури 950ºС протягом 3 годин та подальшим охолодженням в атмосфері печі.

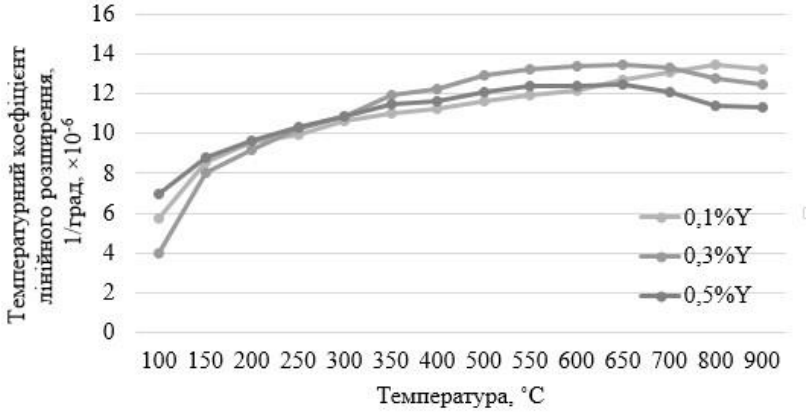


Рисунок - Залежність температурного коефіцієнта лінійного розширення покриттів від температури

Як видно із рисунку для висх складів спостерігається поступове збільшення ТКЛР до температури 650…700 ºС із подальшою зміною вигляду дилатометричної кривої, що вказує на певне зменшення об'єму матеріалу. Коефіцієнт лінійного розширення для газполуменевого нанесення із вмістом ітрію 0,1% має найбільшу різницю значень, та має екстремуми, Також зафіксовано значне окислення зразку після третього нагрівання. Криві із вмістом ітрію 0,3 та 0,5% майже ідентичні, проте для складу із 0,3% ітрію крива має достатньо широкий градієнт значень, навідміну від 0,5%.

Таким чином, отримані результати досліджень температурного коефіцієнту лінійного розширення дозволили встановити, що покриття КНА-82 із вмістом ітрію 0,5% найбільш раціональне і в експлуатації буде позитивно впливати на довговічність системи.

UDK 669.13 (043.3)
Chabak Yu.G.
Golinskyi M.A.
Zurnadzhy V.I.
Efremenko B.V.
Efremenko V.G.
«Pryazovskyi State Technical University», Mariupol, Ukraine

MODELLING OF CRYSTALLIZATION OF MULTI-COMPONENT HIGH-BORON ALLOY

The work is focused on analyzing the equilibrium crystallization process of a multi-component Fe-W-Mo-Cr-Ti-Mn-Si alloy, containing 0.72 wt. % C and 2.75 wt. % B is analyzed. Computer simulation was performed using the program “Thermo-Calc Software” (Fig. 1).

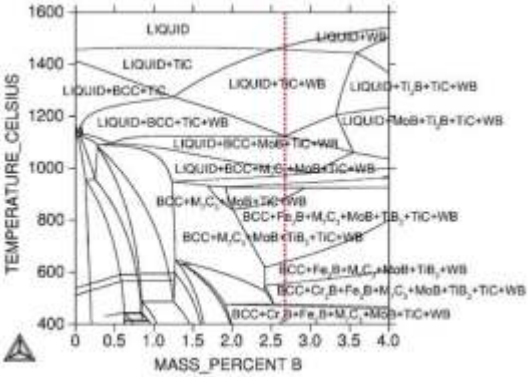


Fig. 1. The diagram “Metal-Boron” for the experimental alloy.

It was found that the alloy belongs to the hyper-eutectic compositions, since its crystallization begins at 1472 ºC with the formation of primary boride WB and carbide TiC and continues with a series of successive eutectic reactions with the formation of double eutectic “Ferrite + B” (where B is one of MoB, TiB_2, Fe_2B) and eutectic “Ferrite + M_7C_3». Borides Cr_2B, Cr_4B and Mn_4B are formed in the solid state. The total volume fraction of borides and carbides is 45.05 vol. %. The results of the simulation mostly coincide with the real structural state of the alloy. The exception is that under nonequilibrium crystallization a complex carboboride $(W,Mo,V,Ti,Fe)_2(B,C)_5$ is formed instead of individual borides, and a carboboride $(Fe,Cr,Mo,W,Mn)_7(B,C)_3$ appears instead of carbide $(Cr, Mn)_7C_3$.

УДК 641.841.41
Школовий В.В.[1]
Мельнікова І.О.[2]
Ткач Д.В.[3]
аспірант НУ «Запорізька політехніка»[1]
начальник БПКМ АТ «Мотор Січ»[2]
канд. техн. наук, доц. НУ «Запорізька політехніка»[3]

ДОСЛІДЖЕННЯ КОМПОЗИТНОГО МАТЕРІАЛУ НА ВОГНЯНУ НЕПРОНИКНІСТЬ

Випробування композитних матеріалів (КМ) на вогняну непроникність це один метод із серії випробувань які входять до контролю якості КМ. Випробування на вогняну непроникність визначають здатність КМ короткотривалий час стримувати неконтрольоване полум'я не змінюючи свої фізико-механічні властивості. Цей метод здебільшого використовується для КМ, що застосовують при виробництві літальних апаратів, для яких вогняна непроникливість важливим показником, оскільки саме він здатний врятувати життя екіпажу під час виникнення аварійної ситуації, наприклад дати час для аварійної посадки літального апарату.

Отже актуальність дослідження вогняної непроникливості КМ є беззаперечною, особливо при використанні літальних апаратів в умовах бойових дій, коли на вагах життя екіпажу та виконання бойового завдання. Цей метод дає нам чітке розуміння на скільки КМ здатний витримувати потенціальну небезпеку (полум'я) та скільки має часу пілот на виконання аварійної посадки перш ніж полум'я зруйнує та виведе з ладу літальний апарат. Особливо важливо проводити дослідження з оцінки цих властивостей та їх підвищення в період воєнного стану, коли значна частина пошкоджень гвинтокрилів відбувається від ураженням полум'ям.

Метод полягає в виготовленні натурного зразка тієї частини літального апарату де необхідно дослідити властивості по вогняній непроникливості. Зазвичай найбільш відповідальною частиною літального апарату являється кришка капоту, оскільки відомо що осередком зародження полум'я являється двигун. Виготовлення зразка відбувається згідно циркуляру РЦ-D-33.3(7) та технічних умов (ТУ) на композитний матеріал з чітким дотримання всіх контролюючих параметрів.

В даному досліджені для проведення випробувань був використаний матеріал Gurit PN900-68-48, який являє собою тканину,

виготовлену з неперервних джгутів із скловолокна та просочену термореактивною смолою. Зразок був виготовлений з двох шарів препрегу (Gurit PN900-68-48) разом з стільниковим блоком всередині, для імітації кришки капоту, з проходження поетапного процесу полімерізації з дотриманням контрольованих параметрів згідно ТУ на матеріал.

Випробування проводили на заздалегідь підготовленій установці в спеціальному обладнаному приміщенні з дотриманням заходів безпеки. Під час випробування контролюючим параметрами являлось виведення пальника на температуру стандартного полум'я (1100±80)°С та густина теплового потоку (116±10) кВт/м^2. Для забезпечення температури стандартного полум'я були задіяні сім термопар хромель-алюмель встановлені на установку з відповідною відстанню від полум'я. Густину теплового потоку юстували за рахунок регульованих витрат води (62,5х10^{-6} м^3/с), на відрегульованому, попередньо, стандартному полум'ю (1100±80°С) та вимірюванню температури води на вході в приймаючій тепло трубці та на виході (на вході 25,1°С; на виході 27,6°С). Після проведення розрахунків густина теплового потоку, вона склала 112 кВт/м^2, що є в межах допустимого.

Після проведення перевірок та виставлення відповідних параметрів, натурний зразок було встановлено на установку та ввімкнено таймер на 15 хвилин (згідно РЦ-D-33.3(7)) це час за який зразок має не втратити свої фізико-механічні властивості під дією стандартного полум'я. Відповідно, під час випробування близько хвилини від початку впливу полум'я на зразок спостерігалась значне димовиділення. По закінченню випробування, зразок особливих руйнувань не зазнав, мав певні видозмінення в геометрії але при цьому конструкція зберегла свою жорсткість, тим самим підтверджуючи, що й фізико-механічні властивості було збережено.

Отже можна зробити висновок, що препрег Gurit PN900-68-48 пройшов випробування на вогняну непроникність і в подальшому його можна використовувати для виготовлення кришки капоту для літальних апаратів. Даний метод випробування КМ є важливим показником якості цих матеріалів та є домінуючим у низці випробувань, особливо, у випадках підбору матеріалу де є великий ризик впливу джерела нагрівання.

УДК 620:004
Ткач Д.В[1],
ПавленкоД.В[2],
Тарасов О.Ф[3],
Шлома Р.О[4]
[1] канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»
[2] доктор техн. наук, професор НУ «Запорізька політехніка»
[3] доктор техн. наук, професор ДГМА
[4] аспірант НУ «Запорізька політехніка»

DATA SCIENCE В МАТЕРІАЛОЗНАВСТВІ

На сьогодні Data Science широко використовується в усіх сферах нашого життя. Проте до недавнього часу розвиток інформатизації найбільш активно проходив в сфері фінансів та бізнесу. Розробка нових матеріалів впродовж тривалого часу представляла собою роботу одного дослідника або групи дослідників, що спираючись на знання про вплив структури на властивості матеріалів та власний досвід проводили достатньо велику кількість експериментів з отримання нового матеріалу з заданими властивостями, що призводить до значних витрат часу на розробку кінцевого матеріалу. Це пов'язано, в першу чергу, з тим, що по факту матеріалознавство є складною наукою, що вимагає мультидисциплінарного підходу і просто застосувати рівняння, щоб обчислити необхідну кількість, наприклад, легувальних елементів для отримання відповідних властивостей часто просто неможливо. Отже, впродовж багатьох років вчені намагались оптимізувати процес розробки нових матеріалів, було створено бази даних матеріалів, для полегшення вибору матеріалів та розробки нових; розроблено програмне забезпечення, що дозволяє моделювати властивості матеріалів спираючись на запропонований хімічний склад, крім того вчені моделювали матеріали на атомно-молекулярному рівні, проте на практиці це незначно впливає на швидкість розробки нового матеріалу. Традиційні методи обробки наявних даних не дозволяли підвищити швидкість розробки матеріалів, тому виникла необхідність в зміні підходів до створення матеріалів. Отже, Data Science є тим самим підходом який можна використати як при створенні нових матеріалів, так і при аналізі існуючих (структури та властивостей).

Відомо, що Data Science дозволяє обробляти великі масиви даних та моделювати складні матеріали з достатньо високою точністю. На сьогодні існує вже достатня кількість публікацій, щодо використання Data Science в цілому та машинного навчання зокрема в

матеріалознавстві (Materials Informatics), які підтверджують актуальність таких досліджень. Наприклад, такі підходи дозволяють скоротити розробку нових матеріалів до 12-30 місяців (в залежності від складності задачі), що в умовах надзвичайно швидкого розвитку технологій є критично важливим. Проте для ефективного застосування рішень, що пропонує наука про дані важливо мати в наявності максимально широку базу матеріалів, що буде включати в себе максимальну кількість властивостей та залежностей для великого обсягу матеріалів. Тільки в цьому випадку навчені моделі будуть мати низьку похибку. Тому вчені зараз стикаються зі значними обмеженнями в таких дослідженнях, оскільки значна частина експериментальних даних не оцифрована і знаходиться в неструктурованому стані. Окрім цього, існуючі та нові дослідження також не вносяться до відкритих джерел (баз даних), що обмежує можливості збору інформації та доступу до неї.

Отже, Data Science в матеріалознавстві дозволяє значно підвищити швидкість розробки нових матеріалів. Висока продуктивність сучасних серверів та зібраний об'єм інформації про матеріали дозволяють прогнозувати властивості матеріалів, оптимізувати існуючі матеріали та створювати нові матеріали на основі заданих властивостей. Тому актуальною задачею є дослідження можливостей застосування сучасних технологій для розвитку нових матеріалів для авіаційного двигунобудування. Для рішення цієї задачі необхідно мати цифрові дані (бази даних), щодо існуючих авіаційних матеріалів, їх структури та властивостей, причому чим повніші ці дані будуть тим ефективнішу модель вдасться побудувати.

УДК 669.187.56
Парахнєвич Є.М.[1]
Івахненко Є.І.[2]
[1] канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»
[2] канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»

ВПЛИВ ЕШН НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛУ ПРИ НАПЛАВЛЕННІ БЛИЗЬКИХ ЗА ХІМІЧНИМ СКЛАДОМ СТАЛЕЙ

Приведені дослідження по впливу електрошлакового наплавлення близьких марок сталей на механічні властивості відновлених деталей електровозів.

Проблема вторинного використання деталей, що вийшли із ладу, стоїть досить гостро для машинобудівної галузі України. Однією з ефективних технологій відновлення зношених деталей є технологія, яка базується на електрошлаковому наплавленні (ЕШН). В процесі ЕШН в результаті рафінування активним шлаковим розплавом метал, який переплавляється, очищується від шкідливих домішок, газів, неметалевих включень, а направлена знизу догори кристалізація забезпечує утворення щільної структури [1]. Використання цього методу особливо перспективне для відновлення деталей рухомого складу залізничного транспорту [2]. Під час експлуатації електровозів із ладу виходить лише частина деталі, маса якої складає (10…12) % від загальної маси деталі. Роботу відновлених деталей, їх робочий ресурс, експлуатаційну надійність в деяких випадках лімітує якість зони сплавлення та зон термічного впливу. Присутність в цих зонах несприятливої крихкої структури, плівкових неметалевих вкраплень, пор, дефектів газового походження викликає руйнування відновлених деталей по зоні сплавлення. В процесі експлуатації електровозів марок ЧС – 4, ЧС – 8 з ладу виходить «шестерня» - деталь ходової частини електровозу, яка виготовлена зі сталі 45ХН, масою 145,5м кг. В ній зношується шліцьове з'єднання і внутрішня різьба на ступиці (рис. 1), в той час як зубчаста передача в більшості випадків не зношується. Шліцьове з'єднання працює на згин з крученням, а руйнування відбувається із – за значних динамічних навантажень.

В якості пари для наплавлення було запропоновано на сталь 45ХН наплавити сталь 20ХН3А, тому що цією маркою сталі проводять відновлення на підприємстві і вона має більш високий рівень механічних властивостей.

Рис. 1. Деталь приводу электровоза «шестерня».

Зміна хімічного складу відбувається від металу основи до наплавленого по зоні сплавлення (табл.1). Хімічний склад відрізняється тільки по вуглецю і нікелю. В таблиці 1 не представлені дані хімічного складу зони сплавлення, тому що визначити її хімічний склад неможливо із – за її малого розміру (ширина 150 – 200 мкм). В зоні сплавлення метал має хімічний склад, середній між сталлю 45ХН і сталлю 20ХН3А. Спостерігається різниця по вмісту вуглецю (близько 0,3 %) і нікелю (близько 2%). Вміст усіх елементів знаходиться в межах ДСТУ 7809:2015.

Таблиця 1 –Хімічний склад наплавлення сталі 20ХН3А на сталь 45ХН

Марка сталі, ГОСТ	Вміст елементів, %							
	C	Si	Mn	Ni	Cr	не більше		
						P	S	Cu
45ХН ДСТУ 7809:2015	0,41…0,49	0,17…0,37	0,5…0,8	1,0…1,4	0,45…0,75	0,035	0,035	0,3
45ХН основа	0,43	0,24	0,53	1,14	0,53	0,024	0,020	0,14
20ХН3А ДСТУ 7809:2015	0,17…0,24	0,17…0,37	0,3…0,6	2,75…3,15	0,6… 0,9	0,025	0,025	0,3
Електрод 20ХН3А	0,19	0,22	0,46	2,80	0,59	0,013	0,020	-
Наплавлений метал 20ХН3А	0,20	0,15	0,46	2,71	0,62	0,027	0,022	-

При наплавленні близьких за хімічним складом сталей провели випробування зразків до і після термічного оброблення (табл. 2).

Таблиця 2 – Механічні властивості металу при наплавленні сталі 20ХН3А на сталь 45ХН

Марка сталі, ГОСТ	Механічні властивості					
	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	Ψ, %	KCU, МДж/м^2	НВ
45ХН ДСТУ 7806:2016	717	-	11,0	52,9	0,565	197
20ХН3А ДСТУ 7806:2016	950	750	12,0	55	1,1	-
Вимоги для деталі	686	-	10,0	-	-	217…241

(дані СТП)						
Метал ЕШН без термічного оброблення	798	-	8,0	28	0,2	$\frac{187...197*}{207}$
Метал ЕШН після термічного оброблення	849	-	9,0	43	0,42	$\frac{289*}{241}$

* - чисельник – метал основи, знаменник – наплавлений метал.

В литому стані до термічного оброблення показники ударної в'язкості металу зони сплавлення значно менші, ніж основного і наплавленого металів, що пояснюється неоднорідністю структури металу зони сплавлення. Травлення шліфів показало, що зразки розривалися по металу основи, з чого можна зробити висновок, що метал зони сплавлення і наплавленої сталі мають кращі показники механічних властивостей. Термічне оброблення сприяє покращенню мікроструктури металу зони сплавлення, і як наслідок, підвищує механічні властивості відновленої деталі.

Таким чином, наплавлення сталі 20ХН3А на сталь 45ХН дозволяє отримати заготовки з високим рівнем механічних властивостей, набагато вищими за вимоги до металу деталей електровозів. Такий результат, крім інших факторів, досягається також завдяки термічному обробленню відновлених деталей, режим якого підбирали відповідно до хімічного складу зони сплавлення. Тільки в цьому випадку можливо отримати високі показники механічних властивостей відновлених деталей.

Список літератури

1. Рябцев И.А. Наплавка деталей машин и механизмов [Текст] / Рябцев И.А. / - К: Екотехнологія, 2004. – 160 с.

2. Парахнєвич Є.М. Відновлення деталей електрошлаковим методом / Є.М. Парахнєвич, Б.С. Сперанський, Ю.П. Петруша // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2000. - №2. - С. 49 – 51.

УДК 621.793:620.17
Фасоль Є.О[1]
Кубіч В.І[2]
Сотніков Є.Г[3]
[1] ст.викладач кафедри «Фізичне матерілознавство» НУ «Запорізька політехніка»
[2] к.т.н, доцент кафедри «Автомобілі» НУ «Запорізька політехніка»
[3] канд. техн. наук, директор ДП «УкрНДІСпецсталь»

ДОЦІЛЬНІСТЬ ЛЕГУВАННЯ ІТРІЄМ МАТЕРІАЛІВ УЩІЛЬНЮВАЛЬНИХ ПОКРИТТІВ

Рівень ефективності газотурбінного двигуна характеризується температурою газу перед турбіною. Підвищення температури призводить, до підвищення вагової віддачі двигуна, та відповідно до зниження питомої маси двигуна. Зростання температури перед турбіною при одночасному збільшені сумарного ступеню підвищеного тиску дозволяє отримати не тільки високу питому тягу, але й низькі питомі витрати палива. Підвищення ККД двигуна можливо при умові збільшення повноти згоряння палива. Так підвищення температури на 50^{o}С призводить до підвищення ККД на 12,5%.

Одним із основних напрямів удосконалення конструкції ГТД, спрямованих на зниження витрат газового потоку та раціоналізацію паливних витрат, є зменшення радіальних зазорів в роторно-статорній частині турбіни ГТД із застосуванням різного роду ущільнень. Вирішення проблеми створення надійних ущільнювальних матеріалів забезпечить ефективну роботу ГТД при суттєвому зниженні питомої витрати палива, що обумовлено мінімізацією зазору між його статорною та роторною частинами.

Багато сучасних досліджень зазначають актуальність використання рідкісноземельних металів (РЗМ) в жаростійких покриттях. РЗМ є рафінувальними добавками, оскільки внаслідок хімічної активності вони нейтралізують шкідливий вплив домішок кисню та сірки при утворенні з ними тугоплавких хімічних з’єднань. З іншого боку, вони як поверхнево-активні елементи розташовуються на поверхнях поділу фаз (границі зерен, границі блоків, міжфазні границі (γ / γ')- фаз тощо). Також слід зазначити, що рідкісноземельні елементи позитивно впливають на структурну стабільність сплавів, зменшують їх ліквацийну неоднорідність, попереджують утворення шкідливих структурних складових (ТЩП фази, μ- фази тощо). Введення РЗМ дозволяє додатково підвищити основні характеристики сплавів:

- довговічність при температурах 1000–1100 °С – в 1,5–2 рази, а для сплавів на основі інтерметалідів – в 2–3 рази. Особливо ефективно визначається вплив РЗМ на довговічність на великих базах випробувань (1000–1500 год);

- жаростійкість при робочих температурах – в 1,5–2 рази (зі зміни питомої маси).

Відомо, що ітрій – один із найбільш розповсюджених елементів. Належить до III групи Періодичної системи, густина ρ=4,47г/см^3, температура плавлення 1510^{o}С. Має дві поліморфні модифікації – низькотемпературна модифікація (α-ітрій) має гексагональну щільнопаковану гратку, високотемпературна модифікація (β-ітрій) – об'ємноцентровану кубічну. Оксид ітрію Y_2O_3 стабільний, практично не леткий та не зазнає фазових перетворень до 1800^{o}С. Густина 4,87 г/см^3, tпл=2417^{o}С, $t_{кип}$ = 4297^{o}С. Таким чином, завдяки утворенню оксидної плівки підвищується корозійна стійкість та жаростійкість сплавів, які леговані ітрієм. Оскільки за спорідненістю до кисню ітрій (Y_2O_3 утворюється при ΔG = - 1800 кДж/моль) перевершує інші РЗМ (La_2O_3 – ΔG = - 1705,8 кДж/моль; CeO_2 - G= - 1025,5 кДж/моль), він є також і більш активним модифікатором. Крім поліпшення механічних властивостей сталей і сплавів, легування ітрієм сприяє розкисленню, рафінуванню і зменшенню вмісту неметалічних включень у наплавленому матеріалі.

Ітрій стабілізує оксидні плівки алюмінію і хрому, покращує адгезію покриттів, що наносяться до матеріалу підкладки, підвищує термічну стабільність сплавів, уповільнює коагуляцію зміцнювальних фаз. Встановлено, що ітрій, розчинений у нікелевій матриці підвищує жароміцність. Введення ітрію в кількості, що перевищує його границю розчинності (для нікелю це 0,2–0,3 мас. %), призводить до виділення всередині та по межах зерен сполуки, за хімічним складом, близьким до фази Ni_3Y. У покриттях системи Ni-Co-Cr-Al-Y сегрегація Y на межі розділу окалина/покриття призводить до меншого утворення порожнин і, отже, покращує зчеплення оксидної окалини α-Al_2O_3.

Отже, аналіз досліджень вказує на перспективність легування ітрієм матеріалів ущільнювальних покриттів. Збільшення відсоткового вмісту ітрію в покриттях системи Ni-Co-Cr-Al-Y обумовлений такими факторами, як його порівняна доступність та позитивний вплив на властивості жароміцних сплавів.

УДК 669.721.5
Айкін М.Д.[1], Шаломєєв В.А.[2]
[1] ст. викладач, НУ «Запорізька політехніка»
[2] д-р техн. наук, професор, НУ «Запорізька політехніка»

ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ХАРАКТЕРИСТИК БІОРОЗЧИННОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Mg-Zr-Nd ЗА РАХУНОК ЗМІНИ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ

Остеосинтез, як метод лікування переломів шляхом скріплення кісткових уламків за допомогою імплантатів, використовуються з середини XIX століття. Основною характеристикою імплантатів для остеосинтезу є їх здатність з мінімальними травмами м'яких і кісткових тканин зберігати нерухомість уламків і осколків, забезпечуючи функціонування і стійкість пошкодженої кінцівки на весь період лікування.

Раніше авторами був розроблений біорозчинний магнієвий сплав системи Mg-Zr-Nd [1], з підвищеною концентрацією Nd (до 3,2 %) та Zr (до 1,3 %), який зберігає високий рівень механічний властивостей протягом тривалого впливу біокорозії (3 місяці). Але варто зазначити, що застосування конструкцій з біорозчинних сплавів ускладнене тим, що дані конструкції мають складну конфігурацію зі змінним, часто малим перерізом, наявністю різьби та отворів. Це призводить до підвищення швидкості біодеградації і більш істотного падіння механічних властивостей в подібних місцях. Виходячи з цього, доцільно отримання максимально високого комплексу механічних властивостей сплаву. Одним з доступних способів підвищення механічних властивостей є підвищення швидкості охолодження виливків, що досягається застосуванням різних матеріалів ливарних форм і охолоджувальних середовищ.

Для дослідження впливу швидкості охолодження на мікроструктуру та властивості розробленого магнієвого сплаву використовували програмний комплекс ProCast. Розрахунки виконувались для режиму гравітаційного лиття. Для зразка та ливарної форми задавали відповідні матеріали та вводили параметри лиття. Вихідні параметри включали до себе: напрямок лиття; температури вихідного сплаву, форми та навколишнього середовища; коефіцієнти теплопровідності охолоджуючого середовища та поверхні, де відбувається теплообмін.

Моделювання мікроструктури дослідного сплаву виконувалось за допомогою модулю CAFE, що входить до складу програмного

комплексу ProCast. Для побудови мікроструктури програмою допускається нормальний розподіл зародків зерен для об'ємної рідини та границі розділу між рідиною та ливарною формою.

Зміна швидкості охолодження забезпечувалась різними умовами лиття:

1. Лиття в піщано-глініcту форму (ПГФ) (Варіант 1);
2. Лиття в сталевий кокіль, охолодження повітрям (Варіант 2);
3. Лиття в мідний кокіль, охолодження повітрям (Варіант 3);
4. Лиття в мідний кокіль, охолодження водою (Варіант 4);
5. Лиття в мідний кокіль, охолодження рідким азотом (Варіант 5).

Моделювання мікроструктури виливків, що проводили за допомогою модулю CAFÉ показали, що середній розмір зерна змодельованої структури близький до розміру зерна дослідних зразків (табл. 1).

Кількісний аналіз розміру зерна змодельованих мікроструктур дозволив отримати рівняння регресії, що має вигляд експоненційної залежності, та описує вплив швидкості охолодження на середній розмір зерна дослідного сплаву (1).

$$D = 130{,}1 \times e^{-0{,}04 \times Vox} \pm 9{,}3, \text{ мкм} \quad (1)$$
$$R = 0{,}985;\ R^2 = 0{,}971;\ p = 0{,}95$$

Таблиця 1 – Параметри мікроструктури зразків дослідного сплаву, відлитих за різними варіантами лиття

Варіант лиття	Розрахунки ProCast		Аналіз зразків		Середній розмір зерна за рівнянням (1), мкм
	Середня швидкість охолодження, °C/с	Середній розмір зерна, мкм	Середня швидкість охолодження, °C/с	Середній розмір зерна, мкм	
Варіант 1	1,7	131,2	1,0	148,2	138,0
Варіант 2	8,0	96,2	9,0	90,6	90,1
Варіант 3	14,8	65,3	17,0	58,8	55,7
Варіант 4	21,0	49,5	26,5	36	44,7
Варіант 5	53,3	15,2	55,0	11	14,3

Мікроструктура зразків після термообробки при V_{ox} = 1 °C/с, відповідала стандартній для магнієвих сплавів системи Mg-Zr-Nd.

Мікроструктура зразків при V_{ox} = 9 °C/c відрізнялась більшою щільністю скупчень, що говорить про підвищену дисперсність цирконідів цинку Zr_2Zn_3, менший розмір частинок нерозчиненої евтектики, а також більшу кількість дисперсних частинок зміцнювальної β"-фази [2]. Подібний характер змін в мікроструктурі спостерігався при подальшому підвищенні швидкості охолодження до V_{ox} = 17 °C/c та V_{ox} = 26,5 °C/c. Кількість цирконідів та частинок зміцнювальної фази підвищувалась, а розмір скупчень – зменшувався. Забезпечення швидкості кристалізації V_{ox} = 55 °C/c призводило до утворення наддрібної мікроструктури. Круглих скупчень частинок інтерметалідів та зміцнювальної фази не утворювалось.

За результатами механічних випробувань побудовано емпіричні (2, 3) залежності, що описують вплив швидкості охолодження на механічні властивості дослідного сплаву. Залежність (2) має вигляд рівняння лінійної регресії, а (3) – рівняння експоненціальної регресії.

$$\sigma_B = 0{,}99 \times V_{ox} + 260{,}4 \pm 2{,}4, \text{ МПа} \quad (2)$$
$$R = 0{,}995;\ R^2 = 0{,}99;\ p = 0{,}95$$

$$\delta = 4{,}6 \times e^{0{,}02 \times Vox} \pm 0{,}7, \% \quad (3)$$
$$R = 0{,}993;\ R^2 = 0{,}987;\ p = 0{,}95$$

Розраховані залежності дозволяють спрогнозувати отриману мікроструктуру та механічні властивості дослідного сплаву у будь-якій ділянці виробу. Це особливо важливо для біорозчинних імплантатів, адже, форма та розміри імплантату, складність його конструкції, корозійний вплив та навантаження, що він сприймає в процесі експлуатації, залежать від місця імплантації та властивостей та форми кістки, що скріплюється. Відповідно, до виробів висувається широкий діапазон вимог щодо механічних властивостей. Отримані залежності дозволяють варіювати механічні властивості у відповідності до поставленої задачі.

Література

1. Design and examination of the new Biosoluble casting alloy of the system Mg-Zr-Nd for osteosynthesis / [Shalomeev V., Aikin N., Chorniy V., Naumik V.] // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2019. – Vol. 1. – № 12 (97). – P. 40-48

2. Influence of cooling rate on microsegregation behavior of magnesium alloys / [Khan M.I., Mostafa A.O., Aljarrah M. et. al.] // Journals of Materials. – 2014. – P. 1-18.

УДК 669.721.5
Айкін М.Д.[1], Шаломєєв В.А.[2]
[1] ст. викладач, НУ «Запорізька політехніка»
[2] д-р техн. наук, професор, НУ «Запорізька політехніка»

ОПТИМІЗАЦІЯ РЕЖИМУ ТЕРМІЧНОГО ОБРОБЛЕННЯ БІОРОЗЧИННОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Mg-Zr-Nd

Оптимальним режимом термообробки біорозчинних магнієвих сплавів системи Mg-Zr-Nd є режим Т6 (гартування + старіння) [1]. Найбільш близьким за хімічним складом до дослідного сплаву є промисловий сплав МЛ10. Для нього чинним стандартом встановлено наступний режим Т6: нагрівання до 540 ± 5 °С, витримка протягом 8 годин з охолодженням на повітрі та старіння при 200 ± 5 °С протягом 16 годин з охолодженням на повітрі. Наведений режим забезпечує підвищення механічних властивостей та корозійної стійкості сплаву за рахунок розчинення нерівноважної евтектики та виділення скупчень частинок вторинних фаз, що складались з дрібнодисперсних інтерметалідів Zn^2Zr^3, β" та β' фаз.

Раніше авторами був розроблений біорозчинний магнієвий сплав системи Mg-Zr-Nd [2] з підвищеною концентрацією Nd (до 3,2 %) та Zr (до 1,3 %) для використання при остеосинтезі. Вивчення мікроструктури дослідного біорозчинного сплаву після термообробки, показало, що хоча в структурі відбулось утворення дрібнодисперсних зміцнювальних фаз, по границям зерен спостерігались залишкові виділення евтектики, що не розчинились в процесі гартування. Наявність евтектики в структурі зменшує поріг механічних властивостей сплаву, знижуючи кількість Nd та Zn, що утворюють зміцнювальну фазу. Повне розчинення залишкової евтектики можливе за рахунок підвищення температури нагріву під гартування.

Для визначення можливості підвищення температури нагріву під гартування, проводили розрахунок температур солідус та ліквідус за допомогою розрахункового модулю «COMPUTHERM», що входить до складу програмного комплексу «ProCAST». Для розробленого сплаву, температура солідус становила $T_{сол.}$ = 552 °С, а температура ліквідус $T_{лікв.}$ = 648 °С. Для порівняння, проведені розрахунки температур для стандартного сплаву системи Mg-Zr-Nd — МЛ10: $T_{сол.}$ = 530 °С, $T_{лікв.}$ = 647 °С. Зсув температури солідус складав + 22 °С, а температури ліквідус +1 °С. Отже, підвищення легувальних елементів Nd та Zr призводить до підвищення температури солідус та майже не впливає на температуру ліквідус.

Для практичного визначення оптимальної температурі для нагріву під гартування нового сплаву використовували диференційно-термічний аналіз (ДТА). Результати ДТА (табл. 1) добре відповідають розрахункам «COMPUTHERM».

Таблиця 1 — Результати ДТА

Сплав	Температури, °С		
	Нагріву під гартування	Плавлення евтектики	Плавлення сплаву
Новий сплав Mg-Zr-Nd	560	571,4	647,1
Стандартний сплав МЛ10	540	549,5	645,8

Для забезпечення найбільш повного розчинення евтектики без перегріву та оплавлення, встановлено температуру нагріву під гартування нового сплаву Mg-Zr-Nd на рівні $T_{гарт}$ = 560 °С.

Вплив температури нагріву під гартування на розмір зерна нового сплаву визначали на дослідних зразках у вигляді шайб висотою 10 мм та діаметром 20 мм, що піддавали термообробці за режимом Т4 (гартування, охолодження на повітрі). Для дослідження динаміки змін середнього розміру зерна та кількості вторинної фази (евтектики) у новому сплаві, обрано наступні температури нагріву під гартування: 400 °С, 450 °С, 500 °С, 540 °С, 560 °С. Мікроструктуру отриманих зразків порівнювали зі зразками стандартного сплаву МЛ10 після гартування від 400 °С, 450 °С, 500 °С та 540 °С. Крок 50 °С є достатнім для виявлення змін у мікроструктурі. Температури 540 °С та 560 °С обрано за результатами ДТА і є оптимальними для нагріву під гартування розробленому сплаву та сплаву МЛ10.

За результатами кількісного аналізу мікроструктур дослідних сплавів після різних режимів гартування (табл. 2) побудовано залежності, що найбільш повно описують зміну середнього розміру зерна сплаву при зміні температури нагріву при гартуванні дослідного біорозчинного сплаву (1) та стандартного сплаву МЛ10 (2). Залежності мають вигляд рівнянь експоненціальної регресії.

Таблиця 2 — Середній розмір зерна дослідних сплавів при різних температурах гартування

Сплав	Середній розмір зерна при певній температурі нагріву під гартування, мкм				
	400 °С	450 °С	500 °С	540 °С	560 °С
Дослідний біорозчинний сплав	96,2	107,4	120	137,9	153,6
Стандартний сплав МЛ10	101,6	112,5	129,9	166,7	-

$$D_{Досл} = 30{,}4 \times e^{0{,}003 \times Tгарт} \pm 4{,}7, \text{ мкм} \quad (1)$$
$$R = 0{,}985;\ R^2 = 0{,}969;\ p = 0{,}95$$

$$D_{МЛ10} = 24{,}9 \times e^{0{,}003 \times Tгарт} \pm 9{,}1, \text{ мкм} \quad (2)$$
$$R = 0{,}966;\ R^2 = 0{,}932;\ p = 0{,}95$$

Після підвищення температури нагріву під гартування до 560 °С, границя міцності нового сплаву, відносно стандартної термообробки Т6, піднялась з 265–270 МПа до 276–282 МПа (в середньому на 9,5 %), а відносне видовження — з 4,5–5 % до 5,2–5,8 % (в середньому на 13 %). Відносно стандартного сплаву МЛ10 приріст властивостей склав 18 % та 31 % відповідно. Таким чином, незважаючи на підвищення середнього розміру зерна сплаву, позитивний ефект від більш повного розчинення евтектики перевищував негативний ефект від збільшення розміру зерна.

Література

1. ГОСТ 2856-79. Сплавы магниевые литейные. Марки / [Действ. от 01.01.81]. Москва (СРСР): Изд-во стандартов, 1981. 4 с.

2. Design and examination of the new Biosoluble casting alloy of the system Mg-Zr-Nd for osteosynthesis / [Shalomeev V., Aikin N., Chorniy V., Naumik V.] // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2019. – Vol. 1. – № 12 (97). – P. 40-48

УДК 669.295
Омельченко О.С.[1],
Скребцов О.А..[2],
[1]старший викладач, НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя
[2]аспірант , НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

ВПЛИВ НІКЕЛЮ НА СТРУКТУРОТВОРЕННЯ У ТИТАНОВИХ СПЛАВАХ

В теперішній час існує низка економнолегованих титанових сплавів [1]. З метою підвищення міцності титану із збереженням потрібної пластичності застосовується легування порівняно дешевими елементами (кисень, залізо, нікель та інші). Штучне збільшення вмісту цих елементів, що належать до домішок, забезпечує підвищення рівня міцності титанових сплавів. При цьому необхідно враховувати негативний вплив цих елементів на рівень службових властивостей. Введення Fe та Cr знижує корозійну стійкість, що потребує додаткового легування ніобієм. А це, у свою чергу, знижує пластичність [2].

Елементи-домішки зміцнюють титан за рахунок зниження пластичності та в'язкості, яке, однак, не таке значне, як при забрудненні титану елементами впровадження. Найбільш відповідним елементом, який дозволяє значно підвищити міцність титану поряд із залізом та хромом, є нікель. Нікель відноситься до домішок. Його вміст у ТГ-100 становить близько 0,05% (ГОСТ 19807-91). Нікель діє як зміцнюючий легуючий елемент, аналогічно залізу і хрому, збільшує властивості міцності і незначно знижує пластичність титану. Але на відміну від Fe не знижує, а за певної концентрації і підвищує корозійну стійкість.

Поряд з цим спостерігається підвищення вмісту нікелю, що є наслідком його потрапляння до сплаву з металу реторти при відновленні губчатого титану. Концентрації нікелю при цьому досягають 1%, (за ГОСТом допускаються 0,01%) [3-5]. У зазначеному діапазоні концентрація нікелю знаходиться в межах розчинності у ⟨-фазі. Вищий вміст нікелю сприяє утворенню β-фази. Однак, згідно з [2] вміст нікелю до 1% суттєво не змінює фазовий склад титанових сплавів і сплавів, що відносяться до ⟨ або до псевдо ⟨-титанових сплавів.

З одного боку є проблема збільшеного вмісту нікелю в губчатому титані, яка призводить до відбраковування останнього. З іншого боку, існує необхідність додаткового легування титанових сплавів елементами, що підвищують міцність. Тому в цій роботі ставилася мета досліджувати вплив нікелю на структуру титанових сплавів для визначення можливості використання титанової губки з підвищеним

вмістом нікелю в якості основи (вихідного матеріалу) для виробництва титанових сплавів з вмістом нікелю від 0,05% до 1,0%. Легування титану губчастого нікелем забезпечували його введення у вигляді порошку.

Для дослідження можливості використання титану губчастого з підвищеним вмістом нікелю, брали титан із вмістом нікелю до 0,02%, який отримували внаслідок насичення нікелем із реторти. Для додаткового легування при шихуванні електроду використовували порошок нікелю, щоб забезпечити вміст нікелю в титані литому до 1%. Визначали коефіцієнт переходу нікелю до титану, який складав 0,87-0,95.

Сплави досліджували у литому стані, використовуючи для виготовлення дослідних зразків середину виплавлених зливків. Визначення хімічного складу та дослідження структури проводили енергодисперсійним рентгеноспектральним методом на растровому електронному мікроскопі GSM-6360LA, а також із використанням оптичного мікроскопа з цифровою фотокамерою.

Аналіз макроструктури титанових злитків показав, що вони мали крупнозернисту дендритну структуру з переважанням витягнутих дендритів від периферії до центру, що є характерною макроструктурою для злитків, отриманих внаслідок швидкого охолодження мідного кристалізатора.

У центрі злитка спостерігається утворення зернистої структури. Порівняльний аналіз структури титанових сплавів нелегованих та легованих нікелем дозволив встановити, що нікель до 0,1% зменшує розмір первинних ® зерен.

Механізм дії нікелю полягає в тому, що нікель, будучи β-стабілізатором, розташовується між ⟨-пластинами, збільшує товщину β-прошарку, стримуючи зростання ⟨-пластин. При цьому зменшується ⟨-оторочка за межами первинних β-зерен. Це, мабуть, відбувається в результаті спотворення решітки ⟨-титану атомами застосування нікелю і зниження швидкості дифузії.

Концентрація нікелю більше 0,5% сприяє збільшенню товщини ® прошарків між ®-пластинами та виділенню окремих структурних складових розміром до 2 мкм. Виявлені структурні складові, мабуть, згідно з морфологією та ступенем травлення, є утвореннями ®-фази в результаті дії нікелю як ®-стабілізуючого елемента, що характерно для псевдо ⟨-сплавів.

Введення близько 1,0% нікелю сприяє ще більшому збільшенню прошарків і можуть бути ініціаторами руйнування.

Вміст нікелю до 1% призводить до подрібнення макроструктури титану, зменшується розміри первинних β-зерен, відбувається потовщення прошарків між ⟨-пластинами та спостерігається виділення окремих великих виділень β-фази. Визначено найбільш сприятливий вміст нікелю – до 0,5%. Використання титану з підвищеним вмістом нікелю до 1% порівняно зі стандартним ТГ100 позитивно впливає на структуру титанових сплавів.

Аналіз розподілу нікелю показав рівномірний його розподіл за вмістом до 0,5% за обсягом первинних зерен. Вищий вміст нікелю (до 1%) збільшує товщину прошарків між ⟨-пластинами. Спостерігається утворення окремих виділень ®-фази розміром до 2 мкм. Таким чином, можна зробити висновок, що при додатковому легуванні нікелем відбувається зменшення розмірів первинних зерен. Спостерігається утворення рівновісних зерен замість витягнутих стовпчастих дендритів. По-друге, нікель сприяє зменшенню розмірів ⟨-пластин.

Вміст нікелю більше 0,5% сприяє збільшенню товщини ® прошарків між ⟨-пластинами та виділенню окремих структурних складових розміром до 2 мкм, які, згідно з морфологією та ступенем растраву, є утвореннями ®-фази в результаті дії нікелю як ®-стабілізуючого елемента. що притаманно псевдо ⟨-сплавів.

ВИКОРИСТАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Овчинников О.В. Розробка низьколегованих титанових сплавів для експлуатації при циклічних навантаженнях і в умовах агресивних середовищ: Автореф. дис. канд. техн. наук: 05.02.01 / Зап. нац. техн. ун-т. – Запоріжжя, 2004. – 19 с.

2. Глазова В. В. Легирование титана**.** М.: Металлургия. 1966г. 192 с

3. А.Д. Чурюкин, А.Н. Трубин, В.А. Фролов О качестве губчатого титана и полуфабрикатов из титановых сплавов / «Цветные металлы». 1991.-№12.-С. 24-25.

4. Шаповалова О.М., Иванова Л.Н. Влияние содержания легирующих элементов и примесей на прочность титановых сплавов: Строительство, материаловедение, машиностроение. Сб. научн. трудов. Вып.12. Часть 1. – Днепропетровск: ПГСА, 2001. – С. 111-113.

5. В.А. Колачев, В.А. Ливанов, А.А. Буханова Механические свойства титана и его сплавов / М.: Металлургия, 1974.- С. 47-57

УДК 669.15-194.6+669-157.8
Грабовський В.Я[1]
Шепотько В.О.[2]
[1]канд. техн. наук, доц. НУ «Запорізька політехніка»
[2]студ. гр. ІФ-211м НУ «Запорізька політехніка»

ДОСЛІДЖЕННЯ ЛЕГУВАННЯ АЛЮМІНІЄМ АУСТЕНІТНИХ ВИСОКОАЗОТИСТИХ ХРОМОМАРГАНЦЕВИХ СТАЛЕЙ З ДИСПЕРСІЙНИМ ТВЕРДІННЯМ

Для виготовлення виробів, що експлуатуються в умовах високотемпературних навантажень широко застосовують аустенітні сталі з дисперсійним твердінням. Для цього, порівняно з хромонікелевою основою, більш економним є використання сталей на хромомарганцевій основі. Введення в такі сталі азоту сприяє не тільки підвищенню стабільності ГЦК кристалічної гратки а й здатноті утворювати нітридні зміцнювальні фази. Дисперсійне твердіння за-звичай забезпечує легування таких сталей перш за все ванадієм та молібденом для виділення при старінні відповідних карбідів та карбонітридів. Відомі розробки раціональних складів вказаних сталей (в тому числі виконаних Грабовським В.Я. із співробітниками), які здатні бути ефективними замінниками серійних теплостійких штампових сталей мартенситного класу для роботи при температурах розігрівання вище 700 °С. Водночас, вважається доцільним дослідити, поряд із ванадієм та молібденом, ефективність додаткового легування вказаних сталей алюмінієм. Частинки нітриду алюмінія типу ALN відрізняються значною термічною стабільністю і виділення їх при старінні здатно підвищити опір знеміцненню сталей при нагріві до високих температур. Крім того, алюміній підвищує окалиностійкість, що має важливе значення для таких сталей внаслідок негативного впливу на цю характеристику марганцю. Вирішенню таких питань і присвячені викладені результати виконаної роботи.

Для проведення досліджень за базовий склад обрані аустенітні сталі на основі Fe-11 %Mn, 14 % Cr, 5% Ni при легуванні 1-2% V, 2-3% Mo та 0,21-0,52% C і 0,18- 0,37% N. Вміст алюмінію варіювали в межах 0,2-1,2%. Кількість C та N обирали з урахуванням стехіометричного співвідношення атомів в сполуках AlN та V(CN) для повного витрачання заданого міcту Al та V на виділення їх в сталях при дисперсійному твердінні. Зливки сталей отримували витопом у відкритій індукційній печі ємністю 50 кг та піддавали куванню на прутки квадратом 35 мм. Термічна обробка полягала в гартування від температури 1200 °С з охолодженням в маслі та наступного старіння при температурах 775 °С протягом 6-ти

годин. Механічні властивості визначали при кімнатній температурі та при 750 - 850 °С. В структурі сталей спостерігались в невеликій кількості частинки первинних (не розчинених при гартуванні) надлишкових фаз. Встановлено, що по мірі збільшення вмісту алюмінію твердість сталей після старіння зростала від 33 HRC до 40 HRC. Відповідним чином змінювались також характеристики міцності при усіх температурах випробувань. Так, при температурі 850 °С зростання $\sigma_{0,2}$ відбувалося від 233 МПа до 436 МПа, а $\int_{в}$ від 280 МПа до 486 МПа. При цій температурі навіть для високотеплостійкої серійної штампової сталі 5Х3В3МФС (ДИ23) $\sigma_{0,2}$ дорівнює 135 МПа та $\int_{в}$ лише 180 МПа, що свідчить про суттєві переваги досліджених сталей в опорі високотемпературному знеміцненню. Більшу міцність досліджені сталі мають і при температурах 750 °С та 800 °С. Вказане свідчить, що досліджені сталі можуть бути ефективними замінниками серійних штампових сталей при нагріванні до вказаних температур (що відповідає дійсності) гарячештампового інструменту. Водночас, негативною обставиною були порівняно низькі значення ударої в'язкості досліджених сталей при зростанні вмісту алюмінію до 1,2%, які, навіть при високих температурах, дорівнювали 8 – 10 Дж/см^2. Вказане обумовлено наявністю в мікроструктурі крупних частинок оксидів алюмінію (за даними результатів РСМА), які були концентраторами напружень при пластичній деформації.

В роботі досліджені результати використання технології порошкової металургії для отримання однієї із сталей обраної групи легуванням наступного складу: 0,35% C; 0,48% N; 14,5% Cr; 10,0% Mn; 1,8% V; 2,5% Mo; 1,0 % Al. Порошки сталі отримували розпиленням в струмені аргону та компактували в металевий контейнер ліаметром 95 мм. Надалі контейнер піддавали гарячій екструзії на пруток 45 мм, з якого виготовляли зразки для досліджень. Для оцінки дисперсійного твердіння дослідили вплив температури (650-800 °С) та часу (від 2-х до 20 годин) старіння на твердість сталі після гартування за тим же режимом, що і для попередньої групи сталей. Порівняно з загартованим станом (27 HRC) старіння при температурах 650 -775 °С забезпечило зростання твердості до 40-42 HRC, однак при зростанні температури тривалість старіння для досягнення максимальних значень твердості зменшувалась з 15-ти до 2-х годин. Витримка при температурі 800 °С призводила до швидкого перестарювання. Особливістю дослідженої порошкової сталі сталі було наявність фрагментів структури з більш дрібним зерно (10-15 мкм) порівняно зі сталями звичайної технології отримання. Недоліком була присутність в структурі пор. Високотемпературна міцність та ударна в'язкість сталей обох технологій отримання знаходились на одному рівні, однак характеристики пластичності при випробуваннях на розтяг порошкової сталі були в 1,5 рази вищими. Сукупність отриманих

результатів свідчить про доцільність легування алюмінієм хромомарганцевих аустенітних сталей з дисперсійним твердінням.

УДК 669.15‘24:621.77.07
Грабовський В.Я
канд. техн. наук, доц. НУ «Запорізька політехніка»

ОСОБЛИВОСТІ ЗМІЦНЕННЯ ФАЗОЮ ЛАВЕСА СПЛАВІВ ДЛЯ ІНСТРУМЕНТІВ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ МЕТАЛІВ

В залежності від легування, в сплавах для роботи при високотемпературних навантаженнях можуть утворюватися частинки фази Лавеса типу Fe_2W, Fe_2Mo, $Fe_2(W,Mo)$ з ГЩП кристалічною граткою. В ливарних жароміцних нікелевих сплавах такі фази вважають шкідливими, оскільки вони виділяються біля границь зерен у вигляді грубих пластинчастих утворень, що сприяє зниженню пластичності та працездатності таких сплавів. Водночас, в сталях та сплавах на залізонікелевій основі дисперсні частинки фази Лавеса типу $Fe_2(W,Mo)$ здатні суттєво підвищувати опір знеміцненню при нагріванні, оскільки мають високу термічну стабільність внаслідок наявності ковалентної складової в силах міжатомного зв’язку. Зокрема, досить результативним стало зміцнення частинками фази Лавеса типу $Fe_2(W,Mo)$ нових сплавів на залізонікелевій основі з ГЦК кристалічною граткою, призначених для використанні замість серійних високотеплостійких штампових сталей мартенситного класу. Під керівництвом та при безпосередній участі автора тривалий час виконувались розробка та дослідження структурно-фазових особливостей таких сплавів для забезпечення їм необхідних характеристик для вказаного призначення. Розглянемо узагальнено отримані принципові результати виконаної роботи.

Досліджені сплави мали залізохромонікелеву основу (біля 15% хрому та 30 % нікелю при вмісту вуглецю не більше 0,08%), що забезпечувало їм стабільну структуру ГЦК кристалічної гратки.. Для зміцнення частинками фази Лавеса типу $Fe_2(W,Mo)$ в сплави додавали біля 12% W та 5% Mo. Після відкритої виплавки сплави піддавали електрошлаковому переплаву та досліджували в ливарному стані. Найбільш високий комплекс властивостей досліджених сплавів забезпечила термічна обробка, що полягала у

гартуванні від температури 1250 °С з охолодженням у маслі та наступного старіння 850 °С, 20 годин. Старіння призводило до виділення вказаних частинок у вигляді голок, які часто утворюють перехрестя. Останнє сприяє ефективній перешкоді ковзанню дислокацій, як своєрідні уловлювачі. Частинки утворювали протяжні фрагментарні скупчення розміром 40-50 мкм розташовані в міждендритних зонах, що свідчить про їх ліквацийну природу. Самі голчасті частинки мали довжину біля 1000 нм та товщину 200 нм, а об 'ємна частка їх складала біля 20%. Характерним було впорядковане виділення таких голок вздовж взаємно перпендикулярних напрямків, що свідчить про певне кристалографічне співвідношення напрямків їх зростання з матрицею. Твердість після старіння, порівняно із загартованим станом, зростала з 79-81 HRB до 96-98 HRB. Тобто досягнута твердість була нижче 20 HRC (100 HRB), що значно менше робочої твердості найбільш теплостійких серійних штампових сталей (44-48 HRC). Однак, незважаючи на таку низьку твердість, працездатність інструментів для гарячого пресування металів із досліджених сплавів з фазою Лавеса типу $Fe_2(W,Mo)$ була в 5-7 разів вища порівняно з високотеплостійкою штамповою сталлю 5Х3В3МФС (ДИ23). Це досягалося, перш за все, для пресових інструментів, що розігріваються в процесі експлуатації вище 750 °С. Пояснення переваг досліджених сплавів полягає у високій термічній стабільності зміцнювальних частинок фази Лавеса, що забезпечує сплавам при таких температурах характеристики міцності в 1.5-2 рази та гарячої твердості в 3 рази вищі ніж для найбільш теплостійких серійних штампових сталей. До того ж в поверхневих шарах вказаних інструментів зі сплавів з фазою Лавеса типу $Fe_2(W,Mo)$ в процесі експлуатації відбувалося подрібнення та додаткове виділення більш дисперсних частинок вказаної зміцнювальної фази внаслідок циклічної дії термомеханічних напружень. Результатом цього було додаткове зміцнення (зростання мікротвердості) робочої поверхні інструментів. Важливо, що сплави мали достатній рівень характеристик пластичності для забезпечення їм необхідної тріщиностійкості. Для кращого комплексу властивостей сплавів виконані дослідження по підвищенню дисперсності частинок фази Лавеса типу $Fe_2(W,Mo)$. Це було досягнуто в результаті додаткового легування сплавів вуглецем (до 0,35%) та алюмінієм (біля 1%), що забезпечило більш інтенсивне зародкоутворення вказаних частинок та підвищило їх термічну стабільність. Більшу дисперсність частинок фази Лавеса типу $Fe_2(W,Mo)$ забезпечила також розробка відповідних режимів термічної обробки, зокрема використання сходинкового старіння. Вказане підвищило працездатність гарячештампових

інструментів з досліджених сплавів. В останніх дослідженнях встановлена також можливість використання зміцнення фазою Лавеса типу Fe_2Mo штампової сталі нового класу з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації марки 4Х3Н3Г7М7Ф.

УДК 669.15:620.17:621.77
Грабовський В.Я.[1]
Лисиця О.В.[2]
Авраменко В.В.[3]
[1] канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»
[2] старший викладач НУ «Запорізька політехніка»
[3]студ. гр. ІФ-211м НУ «Запорізька політехніка»

ВИЗНАЧЕННЯ ПЕРЕВАГ НОВОЇ ЩТАМПОВОЇ СТАЛІ 4Х3Н3Г7М7Ф (ДИ 109) В МЕЖАХ МАРОЧНОГО СКЛАДУ ПРИ ВИСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

Сталь марки 4Х3Н3Г7М7 розроблена для виготовлення гарячештампового інструмента, що працює в умовах нагрівання до температур вище 750 °С, коли навіть найбільш теплостійкі серійні сталі мартенситного класу втрачають працездатність внаслідок інтенсивного зневміцнення. Вона є прелставником нової групи сталей з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації (РАПЕ) та відрізняється здатністю зміцнюватися дисперсійним твердінням. Як і усі сталі з РАПЕ, вона має ОЦК кристалічну гратку при кімнатній температурі, що забезпечує їм задовільну оброблюваність різанням, та набуває ГЦК кристалічну гратку при нагріванні вище 600 °С, що і обумовлює її більш високий опір зневміцненню. Для цього такі сталі мають понижені значеннями критичних точок. Вказані особливості сталі 4Х3Н3Г7М7Ф забезпечуються відповідним вмістом легувальних елементів, що повинен знаходитися в межах (в % мас.): С 0.37-0,45; Mn 6,05-7,45; Cr 2,65-3,55; Ni 2,55-3,45; V 1,13-1,75; Mo 6,25-7,15 та Si 0,22-0,58. Метою виконаних досліджень є визначення того, наскільки зберігаються переваги вказаної сталі порівняно з серійними теплостійкими штамповими сталями при значеннях її хімічного складу на граничних рівнях легування, а також при циклічному охолодженні від температури експлуатації до кімнатної температури.

Технологія отримання сталі 4Х3Н3Г7М7Ф з хімічними складами, близькими до нижнього та верхнього рівнів легування

полягала у витопі у відкритій індукційній печі ємністю 50 кг та куванню на прутки квадратом 35 мм. Дисперсійне твердіння сталі відбувається за рахунок зміцнення, перш за все, частинками інтерметалідів фази Лавеса Fe_2Mo та карбідів VC. Відповідну зміцнювальну термічну обробку виконували за оптимальним (згідно попередніх досліджень) режимом: гартування від 1150°С, витримка 2 години, охолодження в маслі та старіння при 725°С протягом 2-х годин. Після гартування структура сталі обох рівнів легування була переважно аустенітною, що є умовою можливості дисперсійного зміцнення сталей з РАПЕ. Визначення високотемпературних механічних властивостей при температурах 750 - 850°С проводили зразу після старіння, без проміжного охолодження до кімнатної температури, що відповідає особливостям експлуатації сталей з РАПЕ. Отримані результати, для нижнього та верхнього рівнів легування нової сталі в порівнянні з високотеплостійкою серійною штамповою сталлю мартенситного класу 5Х3В3МФС (ДИ23), яка була термооброблена за оптимальним режимом, наведені в таблиці.

Температура випробувань, °С	Рівень легування	$\sigma_{0,2}$, Н/мм^2	$\sigma_в$, Н/мм^2	δ, %	ψ, %
750	Нижній	508	564	15,7	47,1
	Верхній	583	627	22,6	75,6
	5Х3В3МФС	326	410		
800	Нижній	412	462	17,9	48,0
	Верхній	506	558	19,5	41,2
	5Х3В3МФС	165	219	37,0	90,1
850	Нижній	367	399	19,2	44,6
	Верхній	386	443	34,4	54,9
	5Х3В3МФС	135	179	67,2	89,6

Видно, що для обоїх рівнів характеристики високотемпературної міцності нової сталі мають значення в 1,5 -2,5 разів вищі, ніж серійна сталь, що свідчить про значні переваги нової сталі.

Досліджена також здатність сталі 4Х3Н3Г7М7Ф зберігати необхідний рівень високотемпературної міцності при циклічному охолодженні від температури експлуатації до кімнатної температури, що відбувається в реальних умовах роботи гарячештампових інструментів. Необхідність з'ясування цього обумовлена тим, що після охолодження на повітрі структура сталі змінюється з аустенітної до бейнітно-мартенситної. А при подальшому нагріванні до температур вище 600 °С знову набуває аустенітну

структуру. Випробування на розтяг виконували при температурах 750 °С та 800 °С після проміжного охолодження на повітрі до кімнатної температури та наступного неодноразового нагрівання (тобто 750 °С ↔ 20 °С та 800 °С ↔ 20 °С). Кількість циклів змінювали від 1 до 10. Встановлено, що циклічне охолодження зменшує характеристики високотемпературної міцності по мірі збільшення кількості циклів. Так, після першого циклу зменшення відбувається на 25-39%, після третього - на 33-44%, після п'ятого - на 35-45%, після десятого - на 45-50%. Однак навіть після 10 циклів $\sigma_{0,2}$ та σ_B залишаються на більш високому рівні порівняно зі сталлю 5Х3В3МФС, особливо при температурі 800 °С. Таким чином, нова штампова сталь 4Х3Н3Г7М7Ф з РАПЕ в межах марочного складу та урахуванням умов експлуатації здатна бути ефективним замінником серійних високотеплостійких штампових сталей. Більш доцільним є використання інструментів із нової сталі без охолодження в процесі експлуатації.

Наукове електронне видання
Можна використовувати в локальному
та мережному режимах

Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів

Збірка матеріалів

XV Міжнародної науково-технічної конференції
08-09 листопада 2022 р.

Упорядник Фасоль Є.О.

Один електронний оптичний диск (DVD-ROM); супровідна документація.
Тираж 100 прим. Зам. № 875

Видавець і виготовлювач
Національний університет «Запорізька політехніка»
Україна, 69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64
Тел.: (061) 769–82–96, 220–12–14

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 6952 від 22.10.2019.