

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
XIV Міжнародної науково-технічної конференції

08-10 жовтня 2019 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 № 3 від 28.10.2019 р.)*

Редакційна колегія:

Наумик В. В., д-р техн. наук, професор (відпов. ред.)
Висоцька Н. І., начальник патентно-інформаційного відділу
Вініченко В.С. к.т.н, доцент каф.ФМ
Глотка О.А. к.т.н, доцент каф.ФМ

Упорядник Фасоль Є.О.

Тези доповідей друкуються методом прямого відтворення тексту, представленою авторами, які несуть відповідальність за його форму і зміст.

Н76 **Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів: Збірка матеріалів** [Електронний ресурс] / Редкол. : В. В. Наумик (відпов. ред.) Електрон. дані. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2019. – 1 електрон. опт. диск (DVD-ROM); 12 см. – Назва з тит. екрана.

ISBN 978-617-529-247-1

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 978-617-529-247-1

© Національний університет
«Запорізька політехніка»
(НУ «Запорізька політехніка»), 2019

ЗМІСТ

Гайдук С.В. Глотка О.А. Дорогокупля А.С. Коригування методу phasomp при прогнозуванні структурної стабільності багатокомпонентних нікелевих систем за N_V -фактором	12
Glotka A.A., Haiduk S.V. Estimation of the effect of alloying elements on critical temperatures and structuring of multicomponent nickel systems using the modeling of thermodynamic processes	14
Білоножко К.І. Цивірко Е.І. Вплив легування цирконієм жароміцного сплаву Х20Н80 на структуру та властивості виливків.....	16
Педаш О.О. Абраменко О.П. Цивірко Е.І. Вплив температури заливання сплавом жезлс-ві керамічних форм на структуру та властивості виливків.....	17
Педаш О.О. Диннік П.О. Цивірко Е.І. Вплив модифікування жароміцних сплавів на структуру та властивості виливків відповідального призначення	18
Беженев С.О. Коцюба В.Ю. Пахолка С.М. Оцінювання граничного стану матеріалів авіаційних ГТД в умовах багатоциклової втоми за інформативними параметрами акустичної емісії	19
Степанова Л.П. Тищенко М.О. Особливості визначення фазового складу ущільнювальних покриттів, що використовуються при підвищених температурах.....	21
Павленко Д.В. Перспективы и пути применения интенсивной пластической деформации в аэрокосмической отрасли	23
Ольшанецкий В.Ю, Ненарокон В.К, Грешта В.Л. Вплив добавок борида кремнію на властивості реакційнозатвердіваючих покриттів для захисту нікелевих сплавів	25
Грешта В.Л., Березкін С.В. Удосконалення складу серійних ущільнювальних покриттів деталей турбіни для підвищення коефіцієнту корисної дії газотурбінних двигунів.....	27

Кубіч В.І,Грешта В.Л, Фасоль Є.О, Сотніков Є.Г Дослідження триботехнічних характеристик ущільнювальних покриттів турбіни ГТД.....	29
Грешта В.Л, Фасоль Є.О, Ткач Д.В Дослідження механічних характеристик ущільнювальних покриттів турбіни ГТД	31
Овчинников О.В., Каякс В.В., Капустян О.Є. Відновлення деталей гтд з титанових сплавів методами зварювання.....	33
Соломонов І.К., Ткач Д.В., Леховицер З.В Оцінка експлуатаційних властивостей ущільнювальних покриттів легованих ітрійвміщуючими лігатурами.....	35
Павленко Д.В., Тарасов О.Ф., Ткач Д.В Перспективна технологія отримання лопаток зв сплаву ЕП718-ІД.....	36
Павленко Д.В., Тарасов О.Ф., Ткач Д.В.Вплив інтенсивної пластичної деформації на структуру залізонікелевих сплавів	37
Грешта В.Л., Кубіч В.І. Розробка методики моделювання процесів термомеханічного навантаження жаростійких ущільнювальних покриттів при проведенні триботехнічних випробувань.....	39
Гайдук С.В., Глотка О.А., Кононов В.В., Дорогокупля А.С Оцінка впливу танталу в сплаві змі-3у на критичні температури фазових перетворень.....	41
Кононов В.В., Гайдук С.В., Мельниченко М.М. Пошкодження поверхневого шару робочих лопаток ТВТ ГТК-10І	43
Осадча К.О., Позднякова І.О. Виготовлення композитної кабіни вертольота із застосуванням оснащення першого і другого роду	46
Гаврилова Г.Г Оцінка енергопоглинаючих властивостей композиційних матеріалів для транспорту, як етап експерного дослідження.....	48
Носенко М.І. Вплив технологічних параметрів гарячої деформації на тріщиноутворення в процесі формозміни порошкових заготовок.....	51
Капустян О.Є., Волчок І.П.,Овчинников О.В. Бітехнологія виробів з порошкового титану.....	52

Мініцький А.В., Лобода П.І., Биба Є.Г. Горяча вільна ковка порошкових матеріалів.....	54
Джуган О.А. Переваги застосування титанових несферичних порошків у адитивних технологіях	56
Джуган О.А., Ольшанецький В.Ю. Практичне застосування несферичних титанових порошків при отриманні деталей методами 3D друку	58
Плескач В.М. Високотемпературні композиційні матеріали .	60
Вініченко В. С., Волкова О. Г ,Натапов Б. Е. Розробка і дослідження технології виготовлення оболонок із композиційного матеріалу ніобій - титан.....	62
Вініченко В. С., Волкова О. Г.,Натапова Г.Б. Дослідження причин підвищення пластичності вольфрамового сплаву при деформаційному переробленні	64
Дурягіна З. А., Лемішка І. А.,Філімонов О. С., Цвид Д.В., Бакун Т.А. Дослідження морфології та елементного складу порошків титанового сплаву марки VT20	66
Бабко І.О., Белоконь Ю.О., Кругляк І.В. Дослідження міцності зчеплення покриттів, отриманих на вуглеграфітових матеріалах з використанням композиційних насичуючих середовищ	67
Рябікіна М.А. Огляд технології DMLS	68
Овчинников О.В., Завгородній О.В., Скребцов А.А. Дослідження впливу фракції сферичного порошку на його хімічний склад.....	70
Овчинников О.В., Скребцов А.А., Капустян О.Є., Шалева Н.В. Використання гідриду титану для підвищення якості виробів при спіканні	71
Погрелюк І.М., Швачко Х.С.,Саввакін Д.Г. Корозійна тривкість у хлоридній кислоті спеченого титанового сплаву Ti-6Al-4V різного структурного стану	72
Скребцов О.А., Омельченко О.С. Дослідження впливу параметрів плазмового розпилення порошку титану на його фракцію	74

Скребцов А.А., Кононенко Ю.І. Розробка матеріалознавчих засад отримання вітчизняних порошоків титану для адитивного виробництва.....	75
Малинов Л.С., Малинов В.Л., Бурова Д.В. Влияние термообработки на свойства металла мартенситного и мартенситноаустенитного классов, наплавленного новыми марганцевыми и хромомарганцевыми порошковыми лентами	76
Малинов Л.С. Нетиповой способ термодиффузионного легирования поверхности сталей, ускоряющий процесс и повышающий толщину диффузионного слоя.....	78
Малинов Л.С. Перспективные технологии, обеспечивающие повышение свойств широко применяемых сталей и чугунов за счет получения в их структуре метастабильного аустенита и реализации эффекта самозакалки при нагружении.....	80
Малинов Л.С. Создание экономнолегированных сплавов на принципе получения многофазной структуры с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении.....	81
Малинов Л.С. Создание экономнолегированных сплавов на принципе получения многофазной структуры с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении.....	83
Малинов Л.С., Малинов В.Л., Бурова Д.В. Экологически чистые способы термообработки без использования для охлаждения масла, расплавов солей и щелочей	85
Малинов Л.С., Бурова Д.В., Малышева И.Е. Гоманюк В.Д. Получение требуемого уровня механических свойств конструкционных сталей и энергосбережение применением термообработки с нагревом в межкритический интервал температур.....	87
Фасоль Є.О, Ленюк А.А, Василевський В.В Оптимізація режиму термічної обробки матриць виготовлених зі сталі Х12М.....	89
Івахненко Є.І. Рябчук М.М. Аналіз впливу легування та вібрації на структуру сплавів.....	91

Ивахненко Е.И. Исследование феррито-карбидных сплавов для деталей горно-обогачительного оборудования.....	92
Ткач В.В, Кушнір М.В, Іванушко Я.Г, Сілвіо С. де Олівейра, Лусінда Ваш дуж Рейш, Ягодинець П.І, Жолт О. Кормош Теоретичний опис електрохімічного синтезу провідного полімеру, допованого скварайновими барвниками.....	94
Губенко С.І., Беспалько В.М., Нікульченко І.О. Основні типи будови границь включення-матриця після лазерної дії, що виявлені в колісній сталі, яка розкислена комплексним розкислювачем	95
Акімов І.В. Маляревич І.О. Підвищення термостікості графітованих сталей.....	99
Пухальская Г.В., Селиверстов А.Г., Степанова Л.П. Особенности упрочнения сварных швов.....	101
Климов О.В., Ткач Д.В. Дослідження впливу параметрів гарячого деормування на технологічні властивості феритних сталей	103
Климов О.В., Нестеров О.В. Розширення функціональних можливостей економнолегованих жаростійких сталей за рахунок оптимізації схеми легування та застосування новітніх методів інженерії поверхні	105
Грабовський В.Я., Лисиця О.В. Застосування термічної обробки для покращення оброблюваності різанням сплаву на основі гцк ґратки із дисперсійним твердінням	106
Грабовський В.Я., Шило Д.О. Сходинкове старіння як ефективний спосіб підвищення властивостей сплавів із дисперсійним твердінням.....	108
Биковський О.Г., Лаптева Г.М., Строгонов Д.В., Кононенко А.В. Властивості металу, отриманого роботизованим адитивним наплавленням.....	110
Ольшанецкий В.Е., Снежной Г.В. Формирование мартенситных фаз с позиции термодинамики при деформации аустенитных сталей	112
Концур О.О., Мітяєв О.А., Волчок І.П. Забезпечення тапідвищення якості поршневих алюмінієвих сплавів	114

Mishchenko V. G., Sheyko S. P., Tikhonskaya N. I. Structural formation of multiphase low-carbon steel in deformation and heat treatment	116
Іванова Л.Х., Терехін В.О Поліпшення якості литва з високохромистого чавуну	118
Парахневич Є. М.Відновлення деталей підвіски електровозів електрошлаковим наплавленням.....	119
Снежной Г.В., Снежной В.Л. Определение большого содержания альфа-фазы и остаточного аустенита весовым магнитометрическим методом.....	121
Гнатуш В.А., Самарай В.П., Даценко И.П., Фесенко М.А.Обзор зарубежных сталей для бронезилетов и бронеплит.....	123
Фесенко М.А., Самарай В. П., Фесенко А.Н., Даценко И.П. Обеспечение качества технологиями изготовления литых деталей с дифференцированными свойствами	125
Волков Г.П., Вініченко В. С.Оцінка залишкового ресурсу роботи металоконструкції вантажопідіймального крана.....	127
Волков Г.П., Вініченко В. С.Зниження динамічних навантажень на металоконструкцію вантажопідіймальних кранів	130
Гавриленко И.В., Гонтаренко В.И., Бялик Г.А. Качественный анализ неметаллических включений с помощью трансмиссионного спектрального микроскопа.....	131
Бялік Г.А., Гонтаренко В.І., Василевська Я.А. Вплив неметалевих вкраплень на руйнацію литої сталі.....	133
Джус А.В., Грешта В.Л., Ольшанецкий В.Ю. Математична обробка результатів вимірювань при мінімальній їх кількості.....	135
Бобыр С. В., Левченко Г. В., Парусов Э. В., Борисенко А. Ю. Разработка технологии производства оправок для прошивки труб.....	138
Слинько Г. І., Стаднік О. В. Моделирование умов роботи зубчастого зачеплення в гтд на циліндричних зразках із сталей з твердим покриттям для оцінки контактної витривалості...	140

Єршов А.В., Зеленіна О.А. Метод визначення когезійної міцності та залишкових напружень плазмових покриттів...	142
Popov S., Shumikin S Mathematical modeling of the aggregatic hardness of the surface layer of hardwearing chrome-boron alloys.....	144
Назаренко А.Ю., Глотка О.А., Гайдук С.В. Вплив неметалевих включень та мікропор на довговічність вальницевої сталі...	145
Акритова Т.О.147 Андрущенко М.І., Осіпов М.Ю, Капустян О.Є. Мягкий І.В. Матеріали та технологія зміцнення ножів сит для протирання вогнетривкої маси	147
Ігнат'єв О.О., Кондратюк В.М, Капустян О.Є. Відновлення засипних апаратів на ПАТ «ЗАПОРІЖСТАЛЬ».....	149
Калинин Ю.А.,Брыков М.Н. ,Петришинец И., Осіпов М.Ю., Андрущенко М.И., Ефременко В.Г. Особенности разрушения высокоуглеродистой низколегированной стали с гетерогенной структурой.....	150
Куницкая И.Н., Ольшанецкий В.Е., Климов А.В., Даниленко Н.И. Механизмы воздействия многопроходной горячей деформации в процессе высокотемпературной термомеханической обработки на структуру и свойства проката специальных сталей.....	152
Клочихин В.В., Куницкая И.Н., Челомбитько А.Н. Перспективы применения теплостойких сталей улучшенного качества с целью повышения надежности и конкурентоспособности подшипников авиационных двигателей.....	154
Євсєєва Н.О. Кінетика й закономірності руйнування матеріалів реторт титаномагнієвого виробництва	155
Бережний С. П., Кононенко А. В., Фетісов Р.Ю. Дослідження Структури та властивостей інструменту, виготовленого зі стружки сталі P18 литтям у кокіль.....	157
Повзло В.М. Корозійна стійкість сталевих виробів у наноіонізованій воді	158
Ольшанецкий В.Е., Кононенко Ю.І., Скребцов А.А.160 О влиянии размера пограничных включений на законы и механизм миграции границ в слабогетерогенных сплавах...	160

Сніжної Г.В., Сажнев В.М. Кореляційний зв'язок між механічними властивостями при низьких температурах високомарганцевих аустенітних сталей і магнітним станом аустеніту до випробувань.....	161
Чабак Ю.Г., Федун В.І., Пастухова Т.В., Єфременко В.Г. Умови формування плазмового покриття при імпульсному розряді.....	164
Efremenko V.G., Petryshynets I., Zurnadzhy V.I., Brykov M.N. Mechanical properties of middle-carbon constructive steel with carbide-free lower bainite.....	165
Пастухова Т.В., Чабак Ю.Г. Єфременко В.Г., Єфременко Б.В. Мікроструктура та зносостійкість плазмово-модифікованої низьколегованої сталі.....	166
Чейлях А.П., Чейлях Я.А., Мартын А.В. Влияние режимов плазменной обработки на структуру, метастабильность аустенита и свойства Fe-Cr-Mn сталей.....	167
Гуляєва Т. В. Дослідження впливу Fe на структуру та магнітні властивості сплаву Nd-Fe-(C,B)-Cu.....	169
Гуляєва Т. В., Гавров А. І., Маслов С.О. Розрахунок параметрів постійних магнітів, що виготовлені зі сплаву Nd _{15,2} Fe _{74,99} B _{6,6} C _{0,51} Cu _{1,57} Ti _{1,38}	171
Гуляєва Л. В., Нехлюдов О.О. Щодо технологічного процесу виготовлення виливки «КОРПУС» для авіаційного двигуна.....	173
Чейлях А.П., Чейлях Я.А., Давид Луенго, Азархов А.Ю. Интеллектуальные материалы в биомедицинской инженерии.....	175
Ткач В.В., Сторощук Н. М., Іванушко Я. Г., Сілвіо С. де Олівейра, Корнет М. М., Еміліо Ф. Чікуала, Ягодинець П. І. Жолт О. Кормош Теоретичний опис непрямой електрополімеризації 9(трифенілфосфазо)акридину в присутності окисно-відновної пари CoO(OH) – CoO ₂	180
Золотаревський І.В. Мартенситне перетворення в інварних сплавах Fe-Ni і сплавах на їх основі.....	182
Мельников И.К., Тихоновский М.А., Тортика А.С., Колодий И.В., Василенко Р.В. Повышение прочностных	

характеристик високоентропійного сплава Cr-Fe-Ni-Mn путём легирования углеродом и карбидообразующим элементом	184
Айкін М.Д., Шаломєєв В.А., Чорний В.М., Peter Arras Оптимізація хімічного складу магнієвого сплаву для біорозчинних імплантатів з використанням методів планування експерименту	185
Айкін М.Д., Шаломєєв В.А., Демиденко Е.В. Огляд біорозчинних матеріалів, що використовуються для остеосинтезу	187
Лук'яненко О.С., Шаломєєв В.А. Отримання високоякісних випусків з магнієвого сплаву МС 10.....	188
Чейлях А.П., Чейлях Я.А. Роль матеріалів в створенні аддитивних 3D-технологій	190
Маковський С.Г., Степанова Л.П., Ткач Д.В. Фазовий аналіз сплаву МЛ-5 модифікованого вуглецевими модифікаторами	193
Гордієнко М.Р., Ткач Д.В. Підвищення механічних властивостей титану VT1-0 для застосування в медицині....	195
Бережний С. П., Урекін Д. В., Савіних Д. М. Паяння берилієвої бронзи.....	196
Середа Б.П., Гайдаєнко О.С.,Середа Д.Б. Дослідження залишкових напруг алітованих покриттів, отриманих при нестационарних температурних умовах.....	198
Кругляк І.В., Кругляк Д.О., Середа Б.П. Дослідження жаростійкості алітованих покриттів, отриманих з використанням композиційних насичуючих середовищ.....	199

УДК 669.245.018.044:620.193.53

Гайдук С.В.¹

Глотка О.А.²

Дорогокупля А.С.³

¹ д-р техн. наук, професор НУ «Запорізька політехніка»

² канд. техн наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»

³ магістр гр. ІФ-214М

КОРИГУВАННЯ МЕТОДУ PHASOMP ПРИ ПРОГНОЗУВАННІ СТРУКТУРНОЇ СТАБІЛЬНОСТІ БАГАТОКОМПОНЕНТНИХ НІКЕЛЕВИХ СИСТЕМ ЗА $N_{V\gamma}$ -ФАКТОРОМ

Прогнозування схильності сплавів до виділення в їх структурі шкідливих крихких ТЩУ фаз несприятливої морфології є актуальною і однією із найважливіших задач в підвищенні надійності роботи і збільшенні робочого ресурсу матеріалу лопаткового апарату газотурбінних двигунів (ГТД) і стаціонарних газотурбінних установок (ГТУ) [1].

Авторами системи PHASOMP було показано, що при визначенні хімічного складу γ - твердого розчину ЖНС за традиційним методом PHASOMP, повинні виконуватися ряд відомих допущень [1, 2]. При цьому, було показано, що σ - фаза утворюється при значеннях $\bar{N}_{V\gamma}$ – фактора в межах ($\bar{N}_{V\gamma}^{KP} \geq 2,45\dots 2,49$). Тому, сплави, які мали менші значення $\bar{N}_{V\gamma}$ – фактора для γ - твердого розчину, вважалися σ - безпечними. Однак пізніше, в роботах [1, 3] було показано, що багато σ - небезпечних сплавів схильні до утворення σ - фази або іншого типу ТЩУ фаз, при значно менших критичних значеннях $\bar{N}_{V\gamma}$ - фактора ($\bar{N}_{V\gamma}^{KP} < 2,4$). Експериментально було показано, що ТЩУ фази виділяються, в основному, із γ - твердого розчину. Тому, новий концептуальний підхід полягав в застосуванні комп'ютерного моделювання термодинамічних процесів методом CALPHAD в програмі (JMatPro) [4] і коригуванні методу PHASOMP при визначенні хімічного складу γ - твердого розчину з врахуванням вмісту алюмінію (Al) і титану (Ti) з подальшим використанням відомого регресійного рівняння традиційного методу PHASOMP [1, 2]:

$$\begin{aligned} \bar{N}_{V\gamma} = & 7,66 \cdot (*Al) + 6,66 \cdot (*Ti+Zr+Si+Hf) + 5,66 \cdot (V+Nb+Ta) + \\ & + 4,66 \cdot (Cr+Mo+W) + 3,66 \cdot (Mn+Re) + (2,22)2,66 \cdot (Fe+Ru) + \\ & + 1,71 \cdot (Co+Ir) + (0,66)0,61 \cdot (Ni), \text{ ат. \%} \end{aligned} \quad (1)$$

Встановлено, що хімічний склад γ - твердого розчину (табл. 1, рис. 1) сплаву IN-738LC середнього рівня легування (Ni-16Cr-8,5Co-3,5Al-3,5Ti-1,7Mo-2,6W-0,8Nb-1,75Ta-0,05Zr-0,01B-0,11C), % за масою, розрахованого

за методом CALPHAD (JMatPro) [4] для температури 20⁰С відрізняється від складу γ - твердого розчину, розрахованого для температури 800⁰С.

Особливо ця відмінність спостерігається для складу γ - твердого розчину за вмістом таких елементів, як алюміній і титан, які мають найбільші коефіцієнти (7,66 і 6,66 відповідно) у відомому регресійному рівнянні (1) і не враховувалися в розрахунках PHACOMP-методом [1].

Таблиця 1 - Хімічний склад γ - твердого розчину сплаву IN-738LC

Тем-ра, t, °C	Вміст елемента в γ - твердому розчині, % ат. ; Ni - решта										
	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W	Nb	Ta	Zr	B	$\bar{N}_{V\gamma}$
20	29,50	14,23	-	-	1,00	0,94	0,01	0,01	0,002	-	2,041
800	31,08	12,94	2,05	0,26	1,49	1,05	0,03	0,05	0,01	-	2,387

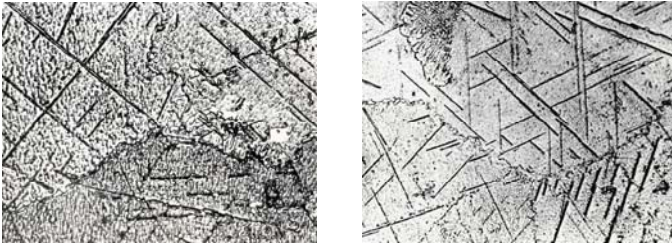


Рисунок 1 – Типова структура сплаву IN-738LC після тривалої експлуатації робочих лопаток (виділення голчастої σ - фази): $\times 2500$

Таким чином, при визначенні величини $\bar{N}_{V\gamma}$ - фактору необхідно коригувати розрахунки з урахуванням поправок на вміст алюмінію і титану в хімічному складі γ - твердого розчину за температури 800⁰С. Якщо проводити розрахунки параметра ($\bar{N}_{V\gamma}$) за традиційним методом PHACOMP [1, 2], де не враховується вміст алюмінію і титану в складі γ - твердого розчину для 20⁰С, то значення параметра ($\bar{N}_{V\gamma}$) буде помітно занижено (див. табл. 1), що призведе до значно менш об'єктивної оцінки структурної стабільності за параметром $\bar{N}_{V\gamma}$ - фактора.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

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. Murphy, H. J. PHACOMP Revisited / H. J. Murphy, C. T, Sims and A. M. Reltran // Superalloys. - 1968. – P. 47-66.
3. Пигрова, Г.Д. ТПУ- фазы в сплавах на никелевой основе с повышенным содержанием хрома / Г.Д. Пигрова // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2005. - №12. - С. 15-23.

4. Saunders, N. The Application of CALPHAD Calculations to Ni-Based Superalloys / N. Saunders, M. Fahrmann, C.J. Small // Superalloys. – 2000. – P. 803-811.

UDC 669.245.018.044:620.193.53

Glotka¹ A.A., Haiduk² S.V.

¹ assoc. prof., Ph.D.

² prof., D. Sci.

ESTIMATION OF THE EFFECT OF ALLOYING ELEMENTS ON CRITICAL TEMPERATURES AND STRUCTURING OF MULTICOMPONENT NICKEL SYSTEMS USING THE MODELING OF THERMODYNAMIC PROCESSES

The search for the optimal approach to the alloying of alloys for single-crystal casting was carried out using the following indicators:

- minimizing the imbalance of the doping system;
- optimal ratio of γ - solid-solution reinforces and γ' -forming elements;
- exclusion from the doping system Nb, Hf and V.

Because of this empirical approach, modern casting superalloy for single-crystal casting contain over 10 basic alloying elements. Currently, alloys of this class are developed using the methods of modeling thermodynamic processes of crystallization and heating, which allow to optimize the compositions of alloys with the required complex of properties [1, 2].

All components used in doping superalloy can be divided into three groups: dissolving mainly in γ -solid solution (Co, Cr, Mo, W, Re), dissolving mainly γ' -phase (Al, Ti, Ta, Hf) and carbide forming elements (Ti, Ta, Hf, Nb, V, W, Mo, Cr). Since the carbon content in monocrystalline alloys is minimized, carbide-forming elements are distributed between the γ and γ' -phases. Thus, the separation of alloying elements is reduced to two groups.

On the other hand, the γ' -phase may include many elements: Al, Ti, Nb, Cr, Co, Mo, W, V, etc. But their content in the γ' -phase and the effect on its amount in the structure is different. This effect is associated with the ability of this element to form stable intermetallic phases like Ni_3Me with nickel. From here, it follows that, the critical temperatures of the alloys are influenced not only by the elements that belong to the γ' -forming, but also by those that are classified as γ -solid-solution reinforces.

As a result of processing the experimental data, the relation $K_{\gamma'} = \frac{2_{\gamma}(Al+Ti+Nb+Ta+Hf)}{0.2 \sum_{\gamma}(Cr+W+Mo+Re+Co+Ru)}$ elements to assess the thermodynamic stability of the phases, which takes into account the complex effect of all alloy

components. This ratio correlates well with temperatures $t_{n.p}$, $t_{\text{эBT}}$ and t_s , which, in turn, correlate well with the heat resistance of the alloys.

Thus, the temperature of complete dissolution has the following dependence on the proposed ratio $t_{np}^{\gamma} = 14,316(K_{\gamma})^2 - 60,618(K_{\gamma}) + 1344,2$.

The temperature of the eutectic transformation also correlates well with K_{γ} and has the following relationship $t_{\text{эBT}}^{\gamma} = 8,3131(K_{\gamma})^2 - 42,128(K_{\gamma}) + 1370,2$ ($R^2=0,86$). It also has a high coefficient of determination ($t_s^{\gamma} = 12,832(K_{\gamma})^2 - 61,611(K_{\gamma}) + 1410,4$; ($R^2=0,86$). From here, you can calculate the width of the temperature range for the effective conduct of homogenizing annealing depending on the content of alloying elements in the alloy $\Delta t_{\text{rom}} = -15,29(K_{\gamma}) + 73,083$.

For the first time, the dependences obtained are the ratio of K_{γ} to critical temperatures for single-crystal superalloy. The connection of temperatures: complete dissolution of the, phase, eutectic transformation, solidus and homogenization with the proposed ratio is since with increasing K_{γ} the alloying of the alloy increases, both with forming elements and elements in γ -solid solution. This leads to an increase in critical temperatures, and, consequently, to an increase in the thermal structural stability of the entire system.

Bibliography

1. Balitsky O. I., Mochulsky V. M., Ivasyevich LM Otsinyuvnya vplivu vodnyu on the mechanical characteristics of the alloyed nickel alloy // Fiziko-himichna mehanika materialiv.- 2015.- Volume 51. №4.- S. 91-100 .
2. Haiduk S.V., Kononov V.V. Calculation of the phase composition of the foundry weldable heat-resistant corrosion-resistant nickel alloy by the CALPHAD method // Engine Engineering Bulletin. - 2016.- №1.- P.107-112.

УДК 669.14.018.44

Білоножко К.І.¹

Цивірко Е.І.²

¹студент ІФ-514, НУ «Запорізька політехніка»

²д-р техн. наук, проф., НУ «Запорізька політехніка»

ВПЛИВ ЛЕГУВАННЯ ЦИРКОНІЄМ ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ X20H80 НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ВИЛИВКІВ

Досліджуваний сплав X20H80 з цирконієм виплавляли методом сплавлення шихтових матеріалів (електролітичний нікель марки Н1У і металевий хром Х98,5) в вакуумній установці УППФ-3М, тиглі з основною футеровкою ємністю 8 кг. В розплав, нагрітий до температури $1600 \pm 20^\circ\text{C}$, за 2 хв. до його заливки в керамічні форми, отриманих по витоплюваним моделям й нагрітих до $950 \pm 10^\circ\text{C}$, вводили нікель-цирконієву лігатуру (94,5 % Zr; 5,4 % Ni) з розрахунку 0; 0,5; 1,0; 2,0; 3,0; 4,0 % (по масі) цирконію, та отримували зразки діаметром 12 мм для наступних досліджень.

Хімічний аналіз показав, що засвоєння цирконію складало в середньому 81 %. Із збільшенням введення в сплав цирконію спостерігалася тенденція зниження масової частки хрому від 21 до 16 %. По інших елементах сплави задовольняли вимогам ГОСТ 10994-74.

До і після термічної обробки (гомогенізація при 1180°C на протязі 2 год., охолодження на повітрі) в зразках вивчали структуру та фізико-механічні властивості.

Структуру сплаву без цирконію представляла собою гетерогенну систему на базі γ -твердого розчину з наявністю невеликої кількості карбідів МС. Збільшення масової долі цирконію привело до утворення карбідної евтектики й плівкових карбідів по межах зерен. В сплавах, легованих цирконієм, спостерігалися включення нітридів і карбонітридів типу ZrN і Zr(C,N). Після термічної обробки з'явилися карбіди типу $M_{23}C_6$.

Підвищення вмісту цирконію в сплавах мало вплинуло на міцність і пластичність виливків. В той же час при введенні в сплав 0,38% цирконію спостерігалася значне зниження механічних властивостей внаслідок збільшення мікропористості в структурі металу.

Після випробування на тривалу міцність в мікроструктурі сплавів з цирконієм одночасно з карбідами типу $M_{23}C_6$ округлої форми з'являлася σ -фаза голчатої морфології.

Із збільшенням масової частки цирконію від 0,38 до 3,30 % (мас.) тривала міцність сплавів суттєво підвищувалася (таблиця).

Таблиця – Тривала міцність сплаву Х20Н80, легованого цирконієм

Масова доля Zr, %	0	0,38	0,88	1,11	1,68	2,37	3,30
$\tau_{100, \text{ год.}}^{730}$	31,5	820,0	1002,0	1415,0	1602,0 [*]	1602,0 [*]	1602,0 [*]
$\tau_{190, \text{ год.}}^{730}$	0	0	1,2	4,2	3,0	18,0	35,2
$T_{60, \text{ год.}}^{815}$	29,9	2,5	734,0	1024,0 [*]	1024,0 [*]	1024,0 [*]	1024,0 [*]

Примітка. *) – зразки зняти з випробування без руйнування.

Таким чином, легування жароміцного сплаву Х20Н80 цирконієм дозволяє значно збільшити тривалу міцність деталей відповідального призначення, а за рахунок спрощення хімічного складу жароміцного сплаву знизити собівартість виливків.

УДК 620.18:669.245

Педаш О.О.¹

Абраменко О.П.²

Цивірко Е.І.³

¹канд. техн. наук, начальник лабораторії УГМет АТ «Мотор Січ»

²студент ІФз-114, НУ «Запорізька політехніка»

³д-р техн. наук, проф., НУ «Запорізька політехніка»

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ЗАЛИВАННЯ СПЛАВОМ ЖСЗЛС-ВІ КЕРАМІЧНИХ ФОРМ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ВИЛИВКІВ

На установці УППФ-3М розплавляли шихтову заготовку жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗЛС-ВІ та при залишковому тиску в печі 0,665 Па заливали у підігріті до $950 \pm 10^\circ\text{C}$ керамічні форми з алюмінатом кобальту розплавом при температурах $1500 \pm 10^\circ\text{C}$; $1550 \pm 10^\circ\text{C}$; $1600 \pm 10^\circ\text{C}$; $16950 \pm 10^\circ\text{C}$.

При вивченні макроструктури ударних зразків ($\square 10 \text{ мм}$) встановлено, що мінімальний розмір макрозерна був при заливанні сплаву з 1500°C . З ростом температури заливання сплаву, особливо з 1600°C й вище, помітно збільшується розмір макрозерна.

Дослідження дендритної мікроструктури сплаву на поверхні та в центрі зразка показали, що величина дендритної комірки, яка утворена осями дендритів другого порядку, збільшувалась з ростом температури розплаву та від периферії до центру зразка.

В мікроструктурі термообробленого сплаву ЖСЗЛС-ВІ були присутні карбіди та карбонітриди, що розташовувалися по межах та в середині мікрозерен. З підвищенням температури розплаву середні

розміри карбідів збільшувалися.

Механічні випробування металу дослідних варіантів, а також випробування на тривалу міцність показали, що кращі показники міцності та пластичності, а також тривала міцність були отримані при температурі розплаву 1500...1550°C.

На подрібнення структури та підвищення властивості виливків суттєво вплинув процес відновлення окису кобальту при температурі розплаву 1500...1550°C. до металевого кобальту, котрий має майже в три рази більшу теплопровідність порівняно з електрокорундом.

УДК 620.18:669.245

Педаш О.О.¹

Диннік П.О.²

Цивірко Е.І.³

¹канд. техн. наук, начальник лабораторії УГМет АТ «Мотор Січ»

²студент ІФ-514, НУ «Запорізька політехніка»

³д-р техн. наук, проф., НУ «Запорізька політехніка»

ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ВИЛИВКІВ ВІДПОВІДАЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

Покращення надійності та експлуатаційної довговічності відповідального литва для авіаційного машинобудування досить актуальне. Виконання таких вимог можливе при значному подрібненні структурних складових жароміцних сплавів шляхом модифікування металу.

В даній роботі вивчали вплив комбінованого модифікування жароміцних сплавів при виготовленні виливків для деталей турбіни авіаційного двигуна.

В корундових керамічних формах, отриманих по витоплюваним моделям, в перший робочий шар вводили поверхневий модифікатор (5 % алюмінату кобальту). В плавильній індукційній печі установки УППФ-3М на рідкий метал, що мав температуру 1580±10 °С, присаджували об'ємний модифікатор (чистий металевий цирконій) для отримання 0,08-0,12 % (по масі) Zr. Розплав при температурі 1550 °С заливали в нагріті до 950±10°C форми.

Хімічний склад виливків із сплавів ЖСЗЛС-ВІ, СМ939 та ВЖЛ12Е-ВІ задовольняв нормативно-технічним вимогам. Люмінесцентним контролем не виявили на виливках поверхневих дефектів.

Встановлено, що комбіноване модифікування значно подрібнило макрозерно в виливках всіх досліджуваних сплавів. При цьому зерно було

однорідним.

Мікроструктура сплавів досліджуваних виливків це γ -твердий розчин на основі нікелю, зміцнений інтерметалідної γ' -фазою, в якому спостерігалися карбіди й карбонітриди.

Механічні випробування показали, що фізико-механічні властивості виливків задовольняли нормативним вимогам. При цьому довготривала міцність зразків збільшилася в декілька разів.

УДК 539.43:620.179.16

Беженів С.О.¹

Коцюба В.Ю.²

Пахолка С.М.²

¹канд. техн. наук, доцент НУ «ЗП»

²АТ «Мотор-Січ»

ОЦІНЮВАННЯ ГРАНИЧНОГО СТАНУ МАТЕРІАЛІВ АВІАЦІЙНИХ ГТД В УМОВАХ БАГАТОЦИКЛОВОЇ ВТОМИ ЗА ІНФОРМАТИВНИМИ ПАРАМЕТРАМИ АКУСТИЧНОЇ ЕМІСІЇ

Задача отримання достовірних даних щодо опору втомі конструкційних матеріалів є актуальною для багатьох галузей економіки, оскільки переважна більшість інженерних конструкцій працює в умовах дії циклічних навантажень, коли визначальним видом руйнування є втома. Гострою є проблема забезпечення необхідної довговічності відповідальних деталей ГТД, що потребує проведення довготривалих випробувань задля верифікації результатів розрахунків.

Нажаль повністю відмовитися від тривалих випробувань на втому на сьогодні не є можливим, а матеріальні та часові витрати на здійснення таких випробувань є очевидними. Тому актуальним залишається розвиток методик прогнозування циклічної довговічності конструкційних матеріалів на великих базах періодичного навантаження за даними не руйнуючих методів контролю, зокрема, методу акустичної емісії (АЕ).

Метою роботи ставили дослідження можливості оцінювання граничного стану матеріалів різних класів з різною технологічною спадковістю в умовах багатоциклової втоми на основі даних попереднього неруйнівного контролю методом АЕ.

Для дослідження було обрано сплави на основі нікелю та титану, які є одними з найпоширеніших представників матеріалів для виготовлення деталей ГТД, а саме: нікелевий жароміцний сплав ХН77ТЮР-ВД аустенітного класу (21Cr – 2,6Ti – 0,6Al – 0,46Fe – 0,37Cu – 0,31Si – 0,29Mn) та титановий деформований сплав ВТ8 мартенситного класу (6,4Al – 3,3Mo – 0,3Si). Досліджувалися модельні зразки зазначених

матеріалів, які було виготовлено як за стандартних технологічних процесів (СТП), так і після поверхневого ультразвукового зміцнення (УЗЗ).

Одержано результати випробувань на багатоциклову втому зразків нікелевого та титанового сплавів в різному технічному стані. Показано, що УЗЗ підвищує границю витривалості на 30 % для сплаву ХН77ТЮР-ВД та на 27,5 % для сплаву ВТ8.

Для всіх об'єктів дослідження було одержано також АЕ характеристики (акустограми), які встановлювали зв'язок між швидкістю сумарного рахунку АЕ ($\dot{N}_{\text{АЕ}}$) та амплітудою відносних напружень симетричного циклу (σ_a / σ_p) при ступінчастому змінюванні циклічного навантаження від нуля до деякого значення, яке перебільшувало границю витривалості на 20 – 30 %. Тривалість дії циклічних напружень на кожному з рівнів навантаження не перебільшувала тривалість інкубаційного періоду втомного руйнування за критичних напружень.

Аналіз одержаних циклічних АЕ характеристик виявив певні особливості, які є ідентичними для різних класів матеріалів.

По-перше, це стадійність, яка проявляється в стрибкоподібній зміні темпу зростання АЕ активності матеріалу після досягнення певного значення відносних напружень циклу, яке є пропорційним до границі витривалості.

По-друге, це суттєва зміна АЕ активності конкретного матеріалу після обробки УЗЗ на кожній із зафіксованих стадій навантаження: на стадії мікроплинності, так само, як і на стадії деформаційного зміцнення, спостерігається збільшення темпу зростання швидкості сумарного рахунку АЕ. Але при цьому змінюється співвідношення тривалості зазначених стадій для матеріалів у різному технічному стані: у зразків після УЗЗ стадія мікроплинності подовжується, а стадія деформаційного зміцнення – скорочується.

На основі одержаних результатів встановлено залежності між інформативними параметрами АЕ та критеріями граничного стану досліджуваних матеріалів авіаційних ГТД в умовах багатоциклової втоми. Це дасть можливість оцінювати ефективність видів та режимів технологічних операцій, спрямованих на підвищення ресурсу деталей ГТД, за даними неруйнівного АЕ контролю.

УДК 669.058:669.24

Степанова Л.П.¹

Тищенко М.О.²

¹канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»

²студент гр. ІФ 214м НУ «Запорізька політехніка»

ОСОБЛИВОСТІ ВИЗНАЧЕННЯ ФАЗОВОГО СКЛАДУ УЩІЛЬНЮВАЛЬНИХ ПОКРИТТІВ, ЩО ВИКОРИСТОВУЮТЬСЯ ПРИ ПІДВИЩЕНИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Ущільнювальні покриття застосовують для забезпечення необхідного зазору між ротором і статором з метою зменшення витрат палива для підвищення коефіцієнту корисної дії газотурбінних двигунів. Завдяки пористості покриття зазор мінімізується і полегшується припрацьовуваність деталей. Покриття також повинно забезпечувати високу адгезію і ерозійну стійкість матеріалу за умов підвищених температур.

Утворення в покриттях структури із присутніми тугоплавкими інтерметалідами, нітридами та оксидами дає можливість підвищити температурні режими до 1100°C і більше. Саме це обумовило вибір шихтових матеріалів різної спрямованості і значній кількості складових.

Покриття наносили газополуменевим методом. До складу базового покриття (основа – Ni, Si, Al, нітрид бору та графіт) додавали Y, а також складну композицію елементів системою Ni, Co, Cr, Al.

Визначення фазового складу покриттів в роботі проводили за допомогою рентгеноструктурного аналізу у мідному випромінюванні на модернізованому дифрактометрі ДРОН, оснащеному мікропроцесорним модулем. Наявність спеціалізованої програми дозволило ефективно проводити обробку і аналіз дифрактограм та підвищити чутливість виявлення та ідентифікацію фаз, присутніх у невеликих кількостях у покриттях.

Попереднє вивчення фазового складу покриттів при наявності значної кількості ліній свідчило про те, що вони є багатозонними, причому дифракційні лінії декотрих фаз мали слабку інтенсивність внаслідок того, що вони присутні за масою в недостатній кількості. На рисунку зображена дифрактограма покриття КНА-82 + елементи системи Co-Ni-Cr-Al-Y після високотемпературної витримки впродовж 100 годин. На рисунку зображено дифрактограму покриття КНА-82+Co+Ni+Cr+Al+Y після високотемпературної витримки впродовж 100 годин.

ПЕРСПЕКТИВЫ И ПУТИ ПРИМЕНЕНИЯ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В АЭРОКОСМИЧЕСКОЙ ОТРАСЛИ

Созданию новых ресурсосберегающих и экологически чистых - "зеленых" технологий в последнее время в мире уделяется большое внимание. Применение методов интенсивной пластической деформации (ИПД) на различных этапах технологических процессов изготовления деталей газотурбинных двигателей (ГТД) и летательных аппаратов открывает широкие возможности для снижения стоимости полуфабрикатов, сокращения числа переходов обработки давлением, а также интенсификации режимов резания. Перспективным для аэрокосмической отрасли является также эффект аномального изменения свойств металлов и их сплавов, которые можно использовать для повышения эксплуатационных свойств изделий. При этом, наряду с изменением пластических и прочностных характеристик сплавов в субмикросталлическом состоянии наблюдается аномальное изменение теплофизических характеристик, температуры начала полиморфных превращений, начала рекристаллизации и ряда других характеристик.

Повышение технологической пластичности заготовок, подвергнутых ИПД методом винтовой экструзии, реверсивного сдвига и другими, лежит в основе ресурсосберегающей технологии получения полуфабрикатов из порошков сложнолегированных титановых сплавов с низкой себестоимостью. Консолидация металлических порошков винтовой экструзией может являться основой перспективных ресурсосберегающих технологий. Использование численных методов моделирования позволило реализовать континуальную модель поведения порошковых заготовок, учитывающую особенности поведения титана при винтовой экструзии. На основе численного моделирования установлены основные закономерности уплотнения при винтовой экструзии в зависимости от параметров процесса. Приводятся результаты экспериментальных исследований консолидации порошковых заготовок при различных высокоэнергетических методах воздействия: газостатической обработке, прямом прессовании, гидроэкструзии и винтовой экструзии, а также особенности оснастки и оборудования для их реализации. Возможности консолидации порошковых заготовок иллюстрируются на примере конкретных металлов и сплавов, применяемых при изготовлении ГТД.

В частности, повышение технологической пластичности может эффективно применяться в технологии изготовления деталей для аэрокосмической отрасли из сплавов на железоникелевой основе. Формирование в заготовках на начальном этапе технологического процесса субмикроструктурной структуры позволяет существенно повысить допустимую степень деформации на этапе последующей обработки давлением. При этом основной эффект достигается за счет сокращения числа переходов и операций технологических процессов, связанных с пластической деформацией для получения окончательной формы поковок.

На этапе механической обработки лезвийным инструментом, предварительно сформированная в заготовке субмикроструктурная структура материала, позволяет интенсифицировать режимы резания за счет обработки в режиме сверхпластичности. Немаловажным для аэрокосмической отрасли является существенное повышение прочности металлов и сплавов при сохранении на приемлемом для конструкционного применения уровня пластичности. Исследование конструктивно-технологических аспектов обработки материалов в субмикроструктурном состоянии, применяемых в аэрокосмической отрасли, лежит в основе проектирования технологических процессов изготовления широкой номенклатуры деталей для газотурбинных и ракетных двигателей, а также летательных аппаратов различного назначения. Приведены результаты анализа путей практического применения винтовой экструзии и реверсивного сдвига в рамках комплексной технологии ИПД для различных классов материалов, а также особенности конструкции технологической оснастки для ее реализации. Применение методов порошковой металлургии в сочетании с ИПД деформацией позволяет получить синергетический эффект в развитии технологии получения деталей ГТД.

Одним из примеров практического применения технологии ИПД является получение полуфабрикатов сплавов для изготовления нагруженных деталей ротора ГТД – лопаток компрессора.

Для получения полуфабрикатов использовали порошковую смесь на основе порошка титана ПТ5, порошков легирующих металлов и порошков комплексной лигатуры. Из порошковой смеси получали прессовки, которые подвергали вакуумному спеканию при температуре порядка 1200°С. Спеченные заготовки подвергали 5-ти циклам ИПД методом винтовой экструзии, что позволило устранить остаточную пористость и сформировать субмикроструктурную структуру. Для получения регламентированной для лопаток компрессора ГТД структуры полуфабрикаты подвергали термической обработке. Формообразование основных поверхностей лопаток компрессора ГТД выполняли путем применения технологий высокоскоростного резания реализуемых на

современных обрабатывающих центрах, что позволяет выполнять быструю смену изготавливаемых деталей без существенных затрат на технологическую подготовку производства.

Исследования полуфабрикатов сложнелегированных титановых сплавов типа ВТ3-1, ВТ6 и ВТ8 изготовленных по разработанной технологии показали, что она позволяет получать компактные полуфабрикаты, обладающие субмикроструктурной структурой, которая обеспечивает хорошо известный эффект повышения комплекса свойств материала. При этом себестоимость полуфабрикатов в 2...2,2 раза ниже по сравнению с деформированными полуфабрикатами титановых сплавов, получаемых по традиционной технологической схеме многостадийного вакуумного переплава и последующей деформационной обработки.

УДК 004.93

Ольшанецкий В.Ю¹

Ненароков В.К²

Грешта В.Л³

¹ д-р техн. наук, проф. ЗНТУ

² аспирант ЗНТУ

³ канд. техн. наук., проф. ЗНТУ

ВПЛИВ ДОБАВОК БОРИДА КРЕМНІЮ НА ВЛАСТИВОСТІ РЕАКЦІЙНОЗАТВЕРДІВАЮЧИХ ПОКРИТТІВ ДЛЯ ЗАХИСТУ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

Одним з напрямів розробки ресурсних покриттів з температурами експлуатації вище 1000 °С являється модифікування хімічного складу фрити шляхом збільшення вмісту тугоплавких компонентів або за рахунок додаткового введення до складу шлікера тугоплавких модифікуючих добавок.

Проте використання таких методів модифікації емалі ускладнене труднощами отримання цих покриттів, оскільки при додаванні тугоплавких модифікаторів підвищується температура отримання емалі 1350-1450 °С, що призводить до короблення та втрати властивостей деталей з жаростійких сплавів.

Особливістю реакційнозатвердівуючих покриттів є отримання їх за шлікерно-обжиговою технологією, використовуючи хімічні реакції результатом яких являється формування суцільного захисного шару при температурах, менших або рівних робочій температурі покриття.

Відомо, що введення тетрабориду кремнію SiB₄ сприяє зниженню температури формування покриттів на основі тугоплавкого скла, проте

результати аналізу науково-технічних даних свідчать про те, що розроблені в даний час композиції жаростійких покриттів, з вмістом SiB_4 до 1% (по масі), не здатні витримувати температуру 1200-1250°C. У зв'язку з цим досліджували можливості модифікування жаростійких покриттів, на основі багатокомпонентного скла, тугоплавкими наповнювачами (перш за все, боридами і силіцидами). [1]

Згідно науково-технічним літературним даним, суміш оксидів бору і кремнію в розплавленому стані повністю змішуються. В системі $\text{B}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ можуть виділятися відособлені нанорозмірні області SiO_2 і B_2O_3 , які розглядаються як мікроліквіація. Для жаростійких покриттів відзначається також можливість повного розчинення стабільної фази SiO_2 в боросилікатному розплаві. Звідси випливає, що структура і властивості жаростійких покриттів, що формуються при температурах, близьких до робочих, визначаються кількістю утворюючих при відпалі оксидів бору і кремнію. Чим більше оксиду бору, тим більше рідкої фази при відпалі, тим більше легкоплавкого боросилікатного скла і менше в'язкості, пористості і температура отримання покриття. Зі збільшенням вмісту B_2O_3 у склі зростає число бороксальних груп $[\text{BO}_3]$ - за рахунок зменшення тетраедричних $[\text{BO}_4]$ - структурних утворень, що призводить до формування двомірної структури - більш простій, ніж комплексна тривимірна, що і призводить до зменшення в'язкості. Однак подальше окислення тетраборида кремнію, зростання вмісту діоксиду кремнію, утворюють розплав боросилікатного скла та його взаємодія з матричним боросилікатним склом (92% SiO_2 -8% B_2O_3) призводить до зростання вмісту бору в четвертій координації, зменшення в'язкості і зростання температуростійкості. Зі збільшенням вмісту B_2O_3 з 0,5 до 5% (по масі) в системі $\text{B}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ призводить до зменшення температури розм'якшення з 1700 до 1460 °C, а в'язкість при температурі 1400 °C зменшується з 2,61 до 1,9 Па · с. Незначна зміна вмісту борного ангідриду і діоксиду кремнію може призвести до значної зміни структури покриття і отримання заданих властивостей. В результаті зазначених процесів можна отримати знижену температуру отримання покриття, при якій формується полікомпонентні композиційні покриття, що складаються з матричного боросилікатного скла, боросилікатних продуктів окислення тетраборида кремнію і недоокислених наночастинок тетраборида кремнію. Хімічний склад і особливості структури забезпечують хорошу термостійкість і міцне зчеплення покриття. [2]

Таким чином покладаючись на літературні дані можна припустити, що введення тетраборида кремнію SiB_4 з 1 до 5% (по масі) в шлікер, забезпечує зниження температури формування і дозволяє поліпшити технологічні властивості покриттів за рахунок ефекту реакційного затвердіння.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Денисова В.С., Солнцев С.С., Соловьева Г.А., Агарков А.Б. Высокотемпературное стеклокерамическое покрытие для защиты жаропрочных никелевых сплавов // Новости материаловедения. Наука и техника. 2018. №1-2. С. 33-39.
2. Солнцев С.С., Денисова В.С. Жаростойкие эмали для защиты никелевых сплавов и сталей // Энциклопедический справочник. 2016. №1. С. 22-28.

УДК 62-762: 669

Грешта В.Л.¹

Березкін С.В.²

¹ канд. техн. наук, проф. НУ "Запорізька політехніка"

² аспірант НУ "Запорізька політехніка"

УДОСКОНАЛЕННЯ СКЛАДУ СЕРІЙНИХ УЩІЛЬНЮВАЛЬНИХ ПОКРИТТІВ ДЕТАЛЕЙ ТУРБИНИ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ КОЕФІЦІЄНТУ КОРИСНОЇ ДІЇ ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ

Світова тенденція проектування літаків та двигунів для них показує, що всі компанії прагнуть зменшити витрати палива при роботі газотурбінного двигуна (ГТД) тим самим підвищити коефіцієнт корисної дії (ККД). Одним із напрямків вирішення цього питання є, зменшення радіального зазору між ротором та статором турбіни величина якого повинна бути постійною впродовж всього періоду роботи ГТД. Для ущільнення використовують покриття з дуже специфічними вимогами до них. Ці покриття повинні мати ерозійну стійкість в умовах дії агресивного високотемпературного середовища і водночас менш твердими ніж статор турбіни ГТД, щоб під час дотику лопатки (або лабіринтного ущільнення) з покриттям не відбувався абразивний знос чи руйнування деталей турбіни.

Оскільки для покращення ефективності сучасних ГТД підвищують робочу температуру газу в турбіні, то виникає необхідність розробки нових та удосконалення серійних ущільнювальних покриттів з більшою температурою експлуатації та стійкості при динамічних навантаженнях[1].

Для досягнення вказаної мети необхідно проаналізувати вплив легування на мікроструктуру та фазовий склад покриттів. Встановити характер змін в структурі покриттів з додаванням різних комбінацій легуючих елементів. Вивчити характер змін механічних та експлуатаційних властивостей в залежності від хімічного складу та здійснити оцінку жаростійкості вдосконалених, а також розроблених покриттів при нагріванні до 1200-1250° С. Для формування необхідних властивостей в ущільнюючих покриття застосовуються елементи, що

забезпечують жаростійкість, жароміцність (Ni, Al, Cr і т.д.) та ерозійну стійкість. Застосовувані на АТ «Мотор Січ» ущільнювальні покриття формуються на основі модифікованого нікель-кремневої губки (КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y), що зумовлює більш якісне адгезійне з'єднання покриття із матеріалом основи та твердого змащення (графіт+BN) але не гарантує робочі температури вище 1150°C, тому є обґрунтована вимога розробити та дослідити ущільнювальне покриття із композиції порошків HfO_2 і TaO_2 гранулометричного розміру, а також з додаванням нікелю у вигляді плакувальної оболонки в порошок. Це обумовлене необхідністю отримання теплофізичних характеристик даного шару покриття і забезпечення його стабільності.

В композиції HfO_2 - TaO_2 при масовому вмісті нікелю менш 6 ÷ 10% має місце інтенсивне окислення в плазмовому струмені, що призводить до неконтрольованої зміни фазового складу шару, більш високий вміст нікелю викликає погіршення теплофізичних властивостей даного шару в частині зниження допустимої робочої температури.

Відомо, що діоксид гафнію володіє поліморфними перетвореннями, що супроводжуються зміною об'єму, що очевидно негативно відображається на стабільності покриттів які працюють в умовах впливу продуктів згоряння суміші авіаційного палива. Для усунення даного явища в HfO_2 вводять добавки (MgO, CaO, Y_2O_3 , і ін.), що стабілізують кубічну форму діоксиду гафнію зі структурою типу флюориту. Пропонований спосіб отримання ущільнювальних покриттів буде відпрацьовуватися для порошку HfO_2 , стабілізованого оксидом ітрію і танталу оскільки в цій системі HfO_2 - Y_2O_3 - TaO_2 зафіксована досить широка область існування твердих кубічних розчинів [2]. Отже, є актуальною розробка теплозахисного ущільнюючого покриття, яке можна буде застосовувати в умовах високих температур. При цьому удосконалення такого покриття буде проходити в кілька етапів. На кожному з яких буде оптимізований один з ключових параметрів.

ЛІТЕРАТУРА

1. Кофман В. М. Определение коэффициента полезного действия турбины ГТД по параметрам неравномерных газовых потоков // Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. 2012. Т. 16, № 5 (50). С. 39–40.
2. Мигунов В. П. Уплотнительные материалы для приточного тракта ГТД [Текст] / В. П. Мигунов, Д. П. Фарафонов, М. Л. Деговец // ВИАМ/2012-206075

УДК 621.452.3:621.891

Кубіч В.І¹

Грешта В.Л.²

Фасоль Є.О.³

Сотніков Є.Г.⁴

¹ канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»

² канд. техн. наук, професор НУ «Запорізька політехніка»

³ аспірант НУ «Запорізька політехніка»

⁴ канд. техн. наук, АТ «Мотор Січ»

ДОСЛІДЖЕННЯ ТРИБОТЕХНІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК УЩІЛЬНЮВАЛЬНИХ ПОКРИТТІВ ТУРБИНИ ГТД

Сучасні умови виробництва та експлуатації авіаційних двигунів потребують підвищення коефіцієнта корисної дії, і відповідно, зниженню витрат палива. Оскільки величина радіального зазору між ротором та статором значно впливає на ККД турбіни, його зменшення дозволяє вирішити дану проблему найбільш ефективно. Для забезпечення необхідного розміру зазорів доцільно застосовувати ущільнювальні покриття різного складу.

Як базовий матеріал було обрано покриття КНА-82, що застосовується в авіаційних двигунах виробництва АТ «МОТОР СІЧ». Склад покриття включає нікель (основа), кремній, алюміній та тверді змазки (графіт і нітрид бору). На основі аналізу попередніх досліджень та літературних джерел було вирішено використовувати комбінації лігатур з монокомпонентом ітрієм (Y), подвійною композицією Ni-Y та складною системою Co-Ni-Cr-Al-Y. Було досліджено три різні склади лігатури, з різним вмістом ітрію: склад №1 - Ni-Y; склад №2 - Y; склад №3 - Co-Ni-Cr-Al-Y, КНА та КНА-82 (склад №5). Вказані покриття формуються газополуменевим методом.

В процесі такого нанесення покриттів, які відрізняються за складом, формуються різного типу інтерметаліди, що відрізняються за опором зношуванню. Відсутність чіткої інформації про вплив фаз, що утворюються, на опір покриттів високотемпературному зношуванню обумовило необхідність встановлення особливостей прояву триботехнічних характеристик покриттів досліджуваних складів в експлуатаційних умовах роботи вузлів тертя.

Для покриттів складів №1 і №5 було характерним формування чітко виражених максимумів коефіцієнта тертя практично з однаковими його значеннями на рівні 1,1. Проте загальний процес зношування відрізнявся за характером триботехнічної взаємодії на початковому та кінцевому етапах випробування. Високі значення сил тертя зсуву вказують на

щільність контакту та високий опір руху контргіла з обумовлюванням накопичення напружень. Після чого коефіцієнт тертя набував дещо вищих за вихідні значення на рівні 0,9...1,05.

Різкі зміни коефіцієнта тертя свідчать про накопичення напруження в зонах тертя в складах №1, №2 і КНА є наслідком особливої морфології та топографії розподілу структурних складових покриття для яких було характерним формування структур із масивними конгломератами частинок, поєднаних внаслідок когезійного зв'язку у достатньо крупні глобульні структури. При відповідній конфігурації частинок в покриттях розташування пор мало недискретний характер, спостерігалось формування достатньо великих за об'ємом порожнин в матеріалі.

Найбільш сприятливий характер зношування, з точки зору надійності фрикційного контакту, спостерігався в складі №3, який відзначався плавним підвищенням коефіцієнта тертя від мінімального 0,9 до кінцевого 1,2. Це свідчить про більш рівномірне за часом навантаження на шари матеріалу та формування щільності фрикційних зв'язків з меншою напруженістю. Монотонне підвищення ступеня механічного навантаження на поверхневі та приповерхневі шари є підтвердженням факту збереження фрикційних зв'язків з малим коефіцієнтом тертя наприкінці випробування. Це, в свою чергу, вказує на більш сприятливі умови врізання диска в поверхню з меншим накопиченням напружень у незношених об'ємах.

Щодо значень маси зношеного матеріалу, найменшими показниками маси, що припадає на одиницю сили тертя, мав склад №3 – 10,95 мкг·Дж⁻¹, що на 20-25% менше ніж для складів №2,5. Найбільше значення маси зношеного матеріалу, який припадає на одиницю сили тертя, мав склад №1 – 16,05 мкг·Дж⁻¹. Середні значення цієї маси характерні для складів №2, №5 та КНА.

Отже, плавне підвищення коефіцієнта тертя з явно вираженою стабільністю наприкінці стадії взаємодії, обумовлюється відсутністю значних напружень в контактних шарах, що характерно для складу №3 та КНА.

ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК УЩІЛЬНЮВАЛЬНИХ ПОКРИТТІВ ТУРБИНИ ГТД

Ущільнювальні покриття застосовуються для мінімізації зазорів між ротором і статором, що в свою чергу сприяє зниженню витрат палива і як наслідок збільшенню коефіцієнту корисної дії двигуна.

Як базовий матеріал покриття використовується КНА – 82, в подальшому легований ітрієм ітріймісткими лігатурами. Покриття наносилось газополуменевим методом.

В роботі використовувати комбінації лігатур з монокомпонентом ітрієм (Y), подвійною композицією Ni-Y та складною системою Co-Ni-Cr-Al-Y. Було досліджено три різні склади лігатури, з різним вмістом ітрію: склад №1 - Ni-Y; склад №2 - Y; склад №3 - Co-Ni-Cr-Al-Y, КНА та КНА-82 (склад №5). Вказані покриття формуються газополуменевим методом. Твердість змінювалась так як після тривалої роботи покриття повинні мати високу ерозійну стійкість, що можливо оцінити вимірюванням твердості.

Для вимірювання твердості покриття у відповідності до ДСТУ 6506:1-2007 використовували твердомір WPM-250. Після газополуменевого напилення, без впливу високих температур, покриття мали досить низькі показники мікротвердості та твердості.

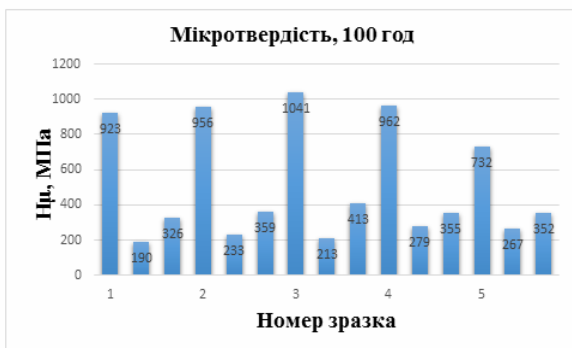


Рисунок 1 – Залежність мікротвердості покриттів від вмісту лігатур при температурі 1100°C, час витримки 100 годин

Такий результат можна пояснити високою пористістю отриманих покриттів, особливостями когезійної взаємодії між частинками покриття та незначним вмістом оксидів та інтерметалідів, тобто зміцнювальних фаз. Проте після високотемпературної витримки 50 та 100 год мікротвердість значно зростає, це пояснюється збільшенням оксидних та інтерметалідних фаз у структурі.

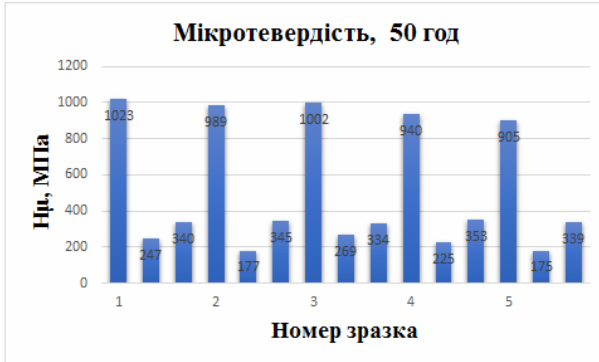


Рисунок 2 - Залежність мікротвердості покриттів від вмісту лігатур при температурі 1100°C, час витримки 50 годин

Якщо порівнювати склади покриттів, то, як видно з гістограм, покриття №3 демонструє найбільшу величину мікротвердості після 100 годин витримки, що, є наслідком утворення складних шпінельних оксидних сполук (NiCr_2O_4 , CoAl_2O_4) та значної кількості різних за природою інтерметалідних сполук (NiAl , Ni_3Al , Ni_5Y , Co_2Al_5 , CoCr_2). Поява додаткових складнорозчинних твердих інтерметалідних частинок та нових міжфазних поверхонь забезпечуватиме реалізацію бар'єрного механізму для рухомих дислокацій і, відповідно, буде сприяти покращенню опору ерозійному зношуванню і жароміцності покриттів в цілому.

Більш низька твердість перехідної зони може свідчити про те, що легувальні елементи відходять в покриття в процесі довготривалого нагрівання.

УДК 669.295

Овчинников О.В.¹

Каякс В.В.²

Капустян О.С.³

¹ д-р техн. наук, зав. каф. НУ «Запорізька політехніка»

² ст. гр. ІФ-418м НУ «Запорізька політехніка»

³ канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»

ВІДНОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ ГТД З ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ МЕТОДАМИ ЗВАРЮВАННЯ

Виробництво авіаційних двигунів нових поколінь нерозривно пов'язане з розробкою прогресивних матеріалів і технологій, а також методів відновлення відповідальних вузлів і деталей. Одними з основних деталей газотурбінного двигуна, схильних до пошкодження, є лопатки вентилятора зі сплаву ВТ3-1. Мікроструктура сплаву ВТ3-1, представляє собою двофазну ($\alpha+\beta$)-структуру, що відповідає типу За по ОСТ 1.90002-86. 70 % ушкоджень мають забоїни глибиною 0,2...1,0 мм, а в ряді випадків їх глибина може досягати 3 мм.

Аргонодугове зварювання (АДЗ) в середовищі захисних газів вольфрамовим електродом з присадними матеріалами є основним способом відновлювальних методів зварювання виробів з титанових сплавів.

Зварні з'єднання отримували методом АДЗ, з присадкою. Роботи проводили на попередньо очищеному аргоні в камері з контрольованою атмосферою. Необхідна атмосфера реалізувалася шляхом відкачування повітря з камери і подальшою подачею аргону при тиску 0,02 МПа.

Режим зварювання зразків:

- діаметр присадки 1,8 - 2 мм;
- $I_{зв} = 180$ А;
- $U_{зв} = 10$ В;
- $V_{зв} = 0,24$ м / хв;
- діаметр вольфрамового електрода 1,8 мм.

Присадні матеріали застосовували у вигляді дроту із сплавів марки ВТ2, ВТ20св і прутка складу, аналогічного основному металу.

Різна величина легування зварного шва визначила різний рівень механічних властивостей зварних з'єднань. Зварні з'єднання, отримані з присадними матеріалами близькими за складом до основного металу, мали міцності на рівні основного металу. Показники пластичності - відносне подовження і, в більшій мірі, кут загину зварних з'єднань, мали більш низькі значення в порівнянні з основним металом. Так з використанням в

якості присадного матеріалу зі складом аналогічним основному, величина кута загину знизилася більш, ніж на 20 %. Твердість структурних складових сплавів при використанні однакових присадних матеріалів знаходиться приблизно на одному рівні і корелює з характером зміни міцності зварних з'єднань.

На рівень твердості металу зварного шва впливає переважно ступінь легування присадного матеріалу. Наявність великої кількості легуючих елементів в присадних матеріалах при формуванні структури зварного шва сприяло появі різнозеренності. При цьому різниця в твердості більш легованих і менш легованих присадних матеріалів не перевищує 10 %. У той же час різниця за рівнем межі міцності становить понад 15 %. Це можна пояснити тим фактом, що на міцність поряд зі зміцненням твердого розчину, сильно впливає структура.

Для сплавів, отриманих присадками аналогічними за складом з основним металом, товщина α -пластин становила 1...6 мкм, а для сполук, отриманих низьколегованої присадкою ВТ2, товщина α -пластин становила 2...12 мкм. Аналізуючи чинники, які є найбільш значущими у формуванні властивостей зварних з'єднань можна виділити наступні. Загалом в сплаві ВТ3-1 характерні істотні зміни розмірів структурних складових, а також фазові перетворення зі зміною типу структури від двофазної рівновісної до пластинчастої крупнозернистої структури. Це було однією з основних причин зміни механічних властивостей.

Перелік посилань

1. Авиационно-космические материалы и технологии. / [Богуслаев В.А., Качан. А.Я., Калинина Н.Е. и др.]; под общ. ред. В.А. Богуслаева. – Запорожье: ОАО «Мотор Сич», 2009. – 383 с.

УДК 669.017:629.7.023.22

Соломонов І.К.¹

Ткач Д.В.²

Леховицер З.В.³

Грешта В.Л.⁴

¹студент кафедри фізичне матеріалознавство, Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна

²к.т.н., доцент кафедри фізичне матеріалознавство, Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна

³к.т.н., АТ «Мотор Січ», м. Запоріжжя, Україна

⁴к.т.н., професор кафедри фізичне матеріалознавство, Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна

ОЦІНКА ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ УЩІЛЬНОВАЛЬНИХ ПОКРИТТІВ ЛЕГОВАНИХ ІТРИВМІЩУЮЧИМИ ЛІГАТУРАМИ

При проектуванні нових авіаційних двигунів і модернізації вже існуючих моделей значна увага приділяється підвищенню їх коефіцієнту корисної дії (ККД). У конструкції турбін сучасних і перспективних ГТД лабіринтні ущільнення (ЛУ) широко застосовуються для зменшення витоків охолодженого повітря. Основним завданням лабіринтних ущільнень є забезпечення прийнятних витрат витоків через ЛУ в умовах компромісу між мінімізацією зазору для зменшення протікання і його максимізацією щоб уникнути небажаних контактів роторних і статорних частин ущільнення на несталих режимах роботи ротора й при термічній деформації деталей.

В даний час при виробництві ГТД широко застосовуються ущільнювальні покриття на основі нікелю. До таких покриттів висувається ряд суперечливих вимог, з одного боку, для запобігання схоплювання або інтенсивного зношування елементів ротора на початковому етапі експлуатації двигуна покриття повинно бути добре вироблюваним і, відповідно, характеризуватися невисокою твердістю. З іншого боку, для збереження мінімальних зазорів в ущільненні і, тим самим, забезпечення необхідної енергетичної ефективності газотурбінного двигуна покриття повинне володіти високим опором ерозионному руйнуванню під дією агресивного газового потоку. Тобто, матеріал повинен мати здатність до зміцнення в процесі тривалого періоду експлуатації.

В роботі наводяться результати дослідження впливу легування ущільнювальних покриттів на нікелевій основі на їх температурний коефіцієнт лінійного розширення та ряд експлуатаційних характеристик.

Метою роботи було удосконалення ущільнювальних покриттів на нікелевій основі, що дозволить підвищити температуру їх експлуатації та тривалий час зберігати величин зазорів лабіринтного ущільнення.

За результатами дослідження механічних та експлуатаційних характеристик слід зазначити, що найбільш повно функціональним вимогам відповідає покриття на основі КНА-82 леговане Co-Ni-Cr-Al-Y , яке відзначається невисоким вихідним рівнем твердості, необхідним для припрацювання виробів на початковому етапі роботи та володіє здатністю до контрольованого збільшення цих показників вже на ustalених режимах експлуатації двигуна. Також покриття даного складу переважає інші матеріали покриттів за показниками експлуатаційних характеристик, зокрема, характеризуються задовільною ерозійною стійкістю та адгезійною міцністю.

УДК 621.77:669.245

Павленко Д.В.¹

Тарасов О.Ф.²

Ткач Д.В.³

¹к.т.н., доцент кафедри технологій авіаційних двигунів, НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна

²д.т.н., проф., ДДМА, Краматорськ, Україна

³к.т.н., доцент кафедри фізичного матеріалознавства, НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна

ПЕРСПЕКТИВНА ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ЛОПАТОК ЗВ СПЛАВУ ЕП718-ІД

В роботі досліджено мікроструктуру зразків зі сплаву ЕП718-ІД у вихідному стані і зразків, підданих інтенсивній пластичній деформації методом гвинтової екструзії. На основі обробки і дослідження мікрофотографій шліфів зразків у різному стані побудовані гістограми розподілу розмірів зерен у вихідних зразках і зразках, підданих інтенсивній пластичній деформації. Побудовані також гістограми розподілу площ зерен. Виконували дослідження впливу режимних параметрів гвинтової екструзії на структуру і властивості зразків з залізонікелевих сплавів. На підставі досліджень встановлено залежності впливу режимних параметрів гвинтової екструзії на структуру та властивості залізонікелевих сплавів. Розроблено технологічні рекомендації щодо одержання вихідних заготовок.

На підставі дослідження структури зразків із залізонікелевих сплавів розроблені технологічні рекомендації з формування в них субмікрокристалічної структури. Установлено, що інтенсивна пластична

деформація вихідних напівфабрикатів зі сплаву типу ЕП718-ІД є ключовою операцією в розробленому способі виготовлення заготовок лопаток компресора, при якому вихідну призматичну заготовку піддають інтенсивному пластичному деформуванню методом гвинтової екструзії при температурі технологічного оснащення і заготовки в діапазоні 300 ... 400°C, після кожного циклу деформування заготовки піддають термічній обробці шляхом нагрівання до температури 940 ... 995°C з наступним охолодженням у воді, після чого заготовки із субмікроструктурною структурою піддають операціям періодичної прокатки, вирубці, штампуванню і калібруванню при температурах на 30% менших за температури, які застосовують при обробці тиском заготовок із залізонікелевих сплавів, що зміцнюються шляхом виділення γ' -фази, у вихідному стані із крупнокристалічною структурою.

Застосування запропонованого способу дозволяє забезпечити збільшення граничного ступеня деформації заготовок на кожному переході операцій прокатки і штампування в 2...2,5 рази, що поряд зі зниженням температури деформації дозволило значно знизити витрати енергетичних ресурсів, що знижує собівартість виготовлення лопаток компресора газотурбінних двигунів при забезпеченні високого рівня їх якості.

УДК 621.77:669.245

Павленко Д.В.¹

Тарасов О.Ф.²

Ткач Д.В.³

¹к.т.н., доцент кафедри технологій авіаційних двигунів,

НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна

²д.т.н., проф., ДДМА, Краматорськ, Україна

³к.т.н., доцент кафедри фізичного матеріалознавства,

НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна

ВПЛИВ ІНТЕНСИВНОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА СТРУКТУРУ ЗАЛІЗОНІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

В роботі досліджували вплив інтенсивної пластичної деформації зразків зі сплаву ЕП 718-ІД методом кручення під високим тиском на структуру і властивості та вплив методів і режимів вторинної пластичної деформації на структуру залізонікелевих сплавів у субмікроструктурному стані. Для формування субмікроструктурної структури розробили методика інтенсивної деформації шляхом кручення зразків під високим тиском. Відповідно до розробленого плану експерименту виконували обробку зразків шляхом кручення під високим тиском з різною кількістю обертів. Це дозволило отримати зразки зі ступенем деформування в

інтервалі 6...15. Виконували дослідження мікроструктури та мікротвердості зразків, які були піддані деформуванню з різними режимами. Визначали середній розмір зерна та наявність неметалевих включень. Виконували деформацію плоских зразків зі сплаву ЕП 718-ІД шляхом прокатування з різними режимами, що дозволило забезпечити різну ступінь пластичного деформування. Для зразків після прокатування виконували дослідження структури та мікротвердості.

Отримані результати експериментальних і теоретичних досліджень умов формування субмікрокристалічної структури в заготовках з залізонікелевих сплавів ЕП 718-ІД та Inkonel 718. Показано, що подрібнення структурних елементів сплавів зі збереженням цілісності заготовки можливо у вузькому температурному діапазоні. Встановлено, що попередня інтенсивна пластична деформація гвинтовою екструзією сприяє істотному підвищенню рівня технологічної пластичності заготовок, що приводить до збільшення припустимого ступеня деформації та інтенсифікації режимів різання. Встановлено, що у вихідних заготовках спостерігалися зерна в діапазоні 4... 52 мкм, у той час як у заготовках, підданих інтенсивному пластичному деформуванню, спостерігалися зерна в діапазоні 1...15 мкм. При цьому після інтенсивного пластичного деформування 72...73% зерен у зразку мали розмір, менший за 1 мкм. Також встановлено, що інтенсивне пластичне деформування сприяє подрібненню карбідів, які є значними концентраторами напруг і, враховуючи малу товщину перетину пера лопаток, істотними факторами в зниженні характеристик міцності при змінних навантаженнях. Беручи до уваги, що при інтенсивному пластичному деформуванні ступінь деформації становить 7...10 залежно від конструкції матриці і числа циклів деформації зразка, вона перевищує деяку граничну величину, що є критичною для даного сплаву. Також встановлено, що при повторній деформації сплаву розмір зерна практично не змінюється. Дослідження мікротвердості поперечного перерізу зразків дозволили встановити, що її величина майже не змінюється від центральної частини зразка до периферійної частини, що може свідчити про наявність вихрових явищ, які сприяють перемішуванню та масопереносу.

УДК 621.793:620.17

Грешта В.Л.¹

Кубіч В.І.²

¹к.т.н., професор кафедри фізичного матеріалознавства,

НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна

²к.т.н., доцент кафедри автомобілей, НУ «Запорізька політехніка»,
Запоріжжя, Україна

РОЗРОБКА МЕТОДИКИ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ ТЕРМОМЕХАНІЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ ЖАРОСТІЙКИХ УЩІЛЬНЮВАЛЬНИХ ПОКРИТТІВ ПРИ ПРОВЕДЕННІ ТРИБОТЕХНІЧНИХ ВИПРОБУВАНЬ

Для формування якісного ущільнювального контуру використовується широкий спектр покриттів, які відрізняються властивостями за умовами впливу, у першу чергу термічного навантаження, та на цей час не відповідають вимогам підвищення температури термодинамічного циклу. Тому моделювання процесів контактної взаємодії зазначених поверхонь тертя з відтворенням умов і режимів їх навантаження наближених до експлуатаційних при застосуванні малогабаритних зразків в лабораторних умовах за економічною доцільністю є актуальним науково-технічним завданням, вирішення якого дозволяє давати порівняльну оцінку новим складам покриттів, враховуючі тим самим матеріалознавчі аспекти підвищення надійності газотурбінних авіаційних двигунів.

Метою роботи було запропонувати спосіб фізичного моделювання контактної взаємодії поверхонь тертя трибоз'єднання «гребінці лопатки – покриття корпусу турбіни» авіаційного двигуна в лабораторних умовах з відтворенням градієнтного термомеханічного навантаження постійного фрикційного контакту при припрацюванні за режимом першого запуску та наступного термомеханічного навантаження з урахуванням прогнозованих структурно-фазових перетворень, створених спрямованим температурним впливом.

Визначення лінійного зносу випробувальних покриттів за рахунок використання створених доріжок зношування на внутрішній циліндричній поверхні зразка-кільця, що випробується при механічній взаємодії з модельними гребінцями на вільно розміщених у роторі зразках-пластинах за програмою попередньо визначеного циклу випробувань.

Пропонується до використання принцип роботи об'ємної роторно-лопатної машини з пластинами, що вільно радіально переміщуються у напрямних пазах ротора, визначеної кількості та примусово керованої маси, що створює передумови для розробки алгоритму частоти

навантаження зон фрикційної взаємодії з відповідним градієнтним приростом нормальної сили навантаження при керуемій частоті обертання ротору та встановленому часовому прирості об'ємної температури замкнутого середовища.

Запропоноване лабораторне обладнання складається з наступних елементних частин:

- стенд для випробування генераторних установок автомобільних двигунів кафедри автомобілів з двома режимами керованої зміни частоти обертання привідного валу: $300-2500 \text{ хв}^{-1}$; $2500-5000 \text{ хв}^{-1}$. При цьому за рахунок наявності перемикачів частотних режимів є можливість миттєво збільшувати частоту обертання у два рази, тобто, наприклад, з 500 хв^{-1} до 1000 хв^{-1} , з 800 хв^{-1} до 1600 хв^{-1} і т.д. Це створює передумови для розробки алгоритму моделювання стрімкого приросту нормального навантаження – керованого «чірку», тобто процесу миттєвого вривання зубців в матеріал покриття при фіксованих температурах середовища у випробувальній камері;

- випробувальна камера, у складі нерухомого корпусу, в якому розміщується кільце з матеріалом покриття та виконано отвір для відведення нагрітих газів, рухомого ротору з радіальними пазами та вільно розміщеними пластинами відповідних розмірів та маси, на зовнішніх поверхнях яких виконанні модельні гребінці, кришки корпусу з отвором для підведення розігрітих газів, з отвором для встановлення термопар контролю температури, з отвором для розміщення манометра аварійного підвищення тиску у порожнині циліндричного корпусу під час здійснення досліду та з отвором для розміщення підшипників валу ротора;

- джерело розігрітих газів: балон з зрідженим газом ізобутан-бутан, що моделює сухе середовище температурної взаємодії; стандартна паяльна лампа, що заправляється авіаційним керосином, для моделювання агресивного «жирного» температурного середовища;

- термоізоляція випробувальної камери;

- система відведення використаного газового середовища у вигляді металевих гофр та труб;

- мультиметри контролю температури.

Пропонується до застосування цикл випробувань, який складається з двох етапів.

Етап №1. Випробування покриттів при моделюванні першого пуску двигуна, під час якого фіксується середня частота обертання і імітується приріст температури середовища взаємодії, наприклад від $25 \text{ }^\circ\text{C}$ до $550 \text{ }^\circ\text{C}$. При цьому сила радіального навантаження та її частота буде визначатись кількістю зразків – пластин. Наприклад, це можуть бути дві пластини масою 46 г , які при частоті обертання ротора 500 хв^{-1} створюють розрахункову притиску силу у 12 Н . Згідно з попередніми дослідями розгінної характеристики по температурі камери час випробувань може

складати від 20 до 25 хв. Безумовно, режими дослідів можливо скорегувати у відповідності з відтворенням процесу пуску двигуна. Більш коректним та об'єктивним буде відтворення етапів пуску розгорнутих окремо по кожній його складовій, наприклад по часу набору швидкості обертання при фіксованих температурах, але з приростом радіального навантаження на покриття. По завершенні кожного з дослідів пропонується проведення мікрвимірювання доріжок тертя для визначення інтенсивності зношування матеріалу та топографії створеного контуру для оцінки щільності створеної поверхні, а також вимірювання маси для визначення інтенсивності зношування.

Етап №2. Випробування за циклом етапу №1, але після тривалого термічного оброблення демонтованих кілець з матеріалами покриттів при підвищених температурах, що відповідає експлуатаційним вимогам до матеріалів ГТД нового покоління.

УДК 669.245.018.044:620.193.53

Гайдук С.В.¹

Глотка О.А.²

Кононов В.В.³

Дорогокупля А.С.⁴

¹ д-р техн. наук, професор НУ «Запорізька політехніка»

² канд. техн наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»

³ канд. техн наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»

⁴ магістр гр. ІФ-214м

ОЦІНКА ВПЛИВУ ТАНТАЛУ В СПЛАВІ ЗМІ-3У НА КРИТИЧНІ ТЕМПЕРАТУРИ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ

Метою цієї роботи є оцінка впливу танталу на критичні температури виділення і розчинення фаз в багатокомпонентній системі легування Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,03Y-0,01La-0,12C за допомогою комп'ютерного моделювання термодинамічних процесів, які протікають при кристалізації (охлаодженні) або нагріванні в сплавах, використовуючи метод CALPHAD (JMatPro) [1], в порівнянні з результатами, отриманими експериментальним методом диференційного термічного аналізу (ДТА) [2]. Моделювання процесу кристалізації або нагріву здійснювали в температурному діапазоні (20⁰...1400⁰С).

Розрахунки критичних температур проводили індивідуально по кожному дослідженому складу при покроковому введенні танталу (Ta) в фіксований склад сплаву ЗМІ-3У середнього рівня легування, який не містить тантал, з концентраційним кроком 1,0% в дослідженому діапазоні (1,0-5,0%) за масою (табл. 1). Результати розрахунків CALPHAD-методом

порівнювалися з експериментальними даними, отриманими методом ДТА на зразках тестових плавів.

Таблиця 1 - Дослідні склади сплаву ЗМІ-3У, легованих танталом

№ складу	Вміст елементу %, за масою; Ni - основа										
	C	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W	Ta	B	Y	La
0	0,12	13,5	5,0	3,4	4,8	0,8	7,3	-	0,015	0,03	0,01
1	0,12	13,5	5,0	3,4	4,8	0,8	7,3	1,0	0,015	0,03	0,01
2	0,12	13,5	5,0	3,4	4,8	0,8	7,3	2,0	0,015	0,03	0,01
3	0,12	13,5	5,0	3,4	4,8	0,8	7,3	3,0	0,015	0,03	0,01
4	0,12	13,5	5,0	3,4	4,8	0,8	7,3	4,0	0,015	0,03	0,01
5	0,12	13,5	5,0	3,4	4,8	0,8	7,3	5,0	0,015	0,03	0,01

Аналіз результатів, представлених в таблиці 2, показує, що з підвищенням вмісту танталу в дослідженому діапазоні легування, критичні температури ліквідуса (t_L) і солідуса (t_S) поступово знижуються. Одночасно звужується температурний інтервал кристалізації ($t_{кр.}$), що позитивно впливає на технологічні властивості сплаву при отриманні виливків зі спрямованою або монокристалічною структурою. Так, температура ліквідуса (t_L) при вмісті танталу 5,0% за масою знизилася на 26⁰С, а температура солідуса (t_S) знизилася тільки на 14⁰С, в порівнянні з цими температурами для базового складу ЗМІ-3У без танталу. При цьому, підвищилася температура ($t_{евт.}$) локального плавлення ($\gamma+\gamma'$) евтектики на 37⁰С (табл. 2).

Таблиця 2 - Розрахункові значення критичних температур для сплаву ЗМІ-3У, легованого танталом

№ складу	Критичні температури, ⁰ С							
	t_L	t_S	$t_{евт.}$	$t_{п.р.}^{\gamma'}$	$t_{кр.}^{\gamma'}$	$\Delta t_{кр.}$	$\Delta t_{гом.}$	$t_{гом.}$
0	1350,4	1290,0	1233,0	843,1	1162,4	60,4	70,6	1180
1	1344,9	1288,0	1239,0	846,3	1162,9	56,9	76,1	1195
2	1340,0	1285,0	1245,0	849,4	1163,8	55,0	81,2	1210
3	1334,0	1283,0	1250,0	852,8	1164,9	51,0	85,1	1225
4	1329,3	1280,3	1265,0	855,1	1170,0	49,1	95,0	1240
5	1324,4	1276,0	1270,0	858,2	1175,0	48,4	95,0	1255

В таблиці 2 показано, що в складі «0» (ЗМІ-3У без танталу) температури початку розчинення ($t_{п.р.}^{\gamma'}$) і кінця розчинення ($t_{кр.}^{\gamma'}$) γ' - фази складають (~ 843⁰С) і (~1162⁰С), відповідно. Ці температури поступово підвищуються і для дослідженого складу «5» з 5,0% танталу складають (~ 858⁰С) і (~1175⁰С) відповідно, що позитивно впливає на термічну стабільність фаз. Легування танталом позитивно впливає на температурний інтервал ($\Delta t_{гом.}$) для проведення ефективної термічної

обробки (ТО) першого ступеня, і розширює його на $\sim 25^{\circ}\text{C}$. Аналіз отриманих результатів дозволив зробити висновок, що з підвищенням вмісту танталу на 1% за масою оптимальна температура гомогенізації ($t_{\text{ГОМ}}$) для досліджених складів в середньому підвищується \sim на 15°C . При порівнянні експериментальних даних, отриманих з ДТА- кривих було підтверджено, що з підвищенням вмісту танталу в дослідженому діапазоні (1-5%) в досліджених складах (1-5) оптимальна температура гомогенізації першого ступеня підвищується на $\sim 15^{\circ}\text{C}$.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Saunders N. The Application of CALPHAD Calculations to Ni-Based Superalloys / N. Saunders, M. Fahrman, C. J. Small // In «Superalloys 2000» eds. K.A. Green, T. M. Pollock and R.D. Kissinger. – TMS. – Warrendale. – 2000. – 803 p.

2. Вертоградский В. А. Исследование фазовых превращений в сплавах типа ЖС методом ДТА / В. А. Вертоградский, Т. П. Рыкова // Жаропрочные и жаростойкие стали и сплавы на никелевой основе. – М. : Наука, 1984. – С. 223–227.

УДК 669.245.018.044:620.193.53

Кононов В.В.¹

Гайдук С.В.²

Мельниченко М.М.³

¹ канд. техн наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»

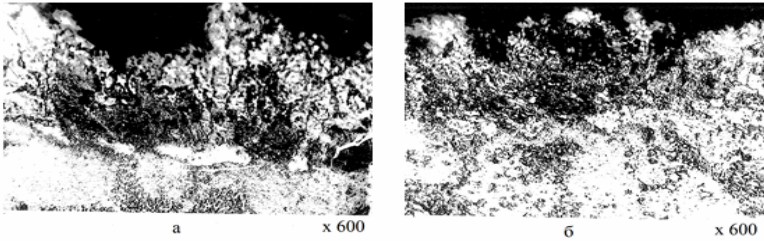
² д-р техн. наук, професор НУ «Запорізька політехніка»

³ магістр гр. МЗ-115м

ПОШКОДЖЕННЯ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ РОБОЧИХ ЛОПАТОК ТВТ ГТК-10I

Тривала експлуатація робочих лопаток ТВТ ГТК-10I без захисних покриттів показала, що до оксисульфідної корозії в рівній мірі схильні як зовнішня так і внутрішня порожнина профільної частини [1].

Металографічним аналізом корозійного стану поверхні лопаток встановлено, що у верхньому і середньому перетинах профільної частини шар продуктів корозії, як зовнішньої, так і внутрішньої поверхні, неоднорідний і нерівномірний. Під шаром продуктів корозії розташована обезлегована зона. Мікроструктура корозійного пошкодження поверхневого шару робочої лопатки ТВТ ГТК-10I представлена на рисунку 1.



а – зовнішня поверхня профільної частини;
б – внутрішня поверхня профільної частини.

Рисунок 1 - Мікроструктура корозійного пошкодження робочих лопаток ГТК-10І

Найбільш важливим агресивним компонентом вважається сульфат натрію у вигляді конденсату чи у вигляді суміші пари Na_2SO_4 з продуктами згорання. При цьому сірка, що виділяється при взаємодії сульфату натрію і нікелю, дифундує через початковий шар оксиду нікелю і утворює сульфід. Утворення евтектики $\text{Ni} - \text{Ni}_3\text{S}_2$ з низькою температурою плавлення веде до порушення захисної плівки оксидів. Надалі відбувається розвиток автокаталітичного процесу з утворенням і окисленням евтектики [2]. Аналіз поверхневого пошкодження робочих лопаток ГТК-10І показав, що величина і характер його залежить, перш за все, від напрацювання, складу робочого середовища, запиленості повітря, а також швидкості газового потоку [1]. Отримані серії кривих, що характеризують концентраційний розподіл елементів Ni , Cr , Ti , Al , W , Mo , а також сульфїду типу Ti_2S_3 (рисунок 2).

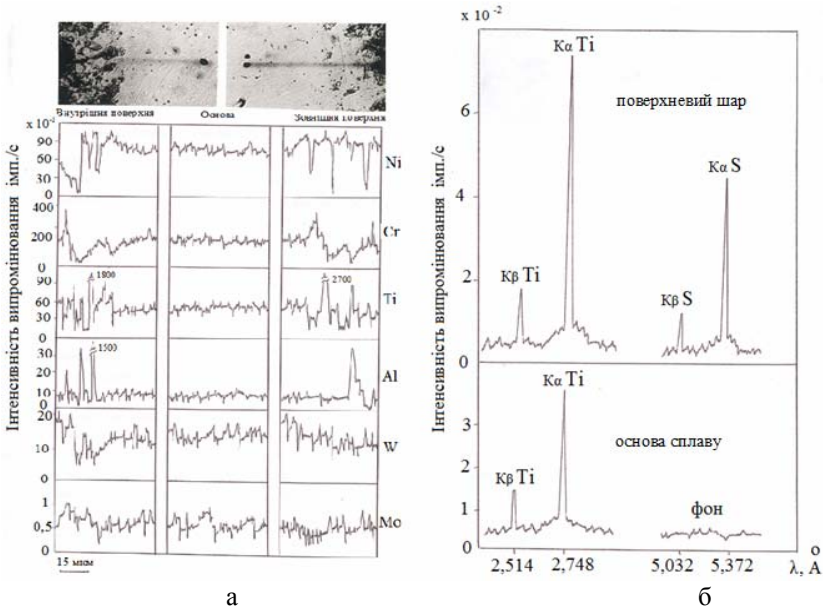


Рисунок 2 – Концентраційні криві розподілу елементів в поверхневому шарі лопатки (а) та вмісту титану та сірки (б)

Аналізуючи структуру корозійного шару і концентраційні криві, можна, в принципі, виділити три основні зони. Найбільш пориста зовнішня зона є оксидом NiO, в якому розчинені легувальні елементи сплаву з вмістом оксидів типу Me_2O_3 , що утворені на основі Cr_2O_3 . Проміжний шар, що утворений шпінеллю $Ni(Cr, Al)_2O_4$, включає оксиди і легувальні елементи сплаву (титан, кобальт, вольфрам, молібден і ін.). Як включення в цьому шарі, знаходяться дрібні зерна, які складаються майже з чистого нікелю. Нижній шар найбільш тонкий, має надзвичайно складну будову із включеннями сульфідів (наприклад, сульфідів TiS та Ti_2S_3).

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Пономаренко Е.П. Защита деталей газовых турбин от высокотемпературной газовой коррозии / Е.П. Пономаренко, И.С. Малашенко, А.А. Рабинович [и др.] // Защита металлов от коррозии. - Киев, 1991. - № 25. С. 93-97.
2. Simons E.L. Sodium Sulfate in Gas Turbines / E.L. Simons, G.V. Browning, H.A. Liebhafskj // - Corrosion. - 1955. - № 12. - P. 505-513.

УДК 629.7.024

Осадча К.О.¹

Позднякова І.О.²

¹ інженер-технолог УГМет, АТ «Мотор Сич»

² провідний інженер УГМет, АТ «Мотор Сич»

ВИГОТОВЛЕННЯ КОМПОЗИТНОЇ КАБІНИ ВЕРТОЛЬОТА ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ ОСНАЩЕННЯ ПЕРШОГО І ДРУГОГО РОДУ

Метою роботи є застосування перспективних технологій і матеріалів при виготовленні композиційних деталей із застосуванням оснащення першого і другого роду. Використання композитних матеріалів для оснащення дозволяє значно знизити трудомісткість і час виготовлення формоутворювального оснащення першого і другого роду.

Результати

В ході проведення робіт було виготовлене експериментальне композитне оснащення для виготовлення композитної деталі "Кабіна вертольота" (рисунок 1).

Для викладки композитного оснащення використовувалися майстер-моделі (оснащення першого роду), виготовлені з модельних полімерних плит RAKU-TOOL[®] WB-0801 фірми RAMPF, які обробляли на фрезерному верстаті з ЧПК згідно 3Д моделі.

Для виготовлення композитного оснащення другого роду використовували препрег на основі склотканини TMFC 7544 і епоксидної смоли TMR 2001.

Перед викладенням препрега на оснащення першого роду наносився порозаповнювач і гелькоут TMSF 5001 - для забезпечення мінімальної шорсткості поверхні, яка є лицьовою частиною оснащення, що викладається. На гелькоут викладалися шари підготовленого препрега - просочена вручну епоксидною смолою TMR 2001 склотканина марки TMFC 7544. Загальна товщина композитного оснащення - до 15 мм. Була проведена витримка композитного оснащення: 36-48 годин при температурі цеху під вакуумом не менше 0,85 кгс/см². Далі приформовані ребра жорсткості TOOLMASTER TB-48, за допомогою склотканини T-10-14, просоченою матричною епоксидною смолою TMR 2001, для посилення конструкції композитного оснащення. Після цього, для підвищення температуростійкості, оснащення з ребрами жорсткості проходило термообробку по ступінчастому режиму: 3 години при температурі 66 °С, 3 години при 121 °С, 3 години при 166 °С.



Рисунок 1 - Композиційне оснащення кабіни вертольота

Композитне оснащення для виготовлення деталі "Кабіна вертольота" складалося з шести розбірних частин.

Виготовлення композитної деталі "Кабіна вертольота" здійснювали викладенням препрега на основі смоли ЕДТ-69Н, приклеюванням елементів жорсткості на плівковий клей і подальшою полімеризацією у вакуумній печі.

Висновки:

Використання композитного оснащення при виготовленні композитних деталей вертольотної техніки забезпечило зменшення трудомісткості виготовлення деталі з ПКМ, підвищило точність розмірів і геометрії через однакові коефіцієнти температурного лінійного розширення і усадки вживаних матеріалів.

Технологія застосування композитного оснащення на даний момент впроваджена у виробництво на АТ «МОТОР СІЧ».

Література

[1] Братухин А.Г., Боголюбов В.С., Сироткин О.С. Технология производства изделий и интегральных конструкций из композиционных материалов в машиностроении – М.: Готика, 2003. – 516 с.

ОЦІНКА ЕНЕРГОПОГЛИНАЮЧИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ТРАНСПОРТУ, ЯК ЕТАП ЕКСПЕРТНОГО ДОСЛІДЖЕННЯ

Незважаючи на поліпшення систем безпеки сучасних транспортних засобів, якість виконання їх внутрішньої обробки може знижуватися. Це пов'язане з тим, що збільшення витрат на установку додаткових подушок безпеки, підсилювачів міцності у дверях і порогах автомобіля та ін., при збереженні собівартості веде до скорочення витрат на виробництво матеріалу обшивки салону, сидінь, стелі, торпеди, підлокітників. Саме тому останнім часом для виробників транспортних засобів, популярним є замовлення незалежної експертизи матеріалів для обробки салонів, з метою оцінки їх якості, рівня безпеки й вибору оптимального варіанту.

Експертне дослідження складається з певних стадій (етапів): підготовчої (включаючи експертний огляд), аналітичної (роздільного дослідження об'єктів експертизи), синтетичної (порівняльного дослідження), стадії оцінки результатів дослідження й формулювання висновків.

На підготовчій стадії експертизи проводиться ознайомлення з підставою виробництва експертизи, матеріалами, представленими на експертизу, й іншими вихідними даними, огляд, складання плану дослідження, вибір методів і методик дослідження й підготовка лабораторної бази. Аналітична стадія- аналіз і дослідження ознак і властивостей кожного з об'єктів експертизи, виявлення індивідуальних ознак об'єктів. Синтетична стадія полягає в зіставленні один з одним комплексів порівнюваних об'єктів, а також стандартами. На цьому етапі виявляються подібності, відмінності, відхилення від норм об'єктів. Для вирішення експертних завдань різних матеріалів ця стадія є основною.

Будь-яка експертиза завершується оцінкою результатів і формулюванням висновків у формі відповідей на поставлені екпертом питання. Далі оформлюється технічна частина: складання висновку з описом усього ходу й результатів експертного дослідження.

Як приклад, у роботі частково наведено дослідження характеру руйнувань композиційних матеріалів, армованих склом і вуглепластиками, які застосовуються при розробці елементів салонів автомобілів, проведеного як елемент експертної оцінки зазначених матеріалів.

Одним з важливих показників безпеки транспортних засобів є здатність матеріалу при зіткненні, розсіювати енергію удару, знижуючи при цьому ризик травмування пасажирів.

На відміну від металевих, композиційні матеріали здатні поглинати велику кількість енергії при ударі й мінімально деформуватися. При цьому, величина зусилля в процесі їх руйнування постійна або має невеликі коливання [1]. У композиційних неметалевих матеріалах відсутня пружна фаза деформування, як у металах і, основними процесами, що обумовлюють відсутність пружної деформації є: утворення тріщин, розрив волокон, руйнування матриці, відшарування армуючих волокон від матриці й загальне розшарування.

Для утримання високошвидкісного високоенергетичного удару різної інтенсивності часто використовують композиційні матеріали, виконані на основі полімеризуючих смол і армовані багат шаровими пакетами із тканин з певним плетивом волокон у вигляді скловолокна, або вуглетканини (карбон, карбон-кевлар, кевлар).

Аналіз досліджень різних авторів [2,3] з результатами випробувань композиційних матеріалів, виконаних на основі полімеризуючих смол і армуючих елементів у вигляді скловолокна й вуглетканини показав, що найбільшу міцність й опір ударам має композит на основі вуглетканини. Питоме поглинання енергії не залежить від швидкості удару й маси об'єкту. Стандартні методики визначення ударної міцності мало застосовні для деяких композиційних матеріалів, тому енергопоглинання матеріалів може оцінюватися за допомогою спеціальних стендів [4].

У процесі руйнування композитів, армованих скло- і вуглепластиками встановлено, що процес руйнування перших має хвилеподібний характер через зони великої деформації. Енергопоглинання відбувається з великою амплітудою. При розриві склопластикових волокон поглинання енергії мінімальне. Більш стабільні показники руйнування мають композиційні матеріали, що виконані з вуглетканини. Амплітуда енергопоглинання менш виражена, ніж при руйнуванні композитів, армованих склопластиками (рисунк 1).

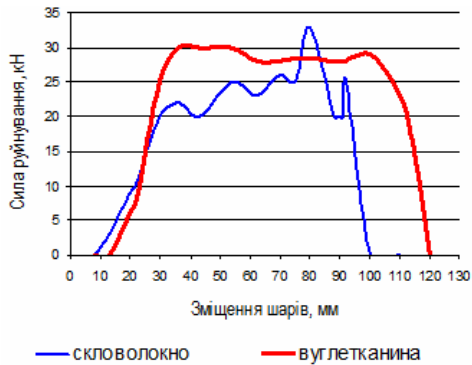


Рисунок 1- Характер руйнування композиційних матеріалів, армованих скловолокном та вуглетканиною

Показане, що макро- і мікроструктура композиційних матеріалів сприяє поглинанню енергії удару. Утримання високошвидкісного удару вуглепластиковими волокнами різного плетива забезпечується комплексним механізмом гальмування росту тріщин:

1) створенням бар'єрів на шляху тріщин, участю комплексної взаємодії в перерозподілі механічних напруг між структурними елементами волокна й межфазною областю, розгалуженням тріщин переважно в аксіальному напрямку.

2) затупленням вершини тріщини внаслідок багатостадійного протікання релаксаційних процесів;

3) низькою чутливістю волокон до концентраторів напруг.

Обмін енергіями між двома системами тріщин виражається в тому, що при межовому розщепленні й проковзуванні структурних елементів волокна відносно один одного, воно частково виконує функцію матриці аж до моменту розриву окремого фрагменту.

Випробування при ударних навантаженнях показали, що армування вуглеволокнами забезпечує найкращі результати питомого поглинання енергії (60÷62 Дж/г), тоді як питоме поглинання енергії матеріалів, що армовані склопластиками перебуває в межах 18÷34 Дж/г.

Композити, армовані вуглепластиками мінімально деформуються у зв'язку зі здатністю поглинати енергію при ударі й можуть застосовуватися для внутрішньої обробки салонів і сидінь автомобілів як матеріали, що забезпечать найбільш високу питому міцність та найкращі показники пасивної безпеки.

Перелік посилань

1. Прочность тонколистового элемента конструкции из композиционного материала при ударном растяжении / Г.В. Степанов,

В.И. Зубов, В. М. Токарев, А.В. Дроздов, Я.Р. Клепачко // Проблемы прочности. — 2001. — № 1. — С. 38-48.

2. Лавров А.В. Метод оценки прочности полимерных композиционных материалов при межслойном сдвиге/ А.В. Лавров, В.М. Баранов // Сб. науч.тр.-2015.-Вип. 86(370).-С. 275–285.

3. Savage G.M. Exploiting the fracture properties of fibre reinforced composites to enhance the survivability of formula I racing cars / G.M. Savage // Anales de mecanica de la fractura.- 2001.-Vol.18.- P. 274-282

4. Туренко А.Н. Стенд для досліджень пасивної безпеки автомобілів / А.Н. Туренко, А.В. Ужва, А.В. Сергієнко // Сб. науч.тр.-2011.-Вип.28.- С.12-13.

УДК 621.762.4

Носенко М.І.

канд. техн. наук, доцент ЗНТУ

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА ТРІЩИНОУТВОРЕННЯ В ПРОЦЕСІ ФОРМОЗМІНИ ПОРОШКОВИХ ЗАГОТОВОК

Перша стадія гарячих штампування і видавлювання порошкових заготовок (вільна осадка заготовки до її стикання зі стінками матриці) супроводжується ущільненням матеріалу і, внаслідок наявності контактної тертя між штампним оснащенням та торцевими поверхнями заготовки, а також неоднорідного розподілу напружено-здеформованого стану по об'єму металу, призводить до бочкоподібної зміни форми бічної поверхні заготовки у меридіональному перерізі. В певних умовах формозміна заготовки стає граничною, що викликає появу тріщиноутворення на торцевих і бічній поверхнях.

При подальшій деформації (заповнення порожнини матриці та допресування металу) наявність тріщин призводить до запресування технологічного мастила у внутрішні шари і зниження щільності виробів, що негативно впливає на формування структури і механічних властивостей матеріалу.

Тому визначення впливу параметрів термомеханічного режиму і умов деформації на граничну формозміну порошкових заготовок, що передують появі тріщиноутворення, є важливою задачею теорії і практики виробництва порошкових виробів із потребою щільністю, структурою і заданими механічними властивостями матеріалу.

Дослідження формозміни і тріщиноутворення в процесі гарячої деформації проводили на холоднопресованих заготовках порошкового титану ПТЕС-1, ПТЕК-1, ТГ-ТВ ($H/D = 1.0$, де H, D – висота і

діаметр заготовки) з відносною щільністю $\theta_0 = 70...90\%$. Граничну формозміну заготовки фіксували максимальною деформацією у осьовому напрямі (відносна ступінь деформації $\varepsilon = \left[\frac{(H_0 - H)}{H_0} \right] \cdot 100\%$, де H_0, H – початкова і текуча висота заготовки), що передуює появі першої тріщини на бічній або торцевих поверхнях.

Встановлено вплив вихідних матеріалу, щільності заготовки θ_0 та її стану (спечена, не спечена), режимів (температура $T, ^\circ C$; швидкість V, c^{-1}) і умов деформації (наявність і тип мастила) на граничну формозміну порошкових титанових заготовок. Це дозволяє забезпечити відсутність тріщиноутворення, керування процесом ущільнення, формування структури та отримання заданих механічних властивостей матеріалу при гарячій деформації.

УДК 669.295:621.762

Капустян О.Є.¹

Волчок І.П.²

Овчинников О.В.³

¹ канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»

² д-р техн. наук, професор НУ «Запорізька політехніка»

³ д-р техн. наук, зав. каф. НУ «Запорізька політехніка»

БІТЕХНОЛОГІЯ ВИРОБІВ З ПОРОШКОВОГО ТИТАНУ

Завдяки своїм фізико-хімічним та механічним властивостям титан та його сплави знаходять широке застосування в авіакосмічній, машинобудівній, нафтовій, хімічній та інших галузях промисловості. В хімічній промисловості використання титану для технологічного обладнання постійно зростає завдяки його високим корозійній стійкості, пластичності та міцності. В Україні, а також в інших країнах, основним методом отримання металевого титану у вигляді пористої маси (губки) з рутилових, ільменітових та інших руд є магністермічне відновлення. Титанова губка містить до 2 % шкідливих домішок (кисень, азот водень, хлор, залізо, кремній та ін.) і тому, зазвичай, піддається рафінуванню методами вакуумно-дугового або електронно-променевого переplавів з метою отримання чистого (99,95 %) титану. Частина титанової губки проходить операцію подрібнення з метою отримання порошоків для виготовлення виробів методами порошкової металургії. Останній метод є більш дешевим у порівнянні з процесами рафінування, але його собівартість зростає з ускладнення геометричної форми та зі зростанням розмірів порошкових виробів.

Розв'язання зазначеної задачі було досягнуто в результаті розробки комплексної технології, яка об'єднувала процеси порошкової металургії та зварювання. В якості матеріалу для досліджень використовували порошки титану марки ПТ чотирьох фракцій, мм: $-0,28+0,10$, $-0,45+0,28$, $-0,63+0,45$ та $-0,80+0,63$. Зразки для металографічних досліджень, механічних та корозійних випробувань виготовляли механічним однобічним холодним пресуванням тиском від 500 МПа до 900 МПа. Спикання зразків здійснювали в лабораторній вакуумній печі при температурі $1250 \pm 10^\circ \text{C}$, тиску 13,3 Па протягом 180 хв. Зварні з'єднання порошкових зразків отримували за допомогою трьох способів зварювання без застосування контрольованої атмосфери: контактним стиковим оплавленням, конвекційним тертям, тертям з перемішуванням.

Результати досліджень показали, що спечені зразки мали рівень механічних властивостей, близький до рівня властивостей деформованого та литого титану марки ВТ1-0.

Дослідження зварних з'єднань показали, що найбільш сприятливий вплив на механічні властивості мало конвекційне зварювання тертям. найменші розміри зони зварного з'єднання спостерігались при конвекційному зварюванні тертям: ширина шва в 2 рази менше, ніж при стиковому оплавленні і в 20 разів менше, ніж при терті перемішуванням; ширина зони термомеханічного впливу – менше в 4...7 і 2 рази відповідно, що можна пояснити особливостями технологічних процесів. При конвекційному зварюванні тертям і стиковому оплавленні розмір залишкових пор в зварних швах не перевищував 3 мкм, в зонах термомеханічного впливу – 5 мкм, внаслідок «заліковування» пор [1].

Гравіметричним методом і електрохімічними дослідженнями встановлено що корозійна стійкість металу зон шва і термомеханічного впливу зварного з'єднання вище в порівнянні з основним металом. Потенціал корозії зварного шву та колошовної зони в порівнянні з потенціалом корозії основного металу зміщується в бік додатних значень, а щільність струму корозії знижується. Дані зміни мали місце завдяки формуванню однорідної структури і суттєвого підвищення густини зварного шву та колошовної зони [2].

Таким чином, в результаті виконаних досліджень розроблена ресурсозберігаюча технологічна схема отримання виробів складної конфігурації з порошку титану, за якою методами порошкової металургії і конвекційного зварювання тертям на промислових підприємствах виготовлено деталі запорної арматури, насосів [3].

Перелік посилань

1. Капустян А. Е. Получение длинномерных полуфабрикатов из спеченных титановых сплавов сваркой трением. *Автоматическая сварка*. 2015. № 3—4. С. 55—59.

2. Kapustyan O. E., Ovchynnykov O. V., Skrebtsov A. A., Pohrelyuk I. M., Proskurnyak R. V. Corrosion Resistance of Welded Joints of Titanium Synthesized by the Method of Powder Metallurgy. *Materials Science*. November 2018, Volume 54, Issue 3, pp. 430–437. <https://doi.org/10.1007/s11003-018-0202-3>.

3. Kapustyan A. Ye., Ovchinnikov A. V., Yanko T. B. Sintered titanium alloys for nuclear industry. *Problems of atomic science and technology. Vacuum, Pure Materials, Superconductors*. 2018. № 1 (113). pp. 134–141.

УДК 621.762.4.04

Мініцький А.В.¹

Лобода П.І.²

Биба Є.Г.³

¹ канд. техн. наук, доц. КПІ імені Ігоря Сікорського

² д-р. техн. наук, проф. КПІ імені Ігоря Сікорського

³ директор ТОВ НВП «ТОПАЗ-ТЕХНОЛОГІЯ»

ГОРЯЧА ВІЛЬНА КОВКА ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ

Одним із недоліків порошкових виробів є залишкова пористість, наявність якої визначається технологією виготовлення деталей та напівфабрикатів із порошків металів та сплавів. Основні технологічні напрями, пов'язані із забезпеченням високої щільності порошкових виробів, були зроблені в таких технологіях як гаряче штампування, гаряче ізостатичне пресування, просочування пористих каркасів металевими розплавами, динамічне та статичне гаряче пресування [1]. Одним із способів отримання високощільних порошкових виробів є вільна гаряча ковка спресованих заготовок. Гаряча ковка спечених порошкових пресовок досліджувалась переважно до тугоплавких металів та їх сплавів [2]. Перспективність її використання у порошковому матеріалознавстві залізних сплавів і композитів, практично оцінці не піддавалась.

Метою роботи є дослідження перспективності процесу вільної гарячоїковки для порошкових сплавів на основі залізу.

Відповідно до поставленої мети пресували брикети при 200-700 МПа діаметром 10-12 мм, заввишки 15-18 мм, які спікали при 1100 °С і піддавали двосторонній торцевій ковці до вертикальної осадки рівній в середньому 70-90%. Безокислювальний нагрів брикетів під ковку проводили при 1100-1150 °С у неповністю герметизованому контейнері у засипці із деревного вугілля; проводили як ручну, так і машинну ковку з кількістю 10–15 ударів по кожному торцю. Порівняльний аналіз властивостей спечених і кованих брикетів проводили с

використанням автоматичних методичних комплексів для випробувань малих зразків [3].

Досліджували суміші на основі розпиленого залізного порошку з металевими та керамічними добавками, в тому числі з використанням відходів металообробки у вигляді стружки. Результати досліджень показали збільшення твердості практично для всіх складів брикетів, що пов'язано із зростанням кількості зон гарячого зварювання, обумовлене зсувною деформацією при гарячій ковці, а також зниженням пористості та подрібненням зерен.

Дослідження міцності на стиск матеріалів показало, що ковка призводить до збільшення міцності спечених зразків, крім зразків, що містять велику кількість графіту (12 % мас.).

Ці результати показують, що ковка спечених брикетів приводить до підвищення межі міцності і межі текучості зразків, зменшуючи, при цьому, пластичність отриманих матеріалів (відносна деформація знижується на 25-30%). Зниження пластичності і збільшення твердості і модуля Юнга матеріалів в результаті ковки, підтверджують також, результати мікроіндентування, проведеного методом безперервного вдавлювання на установці "Micron-gamma" [4].

Слід зазначити, що поєднання нагріву під торцеву ковку сирих брикетів в шарі деревного вугілля з їх спіканням і науглецюванням може дозволити обійтися без проведення окремої операції спікання брикетів. При цьому така можливість існує тільки для складів, що не містять компоненти які окислюються в газовій суміші CO/CO₂.

Також було досліджено гарячу пресовку у обичайці, що є аналогом капсулювання порошків. Встановлено, що використання сталеві обичайки дозволяє розширити коло порошків і порошкових композицій без їх руйнування при ущільненні гарячим куванням, що обумовлено високою взаємною адгезією зерен різного складу та дифузійним зв'язком у нових контактних зонах після ковки.

Проведені дослідження показали перспективність процесу вільної гарячої ковки порошкових матеріалів та розширити номенклатуру рецептур композитів із порошків металів та металокераміки.

Перелік посилань

1. Промышленная технология горячего прессования порошковых изделий/ Ю.Г. Дорофеев, Б.Г. Гасанов, В.Ю. Дорофеев. – М. : Металлургия, 1990. – 206 с.

2. Порошковая металлургия жаропрочных сплавов. Гессингер Г.Х. / Пер. с англ. – Челябинск: Металлургия, Челябинское отделение, 1988. – 320 с.

3. Подрезов Ю.Н., Вербило Д.Г., Евич Я.И. Роль сдвиговых деформаций в консолидации порошковых материалов // [Физика и техника высоких давлений](#). - 2014. - Т. 24, № 1. - С. 98-109.

4. Игнатович С.Р., Закиев И.М. Универсальный микроиндентометр «Микрон-гамма» // Национальный авиационный университет. –2011. – Т. 77, №1. С. 61–67

УДК: 621.762.02:669.295

Джуган О.А.¹

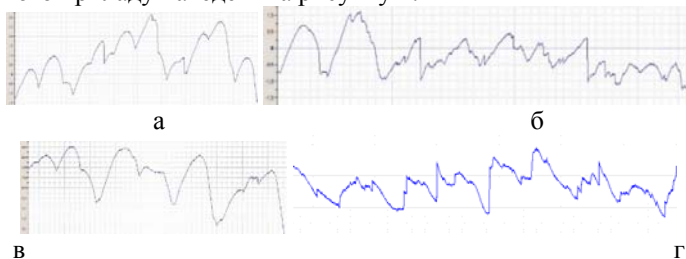
¹ НУ «Запорізька політехніка»

ПЕРЕВАГИ ЗАСТОСУВАННЯ ТИТАНОВИХ НЕСФЕРИЧНИХ ПОРОШКІВ У АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЯХ

Останнім часом набула широкого поширення технологія 3D друку виробів із застосуванням адитивних процесів. При цьому використовується пошарове формування промислових об'єктів, тобто кожен новий шар майбутньої конструкції являє собою порошковий матеріал, що складається з однакових або різних за формою частинок металевого матеріалу [1,2]. Зазвичай вважають, що найкращими за формою частинками є сфероїди приблизно однакового розміру [3]. Кожний такий шар порошку зазвичай компактують шляхом прикладення незначних поверхневих зусиль (за допомогою валика, що обертається) [4,5]. Оскільки подальша технологічна операція передбачає спікання або проплавлення шару з таких частинок, то необхідно передбачити можливість використання термодинамічних підходів для отримання найкращих результатів як за часом завершення процесу формування конгломерату шарів, так і за якістю формованої поверхні.

Питання про характер рельєфу поверхні кожного шару частинок порошку можна приблизно вирішити за допомогою прогону головки профілометра-профілографа уздовж і поперек насипаних і зкріплених з підкладкою порошкових шарів мінімальної товщини (одинарного укладання) тобто шарів, що мають мінімальну висоту.

Попередні графічні результати експериментів з використанням зазначеного приладу наведені на рисунку 1.



а - сферичний порошок фракцією $-200 + 100$ мкм.; б - несферичний порошок фракцією $-200 + 100$ мкм.; в - сферичних порошок фракцією -50 мкм.; г - несферичних порошок фракцією -50 мкм.

Рисунок 1 - Результати дослідження порошоків на профілометри-профілографі

Отримані дані свідчать про те, що в разі використання порошкових матеріалів різних фракцій «найбільш рівна» зовнішня поверхня виходить при використанні порошкового матеріалу, в якому частинки мають форму багатогранників умовно прийнятих за об'єкти, що наближаються за формою до частинок, наближених до неправильних багатогранників.

Все це свідчить про те, що орієнтація на використання порошоків такого типу обіцяє при застосуванні адитивних технологій добре початкове ущільнення, що має сприяти отриманню зразків з більш однорідною будовою.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Ольшанецкий В.Е. Возможность использования несферических титановых порошков для аддитивных технологий / В.Е. Ольшанецкий, А.В. Овчинников, А.А. Джуган // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2016г. – №1. – С.82 – 87.

2. Джуган А.А. Аддитивные технологии и возможности их применения в современных условиях / А.А. Джуган, А.В. Овчинников, В.Е. Ольшанецкий, // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2014г. – №2. – С. 96 – 101.

3. Довбыш В.М. Аддитивные технологии и изделия из металла / В.М. Довбыш, П.В. Забеднов, М.А. Зленко // Библиотека литейщика. — 2014. — № 9. — С. 14 — 71.

4. Джуган А.А. Получение качественных порошковых материалов с несферической формой частиц из деформированных заготовок / А.А. Джуган, В.Е. Ольшанецкий, А.В. Овчинников // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2018г. – №2. – С. 114 – 116.

5. Ольшанецкий В.Е., Уплотняемость порошковых материалов с различной формой частиц / В.Е. Ольшанецкий, А.В. Овчинников, А.А. Джуган, О.А. Михайлютенко // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2015г. – №1. – С. 130 – 133.

УДК: 621.762.02:669.295

Джуган О.А.¹

Ольшанецкий В.Ю.¹

¹ НУ «Запорізька політехніка»

ПРАКТИЧНЕ ЗАСТОСУВАННЯ НЕСФЕРИЧНИХ ТИТАНОВИХ ПОРОШКІВ ПРИ ОТРИМАННІ ДЕТАЛЕЙ МЕТОДАМИ 3D ДРУКУ

В роботі [1] викладено інформацію про можливість застосування 3D друку, на відміну від стандартних технологій, для отримання виробів і будь-яких деталей збірних конструкцій, при використанні титанових порошкових матеріалів з несферичною формою частинок отриманих з відходів виробництва титанових поковок і прокату. Перевагами таких титанових порошків (в технологічному плані) є можливість кращого компактування, в порівнянні зі сферичними порошками, кожного наступного шару майбутнього виробу, завдяки, більш якісному зчепленню частинок порошку в кожному шарі і щільності заповнення тривимірного простору. Це, в свою чергу, прискорює процес формування кожного наступного сплавленого (або спеченого) шару з меншими витратами енергії, що забезпечує більш високий рівень коефіцієнта корисної дії режиму створення виробу і установки в цілому.

З іншого боку, технологія отримання самих титанових порошків, на відміну від технології отримання порошків з частинками сферичної форми, є у багато разів дешевшою, що у підсумку забезпечує значну економію процесу по одержанню виробів і деталей збірних конструкцій. Додатково слід зазначити (дивись роботи [2,3]), що головною особливістю шарів при їх формуванні за умов реалізації процесу 3D друку є те, що кожен шар має більшу насипну щільність (в порівнянні з порошковими матеріалами, які мають сферичну форму частинок). Це пов'язано з тим, що зменшується концентрація внутрішніх порожнин (пор, каверн, непроплавів і т. ін.) у сформованому шарі. Це, в свою чергу, пов'язано з тим, що при найкращому зчепленні частинок несферичного порошку мінімізується об'єм порожнин внутрішнього простору. Саме це і забезпечує при зчепленні в порівняльному плані більш високу щільність матеріалу. На підтвердження всього вищесказаного наводимо результат отримання деяких виробів на прикладі дослідних кільцевих зразків (рис. 1),

отриманих не стандартним методом, а саме за допомогою технології 3D друку.

Отже все наведене вище свідчить про можливість зменшити загальну кількість внутрішніх дефектів майбутніх виробів і деталей шляхом застосування машин різного типу дії з використанням порошкових матеріалів з несферичною формою частинок.



Рисунок 1. – Зовнішній вигляд виробу отриманого методом 3D друку із титанових порошкових матеріалів із несферичною формою частинок

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

6. Джуган А.А. Получение качественных порошковых материалов с несферической формой частиц из деформированных заготовок / А.А. Джуган, В.Е. Ольшанецкий, А.В. Овчинников // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2018г. – №2. – С. 114 – 116.

7. Ольшанецкий В.Е. Возможность использования несферических титановых порошков для аддитивных технологий / В.Е. Ольшанецкий, А.В. Овчинников, А.А. Джуган // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2016г. – №1. – С.82 – 87.

8. Ольшанецкий В.Е., Уплотняемость порошковых материалов с различной формой частиц / В.Е. Ольшанецкий, А.В. Овчинников, А.А. Джуган, О.А. Михайлютенко // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2015г. – №1. – С. 130 – 133.

ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНІ КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ

Створення нових композиційних матеріалів – складна справа, оскільки, маючи у своєму складі різномірні елементи, в умовах експлуатації вони повинні функціонувати як єдине ціле. Тривалий час подолати ці труднощі не вдавалось, тому перевага надавалася виробам з матеріалів, які складаються з однієї або однорідної речовини. Особливо важко цей перехід до композиційних матеріалів давався у тих випадках, коли необхідно забезпечити виробу працездатність при високих температурах.

Одним з видів таких матеріалів є керамічні, або керамоматричні, композиційні матеріали (ККМ).

Як *матриця* для ККМ використовують різноманітні керамічні матеріали на основі оксидів (Al_2O_3 , ZrO_2 , SiO_2), карбідів (SiC , TiC , B_4C), нітридів (Si_3N_4 , AlN , BN), боридів (TiB_2 , ZrB_2) та інше. Проте найбільше практичне застосування отримали композити з карбидокремніевою матрицею [1, 2].

У деяких випадках для виробів з ККМ, які працюють при високих температурах, використовують склокристалічні (ситалові) матриці. Їх перевага полягає у тому, що формування заготовок відбувається при порівняно низьких температурах. При наступному термообробленні у матриці відбувається спрямована кристалізація, наслідком якої є підвищення робочих температур ККМ (до $1250^\circ C$) [2].

Як *наповнювачі* керамічної матриці добрий результат показали високоміцні безперервні і дискретні карбидокремнієві та вуглецеві волокнисті матеріали (волокна, нитки, стрічки, джгути тощо) і ультрадисперсні керамічні сполуки, зокрема порошки SiC , Si_3N_4 , Al_2O_3 . Зокрема при використанні для армування вуглецевого джгута можна отримати досить високі міцнісні характеристики композиту: $\sigma_b = 3000$ МПа, $E = 230$ ГПа при $\rho = 1,75$ г/см³ [1].

Один з найпоширеніших методів виготовлення ККМ – інфільтрація заготовки, яка містить вуглець, розплавом кремнію (процес LSI – Liquid Silicon Infiltration). Внаслідок хімічної реакції між розплавом кремнію та вуглеграфітовими компонентами утворюється кінцевий продукт – карбидокремнієва матриця [3].

Крім лопаток і бандажів ГТД для їх камер згорання, жарових труб тощо використовуються керамоматричні покриття, які, крім високої міцності, мають коефіцієнт теплового розширення (КТР) близький до КТР

основного металу, що дозволяє збільшити працездатність при термічних і знакозмінних навантаженнях [2, 4].

Ще одним з перспективних напрямків підвищення працездатності виробів при високих температурах є використання композитів з *металевою матрицею* (МКМ), армованою вольфрамовими волокнами. МКМ мають високі значення границі міцності та модуля пружності у широкому діапазоні температур, але схильні до розшарування. У деталях з таких МКМ, при робочих навантаженнях у напрямках, які не співпадають з напрямком армування, міцність буде знижуватися.

У роботі [5] показано, що схильність до розшарування пов'язана з технологією виготовлення армувальних вольфрамових волокон, легованих діоксидом торію. Чим крупніше пори і частинки оксиду у вихідній заготовці, тим схильніші до розшарування отримані з неї волокна. Вирішення проблеми - використання заготовок з дисперсними частинками порошку розміром менше 200нм і підбір оптимальної швидкості нагрівання не більше 0,6 °С/с.

Основою ще одного подібного МКМ є шарувата ніобій-титанова матриця, зміцнена вольфрамовим дротом [6]. Композит формується за технологією контактного зварювання, розробленою авторами. Запропонована технологія складається з двох етапів. Використання послідовно на першому етапі «м'яких» режимів зварювання, а на другому – «жорстких» дозволяє уникнути знеміцнення армувальних волокон і зберегти вихідні характеристики міцності та пластичні композиту.

Отже, розроблення високотемпературних композиційних матеріалів ведеться сьогодні у різних напрямках. Сучасні наукові роботи відкривають широкі можливості створення композиційних матеріалів, які дозволяють суттєво підвищити діапазон робочих температур відповідних виробів. Залежно від призначення, конфігурації та умов експлуатації для кожної деталі можна знайти свій композиційний матеріал.

Список літератури

1. Минаков В.Т., Солнцев С.С. Керамоматричные композиты. *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2007. №2. С. 90-99.
2. Беліков С.Б., Волчок І.П., Мітяєв О.А. Керамічні композиційні матеріали в авіа- і автомобілебудуванні: *Збірник наукових праць «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування»*. Дніпро, 2018. Вип. 104. С. 59-65.
3. Нилов А.С., Кулик В.И. Жидкофазные методы получения

изделий из керамоматричных композитов: *Сборник научных трудов «Актуальные проблемы технических наук в России и за рубежом»*. Воронеж, 2018. № 3. С. 68-72.

4. Вашкевич Ф.Ф., Спильник А.Я., Загородний О.Б., Журавель В.И. Физико-механические свойства керамических материалов и покрытий, получаемых плазменным напылением: *Сборник научных трудов «Строительство, материаловедение, машиностроение»*. Днепро, 2018. Вип. 104. С. 82-86.

5. Винниченко В.С., Кононенко Ю.И., Ольшанецкий В.Е., Орлов М.Р. Исследование влияния технологии производства штабиков на склонность проволоки из торированных вольфрам-ренийевых сплавов к расслоению. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2004. № 1. С. 84-88.

6. Коробко А.В., Лавренко А.С. О формировании листовых высокотемпературных металлокомпозитов с матрицами на основе ниобия, упрочнённых тугоплавкими вольфрамовыми волокнами. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2012. № 1. С. 52.

УДК 669.245.018.

Вініченко В. С.¹

Волкова О. Г.²

Нагапов Б. Е.³

¹канд. техн. наук, доцент, НУ Запорізька політехніка

²канд. техн. наук, доцент, інженер

ТОВ «Worley» Noorderlaan 127, 2030 Антверпен, Бельгія

³канд. техн. наук, інженер, Curaripe System Ltd, Israel

РОЗРОБКА І ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ОБОЛОНОК ІЗ КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ НІОБІЙ - ТИТАН

Розвиток аерокосмічної техніки вимагає матеріалів, які здатні працювати при підвищених температурах.

Одним з подібних напрямків є застосування композиційних матеріалів, зокрема, шаруватих композитів, що складаються з ніобієвих та титанових прошарків. Причинами, що затримують широке застосування композитів такого типу є складність технологій їх формування та виготовлення з них деталей, що обумовлено, зокрема, необхідністю в проектуванні унікального технологічного обладнання (наприклад газостатів великих розмірів). Також недостатньо вивчена кінетика реакцій

на границях складових таких композитів при температурах їх виробництва та експлуатації, які часто наближаються до температур плавлення, в даному випадку титану. Тому розробка і дослідження технологій виготовлення деталей з таких матеріалів, які можливо здійснювати на обладнанні, що використовується в промисловості, є актуальною задачею.

Дана робота присвячена розробці і дослідженню технології виготовлення тонкостінних оболонок із жароміцних шаруватих композитів системи ніобій-титан для експлуатації при температурах до 1600 °С.

З тим, щоб отримати результат в реальний термін, в даному композиті досліджували застосування компонентів (ніобієвих і титанових сплавів), що виробляються промисловістю з дотриманням необхідних вимог, щодо хімічного складу, структури і властивостей. А саме, сплави НБПЛ, НБЦУ і ВТ1-0.

Формування даного композиту здійснювали на машині контактного зварювання, що випускається промисловістю, МШ3201 з подальшим вальцюванням сформованих заготовок. Суцільність даних заготовок перевіряли металографічним та струмовихровим методами. Випробування зразків для визначення механічних властивостей проводили у вакуумі на установці ИМАШ-29-75. Описання залежностей між технологічними параметрами і параметром оптимізації здійснювали за допомогою математичних моделей у виді поліномів 1-го ступеню. Отримані математичні моделі використовували для раціонального вибору параметрів технології формування даного композиту.

З метою підвищення здатності до вальцювання дослідили вплив режиму відпалу на структуру та властивості зразків з даного композиту. При цьому встановили, що оптимальним є режим, який забезпечує рекристалізовану структуру і усунення α' - фази із структури титанового прошарку.

Оскільки в композиті, як в не рівноважній системі, при підвищених температурах відбувається вирівнювання хімічного складу по поперечному перерізі заготовки, що може чинити вплив на механічні властивості, дослідили перерозподіл елементів (Nb та Ti) в процесі виготовлення та термоциклування зразків з даного композиту. В результаті встановили, що ніобій продифундував до середини титанового прошарку, а титан – на глибину менше 80 мкм. Це дає можливість обґрунтовано припустити, що температура плавлення і механічні властивості ніобієвої складової будуть знижуватись не суттєво, а титанового прошарку будуть підвищуватись внаслідок легування його ніобієм.

Дослідження мікротвердості складових композиту при циклічних нагріваннях показало, що вказана характеристика ніобієвої складової дещо знижується, а титанового прошарку підвищується. При цьому в титановому прошарку даних зразків були виявлені тверді включення з вмістом понад 5 % вуглецю, які ідентифікували як карбіди. Це явище

пояснили тим, що воно відбувається внаслідок того, що титан має вищу спорідненість до вуглецю порівняно з ніобієм і при нагріванні вуглець з ніобієвої складової дифундує в титановий прошарок. Оскільки частка титану менша частки ніобію в титані накопичується достатня кількість вуглецю для утворення карбідів, що повинно позитивно впливати на гальмування дислокацій.

Таким чином, виконані дослідження показують, що процеси, які відбуваються в композиційному матеріалі, що досліджували контролюються законами дифузії, а вироби з даного композиту можливо використовувати в умовах температур, які перевищують температуру плавлення титану.

УДК 669.245.018.044:620.193.53

Вініченко В. С.¹

Волкова О. Г.²

Натапова Г. Б.³

¹канд. техн. наук, доцент, НУ Запорізька політехніка,

²канд. техн. наук, доцент, інженер ТОВ «Worley»

Noorderlaan 127, 2030 Антверпен, Бельгія

³канд. техн. наук, доцент, Curape System Ltd, Israel

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРИЧИН ПІДВИЩЕННЯ ПЛАСТИЧНОСТІ ВОЛЬФРАМОВОГО СПЛАВУ ПРИ ДЕФОРМАЦІЙНОМУ ПЕРЕРОБЛЕННІ

Вольфрам є одним із найбільш тугоплавких металів ($T_{пл}=3390\text{ }^{\circ}\text{C}$). Він використовується у різних галузях техніки де необхідні високі властивості при підвищених температурах. Проте його недолік, а саме, високий поріг холодноламкості ($300\text{-}600\text{ }^{\circ}\text{C}$) у відпаленому стані часто ускладнює переробку напівфабрикатів у вироби тонкого поперечного перерізу оскільки немає можливості здійснювати їх рекристалізаційний відпал.

Одним із шляхів усунення даного недоліку є використання вольфраму та сплавів на його основі в частково нагартваному стані з спеціально створеною волокнистою структурою. Надання такої структури не тільки знижує поріг холодноламкості, а і підвищує пластичність при звичайних температурах ($20\text{ }^{\circ}\text{C}$). яка необхідна для виконання технологічних операцій в процесі виготовлення виробів. При цьому з підвищенням ступеню деформації підвищується пластичність в напрямку деформації проте суттєво знижується в перпендикулярному напрямку в результаті чого дріт набуває схильності до розшарування. Це пов'язано зі

зниженням пластичності і міцності матеріалу в напрямку перпендикулярному до напрямку деформації. Про це явище свідчить і досвід накопичений при волочінні вольфрамового дроту. Таким чином у виробництві вольфрамового дроту необхідно вибирати певну ступінь деформації без проходження рекристалізації, яка забезпечить потрібний компроміс між пластичністю в напрямку волочіння і в перпендикулярному напрямку. При чому така задача виникає досить часто, оскільки номенклатура діаметрів дроту і виробів із вольфрамових сплавів досить широка. Усеосяжного пояснення описаного явища, на сьогодні, не має, а воно багато в чому могло б полегшити формулювання рекомендацій щодо оптимізації ступеню деформації готового вольфрамового дроту. Тому дослідження вказаного явища є актуальною задачею.

З метою виявлення можливих причин підвищення пластичності, в умовах звичайних температур, вольфрамового дроту в процесі деформаційного перероблення була проведена дана дослідницька робота.

Для досліджень використовували прутки і дріт із вольфрамового сплаву ВТ15 отримані методами порошкової металургії. Проводили випробування зразків виготовлених з прутків та дроту діаметром від 6 мм до 1,4 мм на розтяг та кручення.

Дослідження поверхні руйнування зразків здійснювали за допомогою растрового мікроскопу РЭМП-4.

В результаті випробувань встановили, що залежність відносного подовження та кута закручування від ступеню наклепу описується кривою з максимумом. Застосування відомого пояснення, зокрема, запропонованого Савицьким Е.М. і Бурхановим Г.С., яке говорить про потоншення та подрібнення включень домішок по границям поділу, питома поверхня яких весь час зростає, на нашу думку не достатньо.

Пояснити описану залежність, на наш погляд, можна, якщо розглядати вольфрамовий дріт як композиційний матеріал, що складається з однієї фази – тіла зерна і іншої – границь зерен. Підтвердженням, на наш погляд, є результати досліджень ламів зразків різного діаметра. Так дріт більшого діаметру мав характерну картину крихкого руйнування з низькою швидкістю поширення тріщини на поверхні якої розрізняли деформовані в довжину волокна.

З підвищенням ступеню деформації в зламах спостерігали деформовані в довжину волокна в більшому ступеню. Тобто можна припустити, що зі збільшенням деформації зменшується міцність з'єднання волокон між собою і вони отримують можливість подовжуватись на більш значну величину внаслідок чого зростає загальне відносне подовження всього зразка. При подальшому волочінні підвищується ступінь наклепу самих волокон, які уявляють собою кристаліти металу і їх пластичність починає знижуватись а міцність зростати, що і спостерігали в ході експериментів.

Таким чином в кожному конкретному випадку потрібно вибирати ступінь деформації яка забезпечить розумний компроміс між пластичністю при звичайних температурах і схильністю вольфрамового дроту до розшарування.

УДК 669.295

Дурягіна З. А.^{1,2}

Лемішка І. А.¹

Філімонов О. С.¹

Цвид Д.В.¹

Бакун Т.А.¹

¹Національний університет «Львівська політехніка», вул.

С. Бандери, 12, м. Львів, 79013, Україна

²Люблінський католицький університет Іоанна Павла II,

Ал. Рацлавицька, 14, 20-950 Люблін, Польща

ДОСЛІДЖЕННЯ МОРФОЛОГІЇ ТА ЕЛЕМЕНТНОГО СКЛАДУ ПОРОШКІВ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ МАРКИ VT20

В машинобудуванні основним матеріалом для виготовлення виробів методами адитивних технологій є металеві порошки. Серед них найбільш перспективними вважаються порошки титанових сплавів з частинками сферичної форми, що отримані за технологією відцентрового плазмового розпилення електроду [1]. Однак, виготовлення порошків таким методом є вкрай складним і дорогавартісним процесом [2]. Частинки такого порошку повинні відповідати таким вимогам, як глобулярна форма поверхні, а також однорідністю за елементним складом. Тому, важливим завданням є встановлення відповідності параметрів досліджуваного порошку зазначеним вимогам.

Дослідження морфології поверхні порошків з частинками сферичної форми титанового сплаву марки VT20 виконували на сканувальному електронному мікроскопі Tescan Vega 3. Карту розподілу елементів в досліджуваних порошках та побудовані на їх основі гістограми розподілу елементів отримані за допомогою енергодисперсійного спектрометра Quantax.

Згідно з результатами металографічних досліджень порошок характеризується глобулярною формою частинок із зернистою будовою поверхні, яка є характерною при незначному перепаді температур під час охолодження при сфероїдизації. На основі проведеного аналізу підтверджено однорідність розподілу хімічних елементів в досліджуваних порошках.

1. Ma Qian, Francis H. Froes. Titanium Powder Metallurgy: Science, Technology and Applications / Butterworth-Heinemann, USA, 2015, pp. 628.

2. L. Zou, X. Liu, H. Xie, X. Mao. High-Quality Ti-6Al-4V Alloy Powder Prepared by PREP and Its Processibility in Hot Isostatic Pressing // CMC 2017: High Performance Structural Materials. – 2017. – pp. 61-67.

УДК 621.793.6

Бабко І.О.¹

Белоконь Ю.О.²

Кругляк І.В.¹

¹аспірант, Дніпровський державний технічний університет

²канд. техн. наук, доцент, Запорізький національний університет

¹канд. техн. наук, доцент, докторант, Дніпровський державний технічний університет

ДОСЛІДЖЕННЯ МІЦНОСТІ ЗЧЕПЛЕННЯ ПОКРИТТІВ, ОТРИМАНИХ НА ВУГЛЕГРАФІТОВИХ МАТЕРІАЛАХ З ВИКОРИСТАННЯМ КОМПОЗИЦІЙНИХ НАСИЧУЮЧИХ СЕРЕДОВИЩ

Експериментальні дослідження на міцність зчеплення покриття з основою були проведені на зразках графіту МПП, із захисними покриттями на основі кремнію і бору, легованих титаном, молібденом, цирконієм, хромом і алюмінієм. На початкових умовах насичення ($T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 30$ хв), коли температура і час витримки ще низькі, відбувається незначна дифузія легуючих елементів вглиб підкладки та їх накопичення на поверхні графіту. За рахунок ущільнення графіту пористість знижується з 12 до 7,5% і адгезія зростає до 3,5 МПа. При оптимальному режимі теплового samozapalювання ($T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 90$ хв) за рахунок підвищення температури витримки і внаслідок розвитку дифузійних процесів відбувається зростання і зміцнення поверхневого шару з виділенням карбиду кремнію (SiC). Наявність хімічних зв'язків в дифузійному шарі призводить до максимального підвищення міцності зчеплення до 3,75 МПа. У зв'язку з цим адгезія знижується до 3 МПа. Максимальна адгезія для захисних покриттів на основі бору знаходилась в межах 2,5-3,0 МПа. Формування зміцнених шарів на основі дибориду титану (TiB_2) з легуванням покриття хромом і алюмінієм дозволило збільшити адгезію з графітом до 3,5 МПа. Таким чином, встановлено, що використання композиційних насичуючих середовищ забезпечує підвищення міцності зчеплення захисного покриття з графітовою основою. Встановлено, що для різних матеріалів покриттів характерні різні показники адгезії, пов'язані з кінетичними особливостями осадження, розвитком дифузійних процесів і

утворення зміцнюючих структурних складових в дифузійному шарі. Найбільш високі показники адгезії (до 3,75 МПа) характерні для покриттів на основі кремнію, внаслідок утворення суцільного шару карбиду кремнію.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Середа Б.П. Поверхнєве зміцнення конструкційних матеріалів з використанням композиційних насичуючих середовищ: монографія/. Кам'янське: ДДТУ. 2019-246с.

УДК 621.81:00.94

Рябікіна М.А.¹

¹ к-т технічних наук, доцент ДВНЗ «ПДТУ»

ОГЛЯД ТЕХНОЛОГІЇ DMLS

Direct Metal Laser Sintering (DMLS) - пряме металеве лазерне спікання - це метод 3D друку, що створює деталі шляхом спікання дрібних частинок металевого порошку [1-3]. Як і Selective laser sintering (SLS) – селективне лазерне спікання, кінцевий металевий об'єкт створюється пошарово, відповідно до заданої 3D моделі. Головна різниця між DMLS і SLS - температура спікання. Нейлон, або поліамід спікається при температурі від 160 °С до 200 °С, метал плавиться при температурі від 1510 °С до 1600 °С. Таким чином, для досягнення цієї температури потрібен більш потужний лазер.

Спеціальний валик розрівнює поданий порошок і видаляє зайвий матеріал з камери, після чого лазер спікає частки порошку між собою і з попереднім шаром згідно контурам моделі. Процес буде повторюватися до створення кінцевого виробу. Після закінчення роботи металеву деталь потрібно охолодити.

Технологія DMLS роблена німецькою компанією EOS, яку заснував у 1989 році Ганс Дж. Лангер у передмісті Мюнхену. Цей день ознаменував початок історії компанії, яка характеризувалася новаторським духом та сміливістю. Перша машина DMLS, EOSINT M 250, була запущена в 1995 році.

Перелік систем DMLS:

EOS M100 - модель початкового рівня;

EOS M400, як і EOS M100 друкує металеві деталі в промислових масштабах, можливі габарити виробу - 400×400×400 мм;

PRECIOUS M080 дозволяє додатково виготовляти вироби з дорогоцінних металів, як правило, для ювелірних виробів та годинників;

EOS M280, EOS M290 - 3D-принтери для високоякісних 3D-друкованих металевих деталей.

Переваги DMLS: виробництво невеликих обсягів шляхом усунення трудомісткої кінцевої обробки, він дозволяє створювати складні конструкції, створення яких неможливо за будь-якою іншою технологією, через обмеження традиційних виробничих процесів.

Металеві матеріали для 3D друку за технологією DMLS:

Мартенситні і нержавіючі сталі;

Титанові сплави;

Сплави нікелю (інконель, хастеллой);

Сплави кобальт-хром;

Вольфрамові сплави.

Технологія DMLS використовується в машинобудуванні, автомобільній, аерокосмічній промисловості, медицині. Вона ідеально підходить для виготовлення протезів або імплантатів, оскільки індивідуальна анатомія пацієнта є ключовим фактором. Налаштування деталі є великою перевагою, що надається технологією DMLS. Задоволення специфічних анатомічних потреб пацієнта зменшує не тільки тривалість часу перебування в лікарні, але й ризик виникнення проблем, які зазвичай спричиняються неправильно підібраними імплантатами.

Надаючи доступ до нових способів виготовлення з металу, DMLS сприяє інноваціям у цих галузях.

Список використаних джерел:

1. 7 Issues to Look Out for in Metal 3D Printing [Електронний ресурс] . – Режим доступу: – <https://www.engineering.com/3DPrinting/>
2. Metal 3D Printing Materials using Direct Metal Laser Sintering (DMLS) technology [Електронний ресурс. – Режим доступу: – <https://www.sculpteo.com/>
3. Systems and Solutions for Metal Additive Manufacturing [Електронний ресурс] . – Режим доступу: – <https://www.eos.info/>

УДК 669.295

Овчинников О.В.¹

Завгородній О.В.²

Скребцов А.А.³

¹ докт. техн. наук, проф., зав. каф. НУ «Запорізька політехніка»

² директор ТОВ «Мультифлекс»

³ канд. техн. наук, доцент, НУ «Запорізька політехніка»

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ФРАКЦІЇ СФЕРИЧНОГО ПОРОШКУ НА ЙОГО ХІМІЧНИЙ СКЛАД

Для активного впровадження адитивних технологій у промисловість України необхідно щоб порошки для принтерів мали той самий, регламентований хімічний склад і структуру, що і серійні сплави. Особливо актуальним це питання постає для титанових сплавів. Так, найпоширеніший закордонний порошок титану Ti-6Al-4V, не задовольняє за хімічним складом потреби виробників. До того ж структура деталі, отриманої з такого порошку не є регламентованою для низькі деталей. Тому питання виробництва вітчизняних порошоків титану є актуальним.

Відомо, що найбільш якісним буде порошок титану, отриманий плазмовим розпиленням титанового електроду, що обертається. Однак, аналіз даних у цьому напрямку показав, що при розпиленні одного електроду формується безліч фракцій порошку. Титан та його сплави у дисперсній формі (до 10 мкм) можуть займатися. Тому актуальним є виключення небезпечних фракцій з сортового порошку. Також, невідомим є питання хімічного складу порошку титану по різних фракціях, отриманого з однієї партії заготовок.

Таким чином, проводились дослідження фракційного складу порошку титану сплаву VT20, отриманого з однієї партії заготовок, та хімічного складу цього порошку у межах певної фракції. Дослідження фракційного складу проводилися ситовим методом. Далі, сортова для 3D-друку фракція порошку (менше 50 мкм) проходила випробування на лазерному дифрактометрі. Хімічний склад визначали за стандартними методиками.

Таким чином, проведено дослідження хімічного складу порошку титану VT20, отриманого плазмовим розпиленням обертаючого електроду. Встановлено, що у сортовій фракції для 3D-друку, а саме 50 мкм є вкраплення несферичних сателітів. Їх вміст не перевищував 3%. Випробуваннями на дифрактометрі встановлено, що найменший розмір частинки порошку дорівнював 17.378 мкм. Порошок титану, який може займатися має розмір до 10 мкм. Таким чином, отриманий дослідний порошок титану є безпечним для використання у промисловому друці.

Дослідженнями хімічного складу порошку титану всіх фракцій встановлено, що незалежно від фракції хімічний склад залишається у межах вимог ГОСТ19807-91. Виявлено із зменшенням фракції порошку вміст водню і кисню незначно збільшується у порівнянні з «крупними» фракціями, але не перевищує значенням з ГОСТ19807-91.

УДК 669.295

Овчинников О.В.¹

Скребцов А.А.²

Капустян О.Є.²

Шалева Н.В.³

¹ д-р техн. наук, зав. каф. НУ «Запорізька політехніка»

² канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»

³ лаб. НУ «Запорізька політехніка»

ВИКОРИСТАННЯ ГІДРИДУ ТИТАНУ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ВИРОБІВ ПРИ СПІКАННІ

Спечення титанових сплавів поступово поширюється у вітчизняній промисловості завдяки відносно малим енерговитратам виробництва. Так, на АТ «МОТОР СІЧ» активно впроваджується виробництво деталей авіаційного призначення з порошків титану. Однією з основних проблем при цьому є розвинута пористість неправильної геометрії у структурі сплавів. Пори є концентраторами напружень, зменшують міцність і пластичність сплавів. Такі матеріали практично не витримують знакозмінних навантажень. Відомо, що при спеченні порошку гідриду титану формується структура з малим вмістом пор, які мають сферичну форму. З класичних уявлень теорій руйнування відомим є те, що така форма уповільнює розвиток тріщини. Раніше було встановлено, що титанові порошкові сплави із сферичними порами протидіють знакозмінному навантаженню. До таких сплавів відносяться гідровані порошки титану. Технологія отримання таких порошків складна, а спечення потребує використання потужного вакуумного обладнання, що значно ускладнює технологію.

У роботі було поставлено мету регулювання утворенням пор при спеченні титанових сплавів, шляхом додавання у порошкову суміш промислового порошку гідриду титану. Такий технологічний прийом надає можливості досягти всіх ефектів від використання порошків гідрованого титану і не ускладнити технології спечення. Запропоновано і обґрунтовано механізм, за яким отримують ці ефекти. Для цього отримували зразки спіканням порошкових сумішей із різним вмістом промислового порошку гідриду титану (від 5 % до 50 %). На отриманих

зразках проводили металографічні дослідження з кількісною оцінкою пор. Для цього користувалися методикою Волчка І.П. для глобулярного графіту. Механічні випробування проводили за стандартними методиками.

Встановлено, що із збільшенням вмісту порошку гідриду титану у суміші, формуються глобулярні форми пор. Індекс пор зменшується, а параметр їх форми зростає. Це призводить до підвищення механічних властивостей із одночасним зменшенням їх дисперсії. За результатами досліджень встановлено, що для підвищення якості структури виробів із спеченого титану достатнім є додавання у порошок суміш 8...12 % промислового порошку гідриду титану.

УДК 669.295

Погрелюк І.М.¹

Швачко Х.С.²

Саввакін Д.Г.³

¹д-р техн. наук, проф. ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України

² мол. наук. співр. ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України

³д-р фіз.-мат. наук, пр. наук. співр. ІМФ ім. Г.В. Курдюмова НАН України

КОРОЗИЙНА ТРИВКІСТЬ У ХЛОРИДНІЙ КИСЛОТІ СПЕЧЕНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ti-6Al-4V РІЗНОГО СТРУКТУРНОГО СТАНУ

Дослідження впливу технологічних параметрів синтезу (розміри порошкових частинок гідриду титану, тиск їх пресування, температура спікання) на структурні стани спеченого титану BT1-0, його корозійну тривкість у розчинах неорганічних кислот показали, що для підвищення корозійної тривкості титану, отриманого методом порошкової металургії, необхідно забезпечити мінімальну залишкову поруватість.

Загалом, корозійні властивості титанових сплавів повинні мало відрізнятися від корозійних властивостей титану, оскільки природа корозійної тривкості сплавів титану така ж, як і у чистого титану. Однак хімічний та фазовий склад сплаву, що досягається додаванням до титану α - чи β - стабілізаторів у тій чи іншій кількості, вноситиме свої корективи у властивості сплавів, в тому числі і корозійні. Мета роботи - дослідити корозійну тривкість титанового сплаву Ti-6Al-4V (BT6) різного структурного стану, отриманого методом холодного пресування і вакуумного спікання порошку гідриду титану, у висококонцентрованому водному розчині хлоридної кислоти.

Сплав Ti-6Al-4V різного структурного стану отримували в ІМФ ім. Г.В.Курдюмова НАН України (табл. 1). На основі аналізу мікроструктур та густини спеченого сплаву Ti-6Al-4V встановлено, що

температури спікання 1100...1050°C недостатньо для досягнення хімічної однорідності сплаву, а використання порошків розміром 100...200 мкм призводить до зменшення густини компактованого матеріалу.

Корозійну тривкість спеченого сплаву Ti-6Al-4V різних структурних станів у 20% водному розчині хлоридної кислоти оцінювали гравіметричним методом. Дослідження проводили за вільного доступу кисню впродовж 30 діб. Для оцінки впливу агресивного середовища використовували ваговий показник швидкості корозії $K_{\text{мас}}$.

Таблиця 1 – Технологічні параметри отримання різних структурних станів сплаву Ti-6Al-4V

Тип структури зразка	Розміри порошку TiH ₂ , мкм	Розміри порошку лігатури Al-V, мкм	Тиск пресування, МПа	Температура спікання, °C	Густина, г/см ³
1	0-100	<63	650	1200	4,38
2	0-100	<63	150	1200	4,30
3	100-200	<63	650	1200	4,32
4	0-100	<63	650	1350	4,39
5	0-100	<63	650	1050	4,25
5a	0-100	<63	650	1050+1100	4,345
6	0-100	<40	650	1100	4,354

Результати корозійних досліджень зафіксували загальну тенденцію до пришвидшення корозійних процесів зі зменшенням густини синтезованого матеріалу (табл. 2). Показано, що швидкість корозії зразків спеченого сплаву Ti-6Al-4V корелює з густиною компактованого матеріалу: при зменшенні густини від 4,39 до 4,25 г/см³ швидкість корозії зростає. Причому у зразків з густиною 4,25 г/см³ вона на 2 порядки вища, ніж з густиною 4,39; 4,38 г/см³.

Таблиця 2 - Результати гравіметричних корозійних випробувань у 20% водному розчині хлоридної кислоти

Тип структури зразка	Густина, г/см ³	$K_{\text{мас}}$, г/М ² ·год	
		144 год	528 год
1	4,38	0,7082	0,7160
2	4,30	1,4931	2,0450
3	4,32	2,8165	-
4	4,39	0,6796	0,7038
5	4,25	14,2376	-

5a	4,344...4,34	1,8624	-
6	4,351...4,35	2,5222	-

УДК 669.295

Скребцов О.А.¹

Омельченко О.С.²

¹ аспірант каф. ОТЗВ, НУ «Запорізька політехніка»

² ст. викладач, НУ «Запорізька політехніка»

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ ПЛАЗМОВОГО РОЗПИЛЕННЯ ПОРОШКУ ТИТАНУ НА ЙОГО ФРАКЦІЮ

Адитивні технології займають одні з перших позицій у промисловості завдяки своїм перевагам над класичними технологіями. Особливо актуальним стає питання адитивних технологій у дрібносерійному чи разовому виробництві складних деталей. Адитивні технології дозволяють отримувати складну геометрію деталі із внутрішніми порожнинами з коефіцієнтом використання матеріалу до 0,99.

Основною проблемою впровадження адитивного виробництва у вітчизняну промисловість є те, що порошки, які використовуються для цих технологій, відмінні за хімічним складом від вітчизняних сплавів. Для виробів з титану для хімічної промисловості, протезування, машинобудування питання відповідності хімічного складу – головне питання. Так, для виробництва порошків титану та його сплавів вітчизняних хімічних складів необхідно розробити або модернізувати технологію таким чином, щоб прогнозовано отримувати необхідну кількість фракції конкретного хімічного складу. Для роботи обрано технологію отримання порошку методом плазмового розпилення обертаючого електроду. Встановлено, які саме параметри процесу впливають на вихід продукції. Проведено ряд експериментів для вивчення впливу конкретного параметру розпилення на фракцію порошку.

Встановлено, що для отримання математичної моделі, яка зможе прогнозувати фракцію порошку після розпилення і фракційний склад сировини в цілому впливають: напруга і сила струму плазмотрону, витрати та склад газової суміші, швидкість обертання електроду.

Наразі отримано пакет статистичних даних. Ці дані дозволять встановити математичну модель впливу напруги і сили струму плазмотрону при максимально можливій на діючому обладнанні витраті газової суміші і фіксованій швидкості обертання електроду.

УДК 669.295

Скребцов А.А.¹

Кононенко Ю.І.^{2/}

¹ канд. техн. наук, доцент, НУ «Запорізька політехніка»

²старш. викл., НУ «Запорізька політехніка»

РОЗРОБКА МАТЕРІАЛОЗНАВЧИХ ЗАСАД ОТРИМАННЯ ВІТЧИЗНЯНИХ ПОРОШКІВ ТИТАНУ ДЛЯ АДИТИВНОГО ВИРОБНИЦТВА

Відомо, що виробництво відповідальних авіаційних виробів вимагає отримання регламентованої структури, яка забезпечує високі механічні властивості (зокрема питому міцність титанових сплавів), і це, відповідно, потребує впровадження оптимальних систем модифікування та легування. При цьому один і той же матеріал, однаковий за хімічним складом, але отриманий різними методами (литвом, деформаційною обробкою, порошковою металургією чи технологією нарощування) суттєво відрізняється за структурою та властивостями.

Підвищення властивостей деталей полягає у вдосконаленні технологій їх виробництва, розробці принципово нових матеріалів тощо. Однак використання нових технологій може призвести до формування нерегламентованої структури, що вимагатиме використання термічних обробок та веде до зростання собівартості продукції. Необхідність впровадження ресурсозберігаючих матеріалів та методик в сучасному виробництві привели до появи методів порошкової металургії та технологій об'ємного друку з використанням металевих порошоків. На підприємстві ПАТ «Мотор Січ» проводяться роботи щодо впровадження таких технологій в конкретизоване виробництво. Основною перешкодою в їх розвитку є відмінність у хімічному складі порошоків титану, що використовуються при друці, з вітчизняними сплавами.

Отже, актуальною проблемою матеріалознавства є розробка засад отримання порошоків титанових сплавів для адитивного виробництва. Для її вирішення було висунуто низку задач:

- 1) дослідити можливі шляхи підвищення властивостей порошкових титанових сплавів для виробництва авіаційних деталей;
- 2) систематизувати порошки за морфологією та використанням у конструкціях;
- 3) дослідити вплив фракцій головних типів порошоків на формування хімічного складу і структури заготовок;
- 4) систематизувати інформацію щодо використання типу і фракцій порошоків титану в авіаційній промисловості;

5) визначити вплив технологічних параметрів отримання сферичних порошків титанових сплавів на хімічний склад, структуру і властивості порошку;

6) провести оптимізацію режимів отримання порошків титану, а також використання певних фракцій у низці виробництв;

7) виготовити виріб по розробленим технологічним режимам із використанням необхідної фракції порошку, в якому буде забезпечено рівень механічних властивостей не нижче серійного виробу.

УДК 621.791.92.042

Малинов Л.С.¹,

Малинов В.Л.²,

Бурова Д.В.³

¹ д-р техн. наук, проф. ПГТУ

² д-р техн. наук, доц. ПИИ ООО Бюро Веритас

³ канд техн. наук., ст. преп.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА МЕТАЛЛА МАРТЕНСИТНОГО И МАРТЕНСИТНОАУСТЕНИТНОГО КЛАССОВ, НАПЛАВЛЕННОГО НОВЫМИ МАРГАНЦЕВЫМИ И ХРОМОМАРГАНЦЕВЫМИ ПОРОШКОВЫМИ ЛЕНТАМИ

Большинство современных наплавочных материалов на марганцевой и хромомарганцевой основах обеспечивают получение в наплавленном металле структуры аустенита, что не обеспечивает повышенную твердость и износостойкость.

В отличие от этого новые наплавочные материалы позволяют получить в малоуглеродистом марганцевом или хромомарганцевом наплавленном металле мартенситную или преимущественно мартенситную структуру и обеспечить повышенную твердость, а также прочностные свойства. Объектом исследования являлся наплавленный металл, содержащий от 4 до 14% марганца, а при 14% хрома – от 2 до 6% марганца после различных способов термообработки. Для измельчения зерна и получения в структуре карбидов вводились сильные карбидообразующие элементы. После наплавки проводился высокий отпуск, обычно применяемый для снятия внутренних напряжений. Его особенность заключалась в том, что с учетом химического состава наплавленного металла нагрев осуществлялся в межкритический интервал температур. Это позволяло варьировать количество и стабильность получаемого в структуре аустенита. В работе определялись механические свойства и абразивная износостойкость по методу Бринелля-Хаурта. Важно подчеркнуть, что после высокого отпуска, если образовывалось 25-

40 % метастабильного аустенита, то, несмотря на снижение твердости, абразивная износостойкость возрастала, что является исключением из правила. Одновременно увеличиваются временное сопротивление, пластичность и ударная вязкость. Для достижения наиболее высокой абразивной износостойкости осуществляли цементацию, обеспечивающую получение в малоуглеродистом наплавленном металле мартенситного класса высокоуглеродистого метастабильного аустенита, армированного карбидами.

Исследовалось влияние нормализации с различных температур, а также высокого отпуска, позволяющих управлять количественным соотношением структурных составляющих и стабильностью аустенита. При его повышенной стабильности после нормализации необходим высокий отпуск, вызывающий выделение карбидов и дестабилизацию аустенита, активизирующую динамическое мартенситное превращение при изнашивании. Наиболее высокую абразивную износостойкость имеет наплавленный металл, содержащий 10-14 % марганца, после цементации, нормализации от 950-1000 °С и отпуска при 620°С. Если в наплавленном металле содержится 4-7% марганца, то после цементации целесообразно проводить только нормализацию от 950-850 °С. При этом, чем меньше марганца в наплавленном металле, тем выше должна быть температура нагрева при проведении после цементации нормализации. Это обусловлено необходимостью более полного растворения карбидов в аустените и за счет этого увеличения количества метастабильного аустенита. Аналогичные данные получены на хромомарганцевом наплавленном металле. Его износостойкость выше, чем у марганцовистого, особенно после цементации, из-за большого количества карбидов хрома, армирующих метастабильный аустенит. Для обеспечения высокой абразивной износостойкости наплавленного металла необходимо в поверхностном слое получать наряду с мартенситом и карбидами повышенное количество метастабильного аустенита ($\geq 50\%$), интенсивно превращающегося при изнашивании в мартенсит деформации.

Разработанные малоуглеродистые наплавочные материалы, обеспечивающие получение в марганцевом и хромомарганцевом наплавленном металле после обработки многофазную мартенситно-аустенитно-карбидную структуру, несомненно, найдут применение в промышленности. Предложены способы комбинированного упрочнения поверхности деталей, предусматривающие сочетание термической и химико-термической обработок металла, наплавленного новыми порошковыми лентами.

Перечень ссылок

1. Малинов Л.С., Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологи, обеспечивающие эффект самозакалки / Л.С. Малинов, В.Л. Малинов. – Мариуполь: Изд-во «Рената», 2009.-568 с.

УДК 669.152742292:620.178

Малинов Л.С.¹

¹д-р техн. наук, проф. ПГТУ

НЕТИПОВОЙ СПОСОБ ТЕРМОДИФФУЗИОННОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЕЙ, УСКОРЯЮЩИЙ ПРОЦЕСС И ПОВЫШАЮЩИЙ ТОЛЩИНУ ДИФФУЗИОННОГО СЛОЯ

Существующие способы, термодиффузионного легирования, например хромирование, имеют существенный недостаток, заключающийся в большой длительности процесса (10-20 ч) и получении тонких диффузионных слоев, не превышающих нескольких десятых миллиметра [1]. Это обстоятельство делает неэффективным применение известных способов термодиффузионного легирования для деталей машин, подвергающихся интенсивному износу, когда возможно быстрое срабатывание упрочненного слоя. В таких условиях эксплуатируются, например, детали рабочих органов оборудования пылеприготовления, почвообрабатывающих и землеройных машин. Это делает актуальной проблему разработки способов получения термодиффузионных покрытий, имеющих повышенную толщину, при одновременном сокращении длительности технологического процесса. В работе показана возможность решения данной задачи.

Термодиффузионное легирование осуществлялось газовым контактным методом с использованием насыщающей смеси, обычно применяемой для термодиффузионного легирования, содержащей ферросплав, инертную добавку (Al_2O_3) и галогенид аммония (NH_4Cl). Для создания термодиффузионных покрытий повышенной толщины использовался серый чугун. Определяли химическим и спектральным методами состав покрытия. Проводили дюротметрические, металлографические исследования.

Способы, позволяющие получать термодиффузионные покрытия повышенной толщины при сокращении длительности процесса насыщения, заключается в следующем. При термодиффузионном легировании на насыщаемой поверхности стали создается оболочка жидкой фазы за счет расплавления более легкоплавкого, чем она, материала. В качестве такого материала был использован серый чугун.

При температуре процесса он плавится, и образовавшаяся жидкая фаза насыщается требуемым элементом или комплексом элементов из газовой фазы, образуемой, порошкообразной активной смесью. Насыщаясь до заданного предела, жидкая фаза при охлаждении кристаллизуется и становится покрытием. Между жидкой фазой и поверхностью насыщаемой стали протекают диффузионные процессы, которые обеспечивают прочность сцепления покрытия с подложкой.

В отличие от известных способов термодиффузионного легирования, в которых формирование диффузионного покрытия осуществляется за счет продвижения насыщенной зоны вглубь поверхности обрабатываемой стали, рассматриваемые способы предусматривают наращивание покрытия на упрочняемую поверхность, в связи с чем они могут быть классифицированы как разновидности термодиффузионной наплавки. В зависимости от способа создания промежуточного слоя жидкой фазы, характера насыщающей среды, источника нагрева и других факторов, способы термодиффузионной наплавки могут быть осуществлены по различным технологическим вариантам. Термодиффузионная наплавка с использованием компонента контактного плавления (термодиффузионное «намораживание») предусматривает образование жидкой фазы в результате контактного плавления специально вводимых в состав порошкообразной смеси компонентов, которые при температуре процесса плавятся на легируемой поверхности и образуют на ней жидкую фазу. Термодиффузионная наплавка с использованием легкоплавких покрытий предполагает образование промежуточной прослойки жидкой фазы за счет его плавления на поверхности детали. В состав покрытия входят необходимые для создаваемого защитного слоя химические элементы, а его температура плавления находится ниже температуры плавления легируемой стали и насыщающей среды.

Покрытия могут быть нанесены любым из способов: металлизационным, химическим, гальваническим, а также в виде паст и суспензии. Термодиффузионная наплавка может быть также осуществлена созданием жидкой фазы в специально созданной полости между легируемой сталью и насыщающей средой. Указанным нетиповым способом могут быть получены термодиффузионные многокомпонентные покрытия повышенной толщины, легированные металлами и неметаллами. При этом время обработки сокращается в несколько раз.

Перечень ссылок

1. Смирнов М.А. Основы термической обработки стали / М.А. Смирнов, В.М. Счастливцев, Л.Г. Журавлев. – М.: Наука и технология, 2002. – 519 с.

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ ШИРОКО ПРИМЕНЯЕМЫХ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ ЗА СЧЕТ ПОЛУЧЕНИЯ В ИХ СТРУКТУРЕ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА И РЕАЛИЗАЦИИ ЭФФЕКТА САМОЗАКАЛКИ ПРИ НАГРУЖЕНИИ

Автором предложено и развивается направление по использованию внутреннего ресурса самого материала, суть которого заключается в получении многофазных структур (мартенсит, феррит, бейнит, карбиды, карбонитриды, интерметаллиды и их разнообразное сочетание), обязательной составляющей которых является метастабильный аустенит, претерпевающий динамическое деформационное мартенситное превращение - ДДМП (эффект самозакалки при нагружении.) Согласно проведенным исследованиям, он оказывает существенное влияние на свойства сплавов, если его количество и стабильность оптимизированы с учетом исходного химического и фазового составов сплавов, а также условий испытаний и эксплуатации. Во многих случаях целесообразно применять известные способы термообработки. Однако для обеспечения оптимального количества аустенита в структуре и степени его стабильности режимы их проведения должны быть скорректированы с учетом исходных химического и фазового составов применительно к конкретным условиям нагружения при испытаниях свойств и эксплуатации. Повышение температуры нагрева под закалку высокоуглеродистых сталей и чугунов, особенно легированных, выше типового уровня обеспечивает получение в их структуре метастабильного аустенита, что увеличивает абразивную износостойкость. В случае ступенчатой закалки следует использовать эффект стабилизации аустенита при выдержке несколько выше мартенситной точки, а также в интервале мартенситного превращения или уменьшения скорости охлаждения в нем. Во многих случаях получить остаточный аустенит в сплавах удастся применением термообработок, включающих нагрев в МКИТ. Автором предложена технология упрочнения, предусматривающая после выдержки в МКИТ и ПКИТ проведение кратковременного нагрева в аустенитную область (он может также проводиться только для поверхности), обеспечивающего завершение $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, но исключающего гомогенизацию аустенита. Показано, что важную роль в повышении свойств сталей и чугунов, подвергнутых изотермической закалке, наряду с бейнитом играет метастабильный аустенит, превращающийся при испытаниях свойств или эксплуатации в мартенсит деформации. Отпуск,

проводимый после закалки, не только уменьшает уровень внутренних напряжений, формирует требуемую структуру, но является важным средством регулирования количества и стабильности аустенита. Большие возможности для получения в структуре аустенита открывает химико-термическая обработка с последующей закалкой от требуемых температур. При абразивном, ударно-абразивном изнашивании, трении скольжения в условиях больших контактных давлений необходимо иметь в структуре метастабильный аустенит. Применение обработок с использованием концентрированных источников энергии обеспечивает наиболее высокий уровень износостойкости при оптимальном количестве и стабильности аустенита для конкретным условий нагружения. Предложены комбинированные обработки сплавов, на первом этапе которых следует получать повышенное количество метастабильного аустенита, а на втором - упрочнять его, сохранив его оптимальное количество, превращающееся в мартенсит при нагружении. Это обеспечивает высокий уровень прочностных свойств при достаточной пластичности и ударной вязкости. Предложено и развивается перспективное направление по разработке упрочняющих технологий, создающих в сплавах регулярные градиенты структурно-фазового состояния, соизмеримые с размерами изделия. Им соответствует чередование структур с различными свойствами. Это достигается дифференцированными обработками, в которых совмещены общее (объемное) и локальное воздействия на материал. Важную роль в макронеоднородных структурах так же, как и в ранее рассмотренных случаях, играет метастабильный аустенит.

Перечень ссылок

1. Малинов Л.С. Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мартенситных превращений. Дис. ... докт. техн. наук: 05.16.01 / Екатеринбург. 1992, 381 с.

УДК 669.152742292:620.178

Малинов Л.С.

д-р техн наук, проф. ПГТУ

СОЗДАНИЕ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ НА ПРИНЦИПЕ ПОЛУЧЕНИЯ МНОГОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ И ЭФФЕТОМ САМОЗАКАЛКИ ПРИ НАГРУЖЕНИИ

В связи с постоянно растущей стоимостью энергоносителей и материалов ресурсосбережение становится в настоящее время актуальной проблемой. В данной работе обобщены результаты исследований по ее

решению в одном из перспективных направлений, а именно, - по созданию инновационных экономнолегированных сплавов многоцелевого назначения и упрочняющих технологий, обеспечивающих повышенный уровень механических свойств и износостойкости. При этом предложен принцип, заключающийся в том, что в сплавах создается метастабильная структура, управляемо самотрансформирующаяся при охлаждении на воздухе и/или при нагружении в процессе испытаний механических свойств и эксплуатации[1, 2]. Основным во многих случаях является превращение аустенита в мартенсит (эффект самозакалки). В середине 50-х годов прошлого столетия И.Н. Богачевым и Р.И. Минцем высказана и реализована новая чрезвычайно плодотворная идея, суть которой заключалась в использовании мартенситных превращений не при упрочняющей обработке сталей с метастабильным аустенитом, как это было обычно принято, а при нагружении в процессе испытаний механических свойств и эксплуатации. Во многих работах автора, являющегося учеником И.Н. Богачева, показано, что необходимо управлять структурой и развитием превращений, оптимизируя их применительно к конкретным требованиям к материалам и условиям нагружения. Это позволяет существенно повышать долговечность деталей машин и инструмента. Динамические фазовые превращения являются в ряде случаев не только механизмом упрочнения, но и, что очень важно, - релаксации напряжений. На развитие этих превращений расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия и, соответственно, ее меньшая доля идет на разрушение. Наряду с мартенситным превращением реализуются другие различные факторы упрочнения (изменение плотности дислокаций, диспергирование структуры, вплоть до нанокристаллической, динамическое старение и др.) а также сопротивления разрушению (создание прослоек вязкой составляющей на границе фаз высокой прочности, в ряде случаев уменьшение блокировки дислокаций, двойникование и др.). Реализация указанного выше принципа позволяет создавать сплавы различных структурных классов и назначения, не содержащие дорогих легирующих элементов или имеющие их в значительно меньших количествах, чем в применяемых. Основными легирующими элементами в разработанных сталях и чугунах являются марганец, кремний, хром. Дополнительно могут быть введены азот и сильные карбидо- и нитридообразующие элементы. Дорогие элементы Ni, Mo, W, Cu используются в небольших количествах только в тех случаях, когда без них нельзя обойтись. В разработанных материалах обеспечивается хорошая технологичность (свариваемость, отсутствие коробления и трещинообразования, повышенное сопротивление разупрочнению при нагреве и др.), а также высокие эксплуатационные свойства. Разработаны следующие экономнолегированные материалы: низко- и малоуглеродистые стали общего и специального назначения с

эффектом самозакалки преимущественно при охлаждении (стали мартенситного, бейнитного и мартенситно-бейнитного классов). В них обязательно должно быть получено определенное количество метастабильного аустенита; сплавы с различным содержанием углерода общего и специального назначения с эффектом самозакалки при охлаждении и нагружении. Это стали и чугуны с мартенситно-аустенитной и аустенитно-мартенситной основой, в которой могут содержаться упрочняющие фазы: карбиды, нитриды, карбонитриды, бориды, интерметаллиды и др.; В ряде случаев наряду с метастабильным аустенитом в структуре присутствует ϵ -мартенсит или $(\alpha+\epsilon)$ мартенситы, феррит; низко-, средне-, высокоуглеродистые сплавы, с эффектом самозакалки при нагружении (аустенитные метастабильные стали и чугуны, а также наплавленный металл, в том числе склонные к дисперсионному твердению).

Перечень ссылок

1. Малинов Л.С. Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мартенситных превращений. Дис. ... докт. техн. наук: 05.16.01 / Екатеринбург. 1992, 381 с.
2. Малинов Л.С., Малинов В.Л. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки. – Мариуполь: Изд-во «Рената», 2009.-568 с.

УДК 669.15'742292:620.178

Малинов Л.С.

д-р техн наук, проф. ПГТУ

СОЗДАНИЕ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ НА ПРИНЦИПЕ ПОЛУЧЕНИЯ МНОГОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ И ЭФФЕТОМ САМОЗАКАЛКИ ПРИ НАГРУЖЕНИИ

В связи с постоянно растущей стоимостью энергоносителей и материалов ресурсосбережение становится в настоящее время актуальной проблемой. В данной работе обобщены результаты исследований по ее решению в одном из перспективных направлений, а именно, - по созданию инновационных экономнолегированных сплавов многоцелевого назначения и упрочняющих технологий, обеспечивающих повышенный уровень механических свойств и износостойкости. При этом предложен принцип, заключающийся в том, что в сплавах создается метастабильная структура, управляемо самотрансформирующаяся при охлаждении на

воздухе и/или при нагружении в процессе испытаний механических свойств и эксплуатации[1, 2]. Основным во многих случаях является превращение аустенита в мартенсит (эффект самозакалки). В середине 50-х годов прошлого столетия И.Н. Богачевым и Р.И. Минцем высказана и реализована новая чрезвычайно плодотворная идея, суть которой заключалась в использовании мартенситных превращений не при упрочняющей обработке сталей с метастабильным аустенитом, как это было обычно принято, а при нагружении в процессе испытаний механических свойств и эксплуатации. Во многих работах автора, являющегося учеником И.Н. Богачева, показано, что необходимо управлять структурой и развитием превращений, оптимизируя их применительно к конкретным требованиям к материалам и условиям нагружения. Это позволяет существенно повышать долговечность деталей машин и инструмента. Динамические фазовые превращения являются в ряде случаев не только механизмом упрочнения, но и, что очень важно, - релаксации напряжений. На развитие этих превращений расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия и, соответственно, ее меньшая доля идет на разрушение. Наряду с мартенситным превращением реализуются другие различные факторы упрочнения (изменение плотности дислокаций, диспергирование структуры, вплоть до нанокристаллической, динамическое старение и др.) а также сопротивление разрушению (создание прослоек вязкой составляющей на границе фаз высокой прочности, в ряде случаев уменьшение блокировки дислокаций, двойникование и др.). Реализация указанного выше принципа позволяет создавать сплавы различных структурных классов и назначения, не содержащие дорогих легирующих элементов или имеющие их в значительно меньших количествах, чем в применяемых. Основными легирующими элементами в разработанных сталях и чугунах являются марганец, кремний, хром. Дополнительно могут быть введены азот и сильные карбидо- и нитридообразующие элементы. Дорогие элементы Ni, Mo, W, Cu используются в небольших количествах только в тех случаях, когда без них нельзя обойтись. В разработанных материалах обеспечивается хорошая технологичность (свариваемость, отсутствие коробления и трещинообразования, повышенное сопротивление разупрочнению при нагреве и др.), а также высокие эксплуатационные свойства. Разработаны следующие экономнолегируемые материалы: низко- и малоуглеродистые стали общего и специального назначения с эффектом самозакалки преимущественно при охлаждении (стали мартенситного, бейнитного и мартенситно-бейнитного классов). В них обязательно должно быть получено определенное количество метастабильного аустенита; сплавы с различным содержанием углерода общего и специального назначения с эффектом самозакалки при охлаждении и нагружении. Это стали и чугуны с мартенситно-аустенитной

и аустенитно-мартенситной основой, в которой могут содержаться упрочняющие фазы: карбиды, нитриды, карбонитриды, бориды, интерметаллиды и др.; В ряде случаев наряду с метастабильным аустенитом в структуре присутствует ϵ -мартенсит или $(\alpha+\epsilon)$ мартенситы, феррит; низко-, средне-, высокоуглеродистые сплавы, с эффектом самозакалки при нагружении (аустенитные метастабильные стали и чугуны, а также наплавленный металл, в том числе склонные к дисперсионному твердению).

Перечень ссылок

1. Малинов Л.С. Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мартенситных превращений. Дис. ... докт. техн. наук: 05.16.01 / Екатеринбург. 1992, 381 с.
2. Малинов Л.С., Малинов В.Л. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки. – Мариуполь: Изд-во «Рената», 2009.-568 с.

УДК 669.152742292:620.178

Малинов Л.С.¹

Малинов В.Л.²

Бурова Д.В.³

¹д-р техн наук, профессор, ПГТУ

²д-р техн наук, доцент, ПИИ ООО Бюро Веритас

³канд. техн наук, ст. преподаватель, ПГТУ

ЭКОЛОГИЧЕСКИ ЧИСТЫЕ СПОСОБЫ ТЕРМООБРАБОТКИ БЕЗ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ДЛЯ ОХЛАЖДЕНИЯ МАСЛА, РАСПЛАВОВ СОЛЕЙ И ЩЕЛОЧЕЙ

В промышленности широко применяется закалка с использованием в качестве охлаждающих сред масла и расплавов солей, щелочей, которые загрязняют окружающую человека воздушную среду. В связи с этим разработка способов термообработки без их применения является актуальной задачей. Наиболее просто это может быть реализовано охлаждением на воздухе после аустенитизации. Однако углеродистые и низколегированные стали с малой устойчивостью переохлаждённого аустенита закалить на спокойном воздухе, в том числе осуществить ступенчатый или изотермический режимы невозможно. В связи с этим показана целесообразность применения прерывистой закалки, предусматривающей охлаждение после аустенитизации вначале в воде, чтобы исключить распад аустенита с образованием ферритно-карбидной смеси, а затем на воздухе или по схеме вода – печь или сыпучий материал,

имеющих заданную температуру. Эффективны эти способы охлаждения также и в случае предварительного нагрева сталей в межкритической или подкритической интервалы температур. Указанные способы термообработки сталей позволяют получить хорошее сочетание прочностных и пластических свойств и в ряде случаев исключить энергозатраты на проведение отпуска. Получены аналогичные данные по изотермической закалке высокопрочного чугуна с использованием схемы вода – печь подтверждают соответствующие данные для сталей.

Важным направлением в создании экологически чистых способов закалки и других видов термообработки является использование газового (в частности воздушного) потока, скорость которого и температуру можно варьировать в широких интервалах. Пионером применения газового потока для закалки является П.П. Аносов, приоритет которого общепризнан. Возможность использования интенсивного потока воздуха для снижения температуры превращения аустенита до 500 °С в стальной углеродистой проволоке диаметром меньше 1 мм и получения трооститносорбитной структуры с высокими механическими свойствами показана еще в 40-х годах прошлого века С.С. Штейнбергом.

Малиновым Л.С. в начале 70-х годов предложена и совместно с В.Г. Сорокиным реализована термообработка различных сталей газовым (воздушным) потоком, скорость которого варьировалась от дозвуковой до сверхзвуковой (0,7; 1,4; 1,6 М. М – число Маха). Закалить на мартенсит углеродистые стали удается при скорости 1,6 М. Для легированных сталей с повышенной устойчивостью переохлажденного аустенита скорость воздушного потока может быть невелика. При этом скоростной воздушный поток был использован не только для охлаждения, но и для наклепа поверхности за счет введения частиц наполнителя. Существенный вклад в использование скоростного газового потока при вакуумной термообработке сделан в ННЦ ХФТИ В.М. Шулаевым с сотрудниками. Ими предложены специальные газовые спрейеры, позволяющие обеспечить высокую скорость газа при сравнительно небольшом давлении. Исключительно перспективно использование скоростного газового потока не только для закалки, но и патентирования проволоки. В литературе сообщается, что это было реализовано на новой линии охлаждения катанки стана 150 Белоречского меткомбината. Линия включает участок интенсивного охлаждения, позволяющего быстро снизить температуру катанки до 425-550 °С, и участок конвективного термостатирования, обеспечивающего изотермическую выдержку при требуемой температуре. Защита поверхности стали от окисления скоростным газовым потоком позволяет исключить из технологического процесса экологически вредную операцию – кислотное травление для удаления с поверхности окалина. В дальнейшем должны быть созданы установки, в которых скоростной

газовый поток сможет использоваться для изотермической, ступенчатой закалок, химико-термической, деформационно-термической обработок.

Перечень ссылок

1. Малинов Л.С., Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки / Л.С. Малинов, В.Л. Малинов. – Мариуполь: Изд-во «Рената», 2009.-568 с.

УДК 669.15'742292:620.178

Малинов Л.С.¹

Бурова Д.В.²

Мальшева И.Е.³

Гоманюк В.Д.⁴

¹д-р техн. наук, проф. ПГТУ,

²канд. техн. наук, старший преп., ПГТУ,

³канд. техн. наук. доц.

⁴уч. мастер, ПГТУ

ПОЛУЧЕНИЕ ТРЕБУЕМОГО УРОВНЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ И ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЕ ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕРМООБРАБОТКИ С НАГРЕВОМ В МЕЖКРИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕРАТУР

Доэвтектоидные стали в большинстве случаев при проведении нормализации и закалки нагревают в аустенитную область (выше A_{c3}). Это обусловлено существующими в учебной и технической литературе представлениями о невозможности получения требуемого уровня механических свойств после термообработки с нагревом в межкритический интервал температур (МКИТ) из-за отсутствия полной перекристаллизации и присутствия в структуре феррита. Исключением является закалка из МКИТ сталей для глубокой вытяжки и холодной высадки, в которых получают ферритно-мартенситную структуру (25-30 % мартенсита). Однако наши исследования и ряд публикаций других авторов показывают, что термообработка с нагревом в МКИТ многих конструкционных сталей перлитного, бейнитного, мартенситного классов является одним из очень перспективных направлений в энергосбережении. При рациональных термовременных режимах ее проведения она позволяет получить у доэвтектоидных сталей и наплавленного металла хорошее сочетание механических свойств и повышенную износостойкость. Содержание в современных конструкционных сталях Ti, V, Nb исключает необходимость их нагрева выше A_{c3} для измельчения зерна. Небольшое количество феррита, в виде мелких равномерно распределенных в структуре включений способствует повышению пластичности и ударной

вязкости. Особенно хороший комплекс механических свойств достигается получением многофазной микронеоднородной структуры с метастабильным аустенитом при его оптимальном количестве и стабильность применительно к конкретным условиям нагружения. Например, закалка из МКИТ в двух охладителях, ступенчатая и изотермическая закалка сталей позволяют уменьшить энергозатраты при термообработке, а также получить требуемое сочетание механических свойств. С нагревом в МКИТ целесообразно в ряде случаев проводить нормализацию. Наиболее высокий уровень свойств после термообработки с нагревом в МКИТ достигается проведением перед выдержкой в МКИТ или после нее полной аустенитизации. Установлено, что нормализация малоуглеродистых сталей: 09Г2С, ЕН36, 14Г2, 20ГЛ, 20ГФЛ с нагревом в МКИТ ($A_{c1} + (50-70)^\circ\text{C}$) и выдержкой по рациональному режиму позволяет получить более высокий уровень прочностных свойств, чем после аналогичной типовой термообработки с нагревом в аустенитную область. При этом пластичность и ударная вязкость сохраняются на достаточном уровне. Показана целесообразность закалки сталей 09Г2С, ЕН36 и 10Г2ФБ с нагревом в МКИТ, а не из аустенитной области ($960, 1100^\circ\text{C}$), как это ранее предложено в ряде работ. Получение в этих сталях 85-90 % низкоуглеродистого мартенсита и 10-15 % феррита, обеспечивает у них уровень механических свойств, соответствующий таковому у среднеуглеродистых улучшаемых сталей после закалки и высокого отпуска. Это в ряде случаев позволяет для деталей небольшого сечения (до 25-30 мм) заменить их низкоуглеродистыми низколегированными сталями. При этом уменьшаются энергозатраты на проведение термообработки и исключается использование дорогого и неэкологичного масла. Установлено, что у мало- и среднеуглеродистых низколегированных сталей нагревом под закалку в МКИТ до $A_{c3} - (10-30)^\circ\text{C}$ и снижением на $50-100^\circ\text{C}$ температуры отпуска по сравнению с типовой технологией, достигается равный или более высокий уровень прочностных свойств и абразивной износостойкости при той же пластичности и ударной вязкости. Показано, что в сталях 30ХГСА, 38ХС, 45Г, 60С2, 60С2ХФА и др. после оптимальных режимов изотермической закалки из МКИТ получено удлинение более 20%, при временном сопротивлении $\sigma_b \geq 1000$ МПа, что не достижимо в них после типовых термообработок. Кроме того, такая термообработка повышает абразивную износостойкость. Это обусловлено получением мелкозернистой дисперсной многофазной структуры, включающей нижний бейнит, феррит (10-15 %), небольшое количество карбидов, не растворившихся при неполной аустенитизации, метастабильный аустенит (10-30 %).

Перечень ссылок

Малинов Л.С. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки / Л.С. Малинов, В.Л. Малинов. - Мариуполь: Изд-во «Рената», 2009.-568 с.

УДК 621.984:669.018:620.18

Фасоль С.О¹

Ленок А.А²

Василевський В.В³

¹ аспірант кафедри ФМ НУ «Запорізька політехніка»

² ст. викладач кафедри ОМТ НУ «Запорізька політехніка»

³ к.т.н., ст. викладач кафедри ЕЕА НУ «Запорізька політехніка»

ОПТИМІЗАЦІЯ РЕЖИМУ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ МАТРИЦЬ ВИГОТОВЛЕНИХ ЗІ СТАЛІ Х12М

Штампи для холодного деформування працюють в умовах високих змінних навантажень та виходять з ладу внаслідок крихкого руйнування, малоциклової втоми та зміни форми та розмірів за рахунок пластичної деформації та зношення.

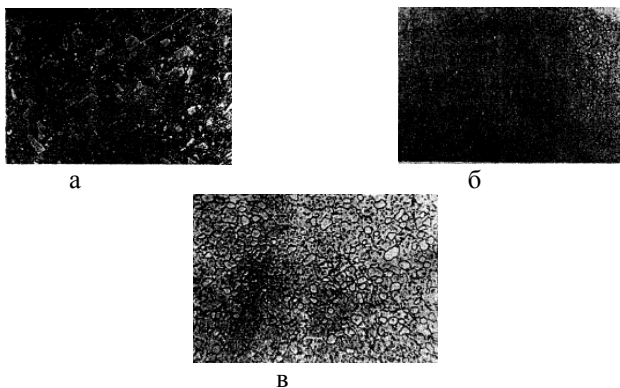
Сталі для таких інструментів мають високу твердість, зносостійкість та міцність. Температури експлуатації коливаються в межах 200...300°C.

За об'ємом та сферою застосування в в холодноштампувальному виробництві немає рівних за сталь Х12М. Її основні переваги, особливо висока зносостійкість внаслідок присутності в структурі твердих карбідів (M_7C_3 $M_{23}C_6$), висока твердість HRC 57...63. Проте в сталі присутня низка недоліків і, передусім, технологічних: сталь важко деформується при гарячій обробці тиском, ускладнена обробка різанням. Але найбільша неприємність - це карбідна неоднорідність, особливо у великих перерізах, що спричиняє зниження міцності і в'язкості і, як наслідок, передчасне крихке руйнування інструменту.

Зазвичай термічна обробка складається з нагрівання до температури 1020...1040°C та відпускання 120...200°C.

Проведені дослідження впливу температури гартування на показники міцності та твердості показали, що з підвищенням температури гартування твердість сталі спочатку зростає, досягає максимального значення 65 HRC при температурі 980°C, а з подальшим підвищенням температури гарту починає трохи зменшуватися. Ударна в'язкість навпаки із ростом температури поступово знижується. Дослідивши мікроструктуру (рис.1) можна зробити висновок, що а) приведена мікроструктура зразка,

загартованого від температури 860°C являє собою тростито-мартенситну основу, в якій розподілені хромо-залізни карбіди різної величини і форми, головним чином, великі карбіди, що мають у перерізі форму неправильних багатокутників. Порівнюючи рисунки б та в видно, що з підвищенням температури мікроструктура сталі змінюється наступним чином: в основному полі збільшується відносна кількість мартенситної складової, хромо-залізни карбіди стають більш дрібними і більш округлої форми, а їх розподіл більш рівномірним.



а - 860°C; б - 980°C; в- 1040°C

Рисунок 1 – Мікроструктура сталі Х12М в залежності від температури гартування ($\times 400$)

При гартуванні від температури 1040°C в мікроструктурі стають помітними зерна аустеніту, що добре пояснює знижену твердість зразків, загартованих від цієї температури. Отже, найбільш доречною буде температура гартування 980°C, проте як в рекомендована температура гартування є 1020°C.

Дослідження впливу температури відпускання показали, що найбільш доречною температурою буде температура 300°C так як показники ударної в'язкості та твердості сягають найбільших значень, а саме HRC 58 , КС 37 Дж/см².

Встановлено, що оптимальною температурою гартування сталі с температура 980°C, замість рекомендованої 1020°C. При такому режимі значення твердості та ударної в'язкості набувають максимальних показників, а мікроструктура стає більш однорідною. Аналогічним чином досліджено вплив температури відпускання, та визначено, що більш раціональним буде провдження відпуску при температурі 300°C, замість загальноприйнятого 120...200°C.

УДК 669.018.28:621.9.048.6

¹Івахненко Є.І.

²Рябчук М.М.

¹канд. техн. наук, доцент ІФ факультету ЗНТУ;

²студент гр. ІФ-115сп ЗНТУ.

АНАЛІЗ ВПЛИВУ ЛЕГУВАННЯ ТА ВІБРАЦІЇ НА СТРУКТУРУ СПЛАВІВ

Метою даної роботи є – вивчення впливу режимів вібрації (частоти та амплітуди) на властивості високо марганцевої сталі марки 110Г13Л. Хімічний склад вказаного сплаву знаходиться в межах стандарту на вказану марку, склад фосфору складає 0,10...0,12 %.

Рідкий метал виплавляли у печі ІСТ – 0,06 з основною футерівкою. Температура металу у печі перед заливкою складає 1470...1490 °С. Сплави заливають у кокілі для отримання відливків розмірами 116x116x116 мм та експериментальних відливків броніконусів дробарок КІД – 300.

Зовнішній вплив проводять механічним вібратором інерційного типу ВКСР – 200, закріплюємо кокілі на вібраційний стенд з вже заданими параметрами. Досліджувані межі частоти коливання форми складали 60 – 190 Гц, амплітуда вібрації 0,2...0,01 мм. Визначали густину, твердість і ударну в'язкість металу досліджуваних плавик.

При термообробці зразки зі сталі 110Г13Л нагрівають до температури 1050...1080 °С та після видержки 2,5 години гартують у воді.

Результати випробувань показали, що для високо марганцевої сталі марки 110Г13Л використання вібрації забезпечує підвищення густини та ударної в'язкості при деякому зменшенні твердості.

Слідє, що для високо марганцевих сталей (110Г13Л) оптимальні параметри вібрації – частота 60 Гц, амплітуда до 0,2 мм.

Металографічне дослідження структури металу литих у кокілі зразків показали, що вплив вібрації проявляється у різкій зміні зерен аустеніту, більш рівномірному розподілу карбідів у матриці, глобуляризації та дроблення неметалевих включень. Протяжність зони стовбчастих кристалів зменшується в 3 – 4 рази порівняно з аналогічними зразками, залитими у кокілі без накладення вібрації. Середній розмір рівноосних кристалів зменшується при цьому у 4 – 5 разів.

Спеціально проведені дослідження показали, що оптимальні товщини стінок, що забезпечують найвищу ефективність впливу вібрації, для високо марганцевих сталей складають 60...70 мм, для марганцево-хромистих – 40...50 мм.

Результати проведених експериментів, підтверджують дані [1 – 4] по досліджуваному питанню, дозволяє припустити, що ефект зовнішнього

впливу у значній мірі визначається декількома основними факторами. Один з цих факторів проявляється у тому, що коливання сприяють підвищеному контакту змочування розплавом поверхні форми та відповідно більш інтенсивному тепловідводу (більш ніж на 12%) через стінку форми, що сприяє підвищеній кристалізації та подрібненню мікроструктури. У звичайних умовах поверхня розплавів покривається оксидною плівкою, знижуючи однорідність контакту розплаву з стінкою форми.

Вібрація інтенсивно руйнує оксидні плівки, підвищуючи цим змочування поверхні форми, у результаті швидкість охолодження розплаву підвищується і зерно аустеніта зменшується у 4 – 6 разів.

Другий фактор впливу вібрації на розплав – змішування шарів твердої та рідкої фаз, у результаті якого проходить подрібнення дендритів та поява рівноосних кристалів.

Природа вібраційного методу лиття полягає у тому, що рідкий метал у процесі власного затвердіння піддається впливу змінних короткочасних динамічних імпульсів, викликаючи втрату його вагомості та змінним за цим стиснення сплаву за рахунок підвищення його ефективної ваги більш ніж у 2 рази порівняно з звичайними умовами. Цей ефект спостерігається до певної частоти впливу (для кожного сплаву своя частота), після чого відбувається втрата вагомості сплаву. При появі ефекту втрати вагомості посилюється ефект виділення розчинених газів та коагуляції включень, які при наступному імпульсі стиснення металу підсилено виштовхуються на поверхню рідкої ванни. Наявність імпульсного вакууму і подальшої компресії дозволяє умовно розглядається механізм впливу вібрації як з'єднання в малих обсягах вакуумної плавки і лиття під тиском.

Результати проведених досліджень дозволяють зробити висновок, що позитивний вплив зовнішнього впливу на кристалізацію високомарганцевих сталей ефективно проявляється на відливках з товщиною стінок понад 70 мм.

УДК 539

Ивахненко Е.И.¹

¹канд. техн. наук, доцент ЗНТУ

ИССЛЕДОВАНИЕ ФЕРРИТО-КАРБИДНЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ГОРНО-ОБОГАТИТЕЛЬНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Для деталей горно-обогадательного оборудования, работающих в условиях абразивного воздействия при высокотемпературном изнашивании (до 1100°C) необходимо применение высоколегированных сплавов, где решающим фактором увеличения их надёжности и

долговечности является уровень легированности и морфология структурных составляющих металла.

Исследовали высоколегированные феррито-карбидные сплавы марок 100X27C2Л и 100X27H3C2Л, где изучали влияние углерода, хрома, кремния и никеля на твёрдость (НВ) металла, относительную износостойкость и коррозионностойкость ($h_{\text{ум}}$). Поставленную задачу решали с ограничениями вида: $0,3\% \leq C \leq 1,2\%$, $18,0\% \leq Cr \leq 28,0\%$, $0,5\% \leq Si \leq 2,5\%$, $0,4\% \leq Ni \leq 12,0\%$.

Для качественного фазового анализа применяли рентгеноструктурный анализ. Образцы исследовались на дифрактометре ДРОН-3М в фильтрованном кобальтовом излучении при режимах съёмки $U=26\text{kV}$, $I=15\text{mA}$. Сканирование проводили со скоростью 1 град./мин при пределах излучения $4 \cdot 10^4$ имп/с с постоянной времени 2,5 с. По результатам съёмки проводили качественный фазовый анализ, с помощью которого идентифицировались фазы аустенита, феррита, карбидных неметаллических включений и интерметаллидных соединений.

С использованием рентгено-графического прибора Jeol 5 исследовали морфологию карбидов и пограничные зоны структурных составляющих карбид-феррит, интерметаллид-феррит. Металлографические исследования проводили с использованием оптических микроскопов МИМ-8М и МБИ-6 на образцах металла до и после высокотемпературных (1100°C) испытаний.

Результаты исследований позволили изучить процессы коалесценции и сфероидизации карбидов. Коалесценция карбидных частиц начинается одновременно с их сфероидизацией, но продолжается и после ее завершения. Однако с заметной скоростью она идет только при высоких температурах, когда диффузионная подвижность углерода становится большой. Диффузия углерода от мелких к крупным частицам карбидов создает условия пересыщения элементом аустенита в околоскарбидных зонах. В результате наблюдается постепенное растворение мелких частиц карбидов и рост крупных.

Пограничные зоны карбид-феррит и интерметаллид-феррит представляют собой низколегированный по хрому металл интенсивно окисляющийся под действием температуры. Вводимые элементы - кремний и никель действуют не однозначно. Легируя металл околоскарбидной зоны, кремний снижает скорость протекания коррозионных процессов. Никель, как элемент не склонный к пассивации, в изучаемых пределах на коррозионные процессы практически не влияет.

Проведенная работа позволит сэкономить дефицитные легирующие элементы в изучаемых высоколегированных сплавах путём снижения их концентрации в составе металла и достичь желаемого уровня надёжности и долговечности деталей горно-металлургического оборудования.

УДК 678.7:620.18

Ткач В.В.^{1,2},

Кушнір М.В.¹,

Іванушко Я.Г.³,

Сілвіо С. де Олівейра²,

Лусінда Ваш дуж Рейш⁴,

Ягодинець П.І.¹,

Жолт О. Кормош⁶

¹Чернівецький національний університет ім. Ю. Федьковича, Україна

²Федеральний університет штату Мату-Гроссу-ду-Сул, Бразилія

³Буковинський державний медичний університет, Україна

⁴Університет Траз-уж-Монтіш і Алту-Доуру, Португалія

ТЕОРЕТИЧНИЙ ОПИС ЕЛЕКТРОХІМІЧНОГО СИНТЕЗУ ПРОВІДНОГО ПОЛІМЕРУ, ДОПОВАНОГО СКВАРАЇНОВИМИ БАРВНИКАМИ

Цікавість до провідних полімерів зростає протягом останніх п'яти десятиліть [1]. Це пояснюється тим, що їхні властивості легко підлаштувати під функцію, яку вони виконуватимуть. Одним із методів функціоналізації провідних полімерів є допування.

Допування може виконуватися як електрохімічно, так і хімічно – наприклад, з допомогою полімераналогічних перетворень. Іншим методом модифікації може бути і адсорбція допанта на полімері і (у випадку іммобілізації біооб'єкту) його впровадження у полімерну структуру. Природа допанта при цьому прямо визначається застосуванням полімеру.

Наприклад, у конверсії енергії, при конструюванні конденсаторів та фотоелементів для фототерапії раку використовуються високоспряжені барвники, в яких довжина спряженої системи може досягати двох десятків зв'язків, а смуга поглинання наближається до межі ІЧ-спектру[2]. При цьому при електрополімеризації паралельно з допуванням провідного полімеру відбувається також і впровадження його у полімерний ланцюг як другого мономеру. Відтак відбувається кополімеризація мономеру з барвником з паралельним допуванням барвником кополімеру.

У разі отримання вихідного мономеру внаслідок електрохімічного синтезу на робочому електроді, поведінка системи описується біваріантною системою (1):

$$\begin{cases} \frac{dm}{dt} = \frac{1}{M} (r_1 - r_{21} - r_{22}) \\ \frac{dc}{dt} = \frac{2}{\delta} \left(\frac{D}{\delta} (c_0 - c) - r_{21} - r_{22} \right) \end{cases} \quad (1)$$

Вона описує процес, який, в залежності від умов, може перебігати в легко утворюваному стаціонарному стані в дифузійному, реакційному або дифузійно-реакційному режимі. З іншого боку, осциляторна поведінка в даній системі також імовірна, спричинюючись впливом на подвійний електричний шар (ПЕШ) електросинтезу мономеру, електрополімеризації та допування.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Y. Zhang, H. Zhuang, *Electrochim. Acta*, 54(2009), 7364
2. S. Friães, A. Silva, R. Boto *et al.*, *Bioorg. Med. Chem.*, 25(2017), 3803

УДК 621.785:535.211:669.15-194:669.017

Губенко С.І.¹,

Беспалько В.М.²

Нікульченко І.О.³

¹ д-р техн. наук, професор НМетАУ

² канд. техн. наук, доцент НМетАУ

³ мл. науч. сотр. НМетАУ

ОСНОВНІ ТИПИ БУДОВИ ГРАНИЦЬ ВКЛЮЧЕННЯ-МАТРИЦЯ ПІСЛЯ ЛАЗЕРНОЇ ДІЇ, ЩО ВИЯВЛЕНІ В КОЛІСНІЙ СТАЛІ, ЯКА РОЗКИСЛЕНА КОМПЛЕКСНИМ РОЗКИСЛЮВАЧЕМ

Вступ. Методи впливу на неметалеві включення представляють інтерес як одні з найбільш перспективних напрямків обробки сталей. Відомо, що неметалеві включення впливають на зміцнення сталеві матриці при лазерній обробці [1]. У той же час необхідні детальні дослідження зміни структури границь включення-матриця сталі у зв'язку з можливим впливом на їх когезивну міцність. Метою роботи є виявлення особливостей трансформації границь включення-матриця в колісній сталі, яка була розкислена комплексним розкислювачем.

Матеріали і методики досліджень. Зразки колісної сталі з полірованою поверхнею піддавали лазерній дії на пристрої ГОС-30М при енергії імпульсу 10, 18, 25 і 30 Дж. Швидкість нагріву становила 10^5 °C / с, час дії імпульсу - (1,0, 2,5, 3, 6, 4,2 і 6,0) $\cdot 10^{-3}$ с, швидкість охолодження - 10^6 °C / с. Методики досліджень описані в роботі [1].

Результати досліджень та їх обговорення. При дослідженні колісної сталі, розкисленої комплексним розкислювачем СКТіА (сілікокальцій, титан, алюміній) з метою диспергування її мікроструктури, виявлені наступні включення: сульфіді MnS і (Fe, Mn)S, що містять Fe і Mn в різних співвідношеннях, силікати MnO·SiO₂, FeO·SiO₂, оксиди CaO·FeO·SiO₂, CaO·MnO·SiO₂, SiO₂, 2CaO·SiO₂, Al₂O₃, MnO·Al₂O₃, TiO₂, карбонітриди титану TiCN, гетерофазні включення Al₂O₃+MnO·SiO₂,

$MnO \cdot Al_2O_3 + MnO \cdot SiO_2$ (останні включення відноситься до типу гетерофазних включень «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою» [2]).

Поблизу включень усіх типів виявлені зони насичення, що мають різну структуру, яка виявляється тепловим травленням в процесі лазерного впливу, а також шляхом мікрорентгеноспектрального аналізу. Показаний каскадний характер розподілу елементів при видаленні від включення. Це свідчить про взаємозв'язок хвильового характеру швидкісного масопереносу елементів включення в матрицю з хвильовою релаксацією напружень в умовах імпульсного лазерної дії. Співвідношення концентрації компонентів у цих зонах були різними і коливалися в межах 1,1 ... 2,1 рази. В структурі зон насичення часто присутні дисперсні «сателітні» частинки, які є або результатом дроблення включень під дією ударної хвилі, або, коли в момент плавлення поверхневого шару металу формуються локальні ділянки типу металевих емульсійних розплавів, в яких при різкому охолодженні гетерофазні кластери кристалізуються в "сателітні" частинки [3]. Поява «сателітних» частинок сприяє створенню дисперсних композитних шарів, або комбінованих шарувато-дисперсних ділянок поблизу включень. Спостерігали також, так званій, плямистий розподіл зон насичення, що може бути викликано не тільки зазначеним в роботі [1] розчиненням мікро- або нанозерен включень при плавленні, але також з турбулентністю течії розплаву в мікрометалургійній ванні поблизу включень при плавленні [3], що призводить до «розбиття» або поділу зон насичення на окремі ділянки.

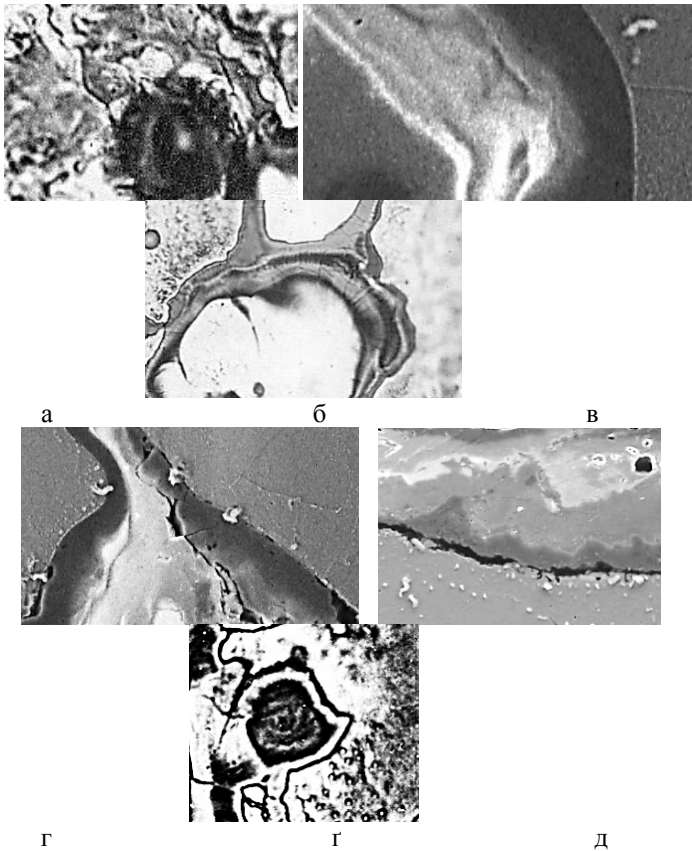
В поверхневих ділянках включень при контактній взаємодії з матрицею в момент лазерного впливу спостерігали зони насичення елементами матриці каскадного або «тунельного» типу, а також нові фази, які пов'язані з пересиченням цих ділянок елементами сталевий матриці, в також з частковим відновленням вищих оксидів [1].

В результаті масопереносу через границі включення-матриця виникають сегрегації домішок, що пов'язано з фракціонуванням домішок і виділенням надлишкових ультрадисперсних фаз при розпаді пересиченої домішками міжфазової границі в процесі охолодження. Крім того, на міжфазових границях включення-матриця утворюються граничні фази. Механізм їх утворення описаний в роботі [1], де показано, що вони формуються протягом такого малого часу лазерного впливу в результаті колективної активації груп атомів різного сорту в умовах високих тиску і температури.

В результаті контактної взаємодії включень з матрицею і швидкісного масопереносу через границі включення-матриця відбувається трансформація зазначених границь, яка пов'язана з гетерогенізацією їх структури. В досліджуваній сталі виявлені наступні типи структури границь включення-матриця після ЛТО: 1 - в структурі границь є зони

насичення сталевї матриці при наявності переважного масопереносу елементів включення в навколишню матрицю в процесі їх контактної взаємодії (рис. 1, а, б); 2 - в структурі границь зони насичення сталевї матриці і поверхні включення при наявності взаємного масопереносу елементів включення і матриці (рис. 1, в, г); 3 - в структурі границь на тлі процесів, що відбуваються у випадках 1 і 2, відбувається формування і фракціонування сегрегацій на міжфазових границях, а також утворення граничних фаз (рис. 1, г, д); 4 - поява сегрегацій і граничних фаз без утворення видимих зон насичення (рис. 1, е, є); 5 - в структурі ділянок взаємодії на тлі зон насичення або без утворення видимих зон насичення виникають дисперсні «сателітні» включення (рис. 1, ж, з).

Слід зазначити, що 1 - 3 типи структури границь включення-матриця були раніше виявлені при дослідженні різних сталей після ЛТО [1], в той же час 4 і 5 типи зазначених структур вивчені вперше.



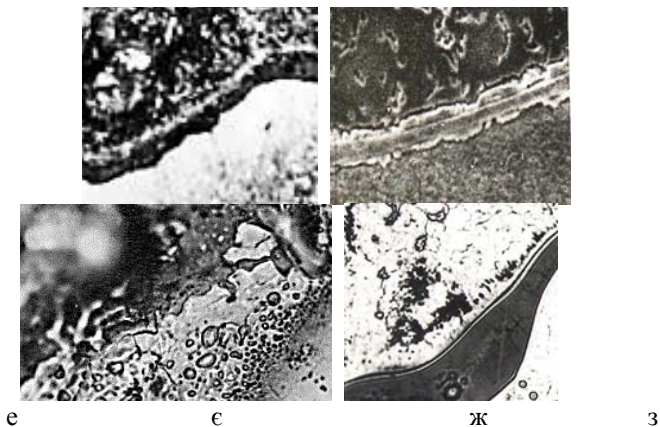


Рис. 1. Границі включення-матриця в колісній сталі, розкисленої комплексним розкислювачем: x500x6

Висновки. Досліджені особливості трансформації границь включення-матриця в колісній сталі, розкисленої комплексним розкислювачем, при лазерному впливі. Виявлені нові типи структури міжфазних границь включень-матриця сталі.

Перелік посилань

1. Губенко С.И., Ошкадеров С.П. Неметаллические включения в стали. - Киев, Наукова думка, 2016. - 528с.
3. Губенко С.И. Гетерофазные микрокомпозитные включения в сталях. Germany-Mauritius, Beau Bassin,. Palmarium academic publishing, 2019, 330 с.
3. Губенко С.И., Никульченко И.А. Дробление неметаллических включений в процессе скоростного плавления при лазерном воздействии. Металлознавство та термічна обробка металів, 2018, №3 (82), с. 10-16

УДК 539.43

Акімов І.В.¹

Маляревич І.О.²

¹ канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»

² студент гр. БАД-219м НУ «Запорізька політехніка»

ПІДВИЩЕННЯ ТЕРМОСТІКОСТІ ГРАФІТИЗОВАНИХ СТАЛЕЙ

Відомо, що в якості матеріалів для виготовлення металевих форм (кокілі, склоформуєчий інструмент та ін.) найчастіше використовуються графітізовані чавуни, завдяки не лише невеликої вартості та добрій технологічності, але й підвищеним фізико-механічним властивостям: високій теплопровідності, низькій чутливості до концентраторів напружень та ін. Проте головними недоліками чавунів є низькі показники міцності та пластичності, які зумовлені високим вмістом графітної фази в структурі. Це обмежує строки експлуатації металевих форм внаслідок утворення сітки розпалу та тріщин. В цьому відношенні перспективними матеріалами є графітізовані сталі, особливістю яких є наявність графітових включень в структурі, що надає цим сталям специфічні властивості чавунів.

В роботі досліджували службові властивості графітізованих сталей при високих температурах з різним вмістом кремнію, як елемента, який значно впливає на структуру та властивості сталі: термостійкість, окислювотійкість та високотемпературну витривалість з метою можливого замінування сталлю чавунів для металевих форм, які працюють згідно [] в умовах термоциклювання, що призведе до виникнення термічних напружень порівняних з границями витривалості та плинності матеріалів форм. На наш погляд така заміна дасть можливість підвищити довговічність металевих форм.

Сталь складу: 1,55...1,65%С; 0,18...0,22%Mn; 0,03...0,07%Cr; 0,5%Cu; 0,25%Al; 0,025...0,030%S і 0,032...0,04%P легували кремнієм: 0,96...2,57% (табл. 1). Після графітізуючого відпалу при вмісті кремнію 0,96% графіт мав форму близьку до кулястої, металева матриця при цьому була представлена феритом та перлітом. При 1,74% кремнію утворювався менш компактний, пластівчастий графіт відпалу, так само у феррито-перлітній металевій основі. При вмісті кремнію 2,57% графіт мав пластинчасту форму, матриця – ферит.

Таблиця 1 – Хімічний склад і механічні властивості при кімнатній температурі графітизованих сталей

Варіант сталі	Вміст кремнію, %	Кількість фериту, %	Границя міцності σ_b , МПа	Відносне видовження δ , %	Твердість НВ
1	0,96	33	570	7,4	166
2	1,74	51	386	2,4	187
3	2,57	97	43	1,0	170

Термоциклічну витривалість Nt визначили на установці ЛО 00-СБ конструкції ЗМКБ «Прогрес» ім. А. М. Івченко на плоских зразках перерізом 5×10 мм в умовах статичного розтягування з навантаженням $\sigma_{ст}=25, 30, 35, 40$ і 45 МПа й динамічного згину із частотою 207...233 Гц при $\sigma_{зг}=4$ МПа й температурі 750°C.

Аналіз отриманих результатів показав, що максимальною довговічністю Nt мала низьокремніста сталь (0,97%Si) при всіх значеннях $\sigma_{ст}$. При цьому така сталь за досліджуваній властивості перевершувала високоміцний чавун більш ніж у 6 разів.

Підвищення концентрації кремнію знизило високотемпературну витривалість сталі у всьому досліджуваному діапазоні: при 1,74%Si у середньому на (50%, а для сталей з 2,57%Si, відповідно, більш ніж на 90%).

Аналіз мікромеханізму руйнування графітизованих сталей в умовах складнонапруженого стану та високих температур показав, що мікротріщини зароджувалися переважно біля графітових включень. Як правило, вони поширювалися від одного включення до іншого. При цьому, як і очкувалося, включення витягнутої форми в більшому ступені сприяли тріщиноутворенню, ніж компактні кулястої форми. У міру навантаження зразків відбувалося розкриття мікротріщин та суттєве окиснення їх поверхонь під впливом високих температурі із подальшим формуванням магістральної макротріщини й руйнування.

Отже, аналіз мікромеханізму тріщиноутворення при високотемпературному втомному навантаженні показав, що основним фактором, що визначають опір графітизованої сталі руйнуванню є форма графітових включень. Згідно з отриманими результатами по цьому показникові низьокремністі графітизовані сталі перевершують високоміцний чавун, марки ВЧ40.

УДК 621

Пухальская Г.В.¹

Селиверстов А.Г.²

Степанова Л.П.³

¹канд. техн. наук, доцент ЗНТУ

²канд. техн. наук, нач. ЦЗЛ АТ «МОТОР СІЧ»

³канд. техн. наук, доцент ЗНТУ

ОСОБЕННОСТИ УПРОЧНЕНИЯ СВАРНЫХ ШВОВ

При эксплуатации авиационных двигателей в условиях повышенной запыленности, на грунтовых аэродромах, в пустыне, может происходить повреждение лопаток компрессора в виде забоин, царапин, рисок [1]. Для ремонта значительных повреждений требуется применение методов сварки или наплавки, а для замены поврежденных фрагментов может применяться электронно-лучевая сварка (ЭЛС). Методы поверхностного упрочнения как правило приводят к повышению предела выносливости деталей [1]. Усталостная прочность сварных швов обычно меньше чем цельного материала. Для обеспечения эксплуатационных свойств деталей, и в частности лопаток восстановленных с применением сварки, актуальной задачей является применение методов упрочнения для сварных соединений [2]. Исследования проводили на образцах, применительно к ремонту лопаток вентилятора из материала ВТЗ-1 с заменой поврежденного фрагмента и приваркой вставки методом ЭЛС.

Определение предела выносливости сварных образцов без упрочнения и сварных, обработанных шариками в магнитном поле по оптимальному режиму, проводили ускоренным методом на базе $N=2 \cdot 10^7$ циклов с последующим пересчетом с применением коэффициента $\alpha=0,8$ на базу $N=10^8$ циклов [3]. Испытания проводились таким образом, чтобы ось сварного шва находилась в зоне действия максимальных напряжений. Фрактографические исследования проводили на микроскопе STEMI 2000-S фирмы ZEISS. Для оценки уровня микронапряжений измеряли ширину дифракционной линии 105 α -фазы. В исследовании использовали рентгеноструктурный метод, съемка в медном излучении на дифрактометре типа ДРОН-3. Фрактографический анализ разрушенных образцов показал, что изломы имеют усталостный характер, разрушение происходит по хрупкому механизму. Отличительной особенностью является наличие пор диаметром от 0,05 до 0,15 мм, в большинстве случаев они располагаются в районе очага разрушения. Исследовано влияние обработки шариками в магнитном поле на уровень микронапряжений в сварном шве и вне сварного шва и зоны термического влияния. Результаты представлены в табл.1 [4].

Таблица 1- Ширина линии 105 α -фазы (в радианах) для неупрочненного (исходного) состояния и упрочненного (обработка шариками в магнитном поле)

Место съемки	Исходный неупрочненный образец	Образец после упрочнения шариками в магнитном поле
Вне сварного шва и зоны термического влияния	$21,1 \times 10^{-3}$, рад.	$23,2 \times 10^{-3}$, рад.
Сварной шов	$18,3 \times 10^{-3}$, рад.	$18,8 \times 10^{-3}$, рад.

Сравнительный анализ полученных данных показывает, что в сварном шве уровень микронапряжений ниже, чем на участке образца вне сварного шва и зоны термического влияния, что может быть связано с более высокой твердостью сварного шва [4]. Обработка шариками в магнитном поле «мягкая», не приводит к охрупчиванию сварного шва и приводит к повышению до 10% уровня микронапряжений вне зоны шва. Разрушение при испытаниях на усталость сварных образцов без упрочнения и сварных упрочненных образцов происходило в зоне действия максимальных напряжений по сварному шву. Упрочнение сварных образцов шариками в магнитном поле повышает предел выносливости до 20%.

Список литературы

1. Детонационное нанесение покрытий на детали авиадвигателей и технологического оснащения с последующей магнитно-абразивной обработкой / [Богуслаев В.А., Долматов А. И., Жеманюк П.Д. и др.] – Запорожье : Дека, 1996 – 366 с.
2. Сайдахмедов Р.Х. - Прогрессивные технологии производства конструкций летательных аппаратов из титановых сплавов/ Р.Х. Сайдахмедов. – Ташкент: ТГАИ, 2005. – 54 с.
3. Лопатки газотурбинного двигателя (ГТД). Методы испытаний на усталость. (ОСТ 1.00870-77.) – Введ. 07.78.
4. Пухальская Г.В. Исследование применения метода обработки шариками в магнитном поле для упрочнения сварных швов при ремонте лопаток вентилятора и компрессора из титановых сплавов [Текст] / Пухальская Г.В., Петрик И.А., Селиверстов А.Г., Гликсон И.Л., Степанова Л.П. // Весник двигателестроения. - 2017. №1 – С.101-109

УДК 669.14.018:621.771.23

Климов О.В.¹

Ткач Д.В.²

¹канд. техн. наук, доцент, НУ «Запорізька політехніка»

²канд. техн. наук, НУ «Запорізька політехніка»

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ ГАРЯЧОГО ДЕОРМУВАННЯ НА ТЕХНОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ФЕРИТНИХ СТАЛЕЙ

На сучасних металургійних підприємствах все більшого розвитку отримують технології, що дозволяють поєднати процеси деформації та термічного оброблення (ВТМО, НТМО, контрольована прокатка). Можливість використання цих технологій залежить від багатьох факторів, таких як деформівність матеріалу, його схильність до розвинення процесів динамічного звороту та рекристалізації. Крім того, що дані технології дозволяють економити енергоресурси, завдяки ним забезпечується більш сприятлива структура щодо можливості здійснення в подальшому таких важливих технологічних операцій як штампування та зварювання.

Пропоновані технології використання ВТМО, контрольованої прокатки дозволяють отримувати раціональну структуру за умови якщо при цьому важливим є забезпечення певної структури на стадії деформаційної обробки слябів (стан твердого розчину, розмір та форма зерен, кількість, форма і розмір вкраплень карбідів, нітридів та інших неметалевих включень тощо). Це важливо оскільки вихідна структура сплаву впливає на подальший розвиток структуроутворень в процесі перероблення прокату на гарячекатаний та холоднокатаний лист.

Так на прикладі корозійностійкої сталі феритного класу 08Ч18Т1 було доведено можливість гарячої деформації у поширеному температурному і швидкісному інтервалі.

В роботі досліджували вплив температури та швидкості прокатки на структуру та властивості матеріалу, при цьому приділяли увагу збереженню його високої пластичності. Для цього проводили експеримент з гарячого крутіння зразків, причому напруження крутіння, деформація та швидкість перераховували у відносні напруження, дійсну деформацію та швидкість деформації відповідно. Температура випробувань змінювалася в інтервалі від 700 до 1300 °С, а швидкість крутіння визначалася відповідно до можливостей лабораторного обладнання і становила 5,4 с⁻¹, 0,1 с⁻¹, 0,01 с⁻¹.

Було встановлено, що деформація до деякого пікового напруження зростала зі збільшенням її швидкості при постійній температурі. Подібні процеси відбувались зі зниженням температури випробування при постійній швидкості. Причому, якщо при низьких температурах найбільша

пластичність досягалась при менших швидкостях, то при температурах близько 1000 °С спостерігалась зворотна картина. Можливо це пояснюється структурними і субструктурними перетвореннями, що відбувались в процесі деформації.

Порівняльна оцінка мікроструктур і кривих «напруження-деформація», дозволили зробити висновок, що стан гарячого наклепу зберігався в матеріалі при температурах крутіння 700 °С та швидкостях деформації рівних 5,4 с⁻¹, 0,1 с⁻¹. Стадія пластичного (сталого) плину в цьому випадку не спостерігалась. Зменшення швидкості до 0,01 с⁻¹ приводила до того, що основна частка деформації здійснювалась на стадії сталого плину, тобто з незначною зміною напруження при збільшенні ступеня деформації. При цьому в матеріалі, протікали процеси динамічної полігонізації і формувалась розвинена полігональна структура. Аналогічні процеси відбувались зі структурою при температурі 800 °С і швидкості 5,4 с⁻¹. Зменшення швидкості деформування приводило до розвитку динамічної рекристалізації, яка найбільш інтенсивно розвивалась при збільшенні температури гарячої деформації до 1000 °С і вище. Ймовірно, це пояснюється тим, що при деформації з температур вищих за 1000 °С центри динамічної рекристалізації ростуть за механізмом Бейлі-Хірша, а нижчих - шляхом спрямованої коалесценції меж субзерен.

Встановлено, що найбільша деформівність досліджуваної сталі спостерігалась при температурах 1000...1100 °С і швидкості деформації 5,4 с⁻¹, проте зважаючи на несприятливі структурні зміни, що проходять при цих температурах, отримуваний матеріал не буде характеризуватись високою холодостійкістю. Тому, з цієї точки зору, найбільш сприятливими є температури порядку 700...900 °С, при яких також зберігається досить висока деформівність.

Таким чином, було встановлено, що для підвищення деформівності сталі можна підвищувати температуру прокатки та її швидкість, проте для забезпечення високої холодостійкості, необхідно цю температуру знижувати і, відповідно, змінювати швидкість прокатки.

РОЗШИРЕННЯ ФУНКЦІОНАЛЬНИХ МОЖЛИВОСТЕЙ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ЖАРОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ ЗА РАХУНОК ОПТИМІЗАЦІЇ СХЕМИ ЛЕГУВАННЯ ТА ЗАСТОСУВАННЯ НОВІТНІХ МЕТОДІВ ІНЖЕНЕРІЇ ПОВЕРХНІ

З урахуванням сучасного стану економіки в Україні виготовлення листового прокату з високолегованих жаростійких сталей є неконкурентноспроможним. У зв'язку з цим виникає потреба в організації виробництва на підприємствах сталей з помірним вмістом легувальних елементів.

Вирішення цієї проблеми може бути знайдено при розробці хімічного складу та технології виробництва економнолегованих жаростійких сталей структура та властивості яких забезпечували б можливість виготовлення та тривалу експлуатацію поширеної номенклатури виробів машинобудування та енергетики.

Типовою напівферитною нержавіючою сталю є хромиста сталь марки 12X17. Для цієї сталі притаманними є висока корозійна стійкість в атмосферних умовах та в хімічних розчинах. Недоліком таких сталей є наявність поліморфних перетворень, що суттєво ускладнює виконання певних технологічних операцій насамперед зварювання.

Типовою феритною сталлю яка не зазнає поліморфних перетворень при будь яких температурних впливах є 08X18T1. Така сталь є більш функціональним заміником аустенітних сталей ніж 12X17. Проте через високий вміст хрому її можна вважати занадто легованою для цілої низки виробів, які працюють у помірноагресивних середовищах в умовах впливу високих температур.

Наукові дослідження спрямовані на вдосконалення хімічного складу сталей, які б мали найбільшу універсальність щодо використання у різних галузях, ведуться кафедрою фізичного матеріалознавства «Запорізької політехніки»:

- розроблено та обґрунтовано теоретичні положення вибору елементів багатокомпонентного легування залізохромистої матриці, що дозволяє розширити можливості створення жаростійких сталей різних структурних класів та призначень;

- розроблено спосіб підвищення корозійної стійкості та зносостійкості поверхні виробів з економнолегованих жаростійких листових сталей, що містять хром, алюміній, кремній, шляхом іонного азотування з можливістю управління структурою азотованих шарів.

Як база досліджень була обрана сталь типу 08X8CЮТч. Сталь має феритну структуру у відлитому стані яка зберігається на всіх етапах металургійного перероблення. Запроваджені технології отримання листового прокату з подальшим термічним обробленням забезпечує використання цієї сталі при виготовленні виробів будь якої геометрії як шляхом штампування так і зварювання.

Результати досліджень експлуатаційних властивостей не тільки підтвердили доцільність використання сталей що містить 8% хрому, кремній та алюміній при виготовленні вище означених виробів, а і спонукали на оптимізацію марочного складу як шляхом ведення додаткових легувальних елементів так і обмеженням вмісту хрому.

Зокрема, були розроблені марки сталі 03X8CЮВМБФ та 03X3CЮ, що поширило функціональні можливості використання феритних та напівферитних сталей.

Зважаючи на присутність хрому та алюмінію функціональні можливості можуть бути розширені за рахунок використання додаткових технологічних операцій таких як іонне азотування, з утворенням шарів які складаються з γ -фази та суміші ($\gamma+\epsilon$), що обумовлює підвищену корозійну стійкість та зносостійкість поверхні виробів.

УДК 669.018.44:621.91

Грабовський В.Я.¹

Лисиця О.В.²

¹ канд.техн. наук, доц. НУЗП

²ст. викладач НУЗП

ЗАСТОСУВАННЯ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ДЛЯ ПОКРАЩЕННЯ ОБРОБЛЮВАНOSTІ РІЗАННЯМ СПЛАВУ НА ОСНОВІ ГЦК ГРАТКИ ІЗ ДИСПЕРСІЙНИМ ТВЕРДІННЯМ

Для виготовлення інструментів гарячого пресування металів (матриці, голки, прес-шайби і т.і.) розроблено сплав на залізонікелевій основі ХН35В6ТЮ (ЕК39) як ефективний замітник серійних високо теплостійких штампових сталей мартенситного класу типу 5Х3В3МФС (ДИ23). Сплав має ГЦК кристалічну ґратку основи і зміцнюється при дисперсійному твердінні частинками γ' -фази типу $Ni_3(Al,Ti)$. Зміцнювальну термічну обробку сплаву рекомендовано виконувати за режимом: гартування 1150 °С, 2 години, масло + старіння 780 °С, 10 годин. Широке використання сплаву, незважаючи на більш високу працездатність, стримується порівняно гіршою, а відповідно і більш витратною, механічною оброблюваністю різанням. Робота присвячена

пошуку такого стану сплаву, для якого його оброблюваність різанням є найменш витратною.

Для досліджень використовували ковані прутки сплаву діаметром 95 мм. Механічну оброблюваність різанням визначали в наступних станах: стан постачання (твердість 32 HRC); гартування 1150 °С, 2 години, масло (75 HRB, тобто менше нижньої границі вимірювань за шкалою “С”); гартування + старіння 780 °С, 2 години (27 HRC); гартування + старіння 780 °С, 10 годин (33 HRC). Структура сплаву в стані постачання відповідала деформованому (наклепаному) стану, після гартування – пересиченому твердому розчину, а після гартування та наступного старіння – зміцненню дисперсними частинками γ' -фази типу $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$. Оцінку механічної оброблюваності сплаву виконували за результатами залежності стійкості різального інструменту τ (в хвилинах) від швидкості різання v (в м/хвилину). Використовували різальні пластини зі швидкорізальної сталі марки Р6М5К5. Проводили точіння вздовж прутка на токарно-гвинтовому верстаті (модель ГК62М) при наданні 0,39 мм/оберт і глибині різання 1 мм. Величину швидкості різання змінювали від 0,5 до 20 м/хвилину. За отриманими результатами побудовані графіки відповідних залежностей, які в координатах $\lg\tau$ - $\lg v$ мали вигляд паралельних (для різного стану) прямих, зручних для аналізу. З порівняння ходу таких прямих встановлено, що при усіх швидкостях різання значення стійкості різальних пластин зростають в наступній послідовності: стан постачання \rightarrow гартування + старіння 780 °С, 10 годин \rightarrow гартування + старіння 780 °С, 2 години \rightarrow тільки гартування. При однаковій швидкості різання, що складала 4 м/хвилину, відповідні конкретні значення стійкості різальних пластин в хвилинах відповідають такій послідовності: 9 \rightarrow 22 \rightarrow 44 \rightarrow 140. Тобто найбільшу стійкість різальні пластин мали після термічної обробки сплаву, що відповідала тільки гартуванню.

Таким чином, для кращої оброблюваності різанням заготовки сплаву ХН35В6ТЮ (ЕК39) попередньо потрібно піддавати гартуванню, що порівняно зі станом постачання зменшує витрати на різальний інструмент в 15 разів і, відповідно, робить використання сплаву більш економічним. Отримані результати можуть бути використані і для інших сплавів з ГЦК кристалічною ґраткою, оскільки погана оброблюваність різанням є загальною їх особливістю.

УДК669.14.018.44

Грабовський В.Я.¹.

Шило Д.О.²

¹ канд.техн. наук, доц. НУЗП

² магістрант НУЗП

СХОДИНКОВЕ СТАРІННЯ ЯК ЕФЕКТИВНИЙ СПОСІБ ПІДВИЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЛАВІВ ІЗ ДИСПЕРСІЙНИМ ТВЕРДІННЯМ

Проблема підвищення властивостей сплавів, призначених для високих температур експлуатації, вимагає пошуку нових дієвих способів її вирішення. Оскільки такі сплави зазвичай зміцнюються дисперсійним твердінням, то досить результативним та економічним є пошук більш ефективним режимів їх термічної обробки. Значний резерв закладено в використанні сходинкового режиму старіння замість традиційного одинарного, що здатне підвищити дисперсність, кількість, рівномірність розподілу та менший розкид за розміром частинок зміцнювальних фаз. В результаті може досягатися зростання не тільки міцності, але і пластичності.

В даній роботі викладені результати конкретного використання сходинкового режиму старіння (в послідовності низькотемпературне + високотемпературне) замість одинарного для підвищення певних характеристик сплавів з ГЦК кристалічною ґраткою та трьома різними типами та сполученнями частинок зміцнювальних фаз: або тільки γ' -фази типу $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, або фази Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$ сумісно з γ' -фазою типу Ni_3Al і карбідами типу M_{23}C_6 , M_6C , або нітридів типу VN , Cr_2N та карбідів типу VC . Розглянуті сплави розроблені для інструментів гарячого пресування металів, що експлуатуються при температурах вище 700-750 °С, коли серійні теплостійкі штампові сталі принципово не здатні зберігати працездатність внаслідок інтенсивного знеміцнення. Для кожного виду зміцнення пошук найбільш ефективних режимів сходинкового старіння здійснювали за методикою математичного планування експерименту з використанням дрібної репліки плану 2⁴.

Ефективність застосування сходинкового старіння при зміцненні γ' -фазою типу $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ досліджено на прикладі сплаву на залізонікелевій основі марки ХН35В6ТЮ (ЕК39). Утворення при старінні γ' -фази забезпечується легуванням сплаву 0,8-1,4% Al та 1,8-2,4% Ti. Рекомендована зміцнювальна термічна обробка сплаву (на твердість 34 HRC) полягає в гартуванні 1150 °С, 2 години, масло та наступному старінні 780 °С, 10 годин. Негативною особливістю сплаву є суттєве зниження (провал) ударної в'язкості з підвищенням температури випробувань від кімнатної до 750 °С (зі 120 до 38 Дж/см²). Оскільки сплав

призначено для експлуатації саме при такій та вище температурах, то вказане зниження ударної в'язкості призводить до зменшення тріщиностійкості, а отже і працездатності, інструменту в умовах перемінного температурно-силового навантаження. В результаті проведених досліджень знайдено, що використання сходиноквого старіння за режимом 700 °С, 10 годин + 750 °С, 6 годин збільшує високотемпературну ударну в'язкість до 80 Дж/см² (в 2 рази) без зменшення твердості та міцності.

При змішаному інтерметалідно-карбідному зміцненню ефективність застосування сходиноквого старіння сплавів отримана для сплаву ХН30ВМЮ (ЕК40). Зміцнення цього сплаву фазою Лавеса типу Fe₂(W,Mo) забезпечується легуванням 5% W + 5% Mo, γ'-фазою типу Ni₃Al – 1,4% Al, карбідами типу M₂₃C₆, M₆C – наявністю до 0,12% C. Найбільше зміцнення сплаву, що відповідало твердості 22 HRC, забезпечувала рекомендована термічна обробка за режимом: гартуванні від температури 1250 °С (витримка 2 години) в маслі та наступне старіння 800 °С, 20 годин. Вказане значення твердості суттєво менше порівняно з серійними штамповими сталями, що зменшує ефективність використання сплаву. В результаті відповідних досліджень підвищення твердості сплаву до 29 HRC без зменшення характеристик пластичності було досягнуто застосуванням сходиноквого старіння за режимом 710 °С, 30 годин + 775 °С, 20 годин.

На прикладі сталі 30X17Г18Ф2АМ (з 0,30% азоту) досліджена ефективність сходиноквого старіння при зміцненні нітридними фазами типу VN, Cr₂N та карбідом типу VC. Термічна обробка при звичайному одинарному старінні (гартування 1150 °С, 2 години, вода + старіння 725 °С, 10 годин) забезпечувала зростання твердості до 39 HRC. Однак ударна в'язкість, знаходячись на рівні 200 Дж/см² при температурі випробувань 750 °С, не забезпечувала достатньої тріщиностійкості сталі. Причиною низької ударної в'язкості було виділення нітриду Cr₂N за механізмом переривчастого розпаду пересиченого твердого розчину з утворенням перлітоподібної структури. Перехід до розпаду за безперервним механізмом і, відповідно, позбавлення від перлітоподібних виділень забезпечило сходинокве старіння за режимом: 625 °С, 10 годин + 700 °С, 2 години. Таке старіння підвищило ударну в'язкість при температурі 750 °С до 613 Дж/см² при збереженні твердості на тому ж рівні і одночасному зростанні високотемпературної міцності.

Таким чином, встановлена ефективність сходиноквого режиму старіння для підвищення службових характеристик сплавів із дисперсійним твердінням при використанні їх, як заміників серійних теплостійких штампових сталей.

УДК 621.791.92

Биковський О.Г.¹,

Лаптева Г.М.²,

Строгонов Д.В.³,

Кононенко А.В.⁴

¹д-р. техн. наук, проф. ЗНТУ

²канд.техн. наук, доцент ЗНТУ

³співробітник ООО «Тріада - Сварка»

⁴студ. гр. ІФ-317 ЗНТУ

ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛУ, ОТРИМАНОГО РОБОТИЗОВАНИМ АДИТИВНИМ НАПЛАВЛЕННЯМ

З розвитком 3Д-технологій, комп'ютеризацією та роботизацією зварювальних робіт виникла можливість використання наплавлення не тільки для надання певних властивостей поверхневому шару матеріалів, а й у якісно новому напрямі – виготовлення деталей певної форми.

Адитивне виробництво – термін, яким прийнято називати технологічні способи швидкого прототипування, що дозволяють створювати об'ємні вироби з різноманітних матеріалів за певною комп'ютерною моделлю.[1]

На підприємстві «Тріада - Сварка» за заданою комп'ютерною програмою було наплавлено вертикальну стінку в 74 шари валиками: шириною 2 мм і висотою 1,35 мм поступальним поздовжнім рухом дроту Св-08Г2С. Режим наплавлення: $d_e = 1,0$ мм, сила струму $I = 120...130$ А, напруга в дузі $U_d = 13,0...14,0$ В. Наплавлення проводилось в середовищі $Ar+CO_2$, витрати газів $Q_{Ar+CO_2} = 15$ л/хв. Швидкість наплавлення $V_n = 150$ см/хв. в 74 шари, геометричні розміри валика: ширина $d = 2$ мм, висота $h = 1,35$ мм.

З отриманої стінки було вирізано зразки вздовж та впоперек наплавленого металу для механічних випробувань на розрив. Отримані результати показують високу пластичність та високі значення границь плинності (на рівні 410 МПа) та міцності (на рівні 530 МПа) незалежно від способу вирізання зразків (рис. 1). Середнє відносне видовження – 35%. Розбіжність результатів не перевищує 12 %. Отримані дані корелюють з результатами, представленими в роботі [2].

Було отримано зображення мікроструктури, які показали, що вздовж і впоперек наплавлення мікроструктура однакова.

Також було виміряно твердість, значення якої коливається близько 54 HRB.

Важливою властивістю поверхні наплавленого металу є ступінь її хвилястості, оскільки може бути вимогою до її якості.

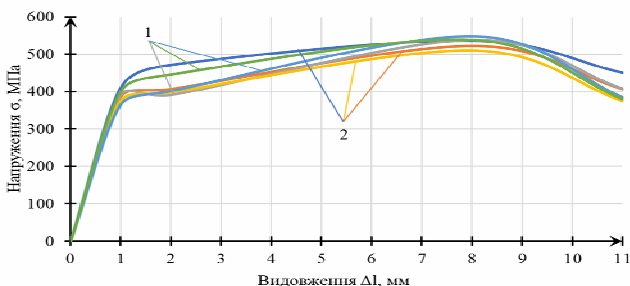


Рисунок 1 – Залежність напруження від видовження: 1 – зразки, вирізані вздовж наплавлення, 2 – впоперек.

За допомогою індикатора годинникового типу було досліджено хвилястість бокової поверхні наплавлення за базовою довжиною $l = 25$ мм: висота хвилястості $Wz = 362$ мкм, крок хвилястості $Sw = 1560$ мкм (рис. 2).

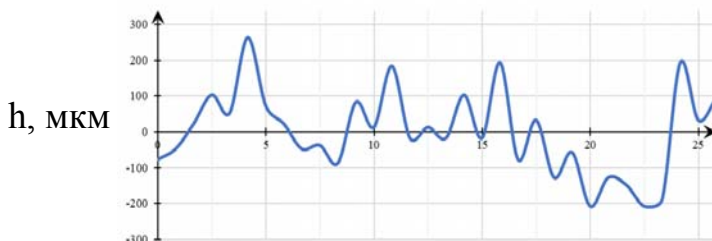


Рисунок 2 – Висота нерівностей поверхні h , виміряна за довжиною зразка l

Висновки

1. При наплавленні утворюється метал з майже однаковими властивостями за різними напрямками: міцністю $\sigma_b = (445 \pm 10)$ МПа, $\delta = (35 \pm 2,5)$ %, HRB = (54 ± 2) .
2. Максимальні висоти нерівностей бокової поверхні не перевищують 300 мкм.

Перелік посилань

1. Пелешенко С. И., Коржик В. Н., Войтенко А. Н., Хаскин В. Ю., Ткачук В. И. Анализ современного состояния аддитивных сварочных технологий изготовления объемных металлических изделий. Восточно-Европейский журнал передовых технологий, 2017, No.3/1 (87),

2. Жуков В. В., Григоренко Г. М., Шаповалов В. А. Аддитивное производство металлических изделий (Обзор). Автоматическая сварка, 2016, No. 5-6 (753), 148 - 153.

ФОРМИРОВАНИЕ МАРТЕНСИТНЫХ ФАЗ С ПОЗИЦИИ ТЕРМОДИНАМИКИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

За последнее время достигнуты значительные успехи в понимании природы ε -мартенсита в аустенитных сталях и сплавах. В аустенитных хромоникелевых сталях концентрационные области существования ε -фазы сравнительно меньшие (до 15%), чем в марганцевых (до 80% в обычных условиях, а при деформации – до 100%), что затрудняет обнаружение и исследование этой фазы, т.к. не удастся получить ε -мартенсит без одновременного с ним образования α' -мартенсита деформации [1]. Поскольку ε -мартенсит и аустенит являются парамагнитными фазами, то это затрудняет (при использовании стандартных магнитных методов) с достаточной точностью отличить ε -мартенсит от аустенита в Fe-Cr-Ni сталях.

Если принять во внимание концепцию о повышении никелем энергии дефектов упаковки, то они являются зародышами ε -мартенсита и имеют при этом трехмерную ГПС структуру с общей энергией, состоящей из двух частей (поверхностной и объемной). Эта энергия составляет величину

$$E_{д.уп.} = \pm \left| \Delta G_{ГЦК \rightarrow ГПС} \right| \cdot V_{д.уп.} + 2 \cdot \sigma_{ГЦК/ГПС} \cdot S_{д.уп.}, \quad (1)$$

где $\Delta G_{ГЦК \rightarrow ГПС}$ – изменение удельной свободной энергии Гиббса при фазовом переходе $\gamma \rightarrow \varepsilon$, $V_{д.уп.}$ – объем дефекта упаковки, $S_{д.уп.}$ – площадь каждой поверхности дефекта, параллельной плоскости расщепления полной дислокации в частичные дислокации Шокли, $\sigma_{ГЦК/ГПС}$ – межфазная энергия (поверхностное натяжение), возникающая в результате установления определенной кристаллогеометрической связи при сопряжении решеток аустенита с поверхностью зародыша ε -мартенсита (появление натяжений $\sigma_{ГЦК/ГПС}$ обусловлено несбалансированностью сил межатомных взаимодействий по обе стороны каждой межфазной границы γ/ε , что, естественно, исключает возможность чистой эпитаксии однотипных атомно-кристаллических плоскостей $\{111\}$ и $\{0001\}$ в зоне контакта обеих фаз). Причем, знак (+) в первом члене равенства соответствует образованию неравновесного дефекта упаковки в области устойчивости аустенита, а знак (-) – его образованию в области фазового

перехода $\gamma \rightarrow \varepsilon$. Похожий, но более упрощенный метод, был продемонстрирован в работе [2].

Обе эти области разделяются некой деформационной точкой M_d , которая определяется химическим составом стали или сплава. То, что при некотором внутреннем давлении происходит смена устойчивости аустенита к мартенситному превращению указанного типа обусловлено тем, что давление, как и температура, является интенсивным фактором, влияющим на химическую свободную энергию металлической матрицы, в которой происходит изменение характера распределения электронных квантовых состояний при прохождении деформационной точки фазового перехода в сторону больших давлений. В результате появляется движущая сила, необходимая для начала образования ε -мартенсита, которая увеличивает силу расталкивания частичных дислокаций, ограничивающих дефекты упаковки ГПС-типа, и соответственно длину прослоек ε -мартенситной фазы (часто до границ зерен аустенита). Одновременно с этим появляется движущаяся сила, обеспечивающая накопление атомно-кристаллических плоскостей АВ АВ ... с ГПС структурой и связанное с повышением устойчивости структуры подобного типа. Аналогично давлению могут действовать и некоторые микролегирующие добавки, способные изменить межфазную энергию (ГЦК/ГПС).

При этом α' -мартенсит непосредственно формируется в самом ε -мартенсите (превращение типа «in situ») по модели одной из стандартных сдвиговых схем (например, Курдюмова-Закса).

Литература

1. Ol'shanetskii V. E., Snezhnoi G. V., Sazhnev V. N. Structural and magnetic stability of austenite in chromium-nickel and manganese steels with cold deformation // Metal science and heat treatment. – 2016. – Vol. 58. – No. 5–6. – P. 311–317.
2. Mazancova E., Mazanec K. Stacking fault energy in high manganese alloys // Materials Engineering. – 2009. – Vol. 16. – No. 2. – P. 26–31.

УДК 669.714

Концур О.О.¹

Мітяєв О.А.²

Волчок І.П.³

¹аспірант кафедри «Композиційні матеріали, хімія та технології»

Національного університету «Запорізька політехніка»

²д-р техн. наук, професор, зав. кафедри КМХТ НУ «Запорізька політехніка»

³д-р техн. наук, професор, професор кафедри КМХТ НУ «Запорізька політехніка»

ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ТА ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ПОРШНЕВИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

Ресурс двигуна внутрішнього згорання (ДВЗ), в першу чергу, визначається надійністю та довговічністю роботи поршнів. Для ДВЗ малої та середньої потужності поршні виготовляють переважно із алюмінієвих сплавів з вмістом кремнію 11...25 мас. %. У зв'язку з постійним підвищенням вимог до якості ДВЗ, невідмінно зростають вимоги і до поршнів, як виробу, а також до властивостей матеріалу, з якого їх виготовляють. Тому пошук засобів підвищення механічних і службових властивостей алюмінієвих поршневих сплавів є актуальною задачею сьогодення.

Фахівцями АТ «Мотор Січ» разом з науковцями Національного університету «Запорізька політехніка» було розроблено експериментальну технологію оброблення розплаву АЛ 25 модифікувальним комплексом МК-1, що гарантовано забезпечувала отримання у виробі допустимої (майже ідеальної) мікроструктури, з точки зору фірми «Mahle» (Німеччина) – світового лідера і основного постачальника поршнів на міжнародний ринок [1]. При цьому мікроструктура поршнів являла каркасну будову комірчастого типу у вигляді рівновісних ділянок α -твердого розчину на основі алюмінію, які оточені пластинчастими включеннями β -Si та компактними включеннями інтерметалідів розмірами до 100 мкм.

У роботах [2,3,4] показано високу ефективність і технологічність спадкового модифікування силумінів, завдяки генетичному зв'язку між структурою алюмінієвих сплавів у рідкому та твердому станах. Теоретичні дослідження і практика виробництва показали, що розплав алюмінію, котрий є проміжною ланкою в ланцюзі «шихта-розплав-вилівок», несе інформацію про природу вихідних матеріалів і може бути об'єктом для покращення структури та властивостей литих виробів. Попередні дослідження виконували на доєвтектичних силумінах.

У роботі [5] було вивчено одночасний спільний вплив швидкоохолоджуваного дрібнокристалічного переплаву (ДКП), котрий використовували як шихту, та кількості модифікувального комплексу МК-1 на структуру та механічні властивості силуміна АЛ9 (АК7ч) з різним вмістом заліза. Результати досліджень показали можливість суттєвого підвищення механічних властивостей сплаву АЛ9, за рахунок оптимального співвідношення кількостей ДКП і МК-1, що забезпечило отримання властивостей вище вимог ДСТУ 2639-94 (ГОСТ 1583-93), навіть значному при вмісті заліза (1,84 %).

Такий підхід автори планують застосувати до вирішення питання підвищення механічних і службових властивостей евтектичного поршневого силуміну АЛ25 (АК12М2МгН) та отримані результати порівняти з іншими технологічними варіантами виготовлення.

Перелік посилань

1. Лоза К.М. Вплив модифікування та термічної обробки на формування структури і властивостей вторинного поршневого сплаву АЛ25: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.02.01 – матеріалознавство / К.М. Лоза. - Запоріжжя, 2012. – 16с.
2. Марукович Е.И. Модифицирование сплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко. – Минск: Беларуская навука, 2009. – 192с.
3. Фролов, Р.А. Наследственное модифицирование вторичных алюминиевых сплавов [Текст] / Р.А. Фролов, А.А. Митяев, И.П. Волчок, А.С. Петрашев // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. науч. тр. / Приднепр. гос. академия строительства и архитектуры. - Дніпро, 2017. Вып.95 – С.142-148.
4. Волчок, И.П. Комплексная технология повышения качества вторичных алюминиевых сплавов [Текст] /И.П. Волчок, А.А. Митяев, Р.А. Фролов // Литье и металлургия – Минск: БНТУ. - 2018. - №4 □ С. 19-23.
5. Формування структури та властивостей литих деталей зі сплаву АК7ч із використанням комплексної обробки [Текст] /Р.О. Фролов, І.П. Волчок, О.А. Мітяєв, В.В. Лукінов // Металознавство і термічна обробка металів. - 2019. - №2 - С. 62-66.

STRUCTURAL FORMATION OF MULTIPHASE LOW-CARBON STEEL IN DEFORMATION AND HEAT TREATMENT

There are two main industrial methods of producing multiphase carbon steel.

(1) Heating of hot or cold-rolled steel in the temperature range $A_{c1}-A_{c3}$ or somewhat above the critical point A_{c3} , with subsequent regulated cooling. With the appropriate choice of steel composition and subsequent heat treatment, we may obtain ferrite–martensite structure with specified properties.

(2) Production of steel by hot rolling, which may be used to obtain steel sheet or coils subjected to regulated cooling after hot rolling [1]. Laboratory experiments and preliminary industrial trials show that this method is very promising [2].

In the production of two-phase steel by any method, the factors determining the final structure are the composition, deformation conditions, cooling rate, and final temperature in hot deformation. The influence of the rolling parameters on the structural and phase transformations and on the mechanical properties of the steel is of considerable interest [3].

The strength of the steel increases as the deformation temperature falls and approaches the point A_3 . Therefore, hot rolling is conducted from 1150–1250°C to temperatures 20–30°C above A_3 . In that case, the final rolling temperature t_{fr} is the quenching temperature of the steel.

Deformation of the austenite shifts the onset of ferrite deposition to the left by 2.5 orders of magnitude, while the isolines of γ phase conversion (corresponding to the formation of an equal quantity of ferrite) are shifted upward, according to the hypothesis in [2]. That yields 85% ferrite in steel with 0.3–0.5% Mo after 10s residence of the steel strip on the exit roller conveyer, without pearlite formation. Various recommendations have been made regarding steel cooling to produce hot-rolled ferrite–martensite steel. Besides the accelerated deposition of 80–85% ferrite, the duration of relatively slow cooling of the steel (at 5–10°C/s) may be increased to 40 s, and then the two-phase ferrite–austenite structure obtained is subjected to fast cooling, ensuring partial $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation.

If the winding temperature t_{wi} is reduced below the final temperature of pearlite transformation, the quantity of martensite obtained will be equal to the quantity (volume fraction) of residual austenite. For steel with 0.07 wt % C, 1.10 wt % Mn, 0.8 wt % Si, 0.5 wt % Cr, 0.4 wt % Mo, and 0.045 wt % Al, the optimal winding temperature is $t_{wi} = 500^\circ\text{C}$, as shown in. At 600°C, two-phase ferrite–

martensite steel is not obtained. At 550°C, it is only obtained in 2.3mm sheets. Reducing t_{wi} also prevents bainitic transformation in the absence of molybdenum. For example, on reducing the winding temperature to 200°C, such structure is obtained in steel containing 0.15 wt % C, 0.5 wt % Si, and 1.5 wt % Mn (after 50% reduction close to A_{r3} , at a cooling rate of 40°C/s).

Hot-rolled high-performance ferrite–martensite steel containing 0.06 wt % C and 1.4 wt % Mn or 0.06 wt % C, 1.4 wt % Mn, and 0.7 wt % Si may be produced with $t_{fr} = 700^\circ\text{C}$ and $v_{co} = 30 - 70^\circ\text{C/s}$ (including direct quenching in oil) if $t_{wi} \leq 200^\circ\text{C}$, as shown in [3]. However, if $M_f < t_{wi} < t_r$, accelerated cooling may lead to the partial replacement of ferrite by bainite. Good properties are also observed for steel containing 0.05 wt % C, 2.1 wt % Si, and 2.4 wt % Mn (with t_{fr} close to A_{r3} and $t_{wi} < 600^\circ\text{C}$).

For steel containing 0.05 wt % C, 1.5 wt % Mn, 1 wt % Si, and 1 wt % Cr, we find that the upper critical value of t^{wi} in order to obtain two-phase structure is 540°C. With $t_{fr} = 600 - 830^\circ\text{C}$, fast cooling ($v_{co} = 60^\circ\text{C/s}$) begins. The mechanical properties of 2.9mm steel sheet containing 0.05 wt % C, 0.8 wt % Mn, 1.5 wt % Si, and 1.4 wt % Cr ($\sigma_u = 620-650 \text{ N/mm}^2$, $\sigma_{0.2}/\sigma_u < 0.6$, $\delta_2 > 30\%$) are insensitive to the winding temperature in the range $t_{wi} = 350-500^\circ\text{C}$ and to the type of cooling (directly after rolling from 860°C). With increase in manganese content, the initial cooling temperature must approach t_{wi} . For steel containing 0.09 wt % C, 1–1.5 wt % Si, and 0.8 wt % Mn, the recommended conditions are $t_{fr} = 800-850^\circ\text{C}$, $t_{in.co} = 750^\circ\text{C}$, $v_{co} = 80^\circ\text{C/s}$, and $t_{wi} = 500^\circ\text{C}$.

REFERENCES

1. Minaev, A.A., *Sovmeshennye metallurgicheskie protsessy* (Integrated Metallurgical Processes), Donetsk: Tekh-nopark DonGTU–UNITEKh, 2008.
2. Pogorzhel'skii, V.I., *Kontroliruemaya prokatka nepreryvnolitogo metalla* (Controlled Rolling of Continuous Cast Metal), Moscow: Metallurgiya, 1979.
3. Matrosov, Yu.I., Controlled rolling: Multistage thermal and mechanical treatment of low-alloy steel, *Stal'*, 1987, no. 7, pp. 75–80.

УДК 621.746.047

Иванова Л.Х.¹,

Терехін В.О.²

¹д-р техн. наук, професор НМетАУ

²зав. лаб. НМетАУ

ПОЛІПШЕННЯ ЯКОСТІ ЛИТВА З ВИСОКОХРОМИСТОГО ЧАВУНУ

Серійно деталі корпусів насосів виготовляються з високохромистого сплаву марки ИЧХ28Н2 та є швидко зношуваними деталями насосу багера для перекачування високоабразивної пульпи, який застосовується на гірничо-збагачувальних і гірничо-металургійних підприємствах, теплоелектростанціях, технологічних лініях збагачення корисних копалин. В процесі експлуатації насоси схильні до інтенсивного гідроабразивного зносу. Умови експлуатації таких насосів ускладнюються тим, що в процесі перекачування рідкої пульпи вони схильні до ударного навантаження кавітації, коли локалізовані мікрооб'єми робочої поверхні насосу піддаються багатократним гідравлічним ударам, в результаті яких відбувається руйнування деталі. Важливим чинником дії є і корозійний вплив абразивної маси.

Метою роботи було поліпшення якості литва за відсутності термообробки - загартування (як для сплаву ИЧХ28Н2).

Досліджувані сплави виплавляли в дуговій печі моделі ДСПЗ,5А. В якості шихтових матеріалів застосовували повернення виробництва ИЧХ28Н2, ливарний і переробний чавуни, а також феросплави. Виготовлення литих корпусів насосу здійснювали способом лиття у піщану форму. Крім того, з серії промислових плавок, виконаних методом переплавлення, по розплавленню повернення виробництва і продукції, яка минула корисний термін експлуатації та отримана з гірничо-збагачувальних комбінатів, був встановлений хімічний склад чавуну, усереднено, який відповідав наступному (умовне позначення усереднений склад «УС»). Низький вміст хрому і нікелю був викликаний наявністю в брукті, отриманому з гірничо-збагачувальних комбінатів зносостійких чавунів інших марок (які відсортувати і виключити скрутно і недоцільно) і фактичним нижчим вмістом цих елементів в зношених деталях, ніж регламентується для ИЧХ28Н2.

Сплав	Зміст елементів, %									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu
«УС»	2,4- 3,1	0,9- 1,1	0,4- 0,7	0,02- 0,08	0,03- 0,08	15- 17	1,0- 1,5	0,1- 0,15	0,006- 0,012	0,15- 0,4

Проведені дослідження порівняльного впливу трьох модифікаторів різних складів: КМг9, ФС15РЗМ10Т15М25 та ФС30РЗМ30 на структуру та властивості високохромистих дослідних сплавів та сплаву серійного виробництва ИЧХ28Н2. Модифікатор ФС15РЗМ10Т15М25 був спеціально розроблений для випробування на таких виливках як «корпус насосу». Модифікатор у кількості 1,0 мас.% подрібнювали до фракції 2...7 мм з присутністю пилоподібної фракції 5...8% і завантажували на дно заливального ковша перед випуском в нього розплаву.

В результаті експерименту було показано, що за силою впливу на механічні властивості дослідного сплаву УС модифікатори можна розмістити у такий спадний ряд: ФС30РЗМ30, ФС15РЗМ10Т15М25, КМг9. Випробування в експлуатації дослідної партії литва з високохромистого комплексномодифікованого чавуну показали, що стійкість їх була вищою на 20% у порівнянні зі сплавом ИЧХ28Н2.

УДК 669.187.56

Парахневич Є. М.¹

¹канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»

ВІДНОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ ПІДВІСКИ ЕЛЕКТРОВОЗІВ ЕЛЕКТРОШЛАКОВИМ НАПЛАВЛЕННЯМ

На сьогоднішній день український залізничний транспорт у значній мірі базується на електровозах ЧС - 4, ЧС - 8 і ін. випуску 1980-1990 років. В існуючих економічних умовах замінити їх на більш сучасні неможливо. Проблемним є і придбання запасних частин до них, тому що вони випускалися в Чехії і на сьогодні неможливо замовити нові деталі. Тому задача відновлення зношених деталей електровозів є досить актуальною і своєчасною й має державне значення. Під час експлуатації електровозів із ладу виходить лише частина деталі, маса якої складає (10...12) % від загальної маси деталі.

Для деталі «серга» (рис. 1) у процесі експлуатації характерна робота на зам. В них зносу піддаються шийки. Через «сергу» вага електровозу передається на колісну пару, тому вона є основною деталлю ресорної підвіски електровоза.

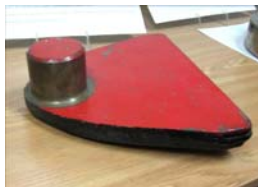


Рис. 1. Серга.



Рис. 2. Підвіс.

Підвіс» є відповідальною деталлю ресорної підвіски (рис. 2). Він виконує стяжку деталей у ресорному вузлі. В процесі роботи зношується різьбове з'єднання.

Процес електрошлакового відновлення включає підготовку деталі: з деталей підвіски електровозу «серга» і «підвіс» зрізується зношена частина [1]. Підготовлені деталі встановлювали на спеціальний стіл, який електрично з'єднаний із джерелом живлення. На деталь встановлювали оснащення (електроконтактний елемент, затравку, витратний опір) [2]. Перетин витратного електрода підбирали в залежності від розміру частини деталі, яку відновлювали. Місце контакту витратного електрода з витратним опором засипали порошкоподібним флюсом АНФ – 6 - 1.

Процес відновлення деталей відбувається за схемою, яка представлена на рис. 3.

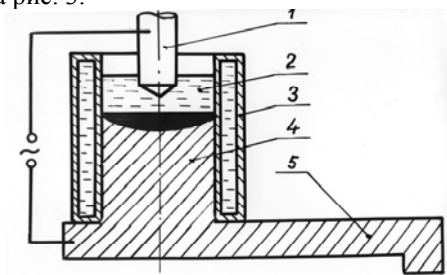


Рис. 3. Схема наплавлення: 1 – витратний електрод; 2 – флюс; 3 – мідний водоохолоджуваний кристалізатор; 4 – наплавлена частина; 5 – деталь.

Відновлені деталі підвіски після наплавлення піддавалися механічній обробці, термічній обробці і встановлювалися на електровози. Як показали результати випробувань, ресурс відновлених деталей збільшився у 1,5-2 рази.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Парахневич Є.М. Відновлення деталей електрошлаковим методом / Є.М. Парахневич, Б.С. Сперанський, Ю.П. Петруша // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2000. - №2. - С. 49 – 51.
2. Електрошлаковий процес, обладнання, технологія: зб. наук. праць / Луньов В.В., Парахневич Є.М., Петруша Ю.П. [и др.] – Запоріжжя: ЗНТУ, 2003. – 56 с.

УДК 621.039

Снежной Г.В.¹

Снежной В.Л.²

¹ канд. физ.-мат. наук, профессор ЗНТУ

² канд. физ.-мат. наук, доцент ЗНУ

ОПРЕДЕЛЕНИЕ БОЛЬШОГО СОДЕРЖАНИЯ АЛЬФА-ФАЗЫ И ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА ВЕСОВЫМ МАГНИТОМЕТРИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

В [1] для определения низкого количества P_α (0,005...0,5 % об.) α -фазы (феррит, мартенсит) в аустенитных хромоникелевых сталях используется формула:

$$P_\alpha = \frac{\sigma_m}{\sigma_\alpha} \cdot 100\% = \frac{[\chi - (\chi_0 + \chi_P)] \cdot H}{\sigma_\alpha} \cdot 100\% = \frac{[\chi - \chi_\infty] \cdot H}{\sigma_\alpha} \cdot 100\%,$$

где σ_m – удельная намагниченность насыщения в измеряемом образце, содержащий α -фазу в количестве x %; σ_α – удельная намагниченность насыщения в измеряемом образце, содержащий α -фазу в количестве 100 %; χ – общая удельная магнитная восприимчивость образца; $\chi_\infty = \chi_0 + \chi_P$ – результирующая удельная магнитная восприимчивость χ_0 парамагнитной матрицы (аустенит) исследуемого образца и удельной магнитной восприимчивости χ_P парапроцессной составляющей α -фазы исследуемого образца; H – напряженность магнитного поля.

Величины χ и χ_∞ в области магнитных полей насыщения (2,0...6,0)·10⁵ А/м определяли экспериментально на магнито-метрических весах типа Фарадея. В зависимости от химического состава и исходного состояния χ_∞ может принимать значения в широком интервале.

В данной работе предлагается рассмотренный выше метод использовать для определения больших содержаний (1...100 % об.) феррофазы и остаточного аустенита в сталях и сплавах. В отличие от других известных стандартных магнитных методов, данный метод учитывает намагниченность насыщения парапроцессной составляющей искомой альфа-фазы, что уменьшает погрешность полученных результатов. К достоинствам этого метода можно также отнести высокую чувствительность и маленькие размеры (~0,5...40 мг) исследуемых образцов.

Объектом исследования служили Ni (99,0 % чистоты) и сплав H26.6 (% масс.: 26,6 Ni; 0,006 C; 0,37 Mn; 0,60 Si). Исходный сплав H26.6 содержал после термообработки 50,1 % мартенсита. Табличные значения σ_α для никеля – 4,5 (А·м²)/кг, а для H26.6 – 5,25 (А·м²)/кг.

На рисунке представлена зависимость удельной магнитной восприимчивости χ для Ni и H26.6 от $1/H$. Методом экстраполяции [1] определяли χ_∞ соответственно для Ni и H26.6 – $455 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ и $1105 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Коэффициент корреляции R^2 приведенных зависимостей $\chi(1/H)$ составил 0,98 для Ni и 0,97 для H26.6, что позволяет считать полученные результаты достаточно достоверными.

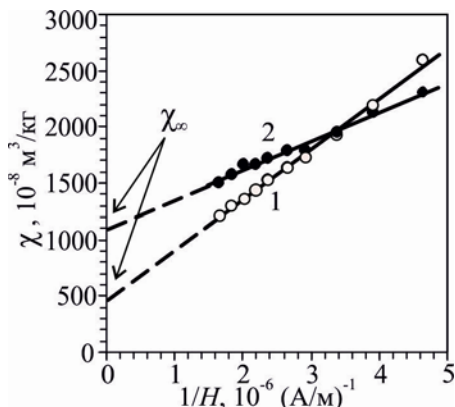


Рисунок – Зависимость удельной магнитной восприимчивости χ от обратной величины магнитного поля H : 1 – Ni; 2 – сплав H26.6

По формуле находили количество феррофазы для Ni и H26.6 соответственно 99,1 % и 49,2 %. Расхождение P_α , найденное различными методами, незначительное. Количество аустенита, полученное вычитанием из 100 %, составило 50,8 % для сплава H26.6.

Таким образом, рассмотренный метод можно использовать для определения большого количества ферромагнитной фазы и остаточного аустенита в маленьких по объему образцах.

Литература

1. Снежной Г. В. Интегральный физический метод идентификации α -фазы в аустенитных хромоникелевых сталях / Г. В. Снежной, В. Г. Мищенко, В. Л. Снежной // *Литье и металлургия*. – 2009. – № 3(52). – С. 241–244.

УДК 621.74

Гнатуш В.А.¹

Самарай В. П.²

Даценко И.П.³

Фесенко М.А.⁴

¹ канд. техн. наук, независимый аналитик, Киев

² канд. техн. наук, с.н.с., доцент НТУУ «КПИ

им. И.Сикорского», Киев

³ канд. техн. наук, докторант НУ обороны Украины

им. И.Черняховского, Киев

⁴ канд. техн. наук, доцент НТУУ «КПИ им. И.Сикорского», Киев

ОБЗОР ЗАРУБЕЖНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ БРОНЕЖИЛЕТОВ И БРОНЕПЛИТ

По-прежнему очень актуальны вопросы и задачи изготовления отечественных броневых сталей для бронежилетов и броневых листов для защиты военной техники и защитных сооружений. Для того чтобы начать их производить в Украине необходимо проанализировать современные достижения мировых производителей.

В патенте RU 2185459 отмечается, что выбранный в качестве аналога патент США имеет очень широкие диапазоны изменения содержания основных легирующих элементов, что не характерно для броневых сталей. При этом в данную сталь вписываются такие марки: 40ХН2МА, 40Х2Н2МА (ГОСТ 4543-74) и 45ХНМ (ГОСТ 8479-80). Тем не менее, как утверждают авторы, эти стали не отвечают требованиям по противоположной стойкости от новых пуль со стальным термоупрочненным сердечником (ТУС). Исходя из этого авторами была запатентована (RU 2185459) сталь, которая отвечает предъявляемым требованиям.

Содержание углерода менее 0,44% в сочетании с другими легирующими элементами и их соответствующим взаимным влиянием, а также при использовании оптимальной технологии термообработки, не позволяет выйти на уровень твердости стали HRC>50, что показано на стали марки 40ХН2МА. Содержание углерода более 0,48% нецелесообразно, что подтверждают результаты испытаний стали марки 45-55ХНМ.

Результаты испытаний приведены в протоколе испытаний 76/п 99016 от 10.08.99г., из которого следует, что заявленная сталь, условно обозначенная маркой ф110, обеспечивает непробитие листа в толщине 5,4 мм пулями ТУС АК-47 и АК-74. В настоящее время уже получены результаты, когда сталь обеспечивает защиту в толщине 5,2 мм.

Для защиты от пуль ТУС, как правило, используются стали в толщине 6,3 мм, а потому броневая защита из стали заявленного состава имеет меньший вес. Снижение веса составляет по площади броневых листов 8-9%, что играет существенную роль для повышения технических характеристик бронежилетов и бронемашин за счет снижения их веса. Кроме того, броневой лист из стали предлагаемого состава, обеспечивает защиту по третьему классу защиты от пули стальной ПС калибра 7,62 мм (патрон 57-Н-231) автомата АКМ и пули ПС (патрон 7Н6) калибра 5,45 мм автомата АК-74 в толщине 4,0 мм, в то время как специализированными предприятиями для этого класса защиты используется сталь толщиной 4,5-4,7 мм. Это подтверждается протоколом испытаний 76/п 99015 от 17.09.1999г.

Листовая сталь заявленного состава сейчас может производиться в промышленных объемах в 10-тонных электродуговых печах. Уже выплавлено и изготовлено 30 тонн листовой стали. Вся листовая сталь использована при изготовлении бронежилетов и бронепанелей для спецмашин по 3-му и 5-му классам защиты.

Таким образом, предлагаемый состав стали по содержанию легирующих элементов является оптимальным для защиты от пуль ТУС АКМ и АК-74.

Анализ информации, представленной НИИ Стали (Россия), показывает, что наиболее близкими марками к исследуемой ARMOX являются стали марок ARMOX 560 S и ARMOX 600 S. Обращаем внимание на то, что в Швейцарии данные марки броневой стали выплавляют с использованием внепечной обработки, а изделия подвергаются термомеханической обработке (ТМО).

Следует также отметить, что по данным НИИ Стали в России броневые стали со структурой низкоотпущенного мартенсита выплаваются с применением ЭШП или внепечной обработки (2010г.). Кроме того, следует обратить внимание на то, что в ряде конструкций броневых пластин для бронежилетов предлагается получать дифференцированную по толщине твердость: лицевая сторона тверже, чем тыльная. Следует обратить внимание на некоторые марки шведских броневых сталей (Chemical composition according to the manufacturer and mechanical properties).

По анализу зарубежных источников идут работы по оптимизации свойств и составов отечественных бронесталей индивидуальной защиты и панцерных авто против охотничьих, боевых, бронебойных пуль из автоматов АК с разных расстояний (и до 10 м). Они должны выдерживать испытания от пуль до 7,62 мм с расстояния до 10 (десяти) метров. В настоящий момент всеми разработчиками свойства бронепластин оптимизируются.

УДК 621.74

Фесенко М.А.¹

Самарай В. П.²

Фесенко А.Н.³

Даценко И.П.⁴

¹ канд. техн. наук, доцент доцент НТУУ «КПИ им. И.Сикорского», Киев

² канд. техн. наук, с.н.с., доцент НТУУ «КПИ им. И.Сикорского», Киев

³ канд. техн. наук, доцент, проректор Донбасской металлургической Академии, Краматорск

⁴ канд. техн. наук, докторант НУ обороны Украины им. И.Черняховского, Киев

ОБЕСПЕЧЕНИЕ КАЧЕСТВА ТЕХНОЛОГИЯМИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛИТЫХ ДЕТАЛЕЙ С ДИФФЕРЕНЦИРОВАННЫМИ СВОЙСТВАМИ

В машиностроении, приборостроении, автомобилестроении, авиастроении, судостроении, военно-оборонной и других отраслях промышленности наиболее распространенным способом получения металлических изделий и заготовок является метод литья.

Сущность данного метода заключается в том, что расплавленный и перегретый сплав заданного химического состава заливается в литейную форму, внутренняя полость которой с максимальной степенью приближения воспроизводит конфигурацию и размеры будущей детали (изделия).

Распространенность процесса литья обуславливается универсальностью, позволяющей получать отливки из сплавов практического любого состава (сталей, чугунов, алюминиевых, медных, титановых и др. сплавов), в том числе из труднодеформируемых, массой от нескольких граммов до сотен тонн, разной сложности и конфигурации при минимальных затратах энергии, материалов и труда.

Основными критериями конкурентоспособности продукции литья на рынке сегодня являются высокое качество и низкая себестоимость.

Успешно решить данную задачу возможно за счет изготовления литых деталей с дифференцированными структурой и свойствами (биметаллических, армированных, комбинированных, поверхностно или объемно локально легированных, прошедших поверхностную термическую обработку и т.д.).

Необходимость установки двух плавильных агрегатов для выплавки разных сплавов, строгая синхронизация процессов выплавки и разливки этих сплавов, а также использование дополнительного оборудования являются существенными недостатками технологических процессов

получения отливок с дифференцированной структурой и свойствами, используемых в литейном производстве.

В данной работе предложены новые ресурсосберегающие технологии получения литых деталей с дифференцированной структурой и свойствами из одного исходного расплава, устраняющие перечисленные недостатки. К ним относятся:

- заливка исходного жидкого сплава в полость литейной формы, на стенки которой предварительно наносилась краска с мелкодисперсными модифицирующими или легирующими компонентами (добавками);

- заливка исходного расплава, выплавленного в одном плавильном агрегате в литейную форму через каналы литниковой системы, разделяющей расплав на два потока, один из которых подвергается внутрiformенной обработке (модифицированию, легированию и т. п.) в реакционной камере литниковой системы специальной добавкой (присадкой), после чего заполняет одну часть полости формы, в то время, как второй поток заполняет другую часть полости формы, без внутрiformенной обработки.

Возможно также дифференцированное модифицирование (легирование) обоих потоков заливаемого расплава исходного чугуна разными по функциональному назначению и воздействию на расплав добавками в двух реакционных камерах, входящих в состав каналов общей литниковой системы или отдельных литниковых систем.

Обработка расплава внутри литейной формы модифицирующими или легирующими добавками приводит к изменению структуры и свойств металла в полости формы по сравнению с исходным заливаемым расплавом, что позволяет получить дифференцированные свойства в отдельных зонах или частях литой детали.

Реализация предложенных и разработанных технологических процессов была подтверждена многочисленными исследованиями с использованием методов физического и имитационного (компьютерного) моделирования, а также натурными экспериментами при изготовлении опытных и производственных отливок – «Пресс-форма для кевларовой каски» из алюминиевого сплава АК7 и высокопрочного чугуна, отливки «Нож» из высокопрочного чугуна и двухслойной отливки «Бронеплита» толщиной 10 мм с сочетанием слоев твердый износостойкий чугун и вязкий высокопрочный чугун.

В результате исследований и отработки технологий выявлены закономерности влияния температурно-скоростных режимов заливки расплава и конструктивно-технологических приемов для предотвращения гидродинамического перемешивания жидких сплавов заполняющих полость литейной формы.

Предложенные технологии защищены патентами Украины [1-5] и позволяют значительно упростить процесс изготовления отливок с дифференцированными свойствами, сократить расход дефицитных и дорогостоящих легирующих элементов, снизить себестоимость литья, а

також виключають необхідність установки в литейному цеху додаткового обладнання.

Розробники очікують, що нові технології диференціації структури і властивостей в локальних зонах або шарах деталі перспективні к впровадженню на промислових підприємствах, для виготовлення литвинок, працюючих в умовах підвищеного зносу і інших навантажень.

Література

1. Патент №27681 U 2007 07328, B22D27/00. Спосіб виготовлення литвинок з диференційованими властивостями / Фесенко М.А., Косячков В.О. Фесенко А.М. – Заявл. 02.07.2007; опубл. 12.11.2007, Бюл.№18, 2007.

2. Патент № 32662 U 2008 00343, B22 D27/00. Спосіб виготовлення литвинок з диференційованою структурою і властивостями // Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. О. Заявл. 10.01.2008, опубл. 26.05.2008. Бюл. № 10, 2008 р.

3. Патент №41383 U2008 11908, B22 D27/00. Спосіб виготовлення литвинок з диференційованою структурою і властивостями // Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. О., Ємельяненко К.В. Заявл. 07.10.2008, опубл. 25.05.2009. Бюл. №10, 2009р.

4. Патент №42477 U2009 00188, B22D 27/00. Спосіб виготовлення литвинок з диференційованою структурою і властивостями // Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. О., Ємельяненко К. В. Заявл. 12.01.2009, опубл. 10.07.2009. Бюл. №13, 2009 р.

5. Патент № 42795 U 2009 00009, B22D 27/00. Спосіб виготовлення литвинок з диференційованою структурою і властивостями // Фесенко М. А., Фесенко А. М., Косячков В. О., Ємельяненко К. В. Заявл. 05.01.2009, опубл. 27.07.2009. Бюл. № 14, 2009 р.

УДК 621.874

Волков Г. П.¹

Вініченко В. С.²

¹канд. техн. наук, доцент, НУ «Запорізька політехніка»

²канд. техн. наук, доцент, НУ «Запорізька політехніка»

ОЦІНКА ЗАЛИШКОВОГО РЕСУРСУ РОБОТИ МЕТАЛОКОНСТРУКЦІЇ ВАНТАЖОПІДЪІМНОГО КРАНА

Втомна довговічність зварних конструкцій визначається втомною довговічністю наявних зварних з'єднань. Зони зварних з'єднань є більш частими точками втомних пошкоджень, що пов'язано з концентрацією на них напружень різного характеру і зварювальних дефектів. Джерелом втомних пошкоджень є динамічні напруження, що виникають в несучих конструкціях внаслідок впливу сукупності навантажень, діючих на металоконструкцію кранів у процесі експлуатації. З усієї сукупності навантажень в якості основних джерел втомного шкідливого впливу можна виділити циклічні навантаження, які з'являються при русі кранів на рейковому шляху. Тому режим навантаження несучих конструкцій при їх

русі є несталим, а процес зміни динамічних напружень в конструкціях нестационарним. Оцінку втомної довговічності зварних несучих конструкцій, що працюють в умовах подібного навантаження доцільно проводити в рамках моделі багатоциклової втоми на основі лінійної гіпотези підсумування втомних пошкоджень при несталому режимі навантаження. У даній моделі розглядається пружна робота матеріалу з урахуванням припущень про його суцільності, бездефектність і безструктурованість. Механічні властивості такого матеріалу приймаються відповідно до середніми значеннями макроскопічних характеристик реального об'єкта.

Вплив існуючих реальних дефектів, несучільностей і пластичних деформацій опосередковано враховується в величинах допустимих напружень.

Виходячи з гіпотези підсумування втомних пошкоджень повне пошкодження настане при рівності одиниці суми всіх пошкоджень.

Дана умова записується в наступному вигляді

$$\sum_{i=1}^k \frac{n_i}{N_i} = 1$$

Де n_i - число повторень амплітуди напружень величини за термін служби найбільш напруженого елемента металоконструкції;

N_i - число циклів, при якому відбувається повне пошкодження при амплітуді напружень σ_i .

Уточнена формула набуває вигляду

$$\sum_{i=1}^k \frac{n_i}{N_i} = a$$

Де a - коефіцієнт, що має значення в межах $0,5 < a < 2$.

Втомна довговічність зварних несучих конструкцій, які тривалий час перебувають в умовах циклічного навантаження, в значній мірі залежить від рівня концентрації напружень в зварних з'єднаннях. У зв'язку з цим проводиться уточнена оцінка рівня концентрації напружень в зварних швах. Визначення значення коефіцієнта концентрації напружень в зоні зварного з'єднання - здійснюється за допомогою уточнених апроксимуючих залежностей, отриманих експериментальними, а також числовими методами. На прикладі стикового шва можна показати, що розрахунок коефіцієнта концентрації напружень в зварювальній зоні здійснюється по залежності:

$$K_{\sigma} = K_{\sigma\phi} \times K_{\sigma\epsilon},$$

де $K_{\sigma\phi}$ - коефіцієнт концентрації, обумовлений формою зварного шва;

$K_{\sigma c}$ - коефіцієнт концентрації, пов'язаний з величиною несоосності зварювальних листів Δ . Коефіцієнт $K_{\sigma \phi}$ визначається на підставі геометричних параметрів шва.

Більш широко стоїть питання про оцінку залишкового ресурсу для металоконструкцій, що тривалий час знаходяться в експлуатації.

Очевидно, що застосування традиційних підходів до забезпечення міцності і оцінки ресурсу металоконструкцій вантажопідйомних машин, заснованих на галузевих нормах, не дозволяють однозначно оцінити залишковий ресурс експлуатації. Зокрема, причинами цього слід вважати:

- відсутність формалізації режимів навантаження, на яких проводяться дослідження об'єктів на основі різноманітних умов експлуатації;
- відсутні моделі оцінки стійкості характеристик міцності конструкційних матеріалів у факторі часу;
- відсутність надійних методів прогнозування зміни характеристик міцності металу в період тривалої експлуатації (десятки років) і, з урахуванням цього, основних критеріїв міцності: допустимої напруги та коефіцієнта запасу міцності;
- не розроблені критерії граничного стану несучих металоконструкцій з урахуванням можливої зміни їх властивостей і характеристик металу в діапазоні зміни кліматичних температур;

Інструментом оцінки залишкового ресурсу очевидно як і раніше є сучасні математичні моделі міцності і насамперед її емпіричний базис з використанням обчислювальних і програмних засобів. Уточнення в оцінку залишкового ресурсу металоконструкції слід проводити такими розділами математичних методів досліджень, як теорія катастроф, яка більш широко застосовується в інших галузях машинобудування (авіації, транспорті).

Для досягнення мети були варто намітити основні завдання:

- проведення нових досліджень та узагальнення наявної інформації за видами експлуатаційних пошкоджень несучих металоконструкцій, з урахуванням їх типів і найбільш характерних видів пошкоджень,
- вивчення типових експлуатаційних ситуацій роботи вантажопідйомної техніки в умовах максимального навантаження за видами та кількістю, за певний проміжок часу,
- розробка та теоретичне обґрунтування накопичення пошкоджень за час експлуатації,
- перевірка можливості використання існуючого методу призначення критеріїв граничного стану для уточнення залишкового ресурсу металоконструкцій кранів,
- проведення аналізу міцнісних властивостей конструкційних сталей, що використовуються для виготовлення несучих металоконструкцій за деформаційними критеріями механіки руйнування та дослідження

стабільності їх характеристик в часі (наприклад з використанням моделей теорії катастроф).

УДК 621.874

Волков Г. П.¹

Вініченко В. С.²

¹канд. техн. наук, доцент, НУ Запорізька політехніка,

²канд. техн. наук, доцент, НУ Запорізька політехніка

ЗНИЖЕННЯ ДИНАМІЧНИХ НАВАНТАЖЕНЬ НА МЕТАЛОКОНСТРУКЦІЮ ВАНТАЖОПІДІЙМАЛЬНИХ КРАНІВ

Продовження часу безпечної експлуатації вантажопідіймальних кранів після напруження нормативного терміну служби в першу чергу їх несучої металоконструкції, є досить актуальною науковою задачею. Це змусило виробити цілий ряд наукових методик за оцінкою залишкового ресурсу несучої металоконструкції розрахунковим шляхом. Роботи проводяться з залученням як математичних так і фізичних моделей. Однак на практиці, для металоконструкцій вантажопідіймальних кранів ці методики не дозволяють дати достатньо достовірну оцінку залишкового ресурсу експлуатації, що обумовлено рядом специфічних факторів (особливостями конструкції об'єктів дослідження, якістю монтажу, технологіями виготовлення, умовами експлуатації та інше).

В першу чергу через, ненадійність оцінки залишкового стану металоконструкції неможливо прогнозувати термін безаварійної експлуатації вантажопідіймального крану в цілому. Очевидно, що найбільш простим засобом рекомендації подовження служби металоконструкції, яка вже відпрацювала нормативний термін, для експертів, є рекомендації щодо зниження експлуатаційного навантаження. Частіше це стосується зниження вантажопідіймальності машини. Але відомо, що головною причиною втомного руйнування є знакозмінне циклічне навантаження, а не величина статичного навантаження. Тому такі рекомендації не можна вважати вичерпними.

В першу чергу, це відноситься до динамічних навантажень, що виникають при змінних режимах роботи приводів.

Найбільш ефективним рекомендаціями можуть вважатися заходи щодо переведення систем управління кранових електроприводів з фазним ротором (а саме такими оснащені переважна більшість застарілих конструкцій кранів, які виробили свій термін експлуатації) на приводи з частотним регулюванням. Це дозволить змінити режим роботи приводів з ступеневого з різкими динамічного навантаження на плавний. При цьому інтенсивність динамічних знакозмінних навантажень на

металоконструкцію зокрема при розгоні і гальмуванні знижуються від 20 до 40%, в залежності від типу виду.

Паралельно, простими засобами, можуть бути вирішені і такі питання, як захист від перевантажень, що виникають в електричних приводах робочих механізмів при порушенні норм та інструкцій виробничим персоналом під час експлуатації. Перекуси, викликані "забіганням" однієї зі сторін рухомої металоконструкції, є одним з широко поширених видів пошкоджень в кранах мостового типу. Причина цього - перевантаження і несинхронне функціонування механізмів пересування крана, яка викликана збоєм в роботі електричних і (або) кінематичних ланцюгів привода. Важливу роль в цьому питанні відіграє і людський фактор. Зменшення впливу даного чинника на рівень промислової безпеки, є актуальним завданням. Впровадження в конструкцію привода машини технічних засобів, дає змогу оперативної і "глибокої" діагностувати стан найбільш відповідальних вузлів металоконструкції і своєчасно інформувати про зміни в роботі механізмів. І як результат, дає можливість на ранній стадії, відключати роботу машини при перевищенні контрольованих параметрів, тим самим забезпечивши надійну роботу вантажопідіймальних кранів.

УДК 621.78

Гавриленко І.В.¹

Гонтаренко В.І.²

Бялик Г.А.³

¹студент ИФ-514м, НУ «Запорожская политехника»

²канд. техн. наук, профессор НУ «Запорожская политехника»

³канд. техн. наук, доцент НУ «Запорожская политехника»

КАЧЕСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ С ПОМОЩЬЮ ТРАНСМИССИОННОГО СПЕКТРАЛЬНОГО МИКРОСКОПА

Неметаллические включения являются одной из основных плавочных характеристик литой стали и, не смотря на малое содержание (0,01%), оказывают значительное влияние на физико-механические свойства. Гарантированные качественные показатели литой стали могут быть достигнуты только после определения природы и топографии распределения неметаллических включений.

Методы качественного анализа неметаллических включений можно поделить на четыре основных группы: химический, спектрографический, физический и металлографический.

Из указанных четырех методов в данной работе применили

физический, который основан на трансмиссионной электронной микроскопии. Метод предполагает на первом этапе получение от образцов литой стали качественных экстракционных углеродных реплик. Реплики получали методом термического распыления графитовых электродов на установке ВУП5. Отделение реплик производится электролитически. Помещенную на сетку объекта держателя реплику исследовали на трансмиссионном электронном микроскопе. При этом установили на репликах наличие экстрагированных с поверхности стальных образцов неметаллических включений.

Конструкция электронного микроскопа доработана применительно к цифровым технологиям. На поверхности колоны микроскопа установили цифровую видеокамеру направленную на флюоресцирующий экран под углом 45° к оптической оси микроскопа.

Фотографирование экрана производили через иллюминатор. Следует отметить, что при данном расположении экрана относительно оптической оси микроскопа возникает значительная дисторсия изображения. Устранение дисторсии выполняется после окончательной обработки цифрового изображения с помощью специальной компьютерной программы. Включения сфотографированы в режиме изображения и микродифракции.

Особое внимание уделяли размерной точности полученных изображений, для чего в качестве эталона использовали дифракционные картины, полученные методом классической фотографии. Для фазового анализа необходимо получение дифракционной картины от эталонного вещества (окись магния). Изображение использовалось для определения постоянной прибора.

Для усиления контраста микроэлектроннограмм использовали специально разработанные компьютерные программы. Для измерения размерных характеристик микроэлектроннограмм применили специальные приспособления на основе цифрового штангенциркуля. Точность измерения размерных линейных параметров микроэлектроннограмм составляла $0,01$ мм угловых – 5 минут. Указанную методику применяли для исследования неметаллических включений в дефектах макроизломов качественной стали. Было установлено, что дефект вызван скоплениями пленочных нитридов алюминия. На основании результата качественного анализа была назначена дополнительная термообработка, что позволило устранить опасный дефект и использовать дорогостоящую легированную сталь по назначению.

УДК 621.78

Бялік Г.А.¹

Гонтаренко В.І.²

Василевська Я.А.³

Гавриленко І.В.⁴

¹канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»

²канд. техн. наук, професор НУ «Запорізька політехніка»

³асистент НУ «Запорізька політехніка»

⁴студент ІФ-514м, НУ «Запорізька політехніка»

ВПЛИВ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКРАПЛЕНЬ НА РУЙНАЦІЮ ЛИТОЇ СТАЛІ

Більшість неметалевих вкраплень утворюється або в рідкій сталі, або в двофазній зоні. При охолодженні сталі внаслідок різниці коефіцієнтів теплового розширення неметалевих вкраплень і металу в останньому виникають значні розтягуючі напруження. Ці напруження можна в першому наближенні визначити за формулою:

$$\sigma = E \cdot \epsilon,$$

де E – модуль пружності;

ϵ – деформація.

Деформація чисельно дорівнює добутку температурного інтервалу охолодження сталі і різниці коефіцієнтів лінійного розширення сталі і неметалевого вкраплення (таблиця 1).

Таблиця 1 – Вплив теплового розширення сталі навколо неметалевого вкраплення

Вкраплення	Різниця коефіцієнтів теплового розширення сталі і неметалевого вкраплення	Напруження навколо неметалевого вкраплення, σ , Мпа
SiO ₂	0,0056	1008
Al ₂ O ₃	0,0028	294

Згідно з результатами розрахунків, напруження навколо неметалевих вкраплень значно перевищують межу текучості. Ці локальні напруження сприяють зародженню тріщин, що підтверджується при мікрофрактографічних дослідженнях зламів сталі. В зразку кулькопідшипникової сталі після випробувань на контактну втомленість спостерігали гострокутові неметалеві вкраплення корунду, які були оточені ділянкою крихкого мікрозламу. В зоні доламу мікрозлам був теж крихким, але проходив по елементах структурних складових, характерних для цієї сталі, тобто по зернах перліту і карбідів. Відомо, що в'язкість

руйнації, яка визначається за допомогою коефіцієнту K_{1C} , – це важлива характеристика високоміцної литої сталі, призначеної для виготовлення відповідальних машинобудівних деталей. Неметалеві вкраплення можна розглядати, як мікро концентратори напружень, навколо яких під навантаженням теж виникає зона пластичної деформації. Ця зона після руйнації зразку фіксується на мікрофрактограмі зламу у вигляді локальної ділянки з ознаками пластичної деформації, яка оточує неметалеве вкраплення. Якщо визначити радіус зони локальної пластичної деформації навколо неметалевого вкраплення, можна вивести формулу для визначення локального коефіцієнта концентрації напружень K_{1L} в металевій матриці, яка безпосередньо оточує неметалеве вкраплення:

$$K_{1L} = \frac{\sigma_{22} - \sigma_{11}}{(\sigma - \sigma_0)^2}$$

де K_{1L} – локальний коефіцієнт інтенсивності напружень;

r_{pl} – радіус умовної локальної зони пластичної деформації навколо неметалевого вкраплення.

В якості прикладу наведемо розрахункові значення локальних коефіцієнтів концентрації напружень безпосередньо біля неметалевих вкраплень (таблиця 2).

Таблиця 2 – Розрахункові значення K_{1L} металевій матриці поблизу неметалевих вкраплень

Марка сталі	Вид зламу	Розміри, м		Локальний коефіцієнт в'язкості руйнації, K_{1L} , Мпа·√м
		Неметалевого вкраплення	Зони пластичної деформації	
20ХГСЛ	Крихкий внутризеренний	$4,8 \cdot 10^{-7}$	$9,1 \cdot 10^{-7}$	2,83
	В'язкий внутризеренний	$7,1 \cdot 10^{-7}$	$1,8 \cdot 10^{-6}$	4,62
12Х2Н4ВА	Крихкий міжзеренний	$2,5 \cdot 10^{-6}$	$4,4 \cdot 10^{-6}$	3,73
	В'язкий внутризеренний	$1,7 \cdot 10^{-6}$	$3,9 \cdot 10^{-6}$	9,33

УДК 621.317

Джус А.В.¹

Грешта В.Л.²

Ольшанецкий В.Ю.³

¹ аспірант НУ «Запорізька політехніка»

² канд. техн. наук, професор НУ «Запорізька політехніка»

³ д-р техн. наук, професор НУ «Запорізька політехніка».

МАТЕМАТИЧНА ОБРОБКА РЕЗУЛЬТАТІВ ВИМІРЮВАНЬ ПРИ МІНІМАЛЬНІЙ ЇХ КІЛЬКОСТІ

Якщо існують тільки три надійні результати середніх значень експериментів щодо певних введених кількостей якогось конкретного елемента в металевий сплав, постає питання, наскільки можливо підібрати конкретну формулу математичної залежності, що базується на цих трьох мінімальних кількостях введеного елемента.

Оскільки щодо трьох такого роду експериментальних точок існують тільки три варіанти залежностей, а саме: лінійної, ступеневі та показникової, можливо використати принаймні 2 підходи для знаходження найкращої математичної залежності із трьох можливих.

Перший підхід – це визначення коефіцієнтів лінійних залежностей осереднених результатів лінеаризованих вихідних функціональних залежностей вказаного типу. Такий підхід дає можливість знайти коефіцієнти b_0 і b_1 , та емпіричні коефіцієнти лінійної кореляції (r) за формулами:

$$r = \frac{\sum_i^3 x_i y_i - 3 \cdot \bar{x} \bar{y}}{\sqrt{(\sum_i^3 x_i^2 - 3 \bar{x}^2) \cdot (\sum_i^3 y_i^2 - 3 \bar{y}^2)}}; b_0 = \frac{\sum_i^3 y_i}{3}; b_1 = \frac{\sum_i^3 x_i y_i - 3 \bar{x} \bar{y}}{\sum_i^3 x_i^2 - 3 \bar{x}^2} \quad (1)$$

Найбільший коефіцієнт кореляції, обраний із трьох варіантів дає можливість обрати надійну відповідну вихідну формулу певної функціональної залежності.

Додатковим підтвердженням цього факту (другий підхід), може стати порівняння значень знайдених функціональних залежностей, обрахованих з урахуванням їх середньоарифметичних, середньгеометричних значень, а також відхилень цих значень між собою (в порівнянні двох значень функцій відгуку для кожного випадку).

Розглянемо такого роду методику на прикладі деякого конкретного випадку, а саме визначення твердості покриття залежно від кількості введеного легувального елемента. Вихідні дані щодо кількості легувального елемента (або суми легувальних елементів) та твердості

показано у таблиці 1. Рівняння лінеаризованих залежностей та визначений коефіцієнт кореляції за формулою 1 приведені у табл. 2.

Таблиця 1 – Вихідні дані для подальших розрахунків

Склад №	Кількість легувального елементу (x), %	Твердість покриття, НВ (y)
1	0,1	15,9
2	0,3	17,4
3	0,5	17

Таблиця 2 – Функціональні залежності та коефіцієнти лінійної кореляції

Обрані залежності	$y = b_0 + b_1 x_i$	$y = b_0 x_i^{b_1}$	$y = b_0 b_i^{x_i}$
Після лінеаризації	$y = b_0 + b_1 x_i$	$y^* = b_0^* + b_1 x_i^*$	$y^* = b_0 + b_1^* x_i$
b_0 або b_0^*	16,8	2,82	2,82
b_1 або b_1^*	2,75	0,05	1,18
Коефіцієнт лінійної кореляції, r	0,71	0,84	0,72

Примітка: $y^* = \ln y_i$, $x_i^* = \ln x_i$, $b_1^* = \ln b_1$ та $b_0^* = \ln b_0$

Графічне зображення кривих з урахуванням розрахованих коефіцієнтів зображене на рис. 1.

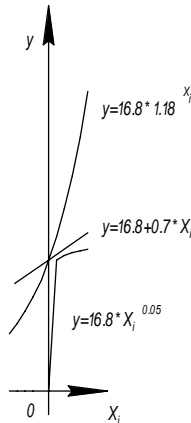


Рисунок 1 – Графічне зображення отриманих залежностей

Аналізуючи отримані значення коефіцієнту лінійної кореляції, можна зробити висновок, що найбільш точно ці три точки описує степенева крива $y = x^m$. Далі, виконують перевірку за другим методом використовуючи таблицю 3. Чим менше різниця між розрахованими значеннями, тим ближче крива описує отримані експериментальні точки. Отже, і за другим методом підтверджується висновок, що найоптимальнішою залежністю є степенева.

Таблиця 3 – Перевірка найкращої залежності за другим методом у натуральному масштабі

Обрані залежності		Отримані значення		Отримані значення	Отримана різниця
$y = b_0 + b_1 x_i$	$y \begin{matrix} (x_{\text{сер.арифм.}}) \\ 1/3(b_1 x_1 + b_1 x_2 + b_1 x_3) \end{matrix} =$	0,83	$y \begin{matrix} \text{сер.арифм.} \\ 1/3(y_1 + y_2 + y_3) \end{matrix} =$	16,77	15,94
$y = b_0 x_i^{b_1}$	$y \begin{matrix} (x_{\text{сер.геом.}}) \\ (\sqrt[3]{x_1 x_2 x_3}) \end{matrix} b_1 =$	0,94	$y \begin{matrix} \text{сер.геом.} \\ \sqrt[3]{y_1 y_2 y_3} \end{matrix} =$	16,75	15,81
$y = b_0 b_i^{x_i}$	$y \begin{matrix} (x_{\text{сер.арифм.}}) \\ 1/3(b_1 x_1 + b_1 x_2 + b_1 x_3) \end{matrix} =$	0,35	$y \begin{matrix} \text{сер.геом.} \\ \sqrt[3]{y_1 y_2 y_3} \end{matrix} =$	16,75	16,4

Отже, найбільш надійною залежністю слугує другий варіант, а саме $y_i = b_0 x_i^{b_1} = 16,8 x_i^{0,05}$. Наведений приклад показує можливість математичної оцінки результатів експериментів у складних випадках розташування функціональних точок тільки за умови, що коефіцієнт лінійної кореляції буде більше 0,5.

Перелік використаних джерел:

1. Ольшанецкий В.Е. О физических подходах к математическому моделированию функциональных связей. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2003. №1. С. 80-86.
2. Сквайрс Дж. Практическая физика. М: «Мир», 1971. 246с.

УДК 669.14.017: 620.18: 665-15-194.2

Бобырь С. В¹,

Левченко Г. В²,

Парусов Э. В³,

Борисенко А. Ю⁴

¹д-р.техн. наук, введущ.н.с., ИЧМ НАН Украины,

²д-р.техн. наук, проф., зав. лаб. ИЧМ НАН Украины,

³канд.техн. наук, с.н.с., зав. отд. ИЧМ НАН Украины,

⁴канд.техн. наук, с.н.с. ИЧМ НАН Украины

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ОПРАВОК ДЛЯ ПРОШИВКИ ТРУБ

В настоящее время при производстве прошивных оправок широко используется сталь 20ХН4ФА по ГОСТ 4543-2016. Проведенными исследованиями установлено, что сталь 25Х2М1Ф имеет более высокие показатели прочности и твердости при повышенных температурах, а значит, является более эффективным материалом при производстве оправок для прошивки труб.

Предварительные испытания показали, что оправки, изготовленные из стали 25Х2М1Ф в условиях неблагоприятных режимов работы прокатного оборудования имеют эксплуатационную стойкость не меньше прошивных оправок из стали 20ХН4ФА. Дополнительным резервом повышения эксплуатационной стойкости прошивных оправок из стали 25Х2М1Ф являлось изменение их формы, а также технологии производства, с использованием разработанного режима термической обработки. Экспериментальные партии прошивных оправок были изготовлены с использованием новой технологической схемы из поковок, а не из горячекатаной стали.

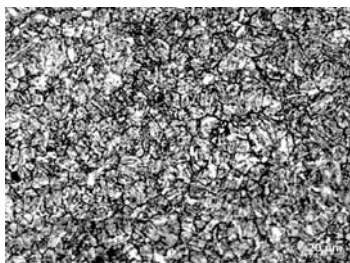
Существующий режим термической обработки прошивных оправок (отжиг без защитной атмосферы) заключается в нагреве и выдержке при температурах не менее 960 °С. В результате длительного высокотемпературного отжига при 960 °С происходит формирование как отделяемой, так и неотделяемой окалины на поверхности готовых изделий. Разработанный режим термической обработки прошивных оправок включает длительный отпуск при температурах ~ 550 °С в течение 5,0 часов с последующим охлаждением в масле. Длительность выдержки металлоизделий при температурах отжига ~ 960 °С была сокращена с 4,0 до 1,5 часов. Экспериментальные партии оправок из стали 25Х2М1Ф диаметром 64,0 мм прошли испытания в трубопрокатном цеху при прошивке трубной заготовки из сталей 20, 35, 45, 40Х, 17Г2Ф (таблица). Твердость и эксплуатационная стойкость экспериментальных партий прошивных оправок из стали 25Х2М1Ф, в целом выше аналогичных

показателей оправок, изготовленных из стали 20ХН4ФА, что можно объяснить дополнительным вводом молибдена, более высокими содержаниями хрома и ванадия, а также выделением карбидов ванадия в процессе отпуска стали. Структура прошивных оправок изготовленных из стали 25Х2М1Ф, обработанной по разработанному режиму, является более дисперсной и однородной в сравнении с базовой технологией производства (рисунок).

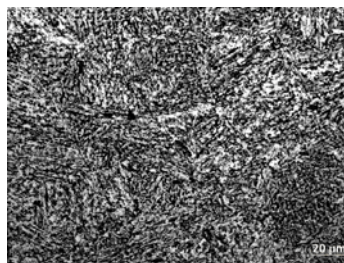
Изготовление прошивных оправок из стали 25Х2М1Ф по разработанному режиму термической обработки позволило повысить их эксплуатационную стойкость ~ в 2,5 раза в сравнении со стандартной технологией производства. При этом сталь 25Х2М1Ф в отличие от марки 20ХН4ФА, не имеет в своем составе дефицитного и дорогостоящего никеля.

Таблица – Твердость и эксплуатационная стойкость прошивных оправок из стали 25Х2М1Ф (э) и 20ХН4ФА (б)

№ п/п	№ оправки	Твердость, НВ	Стойкость, шт.
1.	1-э/2-э/3-э	276/270/288	738/166/70
2.	4-э/5-э/6-э	295/284/272	148/248/143
3.	1-б/2-б	244/252	56/134



а



б

а – базовый режим; б – экспериментальный режим;

Рисунок – Характерная микроструктура прошивных оправок из стали 25Х2М1Ф.

УДК 621.83.054

Слинько Г. І.¹

Стаднік О. В.²

¹ д-р. техн. наук, професор, НУ «Запорізька політехніка»

² аспірант, НУ «Запорізька політехніка»

МОДЕЛЮВАННЯ УМОВ РОБОТИ ЗУБЧАСТОГО ЗАЧЕПЛЕННЯ В ГТД НА ЦИЛІНДРИЧНИХ ЗРАЗКАХ ІЗ СТАЛЕЙ З ТВЕРДИМ ПОКРИТТЯМ ДЛЯ ОЦІНКИ КОНТАКТНОЇ ВИТРИВАЛОСТІ

Для перспективних ГТД нового покоління очікуються підвищені вимоги до експлуатаційних властивостей зубчастих передач, зокрема межа контактної витривалості та робоча температура поверхонь зубчастих коліс.

Використання гальванічних металевих покриттів робочих поверхонь високонавантажених шестерень також підвищує експлуатаційні властивості зубчастих передач. Механізм дії заснований на розділенні контактуючих поверхонь матеріалом з низьким коефіцієнтом тертя, за рахунок якого зменшується температура в зоні контакту та покращується припрацьовуваність робочих поверхонь. Дослідження, проведені на ДП «Івченко-Прогрес», показують, що контактна витривалість при використанні мідного покриття підвищується у 1,5...2 рази [1]. Мідні покриття впроваджено в редукторах двигунів ТВЗ-117ВМА-СБМ1, Д-27, АІ-450М, АІ-450С, АІ-2500. Проте, недоліком «м'яких» гальванічних покриттів є їх висока схильність до ерозійного зносу. Для усунення цього недоліку особливий інтерес представляє застосування вакуумних іонно-плазмових покриттів на основі карбидів і нитридів металів, що мають високу твердість, зносостійкість та низький коефіцієнт тертя.

Для моделювання умов роботи зубів конкретного зубчастого колеса, потрібно визначити характеристики зони найменшої контактної витривалості зуба.

З практики експлуатації зубчастих передач відомо, що пітінг (рис. 1) утворюється в біляполюсній зоні зуба. Можлива причина викришування пояснюється дією в цьому місці під поверхнею максимальних дотичних напружень. Максимальні дотичні напруження залежать від параметрів площадки контакту і коефіцієнта тертя. Саме коефіцієнт тертя в біляполюсній зоні має максимальне значення [2].

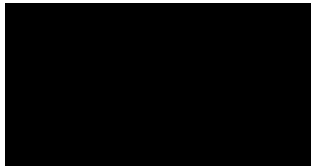


Рисунок 1 – Пітінг на поверхні зубів кінцевого зубчастого колеса центрального приводу ГТД АІ-20

Визначаються радіуси кривизни R_{1f} шестерні і R_{2f} колеса в зоні найменшої контактної витривалості зуба:

$$R_{1f} = \frac{d_1 \sin \alpha}{2 \cos \beta} - \frac{v_{\text{ск}}}{\omega_1 + \omega_2}, \quad (1)$$

$$R_{2f} = \frac{d_2 \sin \alpha}{2 \cos \beta} - \frac{v_{\text{ск}}}{\omega_1 + \omega_2}, \quad (2)$$

де d_1, d_2 – діаметр початкового кола шестерні і колеса, відповідно;
 ω_1, ω_2 – кутові швидкості шестерні і колеса;
 $v_{\text{ск}}$ – швидкість ковзання, відповідна f_{max} [3];
 α – кут зачеплення;
 β – кут нахилу зуба.

Для оцінки впливу різних покриттів зубчастих коліс на контактну витривалість, пропонується проводити випробування на зразках у формі циліндрів з діаметрами, відповідними подвоєним радіусам кривизни зубчастого колеса і шестерні в зоні найменшої контактної витривалості. Перевагами випробувань на зразках, в порівнянні з натурними випробуваннями на зубчастих колесах, є дешевизна, швидкість випробувань, можливість регулювання умов контакту поверхонь зубів (контактне напруження, температура, вид мастила, проковзування поверхонь тощо).

Перелік посилань

1. Влияние технологичности на усталостную прочность шестерен и подшипников. Технологическая справка, Т/с № 81/2014. – Запорожье: ГП «Ивченко-Прогресс». – 2014.
2. Трубин Г.К. Контактная усталость материалов зубчатых колес. – М.: Машгиз, 1962. – 404 с.
3. Трение: изнашивание и смазка: Справочник / Под. ред. И.В. Крагельского и В.В. Алисина. – М.: Машиностроение, 1979. – Кн. 2. – 360 с.

УДК 621.793.7

Єршов А.В.¹,
Зеленіна О.А.²

¹ д-р техн. наук, професор НУ «Запорізька політехніка»

² ст. лаборант НУ «Запорізька політехніка»

МЕТОД ВИЗНАЧЕННЯ КОГЕЗІЙНОЇ МІЦНОСТІ ТА ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ ПЛАЗМОВИХ ПОКРИТТІВ

Експлуатаційні властивості покриття визначаються не тільки міцністю зчеплення з підкладкою, але і його когезійною міцністю. Розтягуючи залишкові напруження спрямовані уздовж поверхні підкладки є найбільш небезпечними тому, що призводять до розтріскування покриттів. Питання підвищення міцності плазмових покриттів, розробка методик вимірювання механічних характеристик і залишкових напружень в залежності від товщини покриття і технологічних режимів є актуальними для розширення номенклатури деталей, що підлягають плазмової обробці.

Залишкові напруження виникають внаслідок відхилення температури осадження покриття від температури підкладки. Існує два види нерівномірності, що відрізняються за часом релаксації температури. Перший вид нерівномірності пов'язаний з нагріванням покриття та основи протягом процесу плазмової обробки. Другий вид нерівномірності пов'язаний з існуванням нестационарного температурного поля в зоні контакту окремої частинки.

Когезійна міцність σ_k залежить як від міцності частинок, що утворюють покриття, так і від міцності зв'язку між частинками. Зазвичай міцності зв'язку між частинками набагато менше міцності окремих частинок, тому міцність покриття, або когезійна міцність, значно менше міцності компактного матеріалу. Для вимірювання когезійної міцності було використано відшароване покриття, яке вільне від внутрішнього напруження, що виникає при зчепленні з підкладкою. Найбільш простим і достовірним виміром механічних властивостей покриттів є випробування зразків на вигин. Для визначення максимальних нормальних напружень на поверхні зразка при консольному вигині використовувалася формула:

$$\sigma = \frac{Pl}{W} \quad (1)$$

де P - поперечна сила, прикладена на кінці стержня довжиною l ,

$W = bh^2 / 6$ - момент опору квадратного перетину зразка, b і h - ширина і товщина перерізу.

Руйнування покриття визначалося міцністю розтягнутих, а не стислих шарів. Випробування відшарованого покриття ПРНХ15СР2 виконували шляхом вимірювання переміщення вільного кінця зразка під

дією прикладеної поперечної сили P . Матеріал покриття ПРНХ15СР2 на нікелевій основ складається в основному з 82% нікелю, 15% хрому, 1% кремнію і 2% бору. Розміри фракцій порошку 40 - 100 мкм. Результати вимірювань при розтягуванні внутрішньої поверхні покриття наведені в таблиці.

Таблиця – Характеристики деформації вигину при розтягуванні внутрішньої поверхні покриття

Р, Н	$y, 10^{-3}\text{м}$	$\sigma, \text{МПа}$	$E, 10^4, \text{МПа}$	$\varepsilon, 10^{-3}$
1	2,0	21,3	4,88	0,44
2	3,8	42,6	5,13	0,91
3	5,5	63,9	5,32	1,20
4	7,3	85,3	5,34	1,59
5	9,0	106,6	5,42	1,97
6	10,6	127,9	5,52	2,32
7	12,0	149,3	5,69	2,63
8	13,2	170,6	5,90	2,89
9	15,5	191,9	5,66	3,39
10	17,0	213,2	5,73	3,72
11	19,5	234,5	5,49	4,27

Когезійна міцність складала 234 МПа, що значно більше міцності зчеплення покриття з підкладкою (50МПа). При розтягуванні внутрішньої частини покриття в основному виконується закон пропорційності між напруженням і відносною деформацією до моменту руйнування. Величина модуля пружності покриття в середньому становить $5,6 \cdot 10^{10}$ Па, що приблизно в 4 рази менше модуля пружності суцільного матеріалу.

Для оцінки залежності механічних властивостей від товщини покриття виконані аналогічні вимірювання при вигині та розтягуванні шарів на зовнішній його поверхні. При порівнянні характеристик, слід зазначити, що межа міцності на розтягування і модуль пружності зовнішньої частини покриття приблизно на 20% нижче, ніж для внутрішньої, прилеглої до підкладки частини покриття. Зазначена відмінність пояснюється відмінністю температурних умов формування покриття і виникненням залишкових термічних напружень у ньому. Нагріті до більш високої температури зовнішні шари покриття при охолодженні розтягуються сильніше, ніж внутрішні шари покриття, що є причиною зародження мікротріщин і зниження механічних властивостей, таких як межа міцності на розтягування та модуль пружності.

Несуча здатність покриття \square_n визначає можливість збереження цілісності покриття зчепленого з підкладкою під дією зовнішнього

навантаження. Вона менше когезійної міцності σ_k на величину залишкового напруження

$$\sigma_n = \sigma_k - \sigma_o, \quad (2)$$

де σ_o - величина залишкового напруження, що виникає при відмінності температури покриття від температури підкладки в момент осадження покриття.

Розподіл залишкового напруження Величина несучої здатності знижується при зростанні товщини покриття. При максимальній товщині покриття $h_{\max} = 1,46$ мм в розглянутих умовах відбувався розрив, що відповідає нульовому значенню несучої здатності. Причиною зниження несучої здатності при зростанні товщини покриття є зростання залишкового напруження при збільшенні товщини покриття. З рівняння балансу напружень у вигляді (2) і результатів вимірювань когезійної міцності та несучої здатності покриття було визначено що зростання залишкового напруження має лінійний характер в залежності від товщини покриття 0,6 і 0,8 та 1,46 мм, зчепленого з підкладкою.

ВИСНОВКИ

1. Когезійна міцність покриття при окружному розтягуванні в декілька раз перевищує міцність зчеплення покриття з підкладкою. Визначено, що внаслідок дії термічних напружень, когезійна міцність для зовнішніх шарів покриття може бути на 20% нижча ніж для внутрішніх шарів.

2. Виходячи з того, що когезійна міцність перевищує несучу здатність покриття зчепленого з підкладкою на величину залишкового напруження, було показано, що зростання залишкових напружень при збільшенні товщини покриття має лінійний характер.

УДК 621.791

Popov S.¹

Shumikin S.²

¹doctor of philosophical sciences, professor of ZNTU

²candidate of technical sciences, associate professor of ZNTU

MATHEMATICAL MODELING OF THE AGGREGATIC HARDNESS OF THE SURFACE LAYER OF HARDWEARING CHROME-BORON ALLOYS

The purpose of this study is to establish the mathematical dependencies of the influence of the technological parameters of the deposition of wear-resistant alloys on the hardness of the surface layer and the geometrical

parameters of the weld both with manual and automatic electric arc surfacing with heterogeneous chrome-boron alloy.

When analyzing the effect of technological indicators on the physic-mechanical properties of wear-resistant heterogeneous chrome-boron alloys in manual and automatic electric arc surfacing, it was decided to use mathematical planning of research based on an active experiment, with the creation of a numerical description of mathematical expectation.

On the basis of the theory of scientific mathematical planning of an experiment, a complex of relevant experiments was carried out, which makes it possible to mathematically describe the characteristics of the alloy, to give a theoretical estimate of the correlation of the parameters among themselves.

For the first time, a mathematical model was obtained $HRC = f(H, C, B, \alpha, I)$ in the form of regression equations on the basis of a second-degree polynomial, which makes it possible to relate the aggregate hardness of the alloy after deposition on the working surface with H - penetration depth, C - gain height, B - weld width, α_n - deposition rate and I - deposit current strength.

The obtained results of the above studies make it possible, within the framework of technical and technological accuracy required in practical engineering calculations, to obtain numerical prediction values of the physic-mechanical properties of wear-resistant heterogeneous chrome-boron alloys when varying the parameters for manual and automatic arc welding.

УДК 669.245.018.044:620.193.53

Назаренко¹ А.Ю.

Глотка² О.А.

Гайдук³ С.В.

¹студент НУ «ЗП»

²к.т.н., доцент, НУ «Запорізька політехніка»

³д.т.н., професор НУ «Запорізька політехніка»

ВПЛИВ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ ТА МІКРОПОР НА ДОВГОВІЧНІСТЬ ВАЛЬНИЦЕВОЇ СТАЛІ

До вальницевих сталей висуваються високі вимоги відносно чистоти за неметалевими включеннями, поверхневими дефектами, макроструктурою, карбідною неоднорідністю, так як вони є концентраторами напруження і джерелами зародження втомних тріщин під час експлуатації вальниць. Пори, як правило, утворюються в процесі деформації в наслідок різної пластичності металу та неметалевих включень. Тому дослідження впливу умов гарячої деформації і

неметалевих включень на утворення мікропор в сталі ШХ15СГ є актуальною задачею [1, 2].

Оцінку неметалевих включень і мікропор здійснюють на спеціально підготовленій, полірованій поверхні зразків (рис.1). Включення згруповано за розмірами і визначено кількість включень з порами, що входять в матрицю (N_0) і їх загальну кількість (N_n). З метою оцінки впливу типу і розмірів включень на зародження і розповсюдження мікропор введено параметр співвідношення (N_0/N_n). За допомогою параметру (N_0/N_n) з'ясовано, що існує інтервал температур (900-1000°C) в якому спостерігається мінімальний розвиток мікропор усіх різновидів включень.

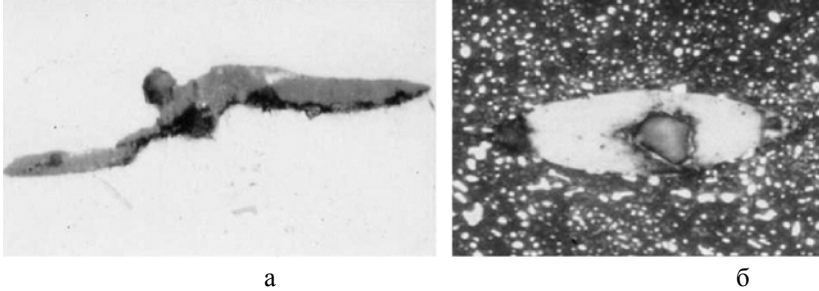


Рисунок 1. – Мікропори біля неметалевих включень:

а- оксисульфід; б- нітрид

У ході аналізу, виявлено наступні особливості, а саме при низьких температур прокатки 800-850 °С у ряді випадків відбувається зім'яття сульфідної оболонки кисневих включень в результаті чого спостерігається утворення мікропор. В інтервалі температур прокатки 1100-1200 °С в оксисульфідних включеннях, на межі розподілу фаз оксид-сульфід, відбувається оплавлення оксидної складової, що теж сприяє утворенню мікропор.

Найменша кількість включень з порами характерна для сульфідних, найбільша - для кисневих включень (глобулярних і оксидних) для всіх температур деформації.

Встановлена закономірність, що з підвищенням температури прокатки від 800 °С до 950 °С спостерігається підвищення густини і зменшення частки включень усіх різновидів з порами. З наступним підвищенням температури прокатування (1000-1100 °С) частка включень з порами збільшується, а щільність зменшується.

Отже найбільший розвиток мікропор спостерігається біля оксидних включень, найменший - біля нітридних, далі оксисульфідних і сульфідних. З'ясовано кількісна залежність включень з порами від температур деформації. Вона знижується з підвищенням температури, досягає свого мінімуму при 950 °С і підвищується з подальшим ростом температури прокатки для оксидних і в більшій мірі для оксидосульфідних включень.

Список використаної літератури

1. Ранькова А.Т., Хенкин М.Л. Исследование структуры рабочих поверхностей приборных подшипников // Труды института. М.: Специнфорсцентр ВНИИПа. 1974. № 4(80). С.77-90.
2. Летвин В.С. Влияние состояния карбидной фазы на свойства подшипниковой стали 11Х18М // МиТОМ. 1981. №10. С.20-23.

УДК 621.791.92:539.538

Акритова Т.О.¹

Андрущенко М.І.²

Осіпов М.Ю.²

Капустян О.Є.²

Мягкий І.В.³

¹ аспірант

² канд. техн. наук, доцент

³ студ.гр ІФ-414м

МАТЕРІАЛИ ТА ТЕХНОЛОГІЯ ЗМІЦНЕННЯ НОЖІВ СИТ ДЛЯ ПРОТИРАННЯ ВОГНЕТРИВКОЇ МАСИ

Для приготування порошкоподібних мас, в процесі виробництва вогнетривких виробів широко застосовуються протирально-змішувальні установки. Основною робочою деталлю такого обладнання є ножі. Ці деталі нескладної форми, як правило, у вигляді пластин товщиною 25 мм, шириною до 100 мм при довжині 450 – 500 мм. Одночасно на ситі працює чотири ножі нахилених попарно до днища під кутом 45° в сторону і проти їх обертання. Найбільш інтенсивно зношуються «робочі» частини ножів, які звернуті до днища і бокових стінок сита.

Раніше було показано [1], що в процесі роботи температура робочих поверхонь ножів в результаті фрикційного нагріву може перевищувати 400°С. Тому підвищення зносостійкості цих деталей за рахунок перетворення метастабільного аустеніту в мартенсит деформації, яке ефективно використовується для пластин прес-форм, із інструментальних сталей типу Х12 [2], в даному випадку неможливо через стабілізацію аустеніту.

Тому пошук матеріалів для зміцнення наплавленням ножів вели серед евтектичних і заевтектичних сплавів системи Fe-C-Cr-W. Встановлено, що при високих температурах найбільш тісно із зносостійкістю корелює гаряча твердість. Із стандартних матеріалів цей показник оцінювали на металі наплавленому електродами Т590, Т620,

порошковими стандартними дротами ПП АН-125, ПП АН-170, а також на дослідному металі складу 3,1% С, 17,5% Сг, 4,8% Si, 3,2% В, 0,6% Ti. Дослідний метал, наплавлений порошковим дротом містить у другому шарі до 80% надлишкової фази рівномірно розподіленою в ледебуритній основі.

Встановлено, що із стандартних матеріалів найбільша гаряча твердість спостерігається на металі наплавленому дротом ПП АН-170 (49 HRC при температурі 500° С). Твердість дослідного наплавленого металу зменшується в інтервалі температур від 20 – 500° С від 64 HRC до 58 HRC. Отже, враховуючи розміри і форму ножів найбільш раціональним способом їх зміцнення є напівавтоматичне наплавлення порошковим самозахисним дротом.

При виборі послідовності накладення шарів і їх кількості виходили з того, що на структуру попередніх шарів негативно впливає термічний цикл при накладенні наступних, тому дільниці деталі, які зношуються найбільш інтенсивно, необхідно наплавляти в останню чергу. З огляду на це, обрана наступна послідовність операцій технологічного процесу зміцнення ножів: підготовка робочих крайок ножа до наплавлення на фрезерному верстаті; наплавлення першого шару робочої сторони (рис. 1 а); далі проводиться наплавлення «неробочої» сторони (рис. 1 б); потім проводиться наплавлення другого шару робочої сторони і довгого торця в два шари (рис. 1 в); останнім наплавляється короткий торець ножа в два шари (рис. 1 г).

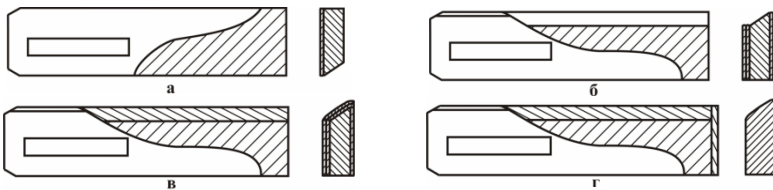


Рисунок 1 – Схема послідовності наплавлення ножів

Зміцнення ножів за пропонованою технологією збільшує їх строк служби в 3 – 4 рази в порівнянні з базовою технологією.

Перелік посилань

1. Холод А.В., Осипов М.Ю., Вовк Д.В., Андрущенко М.И. Исследование условий эксплуатации и характера изнашивания ножей протиочно-смесительного оборудования / Тиждень науки. Тези доповідей науково-практичної конференції. – Запоріжжя: ЗНТУ, 2012. – С. 26-28.

2. Восстановление и повышение износостойкости и срока службы деталей машин: Учебное пособие. – Запорожье: Изд-во ОАО «Мотор Сич», 2000. – 394 с.

УДК 621.791.92.042

Ігнат'єв О.О.¹

Кондратюк В.М.²

Капустян О.Є.³

¹ Начальник Управління надійності обладнання ПАО «Запоріжсталь»

² директор ТОВ «Стил Ворк»

³ канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»

ВІДНОВЛЕННЯ ЗАСИПНИХ АПАРАТІВ НА ПАТ «ЗАПОРІЖСТАЛЬ»

ПАТ «Запоріжсталь» - є одним з найбільших металургійних підприємств Європи. Однією з основних продукцій комбінату є чавун, відмінною особливістю якого є низький вміст сірки і фосфору [1]. Доменне виробництво ПАТ «Запоріжсталь» за останні десять років збільшило виробництво чавуну на 60 % з 2,731 млн. т до 4,3865 млн. т [2].

Термін служби доменних печей багато в чому визначається працездатністю засипних апаратів, яка, в свою чергу, залежить від стану великого конуса і чаші. Великий конус і чаша, працюють у важких умовах абразивного і газоабразивного зношування при підвищених температурах (350...750° С) і тиску. Ціна нового комплекту (великий конус + чаша) становить понад \$ 100000, що забезпечує економічну доцільність відновлення шляхом наплавлення.

Відомі різні технологічні процеси відновлення деталей засипних апаратів: пічне, ручне дугове, напів- і автоматичне наплавлення. Найбільшого поширення набуло автоматичне наплавлення порошковою стрічкою [3], яке забезпечує безперервне високопродуктивне наплавлення, що особливо важливо при зміцненні крупногабаритних деталей з великою робочою поверхнею.

Самі конус і чаша виготовляються з вуглецевих сталей із вмістом вуглецю до 0,4%. З метою відновлення їх геометричних розмірів застосовують порошкову стрічку ПЛ-АН-115 з системою легування С-Мп-Si-Ti. Для підвищення зносостійкості застосовують наплавлення зносостійкими сплавами ПЛ-АН-111, ПЛ-АН-179, ПЛ-АН -185, ПЛ-АН-186, що містять С, Мп, Si, Cr, Ni, Nb, Мо, V, W, В за ГОСТ 26467-85 [4].

Вибір матеріалів для наплавлення здійснювали на основі порівняльного техніко-економічного аналізу властивостей наплавлених виробів. Для наплавлення порошковими стрічками застосовували зварювальну апаратуру, що серійно випускається, додатково комплектується спеціальними мундштуками і подаючими роликами, які забезпечують надійну подачу електродного матеріалу.

Аналіз показав, що найбільш доцільно проводити відновлення

засипних апаратів порошкової стрічкою ПЛ-АН-179 з системою легування С-Сr-Nb-Mo-V-W. Така система легування дозволяє забезпечити твердість наплавленого металу в межах 58-62 HRC і високий опір абразивному зносу. Стрічки мають однозамкову конструкцію і складаються із сталеві оболонки і порошку-наповнювача, що забезпечує певний хімічний склад металу, що наплавляється. Розміри поперечного перерізу стрічок: ширина – $16,5 \pm 1$, товщина – $3,8 \pm 0,4$.

Перелік посилань

4. Структура производства ПАО «Запорожсталь» URL: <https://www.zaporizhstal.com/ru/predpriyatie/struktura-proizvodstva/> (дата звернення: 01.09.2019).

5. [«Запорожсталь»: итоги производства в декабре и за 12 месяцев 2018 г.](#) (4 января 2019).

6. ГОСТ 26467-85 Лента порошковая наплавочная. Общие технические условия. М.: Издательство стандартов, 1985.

7. Ворончук А. П. Порошковые ленты для износостойкой наплавки // Автоматическая сварка. – 2014. – № 6-7. – С. 75–78.

УДК: 620.171+621.785

Калинин Ю.А.¹

Брыков М.Н.², д-р техн. наук, профессор

Петришинец И.³, PhD

Осипов М.Ю.², канд. техн. наук, доцент

Андрущенко М.И.², канд. техн. наук, доцент

Ефременко В.Г.⁴, д-р техн. наук, профессор

¹ЧАО «Запорожтрансформатор»

²Национальный университет «Запорожская политехника»

³Институт материаловедения Словацкой академии наук

⁴ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет»

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ С ГЕТЕРОГЕННОЙ СТРУКТУРОЙ

Представлены результаты разрывных испытаний образцов стали 120Г3С2, закалённой от 900-1000 °С в воду. Образцы плоской формы, толщина 5 мм. В поверхностном слое материала на глубине до 1 мм содержание углерода понижено. В связи с этим после закалки структура по сечению изменяется от почти полностью мартенситной на поверхности (750-800 HV) до аустенито-мартенситной в сердцевине (250-300 HV).

Установлено, что образцы разрушаются при номинальных напряжениях на уровне 50-100 МПа. Столь низкое значение прочности может быть обусловлено следующими причинами.

Поверхностный слой со структурой неотпущенного мартенсита обладает практически нулевой пластичностью по сравнению с более глубоко расположенной аустенито-мартенситной структурой. При нагружении происходит некоторая пластическая деформация внутренних слоёв образца за исключением поверхностного слоя. Вся нагрузка оказывается сконцентрированной именно в недеформированном слое. После разрушения тонкого поверхностного слоя в образце появляется трещина, на её фронте возникает концентрация напряжений и локальная пластическая деформация. Поскольку аустенит нестабилен, на фронте трещины постоянно образуется хрупкий мартенсит, и она распространяется по сечению почти без сопротивления.

Низкие прочностные свойства исследуемой стали с гетерогенной структурой компенсируются её высокой износостойкостью. В реальных условиях эксплуатации, как правило, условия трения изменяются в очень широких пределах. Даже для одной детали в различных местах поверхности возможны различные режимы изнашивания. Поэтому задача создания универсального материала, который обладал бы повышенной сопротивляемостью изнашиванию как в многоцикловом, так и в малоцикловом режимах, представляет значительный научный и практический интерес.

Скорость изнашивания в малоцикловом режиме на порядок и более превышает таковую в многоцикловом. Следовательно, износ материала (объемный/массовый/линейный) в многоцикловом режиме в единицу времени минимум на порядок меньше, чем в малоцикловом. Поэтому в многоцикловом режиме один миллиметр износостойкого слоя на поверхности детали способен значительно увеличить срок её эксплуатации. В многоцикловом режиме износостойкость мартенсита оказывается выше, чем аустенита, поскольку напряжения на поверхности недостаточны для пластической деформации материала, и деформационное превращение аустенита не происходит. Следовательно, в многоцикловом режиме изнашивания оптимальной структурой является мартенсит.

Гетерогенная структура, построенная по принципу «мартенсит на поверхности – нестабильный аустенит в глубине», позволяет решить задачу создания универсального износостойкого материала. Если деталь окажется в условиях малоциклового изнашивания, то один миллиметр мартенсита на поверхности надолго обеспечит защиту детали от износа. Даже после изнашивания мартенситного слоя, когда начнёт изнашиваться нестабильный аустенит, износостойкость может быть выше, чем у сталей в отожженном состоянии. Если же режим изнашивания малоцикловый, то

мартенситный слой всё равно обеспечит удовлетворительную защиту, а после его изнашивания в работу вступит нестабильный аустенит. За счет фазового превращения твёрдость поверхностного слоя повысится, и скорость изнашивания детали снизится.

Таким образом, относительно низкая сопротивляемость гетерогенной структуры разрушению при объемном нагружении компенсируется высокой износостойкостью, что для условий изнашивания без ударов и больших изгибающих нагрузок является определяющим фактором.

УДК 669.24:620.183

Куницкая И.Н.¹

Ольшанецкий В.Е.²

Климов А.В.³

Даниленко Н.И.⁴

¹ канд. техн. наук, инженер УГМет АО «Мотор Сич», ст. науч. сотр. ГП «УкрНИИИспецсталь»

² д-р техн. наук, профессор НУ «Запорожская политехника»

³ канд. техн. наук, декан инженерно-физического факультета НУ «Запорожская политехника»

⁴ канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр. Института проблем материаловедения имени И.Н. Францевича НАН Украины

МЕХАНИЗМЫ ВОЗДЕЙСТВИЯ МНОГОПРОХОДНОЙ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ В ПРОЦЕССЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПРОКАТА СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Обеспечение высоких требований к ресурсу авиационных двигателей неразрывно связано с применением современных наукоемких технологий производства специальных сталей, которые работают при комнатных, низких и повышенных температурах, в условиях высоких давлений, ударных и переменных нагрузках, изнашивающем воздействии, в экстремальных ситуациях, например, при возникновении трещины.

Рассмотрен вклад механизмов формирования структуры в процессе высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) на физико-механические свойства проката специальных сталей.

С использованием специальной методики определено структурное состояние аустенита под воздействием горячей деформации при прокатке на сортовых станах. Установлено, что при многопроходной горячей деформации эффективным является реализация процесса рекристаллизации непосредственно в очаге деформации. Это обеспечит

формирование сверхмелкого зерна и, в свою очередь, получение оптимальной морфологии, количества и дисперсности фаз распада аустенита при последующем ускоренном охлаждении с деформационного нагрева подшипниковых, инструментальных, конструкционных, коррозионных сталей. С целью образования мелкого зерна выполнено детальное исследование кинетики рекристаллизации с построением диаграмм кинетики рекристаллизации горячедеформированного аустенита различно легированных сталей; методом электронной микроскопии на фольгах исследована дислокационная структура рекристаллизованного аустенита коррозионностойких сталей.

Показано, что образование наибольшего объема рекристаллизованных зерен происходит в очаге горячей деформации в сравнении с междеформационной паузой и связано с неоднородным развитием микропластической горячей деформации в пределах зерна.

На основе полученных результатов влияния температурно-деформационных параметров горячей прокатки на аустенит разработаны усовершенствованные технологические процессы, позволяющие реализовать на металлургических предприятиях стран СНГ, в т. ч. в условиях использования интегрированного в линии прокатных станов специального оборудования для деформационно-термической обработки, наибольшие структурные эффекты ВТМО – уменьшение среднего размера зерна и карбидов, оптимизация дислокационной структуры, повышение однородности распределения вторых фаз и примесей. Также повышается дисперсность зернистого перлита, снижается на 1-2 балла карбидная сетка, уменьшается количество несплошностей в карбидах и др. Это позволяет получить специальные стали с улучшенным комплексом прочностных и пластических свойств в сравнении с термообработкой с отдельного нагрева. Так, повышается в 1,5-2 раза предел текучести аустенитных коррозионностойких и конструкционных сталей, увеличивается на 30-50% контактная выносливость и износостойкость, в 1,2-1,5 раза работа разрушения пальцев траков, шариков и роликов подшипников, высокопрочного крепежа (шпилек, специальных болтов, гаек), пружин и других ответственных деталей из проката подшипниковых, инструментальных, конструкционных сталей с ВТМО.

УДК 669.14.018.24+620.1

Клочихин В.В.¹

Куницкая И.Н.²

Челомбитько А.Н.³

¹ Начальник УГМет АО «Мотор Сич»

² канд. техн. наук, инженер УГМет АО «Мотор Сич», ст. науч. сотр.

ГП «УкрНИИИспецсталь»

³ зам. начальника УГМет АО «Мотор Сич»

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ УЛУЧШЕННОГО КАЧЕСТВА С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ НАДЕЖНОСТИ И КОНКУРЕНТОСПОСОБНОСТИ ПОДШИПНИКОВ АВИАЦИОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

В настоящее время в опорах трансмиссий авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) используют подшипники из различных теплостойких сталей, таких как инструментальная сталь 8X4B9Ф2-Ш (ЭИ 347-Ш, ТУ 14-1-2244-2005). За рубежом широко применяют сталь М50 (ВИП+ВДП, AMS 6491С) авиационного назначения, являющейся молибденовым аналогом стали ЭИ 347-Ш, а также стали, подвергающиеся химико-термическому поверхностному упрочнению – цементуемые и нитроцементуемые стали, например, сталь М50NIL (низкоуглеродистый вариант инструментальной стали М50), М50 Super NIL и др.

Разработка и внедрение новых подшипниковых сталей является актуальным в связи с современными повышенными требованиями к качеству материала, обеспечения расчетной долговечности и работоспособности (в пределах необходимого ресурса) подшипников, испытывающих тяжелые нагрузки, высокие скорости, действие повышенных (до 350 °С) температур. Имеются результаты по освоению отечественного аналога стали М50 – молибденовой теплостойкой стали 80MoCrV42-16 (В60, ДСТУ ISO 683-17). В то же время, цементуемые стали для производства отечественных подшипников не применяются.

С целью использования подшипниковых сталей улучшенного качества АО «Мотор Сич» проведено полное исследование материала подшипника производства фирмы «FAG» из стали М50. Показано, в основном, соответствие микроструктуры материала, размера, морфологии и распределения карбидной фазы высоким требованиям, предъявляемым к стали М50.

АО «Мотор Сич» на базе комплексно-легированной дисперсионно-упрочняемой теплостойкой стали М50NIL (AMS 6278) выполнено экспериментальное опробование технологии газовой цементации (нитроцементации).

Методами оптичної мікроскопії, дюрOMETричного аналізу досліджено вплив процесів цементації і нітроцементації і наступної термічної обробки (в т. ч. стандартної термообробки в відповідності з AMS 6278) на фазові перетворення і якість дифузійного шару сталі M50NiL.

В результаті різних режимів ХТО при температурах, характерних для вакуумної цементації, показана можливість отримання оптимальної кількості ($\leq 5\%$) остаточного аустеніта в поверхневому шарі сталі M50NiL. Додержана необхідна глибина і твердість цементованого шару, однорідне в ньому розподілення дисперсної карбідної фази при відсутності великих карбідів і карбідної неоднорідності, які, наприклад, можуть зберігатися в високоуглеродистих підшипникових сталях внаслідок наявності в литій структурі дендритної ликвації.

Продовжуються роботи по дослідженню впливу хіміко-термічного упрочнення на опір сталі M50NiL багаточислової втоми з метою подальшого створення деталей ротора ТВД методом зварки внутрішнього кільця підшипника і цапфи з жаропрочного сплаву INCONEL 718.

УДК 669.017:539.42

Євсєєва Н.О.¹

¹канд. техн. наук, доцент, НУ «Запорізька політехніка»

КІНЕТИКА Й ЗАКОНОМІРНОСТІ РУЙНУВАННЯ МАТЕРІАЛІВ РЕТОРТ ТИТАНОМАГНІЄВОГО ВИРОБНИЦТВА

На сьогодні механізми руйнування сталей і сплавів у різних агресивних середовищах і особливо в магнійтермічному виробництві губчастого титану ще недостатньо вивчені. Залишаються невирішеними питання, пов'язані з одночасним підвищенням корозійної стійкості, жаростійкості й міцності при підвищених температурах сплавів, які застосовують для виготовлення реторт.

У магнійтермічному виробництві губчастого титану для виготовлення зварних апаратів (реторт) широко використовують хромонікелеву сталь 12X18H10T. Вона не відповідає повною мірою всім вимогам виробництва губчастого титану. Спроби вітчизняних і зарубіжних вчених замінити хромонікелеві сталі на меншій вартості корозійностійкі сталі з мінімальним вмістом нікелю не увінчалися успіхом [1-2].

Перспективу вирішення цього досить не простого завдання можна бачити в застосуванні сталей складного фазового складу, які відрізнялися

б високими характеристиками міцності і при цьому не поступалися за корозійною стійкістю [3].

За допомогою математичного моделювання проведено аналіз напругово-деформованого стану реторти. Характер деформації і руйнування реторт свідчить про необхідність обліку нелінійних процесів (пластичної деформації і плинності) при побудові фізико-математичної моделі реторт [4-6].

У результаті моделювання напругово-деформованого стану реторти встановлено, що деформація стінок реторти в основному обумовлена термічним розширенням матеріалу під дією неоднорідного температурного поля. Визначено температуру перегріву стінок реторти в зоні реакції $\Delta T_{crit.} = 60$ °С, що призводить до появи пластичної деформації. Встановлено необхідні фізико-хімічні характеристики сплаву для попередження жолоблення.

Показано принципову можливість попередження пластичної деформації шляхом контролю температурного градієнту $\partial T / \partial z$ по осі z за допомогою безпосереднього контролю температури перегріву в зоні реакції та зміщення положення зони реакції за рахунок зливу хлориду магнію в процесі відновлення титану.

Розрахунки дозволили моделювати деформаційну поведінку реторти, визначити зони пружної та пластичної деформації, прогнозувати руйнування реторт під час відновлювального процесу отримання титану.

Перелік посилань

1. Мищенко В.Г. Анализ физико-химического взаимодействия компонентов стали со средой восстановительного процесса получения титана / В.Г. Мищенко, Н.А. Евсеева // Вісник двигунобудування. – 2009. – № 2. – С. 120–122.
2. Мищенко В.Г. Ползучесть как определяющий фактор увеличения срока эксплуатации реакторов магниетермического производства титана / В.Г. Мищенко, Н.А. Евсеева // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2012. – Т. 48, № 2. – С. 119–122.
3. Пат. 100650 Україна. МПК С 22 С 38/02. Жароміцна корозійностійка сталь / В.Г. Міщенко, Н.О. Євсєєва, О.П. Лютий, О.І. Панченко, А. М. Масленніков (Україна). – № 100650; заявл. 17.02.12; опубл. 10.01.13, Бюл. № 1. – С. 4.
4. Галлагер Р. Метод конечных элементов. Основы / Галлагер Р. – М.: Мир, 1984. – 428 с.
5. Сегерминд Л. Применение метода конечных элементов / Сегерминд Л. – М.: Мир, 1979. – 392 с.

6. Румянцев А. В. Метод конечных элементов в задачах теплопроводности. / Румянцев А. В. – Калининградский гос. ун-т, 1995. – 170 с.

УДК 669.187.56

Бережний С. П.¹

Кононенко А. В.²

Фетісов Р.Ю.³

¹канд. техн. наук, доцент, НУ «Запорізька політехніка»

²студ. гр. ІФ-317, НУ «Запорізька політехніка»

³студ. гр. ІФ-316, НУ «Запорізька політехніка»

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ІНСТРУМЕНТУ, ВИГОТОВЛЕНОГО ЗІ СТРУЖКИ СТАЛІ P18 ЛИТТЯМ У КОКІЛЬ

На сучасному етапі розвитку виробництва багато різального інструменту виготовляється зі швидкорізальних сталей, до складу яких входять дефіцитні легуючі елементи, такі як вольфрам, ванадій, кобальт і ін. У зв'язку з широким використанням такого інструменту та враховуючи складні умови, в яких він працює, виникає велика потреба в купівлі та постійній його заміні. Це потребує значних капіталовкладень через високу вартість інструменту, який виготовляють з високолегованих швидкорізальних сталей. У таких умовах, переробка інструменту є економічно вигідною.

Запропоновано виготовлення різального інструменту зі стружки сталі P18 електрошлаковим литтям у кокіль, що виключає операцію кування. Важливою задачею було отримання структури зливка з мінімальною кількістю шкідливих домішок, неметалевих включень та відсутністю суцільної карбідної та ледебуритної сітки по межах зерен для забезпечення високої різальної здатності інструменту.

Товщина стінок кокілю 30 мм обрана з необхідних умов охолодження металу. Відомо, що інтенсивне охолодження з рідкого стану литої сталі P18 сприяє формуванню дрібнозернистої структури зливка. Однак таке охолодження допустимо до температури 500⁰ С. Потім процес охолодження протікатиме з мартенситним перетворенням, яке супроводжуватиметься інтенсивним зростанням внутрішніх напружень, що може призвести до руйнування зливка. Для зниження швидкості охолодження зливка, кокіль підігрівали до 150⁰ С, зливки із кокілю виймали швидко і переносили у термос. Щоб забезпечувало повільне охолодження металу при температурах, менше за 600⁰ С.

Оскільки після лиття утворюється нерівновісна мартенситна структура з підвищеною твердістю, проводилася термообробка, що полягала в ізотермічному відпалі литої заготовки при температурі 900 -

950°С, витримці 3 години, охолодженні до 730 – 750°С, витримці 3 години і наступному охолодженні із піччю. Мікроструктура сталі після такого відпалу являла собою сорбітоподібний перліт з сіткою ледебуриту комірчастої форми. В деяких ділянках спостерігалася розірвана сітка евтектики.

Твердість металу після відпалу становила HB 240 – 260, що є достатньою для подальшої механічної обробки.

На першому етапі досліджень гартування деталей проводилось за загальноприйнятою технологією при температурі 1260-1280°С. Однак отримано низьку твердість близько 40 HRC. Проведений хімічний аналіз показав збільшення вуглецю в відливці з 0,8% до 1,0-1,1%. З огляду на підвищений вміст вуглецю в зливку, було запропоновано підвищити температуру гартування до 1300-1350°С з метою розчинення карбідних включень в більшому ступені. В результаті твердість металу після гартування склала 48-59 HRC.

Остаточна термічна обробка полягала в триразовому відпуску. Температура першого відпуску, враховуючи більшу кількість залишкового аустеніту у сталях при більшому вмісті вуглецю, становила 600°С, а наступні проводились при температурі 570°С. В результаті твердість підвищилася до 61...65 HRC.

Результати випробувань показали, що характер зносу робочої кромки дослідного свердла, за умов однакових режимів різання, аналогічний зносу свердла виготовленого з кованого металу сталі P18 за однаковий час різання. Переточування дослідного свердла не вплинуло на його різальну здатність.

УДК 544.77

Повзло В.М.

старш.викл НУ«Запорізька політехніка»

КОРОЗІЙНА СТІЙКІСТЬ СТАЛЕВИХ ВИРОБІВ У НАНОІОНІЗОВАНІЙ ВОДІ

Наноіонізована вода новий продукт, що широко використовується в різних країнах, як розчин котрий видаляє мастила та олії з поверхонь і сприяє утворенню пасивувальної плівки на сталевих виробках. Наноіонізовану воду (Nano Super Ion Water – NSIW) отримують електролітичним способом з водопровідної води. При електролізі руйнуються кластери водопровідної води розміром 15-20 молекул H₂O і відбувається формування нових кластерів симетричної шестигранної форми з шести молекул води при мінімальних енергетичних витратах. В

процесі іонізації молекула води розщеплюється на негативно заряджений іон гідроксиду [OH⁻] і позитивно заряджений іон водню [H⁺].

Для приготування наноіонізованої води використовувався розчин калій гідроксиду з концентрацією 0,17%, через який в електролізері пропускали електричний струм протягом 10 хвилин. Потім виміряли водневий показник, котрий дорівнював рН = 12,5 – тобто середовище лужне.

Досліджували вплив наноіонізованої води на корозійну стійкість низьковуглецевих конструкційних сталей, які отримали найбільше використання у промисловості та народному господарстві. Зразки розмірами 50×20×4 мм після попереднього підготування (очищення, зважування, знежирення) занурювали у розчин NSIW на 48 годин при кімнатній температурі. За результатами випробувань визначали ваговий показник швидкості корозії K_m [г/(м²·год)] та глибинний показник корозії P [мм/рік].

Корозійну стійкість зразків перевіряли у нейтральному середовищі з кисневою деполяризацією за «Десятибальною шкалою стійкості» [1] з визначенням балу стійкості. У якості еталону використовували зразки з того ж матеріалу без додаткового оброблення. У ході експерименту встановлено, що дослідні зразки показали кращі показники корозійної стійкості у порівнянні з еталонними. Глибинний показник корозії P дослідних сплавів становив 0,15 мм/рік, що відповідало групі «стійкі» та дорівнювало 4 балу за десятибальною шкалою [1]. Еталонні зразки: показник корозії $P = 0,56$ мм/рік, що відповідало групі «знижено стійкі» та дорівнювало 7 балу [1]. Дослідження засвідчили, що NSIW може бути використана як пасивувальний розчин для підвищення корозійної стійкості сталевих виробів із низьковуглецевих сталей.

NSIW є екологічним очисним засобом з широким спектром застосувань в промисловості та в побуті. Планується подальше вивчення властивостей наноіонізованої води та розширення спектру її застосування.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. ГОСТ 9.908-85. Металлы и сплавы. Методы определения показателей коррозии и коррозионной стойкости. М.: Изд-во стандартов, 1987. - 11 с.

УДК 669.017.3

Ольшанецкий В.Е.¹

Кононенко Ю.И.²

Скребцов А.А.³

¹ д-р техн. наук, профессор, НУ «Запорізька політехніка»

² старш. викл., НУ «Запорізька політехніка»

³ канд. техн. наук, доцент, НУ «Запорізька політехніка»

О ВЛИЯНИИ РАЗМЕРА ПОГРАНИЧНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА ЗАКОНЫ И МЕХАНИЗМ МИГРАЦИИ ГРАНИЦ В СЛАБОГЕТЕРОГЕННЫХ СПЛАВАХ

Ранее [1] было показано, что в слабогетерогенных сплавах с компактными включениями твердых фаз примесной или другой природы вид закона роста для крупных и соизмеримых зерен матричной фазы зависит от характера взаимодействия мигрирующих межзеренных границ с такого рода частицами. Так, если граница, проходя через включения, оставляет их неподвижным, закон изменения среднего радиуса кривизны граничного сегмента во времени является приближенно полукубическим, что в экспоненциальной форме соответствует выражению

$$r \cong r_0 \exp\left[(m\gamma\tau)/(r_0^2 + qr_0^3)\right], \quad (1)$$

где r_0 – начальный радиус, m – подвижность границы, γ – удельная зернограничная энергия, q – фактор включений, пропорциональный числу частиц на единицу длины произвольной прямой.

В случае, когда межзеренная граница перемещается вместе с захваченными ее включениями, закон роста становится кубическим, а его более точная экспоненциальная форма приобретает вид

$$r \cong r_0 \exp\left[(m\gamma\tau)/(r_0^2 + qr_0^3)\right], \quad (2)$$

где D – коэффициент диффузии в приграничной зоне; n – произведение ряда постоянных факторов решетки; β – объемная доля частиц включений, которые захватываются движущимися границами.

Нетрудно предположить, что для определенного размера сферических частиц избыточной фазы скорости альтернативных процессов роста зерен основной фазы будут совпадать. Тогда угловые коэффициенты выражений (1) и (2) должны совпадать.

Учитывая, что $n_V = \frac{3}{2} \frac{n_S}{r}$ и $q = \frac{3}{2} \frac{\beta}{\rho}$ (n_V и n_S – объемная и

поверхностная плотности включений, а ρ – радиус сферического включения), можно легко получить соотношение для граничного радиуса включений ρ_G , обеспечивающего смену закона роста и механизма взаимодействия мигрирующих границ с включениями (при $\rho > \rho_G$

кубический закон роста сменяется полукубическим, а механизм увлечения включений движущейся границей заменяется механизмом их преодоления):

$$\frac{Dn}{m} = \frac{2\rho^3 n_S}{1 + 3\pi\rho^2 n_S}. \quad (3)$$

При $3\pi\rho^2 n_S \gg 1$ это выражение упрощается к ясному по своей физической сущности соотношению

$$\rho_{\Gamma} \cong \frac{3}{2} \pi \frac{D}{m}. \quad (4)$$

Таким образом, на величину критического (порогового) размера включения, обеспечивающего смену механизма взаимодействия границ с частицами, а соответственно, и изменение темпа их миграции, будут одновременно влиять как коэффициент приграничной диффузии вакансий, так и коэффициент граничной диффузии, определяющий собой микроскопическую подвижность границы раздела.

Согласно формуле (4) можно утверждать, что увеличение коэффициентов пограничной диффузии D , относительно микроскопической подвижности границ раздела m , определяет максимальный размер пограничных включений второй фазы (а также возможно и пор), которые могут мигрировать вместе с границами.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Дурягіна З. А. Структурно-енергетичний стан внутрішніх та зовнішніх меж поділу у металевих системах (монографія) / З.А. Дурягіна, В.Ю. Ольшанецький, Ю.І. Кононенко. – Львів: Видавництво Львівської політехніки, 2013. – 456 с.

УДК 669.1: 539.538: 539.4.019.3: 537.621.4

Сніжної Г.В.¹

Сажнев В.М.²

¹ канд. фіз.-мат. наук, професор НУ "Запорізька політехніка"

² канд. техн. наук, доцент НУ "Запорізька політехніка"

КОРЕЛЯЦІЙНИЙ ЗВ'ЯЗОК МІЖ МЕХАНІЧНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ ПРИ НИЗЬКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ ВИСОКОМАРГАНЦЕВИХ АУСТЕНІТНИХ СТАЛЕЙ І МАГНІТНИМ СТАНОМ АУСТЕНІТУ ДО ВИПРОБУВАНЬ

Механічні властивості металів та їх сплавів при низьких температурах визначається типом атомно-кристалічної решітки металу, хімічним складом, характером металургійного процесу його отримання і

термічної обробки, а також навантаженням і концентрацією напруги. Вимоги споживачів до якості металопродукції постійно підвищуються і викликають необхідність пошуку такого фізичного параметра, який би одночасно врахував вплив вказаних вище факторів на властивості цих сталей, а саме деталей, що працюють в умовах інтенсивних динамічних навантажень в широкому інтервалі температур. В [1] запропоновано використовувати питому парамагнітну сприйнятливості χ_0 аустеніту індикатором структурних змін і механічних властивостей аустенітних сталей, оскільки вона здатна відображати особливості сумарного впливу температури, тиску і хімічного складу (в першу чергу Mn) на загальний стан і властивості аустенітної матриці.

Сталі 110Г8Л (8,6 % Mn), 110Г10Л (10,7 % Mn) і 110Г13Л (12,91 % Mn) були отримані в індукційних тигельних електропечах методом сплавлення у вигляді зливоків 100×100×200 мм і піддані гартуванню у воду від 1050°C (витримка 3 год.). Вміст таких елементів, як Cr, Al, P і S, у вибраних матеріалах був приблизно однаковим.

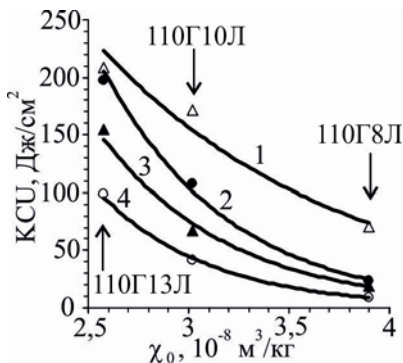
Ударну в'язкість (КСУ) визначали на копрі МК-30А при температурах +20 °С, -20 °С, -40 °С, -60 °С. Низький вміст феромагнітних мартенситу деформації і карбідів в об'ємних відсотках визначали чутливим магнітометричним методом, що враховує намагніченість парамагнітної аустенітної матриці.

Результати досліджень показали, що зниження концентрації марганцю в сталі привело до зниженню значень ударної в'язкості при всіх температурах випробувань.

Це пояснюються кінетичними особливостями, які викликані зниженням стабільності аустеніту та полегшенням утворення нерівноважних фаз, у тому числі мартенситних, як при зниженні концентрації марганцю, так і при зниженні температури випробувань.

Вірогідно, що обсяг мартенситних перетворень, як α -, так і ϵ -фаз, при мінусових температурах збільшується, ϵ -фаза утворюється у вигляді тонких пластин, що перетинаються під певними кутами та нагадують двійники [3], тоді як при 20 °С у сталях 110Г8Л і 110Г10Л спостерігається аустенітна структура з невеликою кількістю залишкових карбідів, а в сталі 110М13Л – тільки аустенітна фаза.

Кореляційний зв'язок ударної в'язкості КСУ (при низьких температурах) і питомої парамагнітної сприйнятливості χ_0 аустеніту (при температурі +20 °С, до механічних випробувань) сталей 110Г8Л, 110Г10Л, 110Г13Л наведено на рис. 1. Для досягнення високої ударної в'язкості марганцевих сталей необхідно отримувати мінімальне значення питомої парамагнітної сприйнятливості аустеніту χ_0 .



Температура випробувань:

1 – +20 °С, 2 – -20 °С,

3 – -40 °С, 4 – -60 °С

Рисунок 1 – Кореляційний зв'язок ударної в'язкості K_{CU} і парамагнітної сприйнятливості χ_0 аустеніту (до механічних випробувань) сталей 110Г8Л, 110Г10Л, 110Г13Л

Можна відзначити, що наявність кореляційного зв'язку між механічними властивостями і парамагнітною сприйнятливістю аустеніту, дає можливість використовувати її як ефективний чинник прогнозування механічних властивостей аустенітного матеріалу залежно від вмісту в ньому марганцю. Вибір як критерію оцінки властивостей саме парамагнітної сприйнятливості аустеніту обумовлений ще і тим, що безпосереднє експериментальне визначення механічних властивостей аустенітних матеріалів часто є виключно трудомістким, а вказаний критерій може бути легко встановлений з використанням спеціального високочутливого устаткування [2].

Література

1. Снежной Г. В. Магнитное состояние аустенитной матрицы и механические свойства высокомарганцевых сталей / Г. В. Снежной, В. Н. Сажнев // Авиационно-космическая техника и технология. – 2012. – № 9(96). – С. 115-120.
2. Сніжної Г. В. Автоматизована установка для визначення магнетної сприйнятливості криць та стопів / Г. В. Сніжної, Є. Л. Жавжаров // Вісник НТУУ «КПШ». Серія Радіотехніка. Радіоапаратобудування. – 2012. – № 49. – С. 136-141.
3. Богачев И. Н., Еголаев В. Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. Москва: Металлургия, 1973. 296 с.

УДК: 621.791.927.5:669.017

Чабак Ю.Г.¹,

Федун В.І.¹

Пастухова Т.В.¹,

Єфременко В.Г.²,

¹ канд. техн. наук ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет»

² д-р техн. наук, професор ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет»

УМОВИ ФОРМУВАННЯ ПЛАЗМОВОГО ПОКРИТТЯ ПРИ ІМПУЛЬСНОМУ РОЗРЯДІ

У доповіді проаналізовано умови формування покриття, що отримується за допомогою електротермічного аксіального плазмового прискорювача (ЕАПП), за рахунок плазмового перенесення продуктів ерозії катода. Показано, що в разі використання катода з легкоплавких матеріалів (Ti, Al, Cu, бронза, сталь) при потужнострумові імпульсному розряді утворюються і інжектуються з прискорювача мікрокраплі, що потрапляють на оброблювану поверхню. Витік продуктів плазмоутворення з ЕАПП відбувається при високострумовому розряді в дві стадії. На першій стадії протягом 1 мс витікає високотемпературний газ, на другій стадії (через 20 мс) з ЕАПП інжектуються (зі швидкістю 5 м / с) мікрокраплі, що утворилися внаслідок ерозії електродів. Питома ерозія катода ЕАПУ зростає з пониженням температури плавлення матеріалу, сягаючи 25 мг/Кл для алюмінію. Ерозійний перенесення матеріалу катода забезпечує формування покриття на підкладці.

Розрахунково-аналітичним шляхом показано, що при зіткненні з поверхнею мікрокраплі набувають форму диска радіусом до 100 мкм, остигаючи на підкладці зі швидкістю до 10^8 К/с. Це призводить до формування в краплях нерівноважної структури пересичені твердого розчину. У разі використання в якості катода високолегованих сталей і чавунів (сталь Р18, високохромистий чавун), на металевих підкладках формується шар, що складається переважно з аустеніту з невеликою кількістю альфа-фази, без спеціальних карбідів. В такому стані покриття має низькі трибологічні властивості. Подальша термічна обробка покриття (високотемпературна витримка з охолодженням в маслі) викликає розпад розчину з виділенням карбідів, карбоборидов та інших зміцнюючих фаз з відповідним підвищенням мікротвердості і зносостійкості покриття.

UDK: 621.785.4:669.15-194.2(043.3)

Efremenko V.G.¹, Dr. Sc., Professor

Petryshynets I.², PhD

Zurnadzhy V.I.¹

Brykov M.N.³, Dr. Sc., Professor

¹Pryazovskyi State Technical University, Mariupol, Ukraine

²Institute of Materials Research, Slovak Academy of Sciences, Kosice, Slovak Republic

³National University “Zaporizka Politechnika”, Zaporizhzhia, Ukraine

MECHANICAL PROPERTIES OF MIDDLE-CARBON CONSTRUCTIVE STEEL WITH CARBIDE-FREE LOWER BAINITE

Tensile/impact behaviour of lower bainite obtained in middle-carbon high-Si steel 55Si3Mn2CrMoVNb was studied using scanning electronic microscopy, transmission microscopy, X-ray diffraction and tensile/Charpy impact testing. Time-Temperature-Transformation diagram for this steel was plotted, the critical temperatures Ac_1 , Ac_3 and M_s were found using optical dilatometry. The specimens were austenitized at 900 °C for 10 min and isothermally treated at 250 °C, 270 °C, and 300 °C with holding up to 600 min. It was found the arrest of bainite transformation at 300 °C with minor transformation rate which is associated with austenite enrichment with carbon during the transformation.

The bainitizing heat treatment resulted in formation of cementite-free lower bainite/retained austenite structure, where retained austenite was found as blocky “islands” or interlath “films”. The width of bainitic ferrite laths decreases from 170-240 μm to 45-80 μm with holding temperature decreasing. This resulted in increase in UTS up to 1700 MPa and in hardness up to 52 HRC. The optimal combination of mechanical properties (UTS 1397-1522 MPa, hardness 45-47 HRC, total elongation 18-21 %, U-notched impact toughness 105-139 J/cm²) refers to holding at 300 °C to be affected by higher amount of retained austenite (30-33 %) enriched with carbon up to 1.1 %. Prolonged holding at 300 °C leads to continuation of bainite transformation with decrease in retained austenite volume fraction and with its further enrichment with carbon. With prolonging the bainitizing duration the hardness and ductility decreases while impact toughness increases connected with precipitation of ϵ -carbides from ferrite laths. The bainitized steel is fractured under impact loading by a ductile mechanism combining a trans-crystalline quasi-cleavage facets and dimple relief.

УДК: 621.791.927.5:669.017

Пастухова Т.В.,

Чабак Ю.Г.¹

Єфременко В.Г.,²

Єфременко Б.В.¹

¹ канд. техн. наук ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет»

² д-р техн. наук, професор ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет»

МІКРОСТРУКТУРА ТА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ПЛАЗМОВО-МОДИФІКОВАНОЇ НИЗЬКОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ

В роботі досліджено зміну мікроструктури і трибологічних властивостей низьколегованої конструкційної сталі 75Г шляхом внаслідок модифікування поверхневих шарів застосуванням високоенергетичного плазмового імпульсу. Модифіковані шари отримували застосуванням електротермічного аксіального плазмового прискорювача за поверхневої щільності енергії плазмового імпульсу в межах $(1,4-1,75) \cdot 10^9$ Вт/м². Мікроструктуру і властивості шарів досліджували з використанням електронної скануючої мікроскопії (мікроскоп JEOL JSM-6510 LV), рентгеноструктурного аналізу (дифрактометр IV Pro (Rigaku)), вимірювання мікротвердості (твердомір NOVOTEST TC-МКВ), а також проведення випробувань на зношування за схемою «Ball-on-Disk» із корундовою кулькою (трибометр (CSM Instruments)). Результати показали, що однократний плазмовий імпульс утворює на поверхні сталі модифікований шар з наддрібнозернистою мартенситно-аустенітною структурою (15,9-32 % аустеніту), товщина і мікротвердість якого варіюються в залежності від режиму обробки в межах 15-26 мкм та 670-985 HV, відповідно. Плазмова обробка сприяє насиченню модифікованого шару вуглецем із плазми, при цьому зі збільшенням щільності енергії вміст вуглецю зростає до 0,94-1,07 % (максимально до 1,4 %). Внаслідок цього кількість залишкового аустеніту в поверхневому шарі зростає до 15,9-32 %. Встановлено, що плазмове модифікування сприяє покращенню трибологічних властивостей сталі 75Г. В залежності від режиму ПП зносостійкість сталі підвищується на 18-100 %. Зношування модифікованих поверхонь характеризується більш стабільним тертям із меншим розкидом значень коефіцієнту тертя, середнє значення якого складає 0,70-0,75. Зношування модифікованих не супроводжується інтенсивним окисленням поверхні і відбувається за абразивним механізмом із передеформуванням елементів рельєфу.

УДК [669.018.25+669.017:539](477)

Чейлях А.П.¹

Чейлях Я.А.²

Мартын А.В.³

¹д-р техн. наук, профессор ГВУЗ «ПГТУ»

²канд. техн. наук, начальник управления ООО

«МЕТИНВЕСТ БИЗНЕС СЕРВИС»

³магистр, ЧАО «ММК им. Ильича»

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ, МЕТАСТАБИЛЬНОСТЬ АУСТЕНИТА И СВОЙСТВА Fe-Cr-Mn СТАЛЕЙ

Проблемы повышения износостойкости материалов и долговечности многих деталей машин остаются весьма актуальными. Перспективным направлением в решении этих задач принадлежит современным способам поверхностного упрочнения, в частности с использованием плазменного воздействия как наиболее рационального. Плазменную обработку образцов сталей 30X2Г6С2Ф и 30X6Г6С2Ф проводили с использованием плазмотрона косвенного действия с секционированной межэлектродной вставкой ППУ-004 мощностью 40 кВт. Величина тепловложения и, соответственно, температура нагрева регулировалась в пределах от 800...900 до 1500...1600 °С скоростью перемещения сопла плазмотрона относительно обрабатываемой поверхности образцов. Охлаждение упрочненных слоев осуществлялось за счет теплопроводности со скоростью выше критической.

Микроструктура упрочненных слоев состоит из дисперсного мартенсита, остаточного аустенита ($A_{ост}$) и карбидов $(Fe,Cr)_3C$ в стали 30X2Г6С2Ф, а в стали 30X6Г6С2Ф присутствовали также карбиды $(Cr,Fe)_{23}C_6$. В первой стали преобладал мартенсит закалки, во второй – аустенитная составляющая. С увеличением температуры нагрева содержание мартенсита и карбидов в структуре сталей уменьшается, а количество $A_{ост}$ – возрастает, что объясняется растворением карбидных частиц в аустените, вызывающем снижение мартенситных точек M_n и M_k . В результате с повышением температуры плазменной обработки с 800...900 °С до 1500...1600 °С микротвердость поверхности понижается с 580...600 HV до 520 HV (сталь 30X2Г6С2Ф) и до 460 HV (сталь 30X6Г6С2Ф). По глубине слоя плазменного воздействия микротвердость снижается до 480...490 HV (сталь 30X2Г6С2Ф) и до 370...420 HV (30X6Г6С2Ф).

Изменение фазового соотношения и химический состав фаз оказывают влияние на метастабильность аустенита, проявляющейся в реализации деформационного мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в

процессе испытаний на изнашивание (ДМПИ) в поверхностных контактирующих слоях. Относительная износостойкость исследованных сталей зависит с одной стороны от фазово-структурного состава, с другой – от кинетики и объема реализации ДМПИ. Так износостойкость при сухом трении скольжения металл по металлу стали 30X2Г6С2Ф с увеличением температуры плазменного поверхностного упрочнения с 800...900 °С до 1500...1600 °С возрастает с $\epsilon = 1,35$ до $\epsilon = 1,83$, а стали 30X6Г6С2Ф – изменяется по кривой с максимумом ($\epsilon = 2,7$) при плазменном нагреве 1300...1400 °С. Большая величина износостойкости стали с 6 % хрома объясняется большим приростом количества мартенсита деформации ($\Delta\alpha = 41$ %) в поверхностном слое образцов вследствие развития ДМПИ, чем в стали 30X2Г6С2Ф ($\Delta\alpha = 27$ %).

При абразивном изнашивании наибольшую относительную износостойкость ($\epsilon_{\text{абр.}} = 4,67$) имеет сталь 30X2Г6С2Ф после плазменной обработки при температурах 800...900 °С. При этом прирост количества мартенсита деформации к концу испытаний составляет $\Delta\alpha = 27$ %. С увеличением температуры плазменного воздействия до 1500...1600 °С износостойкость этой стали понижается до $\epsilon_{\text{абр.}} = 3,11$.

Относительная абразивная износостойкость стали 30X6Г6С2Ф с увеличением температуры плазменной обработки в исследованном интервале нагрева (800...1600 °С) изменяется экстремально, с максимумом ($\epsilon_{\text{абр.}} = 3,32$) при температурах нагрева 1300...1400 °С. При этом прирост количества мартенсита деформации за счет реализации ДМПИ в поверхностном слое составил $\Delta\alpha = 60$ %.

Повышение износостойкости сталей после плазменной обработки объясняется не только диспергированием структуры, как это наблюдается для большинства конструкционных сталей. Значительный вклад в формирование износостойкости принадлежит реализации $\gamma \rightarrow \alpha$ ДМПИ и, как результат – эффектом деформационного самоупрочнения за счет образования мартенсита деформации, более дисперсного и твердого, с повышенной величиной микроискажений, чем мартенсит закалки. При этом значительная часть подводимой к образцам механической энергии при изнашивании расходуется на реализацию ДМПИ и связанные с ним фазово-структурные изменения. Для каждого вида изнашивания необходимо подбирать оптимальные фазово-структурные состояния и метастабильность аустенита, обеспечивающие максимальные эффекты самоупрочнения и поглощения энергии.

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ Fe НА СТРУКТУРУ ТА МАГНІТНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ Nd-Fe-(C,B)-Cu

Одним із засобів підвищення магнітних характеристик в матеріалах на основі сплавів РЗМ-ПМ є комплексне легування та розробка методів первинної обробки сплавів для досягнення високих значень коерцитивної сили і залишкової індукції в постійних магнітах, що є актуальною проблемою сучасного матеріалознавства.

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

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

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

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

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

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

Результати магнітометричних вимірювань для двох серій подано на рис. 1. Відно, що додавання карбонільного заліза знижує значення коерцитивної сили. Однак, аналіз петель гістерезису показав, що при цьому значення індукції насичення збільшується майже у 2 рази, що характерно для магнітом'яких матеріалів.

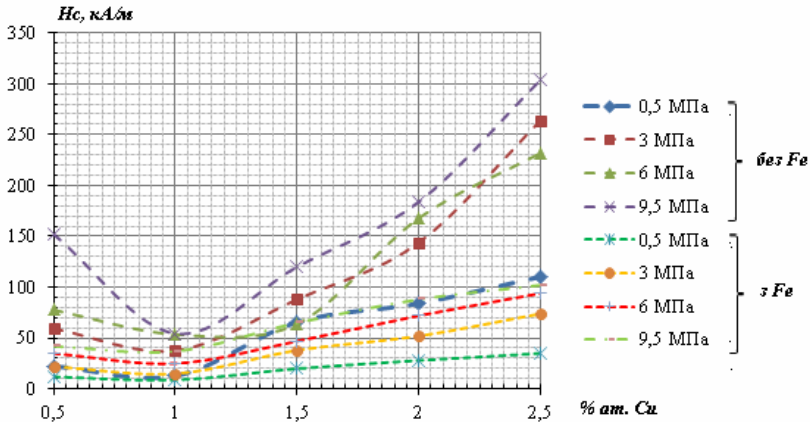


Рисунок 1 – Значення коерцитивної сили для сплаву Nd-Fe-(B,C)-Cu, спеченого в різних умовах

Отриманий результат можна пояснити, проаналізувавши структури отриманих компактів. На рис. 2 представлені мікроструктури компактів, спечених зі сплаву $Nd_{20}Fe_{67,5}C_{9,5}B_{0,5}Cu_{2,5}$ при початковому тиску 9,5 МПа.

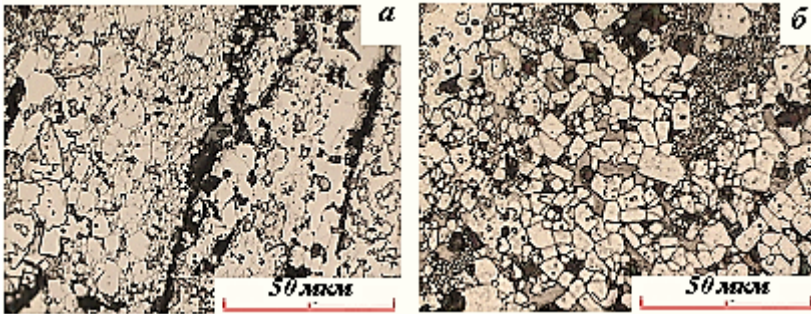


Рисунок 2 – Мікроструктури компактів після відпалу при 840° : а – з додаванням карбонільного заліза, б – без карбонільного заліза

Металографічні дослідження показали, що після спікання та відпалу компакти мають багатофазну неоднорідну структуру (рис. 2). Спостерігаються ділянки різного ступеня спечених, які відрізняються своєю морфологією: ділянки припечених шматків стрічок і монолітні спечені області. У структурі монолітних областей, крім межзеренних

ділянок, явно виділяються три типи складових: світла, сіра і темно-сіра області. Складова темно-сірого кольору знаходиться на межі зерен світлого кольору. Однак, границі зерен світлого кольору сформувалася не повністю (рис. 2 а), зерна мають неправильну форму і значно різняться за розмірами. Мікроструктура зразків, які не містять карбонільне залізо (рис. 2 б), кардинально відрізняються від зразків, які містять карбонільне залізо (рис. 2 а): вона являє собою однорідну область з однаковими за розміром зернами округлої форми з вигнутими незамкнутими межами розділу. Саме цим можна пояснити такі відмінності у магнітних властивостях спечених компактів.

Висновки:

1. Пресування швидко охолоджених лусочок під тиском 0,5...9,5 МПа і спікання при температурі перитектоїдного перетворення 840...900 °С дає змогу отримати ущільнений зразок з хорошим спіканням по границям лусочок та забезпечити прискорення процесу перитектоїдного перетворення під впливом зовнішнього тиску.

2. Відпал спечених компактів без зовнішнього тиску практично завершує перитектоїдне перетворення, а також сприяє формуванню структури зі складною неферомагнітною фазою NdCu_2 по границям фрагментів, яка перешкоджає отриманню доменів зворотної намагніченості.

3. Фазові перетворення, що відбуваються в компактах, які містять карбонільне залізо, при термообробці в інтервалі температур 840...900 °С, що не схожі з перетвореннями, які проходять у вихідних сплавах при ізотермічних відпалах.

УДК 621.316.13

Гуляєва Т. В.¹

Гавров А. І.²

Маслов С.О.²

¹к.т.н., доцент НУ «ЗП»

ст. гр. Е-127сп НУ «ЗП»

РОЗРАХУНОК ПАРАМЕТРІВ ПОСТІЙНИХ МАГНІТІВ, ЩО ВИГОТОВЛЕНІ ЗІ СПЛАВУ $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{74,99}\text{B}_{6,6}\text{C}_{0,51}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$

Використання математичного апарату та моделювання дозволяє визначити характеристики магнітного матеріалу. Збільшення коерцитивної сили надасть змогу отримувати вищі робочі точки, у яких питома енергія магніту найбільша. Більші робочі точки надають змогу отримувати більше енергії від експлуатації постійного магніту. Відповідно, якщо знати максимуми робочого діапазону цих матеріалів то можливо досягти зменшення габаритів самого магнітного матеріалу в конструкції

устаткування чи приладу. Це призведе до економії на матеріалах, та зробить їх виробництво більш ергономічно вигідним та дешевшим.

В роботі досліджували постійні магніти одного складу, що були отримані при різних умовах (табл. 1).

Таблиця 1. Умови отримання постійних магнітів складу $Nd_{15,2}Fe_{74,99}B_{6,6}C_{0,51}Cu_{1,57}Ti_{1,38}$

№ зразка	Хімічний склад постійного магніту	Початковий тиск, Р, МПа	Температура обробки, Т, К
1	$Nd_{15,2}Fe_{74,99}B_{6,6}C_{0,51}Cu_{1,57}Ti_{1,38}$	0,5	1323
2		3	
3		9,5	

За отриманими розмагнічуючими частинами петлі гістерезису розраховували робочі точки – значення напруженості H та індукції B магнітного поля, при яких питома магнітна енергія постійного магніту максимальна. Розрахунок проводили безпосереднім підбором точок (див. рис. 1) та при використанні середовища MathCad (табл. 2). Для визначення енергії перемагнічування необхідно знайти площу петлі гістерезису методом інтегрування вздовж контуру петлі (табл. 2).

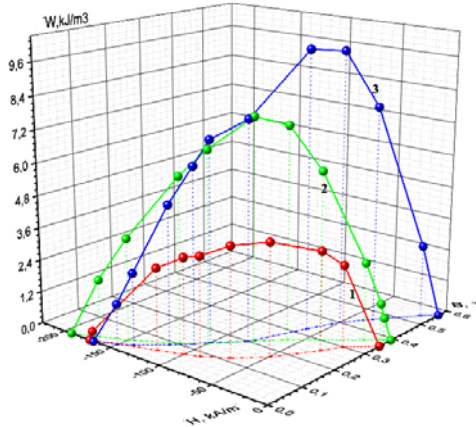


Рисунок 1 – Залежності $W = f(H, B)$ для зразків № 1, № 2, № 3.

. Враховуючи, що зразки, які досліджувались, були у формі циліндру висотою 5мм та діаметром 9 мм ($S = S = 3,18 \cdot 10^{-7} \text{ м}^2$), то можна знайти реальну енергію перемагнічування для кожного зразка.

Таблиця 2. Результат розрахунку робочих точок постійного магніту безпосереднім підбором точок та при використанні середовища MathCa та значення питомої та дійсної енергії перемагнічування зразків

№ зразка	По точках			У середовищі MathCad		
	1	2	3	1	2	3

B , Тл	0,17	0,21	0,33	0,16	0,22	0,31
H , кА/м	-49,5	-77,5	-61,8	-51,1	-78,3	-62,5
W , кДж/м ³	4,21	8,14	10,2	4,1	8,6	9,7
$W_{\text{пит}}$, МДж/м ³	7,82	15,81	76,25	7,84	15,72	76,29
W , Дж	2,4	5,2	24,3	2,5	5	24,5

Висновки:

1. Аналіз отриманих результатів показав, що значення робочих точок постійного магніту, які визначені безпосереднім підбором точок та при використанні середовища MathCad майже не відрізняються. Це свідчить про достовірність отриманих результатів моделювання у середовищі MathCad.

2. Розрахунок енергії розмагнічування показав, що ці значення суттєво залежать від способу отримання постійного магніту.

УДК 621.316.13

Гуляєва Л. В.¹

Нехлюдов О.О.²

¹к.пед.н., доцент НУ «ЗП»

ст. гр. ІФ – 518 сп НУ «ЗП»

ЩОДО ТЕХНОЛОГІЧНОГО ПРОЦЕСУ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКИ «КОРПУС» ДЛЯ АВІАЦІЙНОГО ДВИГУНА

Виливка «Корпус» підвищеної складності, працює в умовах високих температурних і вібраційних навантажень. Тому сплав повинен бути міцним та стійким до високих температур. Сплав 14X17H2 застосовується для виготовлення робочих лопаток, дисків, валів, втулок, фланців, кріпильних та інших деталей, деталей компресорних машин, що працюють на нітрозному газі, деталей, що працюють в агресивних середовищах і при знижених температурах в хімічній та інших галузях промисловості, фасонних виливків і виливків по виплавлених моделях для авіабудування I групи - навантажених деталей з певними вимогами щодо щільності і механічними властивостями: високонавантажених кронштейнів, герметичних корпусів приладів, рам гіроскопів, стабілізаторів і т.д. і II групи - ненавантажених і малонавантажених деталей: кілець, фланців, сполучних деталей, негерметичних корпусів приладів і т.д.

Таблиця 1 - Хімічний склад виливок з сплаву 14X17H2 ГОСТ 5632-72

C	Cr	Mn	Ni	P	S	Si
0,11...0,17	16,0...18,0	≤0,80	1,5-2,5	≤0,030	≤0,025	≤0,80

Таблиця 2 - Механічні властивості сплаву 14X17H2 ГОСТ 5632-72

Сортамент	Св	ST	d5	у	КСУ
	МПа	МПа	%	%	кДж/м2
Відливки	950	750	8	20	250

Послідовність операцій для виготовлення виливки «Корпус» методом лиття по виплавляємим моделям подано на рис. 1.

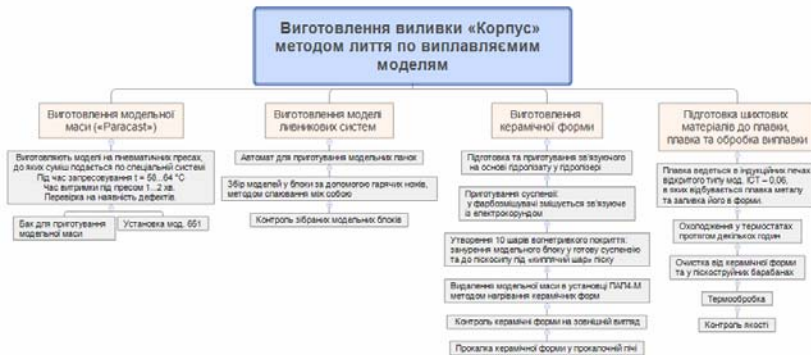


Рисунок 1. Послідовність операцій для виготовлення виливки «Корпус» методом лиття по виплавляємим моделям

Модельна маса – це воскоподібний або металевий легкоплавкий сплав з температурою плавлення від 42° до 165° С. Оскільки майже всі моделі є одноразовими, то їх виготовляють з легкоплавких модельних складів. Основою більшості модельних складів є парафін або інші природні та синтетичні воски чи смоли.

Фізичні, хімічні та технологічні властивості та параметри модельних складів подано на рис. 2.

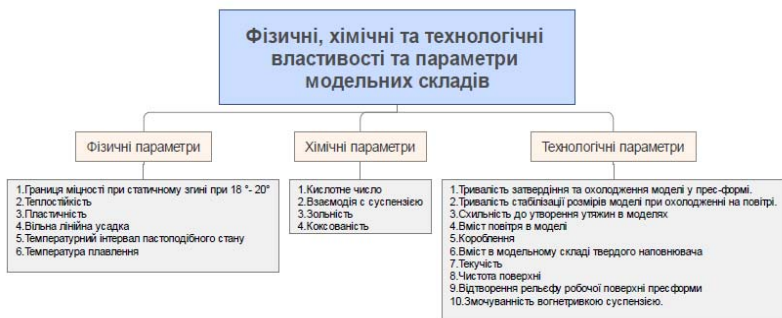


Рисунок 2. Фізичні, хімічні та технологічні властивості та параметри модельних складів

Таким чином, у процесі роботи було розроблено технологічний процес виготовлення виливка «Завіхрювач» методом лиття по виплавленим моделям та дана характеристика матеріалам для виготовлення ливарних форм, склад шихти, модельних мас.

УДК [577.3:620.22:614](477)

Чейлях А.П.¹

Чейлях Я.А.²

Давид Луенго³

Азархов А.Ю.⁴

¹ д-р техн. наук, професор ГВУЗ «ПГТУ»

² канд. техн. наук, нач. управління ООО «МЕТИНВЕСТ БИЗНЕС СЕРВИС»

³ PhD, професор, Политехнический университет Мадрида, Испания

⁴ д-р мед. наук, професор ГВУЗ «ПГТУ»

ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ В БИМЕДИЦИНСКОЙ ИНЖЕНЕРИИ

Весьма перспективным научным направлением развития материаловедения в XXI и, очевидно, в XXII веках является создание интеллектуальных («разумных», «умных») материалов (Intellectual, Smart-materials), способных самоулучшать свои качественные и количественные характеристики непосредственно в процессе их эксплуатации. Среди множества материалов, применяющихся в биомедицинской инженерии особое место для изготовления имплантов занимают интеллектуальные биоматериалы (ИБМ), способные адекватно реагировать на изменение внешних условий и самоулучшать свои свойства, ремонтировать себя или изменять свои функциональные характеристики в процессе эксплуатации

[1]. При этом важно, чтобы ИБМ имел биосовместимость, т.е. сосуществование с живым организмом для исполнения определенной, заданной функции и не вызывал воспаления или отторжения организмом. Реакция организма не должна противоречить безопасной и эффективной работе ИБМ.

Примерами использования ИБМ в биомедицинской инженерии можно считать искусственные клапаны сердца, «пластыри» тканей, контактные линзы, искусственные хрусталики и линзы, искусственные: слуховые косточки среднего уха, ушная улитка, суставы, костные пластины, внутрикостные стержни, костный цемент, кожа, мочевыводящие пути, вставные черепные пластины, шунты внутричерепной жидкости, зубные пломбы и протезы и др. Эти ИБМ бывают металлическими и неметаллическими.

Среди металлических ИБМ для биомедицинской инженерии широкое применение получил сплав с эффектом памяти - нитинол (сплав титана и никеля), что обусловлено простотой проектирования устройств, основанных на явлении суперупругости, высокой его биологической совместимостью с живыми тканями [2-4]. Такая реакция организма - оссеинтеграция характеризуется надежной связью кости непосредственно с имплантатом, без образования защитной волокнистой капсулы. Это открытие привело к созданию бесклеевой фиксации искусственных суставов из металлического сплава Ti6Al4V и зубных протезов из чистого титана.

В качестве неметаллических ИБМ, например, для лечения зубов широко используют цветной цемент, называемый стеклоиономерным, который по цвету не отличается от соседних натуральных зубов, одновременно является источником фтора, который предупреждает дальнейшее развитие кариеса. Другой пример ИБМ - растворимые хирургические нити из полилактидной кислоты, которая исчезает (растворяется в организме) после выполнения своей функции.

Внедрение некоторых ИБМ в костную ткань стимулирует появление на их поверхности новой кости и эффект заживления области хирургического вмешательства. Примером таких ИБМ являются синтетический гидроксиапатит, биоактивные стекла и некоторые виды стеклокерамики. На поверхность такого материала из биологической среды адсорбируются определенные белки, которые стимулируют рост костных клеток и ускоряют процесс заживления. В некоторых ИБМ (например, типа биостекла) этому предшествуют ионообменные реакции на поверхности внедрения и появление слоя фосфата кальция, что способствует формированию прямых химических связей между биостеклом и минеральной фазой новообразованной костной ткани.

Биостекло ускоряет сращивание внедрения и кости [1]. Если биостекло находится в водной среде, ионы кальция и фосфатов

выщелачиваются из внедрения и формируют обогащенный фосфатом кальция поверхностный слой, обеспечивающий срастание биостекла с костью. Возможно взаимное срастание путем образования коллагеновых пальцеобразных выростов [2]. Известен эффект срастания с живой костью различных видов стекол и стеклокерамик. Ряд из них используются в хирургии, например, для формирования искусственных косточек среднего уха [5] и зубных лунок (челюстных альвеол) [3, 4]. Биоактивные стекла используют также для создания искусственных позвонков, подвздошных костей и гранул для заполнения дефектов костей [2, 3, 5].

Среди керамических ИБМ замечательные свойства вживляемости имеет фосфаткальциевая керамика, поскольку минеральная фаза костей подобна гидроксиапатиту $[\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2]$. Однако отличается меньшей степенью кристалличности и содержит целый набор фосфатных микровключений, в том числе трикальцийфосфат, углеродапатит и различные ионные примеси фтора, магния и натрия.

Фторапатит $[\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{F})_2]$ отличающийся по химической структуре от гидроксиапатита, устойчивее при повышенных температурах и к воздействию кислот. Трикальцийфосфат $[\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2]$ существует в двух формах, называемых α - и β -трикальцийфосфатами. Обе формы имеют высокую стойкость к растворению [6]. Эти материалы способны образовывать непосредственную связь с живой костью без формирования защитной волокнистой ткани. Образование химической связи фосфаткальциевой керамики с костью состоит в частичном растворении приповерхностного слоя керамики и формировании кристаллов CO_3 -апатита с включенными биомолекулами окружающей жидкости. Между тем, следует отметить ограниченность применения фосфаткальциевой керамики ввиду ее низкой прочности.

Новым эффективным способом увеличения рабочей механической нагрузки на ИБМ является создание плазменным напылением металлической подложки и нанесение на нее слоя покрытия из керамического фосфата кальция [7]. При этом металлическая подложка обеспечивает заданную прочность, а покрытие - биологическую реакцию совместимости организма и импланта.

Новым шагом в современном биоматериаловедении является создание ИБМ третьего поколения - интеллектуальных покрытий [1]. Формирование соединительной ткани является макропроцессом, который регулируется процессами наномасштаба, а реакция организма на биоматериал определяется свойствами его поверхности [8].

Один из таких методов состоит в химической модификации поверхности биоматериала для адсорбции определенных белков, а другой - в прививке биоактивных молекул на его поверхность. Модифицированные поверхности способны влиять на поведение клетки, управляя природой белкового слоя, высаживающегося на поверхность в

биологической среде [1]. Клетки способны «чувствовать» высадившиеся белки с помощью рецепторов. Как правило, желательно осаждение определенных клеток на поверхность внедрения, их рост и быстрое деление. Особенности поверхностной биомодификации определяются характером требуемой реакции организма. Если имплантат подвергается воздействию бактерий, как, например, искусственные голосовые связки, адгезия клеток нежелательна. Напротив, для ортопедических имплантатов адгезия просто необходима. Установив факторы, определяющие взаимодействие поверхности внедрения и клетки, можно осознанно модифицировать поверхность ИБМ для управления биохимической реакцией организма.

Модифицированные поверхности способны влиять на поведение клетки, управляя природой белкового слоя, формирующегося на поверхности в биологической среде. Клетки способны «чувствовать» высадившиеся белки с помощью рецепторов. Как правило, желательно осаждение определенных клеток на поверхность внедрения, их рост и быстрое деление [9-11].

Пространственное изменение химического состава поверхности является очень интересным направлением развития инженерии живых тканей. Например, напыленные азотсодержащие полимеры стимулируют осаждение нервных клеток и рост нейронов. Влияние химического состава поверхности на осаждение определенных клеток можно использовать для управления осаждением нужных клеток в определенных областях [12].

Возможности биомодификации поверхности ИБМ имплантов могут быть разнофункциональными, например, антибактериальными, обеспечивающими надежную связь с костью, кровью.

Новой философией разработки современных биоматериалов – истинно ИБМ (4-го поколения) стала инженерия живых тканей, как одной из наиболее быстро развивающихся областей биомедицинской инженерии [1]. Она заключается в биологических и технических методах создания функциональных тканей, заменяющих или улучшающих работу больных и патологических частей организма. Практически эту идею реализуют путем выращивания живых клеток на биоматериале в присутствии биоактивных молекул. После этого живые клетки и производимую ими внеклеточную матрицу вместе с подложкой вводят в организм как единую клеточно-биоматериальную структуру.

Одним из перспективных направлений исследований является разработка биологически модифицированных ИБМ, поверхность которых несет определенную информацию для живых клеток, взаимодействующих с этой поверхностью. Информация может состоять в определении того, где клетки должны и где не должны высаживаться, в определении их ориентации или дифференциации [1].

Создание истинно интеллектуальных подложек - это задача будущего. Для этого необходимо дальнейшее совместное, комплексное развитие биоматериаловедения, биологии и медицины.

Разработка новых медицинских устройств, биоматериалов, особенно ИБМ и искусственных тканей, несомненно, будет играть все более важную роль в лечении болезней. Будущее развитие биоматериалов явится результатом совместных усилий материаловедов, биологов и врачей. Вероятно, новые ИБМ будут значительно отличаться от биоматериалов прошлого. Они станут намного более интеллектуальными в том смысле, что будут взаимодействовать с биологической средой, способствуя восстановлению физиологических функций организма и живых тканей. Окончательной целью лечения будет восстановление здоровой ткани с одновременным исчезновением остатков имплантированного биоматериала [13].

Перечень ссылок

1. Уорден К. Новые интеллектуальные материалы и конструкции. Свойства и применение — М.: Техносфера, 2006. — 224 с. (ISBN 5-94836-065-2)
2. Hench, L. L. / Am. Ceramic Soc., 1991.-74.- p.1487.
3. Vogel, W. and Holland, W. Angew. Chem. Int. UK, 1987.-26.- p.527.
4. Wilson, J. «Clinical Application of Bioglass», Glass: Current Issues (ed. A. F. Wright and J. Dupuy), 1985.- pp. 662-669.
5. Hench, L. L. and Wilson, J. Science, 1984.- 226.- p.630.
6. Klein, C. P. A. T., de Blicck-Hogervorst, J. M. A., Wolke, J. G. C. and de Groot, K. Adv. Biomaterials, 1990.- 9.- p.277.
7. Klein, C. P. A. T., Patka, P., van der Lubbe, H. B. M., Wolke, J. G. C. and de Groot, K. J. Biomed. Mat. Res., 1991.- 25.- p.53.
8. Ikada, Y. Biomaterials, 1994.- 15.- p.725.
9. Shelton, R. M. and Davies, J. E. The Bone-Biomaterial Interface (ed. Davies, J. E.), Toronto University Press, 1991.
10. Cooper, E., Wiggs, R., Hutt, D. A., etc. J. Mat. Chem., 1997.- 7.- p.435.
11. Haddow, D. B., France, R. M., Short, R. D., etc. J. Biomed. Mat. Res., 1999.- 47.- p.379.
12. Matsuzawa, M. Brain Res., 1994.- 47.- p.67.
13. Sittinger, M. Tissue engineering and autologous transplant formation : practical approaches with resorbable biomaterials and new cell culture techniques / M. Sittinger et al. // Biomaterials. 1996. - Vol. 17, № 3. - P. 237-242.

УДК 544.6
Ткач В.В.^{1,2},
Сторошук Н. М.¹,
Іванушко Я. Г.³,
Сілвіо С. де Олівейра²,
Корнет М. М.⁴,
Еміліо Ф. Чікуала⁵,
Ягодинець П. І.¹,
Жолт О. Кормош⁶

¹Чернівецький національний університет ім. Ю. Федьковича, Україна

²Федеральний університет штату Мату-Гроссу-ду-Сул, Бразилія

³Буковинський державний медичний університет, Україна

³Запорізький національний університет, Україна

⁴Університет Евори, Португалія

⁶Східноєвропейський національний університет ім. Лесі Українки, Україна

ТЕОРЕТИЧНИЙ ОПИС НЕПРЯМОЇ ЕЛЕКТРОПОЛІМЕРИЗАЦІЇ 9(ТРИФЕНІЛФОСФАЗО)АКРИДИНУ В ПРИСУТНОСТІ ОКИСНО- ВІДНОВНОЇ ПАРИ $\text{CoO}(\text{OH}) - \text{CoO}_2$

Непрямий електросинтез провідних полімерів – один із найбільш використовуваних методів одержання протикорозійних полімерних покриттів для чутливих пристроїв (чипів, сенсорів) та засобів перетворення та зберігання енергії (сонячних батарей) [1]. Його застосовують з метою отримання провідних полімерів з особливими фізичними (провідність, площа активної поверхні) та хімічними (каталітичні, електроаналітичні властивості) параметрами, у випадках, коли пряма електрополімеризація вимагає специфічних умов (високий потенціал, специфічне значення рН) або призводить до небажаних наслідків для морфології результуючого матеріалу. Наприклад, пряма електрополімеризація деяких похідних акридину (навіть заміщених орієнтантами першого роду) може вимагати високих значень потенціалу, тож використання індукованої полімеризації призводитиме до зменшення енергетичних затрат при прокращенні електропрорвідності результуючого полімеру.

Одним із реагентів для непрямой електрополімеризації може бути кобальт (III) оксигідроксид [2]. Він є напівпровідником *p*-типу, що розглядається як альтернатива титан діоксиду у фотокаталітичних системах, сенсорах та сонячних батареях. Проте якщо титан діоксид є відносно інертним, кобальт(III) оксигідроксид містить кобальт у проміжному ступені окиснення (+3), внаслідок чого він може бути як окисником, так і відновником, тож має кращі перспективи використання в електроаналітичних та електрокаталітичних системах (наприклад, паливні елементи).

У даній роботі теоретично розглядається можливість електрохімічної непрямої полімеризації отриманого нами [3] імінофосфору на основі акридину за схемою:

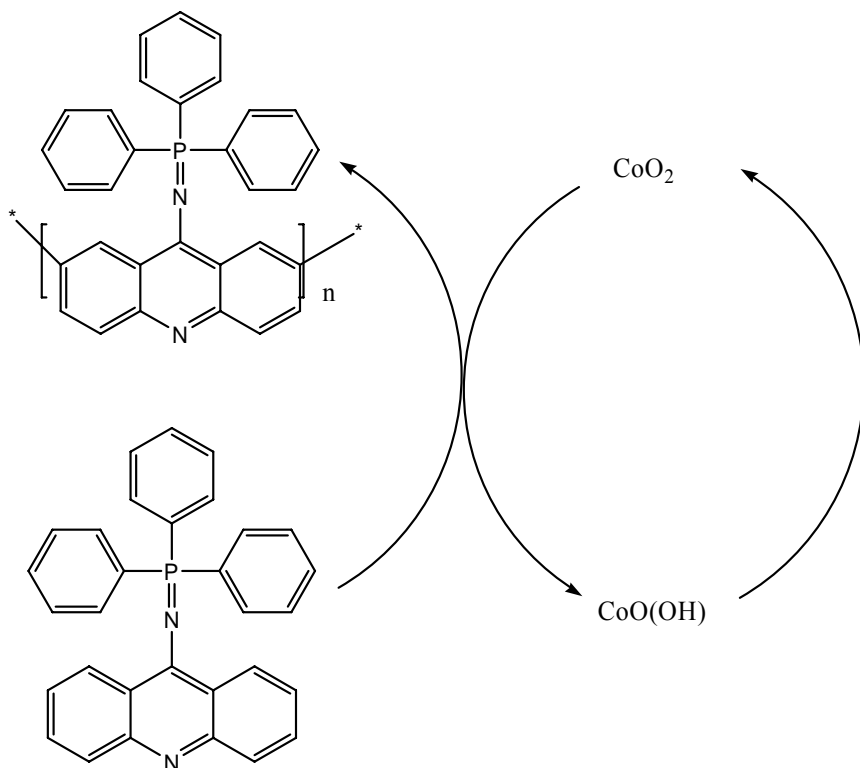


Рис. 1. Схема непрямої електрополімеризації 9-трифенілфосфоакридину

Аналіз триваріантної моделі, що описує поведінку даної системи, показує, що в гальваностатичному режимі поведінка системи стає динамічнішою, ніж у потенціостатичному режимі. Незважаючи на це, стаціонарний стан є стійким в широкій області параметрів. Осциляторна поведінка в даній системі спостерігається з меншою частотою у порівнянні з прямою електрополімеризацією і спричиняється тільки і виключно впливами на ПЕШ електрохімічної стадії.

МАРТЕНСІТНЕ ПЕРЕТВОРЕННЯ В ІНВАРНИХ СПЛАВАХ Fe-Ni І СПЛАВАХ НА ЇХ ОСНОВІ

Досліджувався вплив сильних імпульсних магнітних полів (СІМП) і магнітного стану аустеніту на атермічне мартенситне перетворення (МП) в інварних сплавах Fe-Ni і сплавах Fe-Ni, легованих перехідними елементами, що сприяють утворенню систем з подвійною кінетикою $\gamma \rightarrow \alpha$ -переходу (рис. 1), з метою з'ясування причин існування в одних і тих же сплавах двох різних кінетик перетворення (ізотермічної та атермічної).

У 1961 р. Садовський В.Д. з співробітниками виявили значне

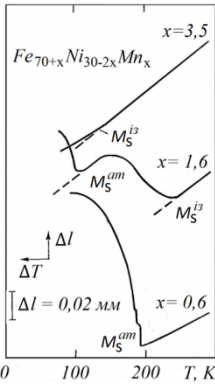


Рис. 1. Ділатометричні дослідження (люб'язно надані І.Я. Георгієвою). Видно дві мартенситні точки (1,6%Mn)

зміщення температури МП в сталях під дією СІМП. Теоретичне обґрунтування впливу магнітних полів на мартенситний $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -перехід (ГЦК \leftrightarrow ОЦТ в сталях і ГЦК \leftrightarrow ОЦК в сплавах заліза з елементами заміщення) було виконано в роботах [1, 2]. На рис. 2 схематично зображені фазові діаграми (Т-температура; Н-напруженість магнітного поля) для сплавів Fe-Ni, розраховані на основі цих теорій. В магнітних полях гістерезис $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -переходу сплавів зменшується за рахунок магнітострикції парапроцесу. Звертає на себе увагу той факт, що подібну фазову діаграму мають деякі антиферромагнетики, які в СІМП переходять у феромагнітний стан шляхом магнітного фазового переходу першого роду [3].

Інварні сплави Fe-Ni по впливу на атермічне МП можна поділити на дві групи. В групі з концентрацією Ni більшою за критичну $c_{кр.} = 29,5\%$ (мас.) теоретичні результати по дії СІМП задовільно співпадають з експериментальними. Для сплавів з $Ni < c_{кр.}$ (область подвійної кінетики) і сплавів Fe-Ni з Mn (явно вираженою подвійною кінетикою), а також з Cr + C, експериментальні дані перевищують

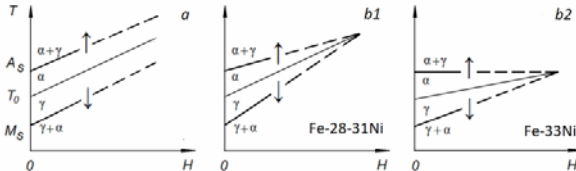


Рис. 2. Схематичне зображення можливих фазових T-H діаграм $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -перетворення: a - згідно теорії [2] (різниця намагніченостей фаз); b - з врахуванням об'ємної магнітострикції [3] (b1 - точка Кюрі γ -фази в околі M_S ; b2 - точка Кюрі γ -фази в околі A_S).

теоретичні розрахунки в декілька раз і навіть в декілька десятків разів [4, 5] (див. табл.; $H = 28$ МА/м ≈ 350 кЕ).

Сплав, мас. %	Fe, мас. %	Fe+Mn+Cr+C мас. %	M _S , К	Δ M _S , К (Експ.)	Δ M _S , К (Теор.)	Експ. Теор.
Fe-33Ni	67	67	93	33	~ 33	~ 1
Fe-30,7Ni	69,3	69,3	223	55	~ 55	~ 1
Fe-30,0Ni	70,0	70	241	70	82	0,85
Fe-23.6Ni-3.3Mn	73,1	76.4	30	182	~ 10	~ 18,2
Fe-23.6Ni-3.6Mn	72.8	76.4	-28	175+28	-	203/?
Fe-22Ni-2Cr-0,5C	75,5	77,5	26	177	~ 9	~ 19,7
Fe-20Ni-2Cr-0,4C	77,5	79,5	7	181	~ 3	~ 60

Для пояснення неузгодженостей між експериментом і теорією аналізується магнітний стан γ -фази інварних сплавів Fe-Ni і її неоднорідна структура (магнітна і концентраційна) [6] з залученням теорій магнітних фазових переходів першого роду [3]. Нижче температури магнітного переходу другого роду в γ -фазі (точка Кюрі), в обох фазах (γ і α) спостерігається обмінна взаємодія. Поява обмінної енергії спричиняє ізотропну деформацію кристалічної решітки (спонтанну магнітострикцію). В СІМП виникає магнітострикція парапроцесу того ж знаку. Зміна міжатомної відстані в окремій фазі може привести до зміни кристалічної решітки. Крім того, в СІМП може виникнути інверсний механізм переходу антиферо→ферромагнетизм в локальних областях сплаву. Пропонується модель зародження атермічного мартенситу на системі антиферомагнітних (парамагнітних) неоднорідностей γ -Fe.

1. Кривоглаз М.А., Садовский В.Д. ФММ.1964. Т. 18. Вып. 4. С. 502.
2. Золотаревский И.В., Косенко Н.С., Кривоглаз М.А. Металлофизика. 1979. Т. 1, № 2. С. 17-22.
3. Завадский Э.А., Вальков В.И. Магнитные фазовые переходы. Киев: Наукова думка, 1980. 196 с.
4. Золотаревский И.В. Металлофизика и новейшие технологии. 2015. Т. 37. № 5. С. 625-636.
5. Zolotarevsky I.V., Loskutov S.V., Schetinina M.O. Physics of Metals and Metallography, 2018, Vol. 119, No. 8, pp. 747-754.
6. Седов В.Л. Антиферромагнетизм гамма-железа. Проблема инвара. М.: Наука, 1987. 288 с.

УДК 669.018.6:620.178.3

Мельников И.К.¹

Тихоновский М.А.²

Тортика А.С.²

Колодий И.В.²

Василенко Р.В.²

¹ Национальный Технический Университет

“Харьковский Политехнический Институт”, г. Харьков, Украина

²Национальный Научный Центр Харьковский физико-технический институт НАН Украины, г. Харьков, Украина

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА Cr-Fe-Ni- Mn ПУТЁМ ЛЕГИРОВАНИЯ УГЛЕРОДОМ И КАРБИДООБРАЗУЮЩИМ ЭЛЕМЕНТОМ

Ранее было установлено, что легирование высокоэнтропийного сплава CoCrFeNiMn небольшими добавками углерода заметно увеличивает его прочностные характеристики [1]. Аналогичный результат был получен на сплаве Cr-Fe-Ni-Mn-V [2], в котором отсутствует дорогостоящий кобальт и содержится сильный карбидообразующий элемент – ванадий [2]. Целью данной работы является исследование влияния повышенных концентраций углерода в сплавах $\text{CrFe}_2\text{NiMnV}_{0,25}\text{C}_x$ ($x=0,175, 0,5, 1$) на их микроструктуру и механические свойства.

Сплавы выплавлялись в дуговой печи в среде аргона, чистота исходных металлов составляла не менее 99,9%. Для обеспечения однородности состава и структуры слитки переплавляли 5 раз, переворачивая их при каждом переплаве.

В результате исследований было выявлено, что микроструктура сплава $\text{CrFe}_2\text{NiMnV}_{0,25}\text{C}_{0,175}$ представляет собой дендриты и мелкодисперсную междендритную эвтектику. Объёмная доля дендритов составляет $\approx 40\%$. Тело дендритов и матричная фаза эвтектики имеют ГЦК решетку с параметром $a=3,619\pm 0,002$ Å. Второй фазой в междендритной эвтектике является карбид типа Cr_7C_3 , в котором часть хрома замещена другими элементами. Отжиг образцов при 1050°C в течении 24 часов не привёл к заметным изменениям микроструктуры. С увеличением концентрации углерода увеличивается часть эвтектической структурной составляющей и наблюдается появление первичных кристаллов карбида.

Твердость сплава $\text{CrFe}_2\text{NiMnV}_{0,25}\text{C}_{0,175}$ в отожженном состоянии составила 2400 МПа, предел текучести – 600 МПа. Данный сплав является пластичным и не разрушается при сжатии более чем на 60%, обладает высокой способностью к упрочнению при деформации. При дальнейшем увеличении концентрации углерода наблюдается существенное

увеличение твёрдости и предела текучести – твёрдость сплава $\text{CrFe}_2\text{NiMnV}_{0.25}\text{C}_{0.5}$ составила 3500 МПа, а $\sigma_{0.2}$ – 900 МПа. При испытаниях на сжатие сплава $\text{CrFe}_2\text{NiMnV}_{0.25}\text{C}$ не удалось выйти из упругой зоны – предел текучести сплава составил более 2000 МПа, твёрдость - 5150 МПа.

Обсуждаются процессы формирования структурного состояния изученных сплавов, механизмы упрочнения и возможные области их применения.

1. N.D. Stepanov, N.Yu. Yurchenko, M.A. Tikhonovsky, G.A/ Salishchev J. Alloy Compd., 2016, v. 687, p. 59–71.
2. M.A. Tikhonovsky, A.S. Tortika, I.V. Kolodiy et.al. Problems in atomic Science and Technology (PAST). Series “Physics of radiation defects and radiation materials science”, 2016 #4(104), p.37-41.

УДК 669.721.5

Айкін М.Д.¹

Шаломєєв В.А.²

Чорний В.М.³

Peter Arras⁴

¹Аспірант кафедри ФМ, НУ «Запорізька політехніка»

²д-р техн. наук, професор НУ «Запорізька політехніка»

³ канд. мед. наук, доцент ЗДМУ

⁴Dr-ing Prof. h.c., Faculty of Engineering Technology KU Leuven

ОПТИМІЗАЦІЯ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ МАГНІЄВОГО СПЛАВУ ДЛЯ БІОРОЧЗИННИХ ІМПЛАНТАТІВ З ВИКОРИСТАННЯМ МЕТОДІВ ПЛАНУВАННЯ ЕКСПЕРИМЕНТУ

В наш час для виготовлення імплантатів при остеосинтезі все частіше застосовують біорозчинні матеріали. Серед них найбільш перспективними є магнієві сплави системи Mg - Zr - Nd. Проведені дослідження показали, що хімічні елементи сплаву є біологічно інертними, не токсичними, не викликають канцерогенних реакцій і не викликають металозу. Крім того, великою перевагою таких сплавів є їх механічні характеристики: $\sigma_b \geq 230$ МПа, $E = 43 - 45$ ГПа, $\delta \geq 2\%$. Серед інших матеріалів, вони найбільш наближені до характеристик кісткової тканини ($\sigma_b = 120 - 150$ МПа, $E = 17 - 20$ ГПа, $\delta = 1,4 - 3,1\%$), що запобігає «стрес-крануванню».

Однак, механічні властивості сплавів системи Mg - Zr - Nd знижуються при тривалому впливі біокорозії. Витримка зразків в штучному заміннику крові (гелофузині) показало, що вже після 3 місяців експлуатації (середній час консолидації перелому) характеристики імплантату знижуються більш ніж на 50 %. Тому, розробка нового сплаву

системи Mg - Zr - Nd з підвищеним рівнем механічних властивостей є актуальним завданням.

Досліджували вплив легувальних елементів в інтервалах 0,4...1,5 % Zr, 2,2...3,4 % Nd, 0,1...0,7 % Zn на границю міцності (σ_B) і відносне видовження (δ) зразків з магнієвого сплаву з використанням математичного планування експерименту за планом 2^3 .

В результаті проведених досліджень отримані рівняння регресії, що описують вплив досліджуваних легувальних елементів на границю міцності (1) і відносне видовження (2):

$$\sigma_B = 256,3750 - 17,25x_1 + 45,25x_2 - 22,75x_1x_2 \quad (1)$$

$$\delta = 3,2625 + 1,475x_1 - 0,775x_2 - 0,425x_1x_2 \quad (2)$$

В результаті аналізу рівнянь регресії визначено, що підвищення вмісту неодиму збільшувало границю міцності, але при цьому його максимальна концентрація знижувала відносне видовження. Вплив цирконію мав зворотний ефект. Максимальна концентрація цирконію істотно збільшувала пластичність при одночасному зниженні міцності. Спільний вплив неодиму та цирконію мав негативний характер. Вплив цинку на властивості металу був незначним.

У зв'язку з цим, для отримання максимального комплексу механічних властивостей сплаву проводили оптимізацію його хімічного складу за допомогою програмного пакету для статистичного аналізу STATISTICA.

В результаті були отримані наступні значення вмісту легувальних елементів: Zr = 1,22 - 1,3 %, Nd = 3,1 - 3,15 %, Zn = 0,6 - 0,7 %.

Випробування зразків з розробленого сплаву в гелофузині показало, що він має необхідний рівень фізико-механічних властивостей після 3-х місяців біокорозії. Експерименти на тваринах показали відсутність токсичного впливу продуктів біодеградації нового сплаву на живий організм. Сплав рекомендовано для подальших досліджень.

УДК 669.721.5

Айкін М.Д.¹

Шаломєєв В.А.²

Демиденко Е.В.³

¹Аспірант кафедри ФМ, НУ «Запорізька політехніка»

²д-р техн. наук, професор НУ «Запорізька політехніка»

³ Студент кафедри ФМ, НУ «Запорізька політехніка»

ОГЛЯД БІОРОЗЧИННИХ МАТЕРІАЛІВ, ЩО ВИКОРИСТОВУЮТЬСЯ ДЛЯ ОСТЕОСИНТЕЗУ

У структурі загальної захворюваності третє місце займають травми, 10% від числа яких складають переломи. Для лікування переломів використовуються імпланти, що в процесі експлуатації піддаються статичним і динамічним навантаженням, а також дії біокорозії. У зв'язку з цим, матеріали для імплантів повинні бути біологічно інертними і мати достатні механічні характеристики.

В даний час для виготовлення імплантів використовуються різні метали (нержавіючі сталі, титанові і кобальтові сплави, цирконій, тантал) і неметалеві матеріали (полімери, кераміка). Однак, останнім часом особлива увага приділяється біорозчинним матеріалам, що мають ряд переваг перед нерозчинними. Імпланти, виготовлені з таких матеріалів не потрібно видаляти після консолідації перелому, що призводить до зниження вартості і часу лікування.

Серед найбільш поширених біорозчинних матеріалів можна виділити 2 групи: 1. Розчинні полімери на основі полігліколевої і полімолочної кислот, а також композити на їх основі; 2. Магнієві сплави.

Полімерні матеріали мають добру біосумісність, проте їх застосування ускладнено через низький рівень механічних властивостей і високу вартість. У той час як, механічна міцність магнієвих сплавів набагато вище. При цьому, за показниками біосумісності вони не поступаються полімерам. Більш того, магній є елементом, що бере участь в обміні речовин і його основні запаси містяться в кістковій тканині. Зазначені переваги роблять магнієві сплави перспективними для застосування в якості біорозчинних матеріалів. При цьому, їх рівень механічних характеристик повинен відповідати властивостям кістки.

Досліджували структуру і властивості кісткового матеріалу. Для цього виготовляли стандартні зразки для випробувань на розтяг відповідно до ГОСТ 1497-84. Випробування проводилися на розривній машині «INSTRUN» 2801.

В процесі випробувань отримані наступні результати: $\sigma_b = 78 - 116$ МПа, $E = 29 - 48$ ГПа, $\delta = 0,1 - 0,3\%$.

Порівняльний аналіз характеристик кісткового матеріалу, ливарного магнієвого сплаву і біорозчинних полімерів (табл. 1) показав, що фізико-механічні властивості сплаву найбільш наближені до властивостей кісткового матеріалу, що робить магнієві сплави найбільш підходящими для виготовлення імплантатів.

Таблиця 1 - Середні показники механічних властивостей біорозчинних матеріалів та кісткової тканини

Матеріал	σ_b , МПа	E, ГПа	δ , %
Ливарні магнієві сплави	230 - 260	45 - 48	2 - 6
Біорозчинні полімери	20 - 160	1 - 25	2 - 6
Кісткова тканина	78 - 116	29 - 48	0,1 - 0,3

УДК 62174:669.721

Лук'яненко О.С.¹

Шаломеев В.А.²

¹ст. гр. ІФ-218м НУ «Запорізька політехніка»

² д-р техн. наук, проф. НУ «Запорізька політехніка»

ОТРИМАННЯ ВИСОКОЯКІСНИХ ВИЛИВКІВ З МАГНІЄВОГО СПЛАВУ МС 10

Ливарний магнієвий сплав МС 10 є перспективним матеріалом для виготовлення біорозчинних імплантатів для остеосинтезу. Механічні властивості та біорозчинність даного сплаву залежить не тільки від його хімічного складу, а й наявності ливарних дефектів у виливку, тому рафінуванню, модифікуванню та термічній обробці слід приділяти особливу увагу.

Для отримання якісного металу шихтові матеріали, флюс та весь плавильний інструмент необхідно ретельно просушувати.

Вбір шихтових матеріалів у великій мірі впливає на остаточні механічні, експлуатаційні та технологічні властивості сплаву. Для приготування сплаву МС 10 використовують первинні чушкові магнієві сплави, цинк первинний чушковий, магній-неодимові, магній-цирконієві лігатури та технічно чисте срібло. Окрім свіжих, у якості шихтових матеріалів використовують також зворот власного виробництва (випори, литники, брак виробництва та ін.).

Враховуючи, що під час ведення плавки магній вступає в реакцію з оточуючим середовищем, утворюючи оксиди та нітриди, а також поглинає водень, очистку розплаву необхідно проводити за допомогою рафінування флюсом.

Цей процес заснований на видаленні зважених включень з розплаву в результаті дії адгезії, розчиненні або хімічної взаємодії з розплавленими солями. Флюси, які мають в своєму складі хлористі та фтористі солі лужних та лужноземельних металів, зменшують адгезію включень до металу і під дією міжфазних сил поглинають їх.

Основним компонентом більшості флюсів є карналит. Крім того, до складу флюсів входить хлористий барій, він необхідний для збільшення питомої ваги, що в свою чергу сприяє відокремленню флюсу від розплаву. Фтористий кальцій підвищує в'язкість флюсу і збільшує його рафінуючі властивості. Для більшого загущення флюсу і забезпечення утворення кірки при перегріві металу додають оксид магнію.

Після рафінування розплаву, для отримання необхідних механічних властивостей та біорозчинності сплав необхідно модифікувати сріблом. Його вводять в розплав у вигляді дроту \varnothing 1,5 мм, який закріплюється на металевому стрижні і витримується до повного розчинення срібного дроту.

Готовий розплав розливають у металеві чи піщано-глиняні форми. Для отримання необхідних властивостей сплаву його піддають термічній обробці по режиму Т6:

Нагрівання до температури 540 ± 5 °С, витримка 15 годин, охолодження на повітрі;

Нагрівання до температури 200 ± 5 °С, витримка 8 годин, охолодження на повітрі.

Якість відливок зі сплаву МС 10 визначається за допомогою рентгенівських методів (РАП – 150/300, МИРА – 2Т), люмінесцентних (ЛЮМ – 17П, ЛЮМ – К) та кольорових (ЦМ15 – В).

Маркування та пакування заготовок із біорозчинного магнієвого сплаву МС 10 виконують згідно ТУ У24.4-1407794-270:2018 «Сплав магнієвий «МС 10» для литих заготовок спеціального призначення».

УДК 004.356.2

Чейлях А.П.¹

Чейлях Я.А.²

¹ д-р техн. наук, профессор, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет»

² канд. техн. наук, начальник управления ООО «МЕТИНВЕСТ БИЗНЕС СЕРВИС»

РОЛЬ МАТЕРИАЛОВ В СОЗДАНИИ АДДИТИВНЫХ 3D-ТЕХНОЛОГИЙ

В последнее время значительное бурное распространение в мире получают новейшие способы и 3D (аддитивные) технологии проектирования и получения изделий в основном сложной конфигурации в машиностроении, автомобилестроении, приборостроении, биомедицинской инженерии и др. отраслях.

При этом понимание роли материалов, особенностей их строения и характеристик во многом является определяющим с точки зрения применимости аддитивных технологий и формирования потребительских свойств изделий. Работа посвящена обзору материалов и многообразию возможностей 3D аддитивных технологий для прототипирования и изготовления разнофункциональных изделий.

Конечно, пока спектр применяющихся материалов для 3D печати пока не широк. Основные материалы, применяющиеся для 3D-печати – это пластики, фотополимерные смолы, металлические порошки, воск и гипс. Обладая исключительно высокими качественными характеристиками, они с успехом используются в различных отраслях. Среди основных полимеров это PLA, PVA и ABS пластики, нейлон, «Белая Смола» (“White resin”). Конкурентом ABS-пластика является PLA-пластик, биоразлагаемый пластик – так называемый алифатический полиэфир с мономером в виде молочной кислоты. Такой пластик называется био-совместимым, поскольку основными материалами для его производства выступают быстро возобновляемые ресурсы, в основном – сахарный тростник и кукуруза.

Сополимер пищевого пластика PET (PETG) с основными характеристиками полиэтилентерефталата (PET), обладает высокими ударной, химической стойкостью, стойкостью к воздействиям воздуха, влаги, УФ-излучения и окружающей среды. Демонстрирует прекрасные физико-механические свойства, прозрачность для видимой части светового спектра и возможность стерилизации. Как и PET используется в качестве контейнеров для пищевых продуктов.

Полиформальдегид (ПОМ) - это материал, отлично заменяющий сплавы и металлы в конструкциях технических и автомобильных изделий

(шестерни, вкладыши подшипников скольжения и др.). Объекты из этого материала безвредны, устойчивы к стерилизации и дезинфекции, благодаря чему широко применяются в медицине и пищевой промышленности. Также POM широко используется в стоматологии для изготовления каркасных протезов.

Изделия, изготовленные 3D-печатью из поликарбоната (PC) обладают высокой прочностью к ударным нагрузкам и выдерживают кратковременный нагрев до 153 °С, а нормально функционировать могут в диапазоне от -100 до +115 °С.

Комбинации разных материалов в 3D печати (например, ABS с поликарбонатным сплавом) дают улучшенные эксплуатационные характеристики по сравнению с пластиками — ABS и PLA. Материал Carbon Fiber Reinforced PLA обладает большей устойчивостью к высоким температурам, чем обыкновенный PLA-пластик. Polycarbonate-ABS (PC-ABS) характеризуется высокой эластичностью и прочностью на изгиб, что значительно увеличивает их функциональные возможности.

Материал полипропилен FL-33 (PP) белый - пластик, нетоксичен, химически устойчив, влаго- и износостойчив. Однако он характеризуется повышенной хрупкостью при температуре < 5 °С. Получил широкое распространение в производстве упаковки, посуды и т.д.

PVD — синтетический полимер, по сути — специальным образом обработанный полиэтилен с хорошими пластическими и термическими свойствами. Он легкий, прочный и износостойкий, не пропускает воду, но легко проницаем для газов. Широко используется при изготовлении упаковочного материала.

Канадская исследовательская компания Lomiko Metals Inc. созданием новой лаборатории Graphene 3D Labs Inc., сосредоточила свои усилия на создании высокоэффективных материалов на основе графена наноразмерных (толщиной в 1 атом) двухмерных кристаллов. Голландская компания colorFabb – производит деревянные нити WoodFill для 3D-печати, которые в комбинации с полимером PLA (70 %) позволяют достигать высокой прочности. Компания Le Fabshop впервые в мире представила нити “SWF” — «зеленые» нити, на основе морских водорослей.

PLA Lumi - классический PLA пластик с добавлением люминофора. Его важная особенность - устойчивое свечение в темноте длительностью до 14 ч., что определило его функциональность при изготовлении светящихся дверных ручек, кнопок, корпусов для розеток, кнопок включения света и многих других изделий.

Новый тонкий и легкий материал для 3D-печати был создан на основе шелка-сырца с обработкой эпоксидной смолой, который обладает значительной эластичностью в сочетании с высокой прочностью.

Материал «NYLON» отличается высокой прочностью и износостойкостью — именно эти свойства позволили ему давно и прочно занять свои позиции как в производстве волокон для одежды, так и среди промышленных пластиков. Они же привели его и в 3D-печать. Из этого материала печатается широкий спектр всевозможных изделий, от детских игрушек и предметов быта, до деталей техники, одежды и медицинских ортезов.

Интересен «экзотический» пластик «Ceramic» с содержанием 10% пыли керамики. Специальная добавка позволяет создавать изделия, максимально напоминающие керамические. Материалом для него служит керамическая паста представляющая смесь фотополимера с керамическим порошком, которая спекается под воздействием мощного лазера. По окончании печати фотополимер выжигается в печи при высокой температуре, оставляя деталь из высококачественной керамики.

Компания Shapeways специализируется на производстве мягкого эластичного пластика (Elasto Plastics) для применения в производстве летней легкой обуви. Материал на основе резины был разработан как идеальный для стереолитографической печати, имеет широкую цветовую гамму, позволяет печатать объекты с высоким разрешением, без запаха, легко счищается.

Компания Shapeways разработала два новых вида металлических материалов – Полированная Латунь (Polished Brass) и Необработанная Латунь (Raw Brass). Напечатанные с помощью первой изделия, покрытые затем 22-каратным золотом, практически неотличимы от настоящих золотых ювелирных украшений. Латунь Raw Brass идеальна для 3D печати изделий в стиле антиквариата или в античном стиле. Эти материалы вполне конкурентоспособны в ювелирном и антикварном деле.

Нидерландская фирма ColorFab (Нидерланды) создает новые материалы на основе пластика с добавлением бронзового или медного порошка, что придает филаменту дополнительную жесткость, а также приятный металлический блеск и гладкость. Пластиковые нити PLA/PHA с добавлением мелкого бронзового порошка в 3 раза тяжелее обычного PLA, а его плотность составляет 3,9 г/см³. Бронзово- и меднонаполненные пластики для 3D печати идеально подходит для задач прототипирования металлических изделий и получения очень прочных моделей в промышленности, архитектуре, дизайне и ряде других сфер.

В последнее время английская компания Metalysis вышла на использование титанового порошка для 3D печати, что перспективно для производства ряда деталей машин и оборудования аэрокосмической, автомобильной и оборонной промышленности.

Таким образом, как показал анализ литературы, спектр материалов, применяемых для аддитивных технологий, стремительно расширяется, что многократно увеличивает значение и ключевую роль материаловедения

как науки в успешном развитии 3D-технологий. Это открывает определенные перспективы для сфокусированного изучения всего комплекса материалов и технологий при подготовке магистров-материаловедов.

УДК 669.721

Маковський С.Г.¹

Степанова Л.П.²

Ткач Д.В.³

¹ провідний інженер, АТ «Мотор Січ», Запоріжжя, Україна

² к.т.н., доц. каф. ФМ, НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна

³ к.т.н., доц. каф. ФМ, НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна

ФАЗОВИЙ АНАЛІЗ СПЛАВУ МЛ-5 МОДИФІКОВАНОГО ВУГЛЕЦЕВИМИ МОДИФІКАТОРАМИ

Застосування легких високоміцних матеріалів на основі магнію в сучасному авіадвигунобудуванні дозволяє знизити питомі витрати паливі і знизити рівень викиду шкідливих речовин.

Ливарні магнієві сплави системи Mg-Al-Zn широко застосовуються при виготовленні корпусних деталей авіаційних двигунів та редукторів гвинтокрилів завдяки високій питомій міцності. Проте вони мають ряд недоліків, таких як низька температура експлуатації (до 150 °C) та схильність до утворення мікрорихлоти. Тому розробка нових магнієвих сплавів з підвищеними механічними характеристиками є актуальною задачею.

В роботі досліджували вплив модифікування сплаву МЛ-5 вуглецевими частками в різних станах на його фазовий склад. Для цього до серійного сплаву вводили добавки часток технічного вуглецю, графіту та одностінних вуглецевих нанотрубок в формі спресованих брикетів отриманих методами порошкової металургії. Для дослідження використано рентгеноструктурний аналіз, який проводився на дифрактометрі ДРОН-3 та мікрорентгеноспектральний аналіз (РСМА) на растровому електронному мікроскопі JEOL IT-300 з енергодисперсійним спектрометром для вивчення особливостей хімічного складу включень та їх розподіл за перерізом зливків.

Аналіз одержаних даних дозволив зробити наступні висновки: основою сплаву є α -фаза, твердий розчин на основі магнію, та γ -фаза, твердий розчин в ґратці хімічної сполуки $Al_{12}Mg_{17}$, що цілком відповідає діаграмі стану Al-Mg. Слід зауважити, що в більш ранніх виданнях і публікаціях цю фазу позначали як Al_3Mg_4 , співвідношення вмісту Mg і Al

в цій фазі мало відрізняється від співвідношення уточненої пізніше формули (1,333 та 1,416 відповідно).

Дифрактограми зразків у вихідному стані та після введення нановуглецю в основному подібні і утворення нових фаз не виявлено. На дифрактограмі сплаву, модифікованого нанотрубками, можна спостерігати присутність досить слабких ліній чистого вуглецю, що не виключає можливу наявність його в структурі в незначній кількості.

Аналіз результатів отриманих РСМА підтверджує результат фазового аналізу (рис. 1). Також слід відмітити присутність в структурі включень марганцю і алюмінію (ймовірно їх з'єднання), ці включення відрізняються більш світлим кольором порівняно з частинками хімічної сполуки $Al_{12}Mg_{17}$. Останнє зауваження не протирічить фазовому складу відповідно до діаграми стану Mg-Mn.

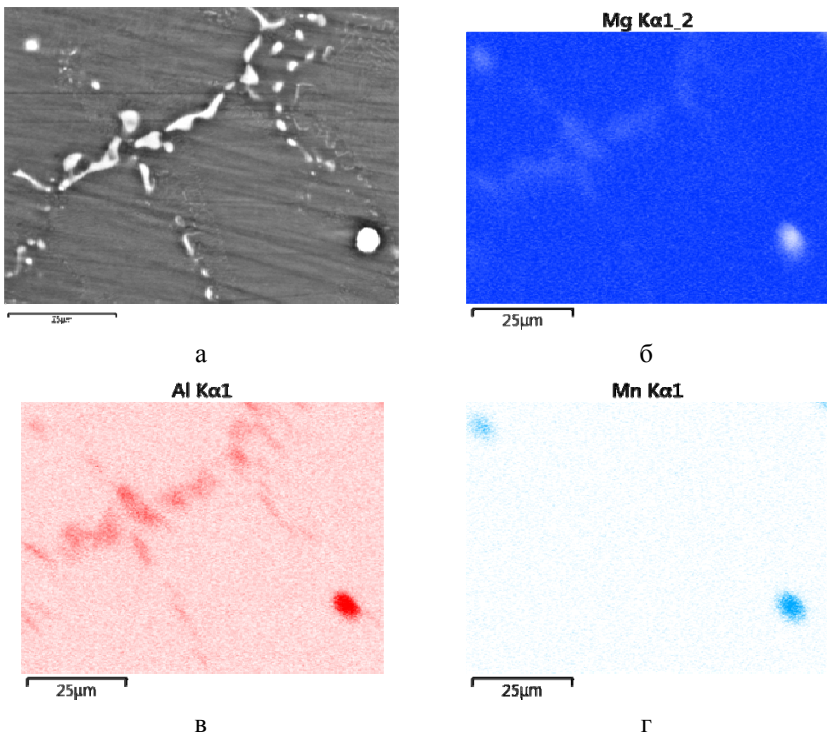


Рис. 1 – Мікроструктура зразків МЛ-5 модифікованого одностінними нанотрубками: а – електронна мікрофотографія, б, в, г – результати РСМА в режимі картування

Таким чином, було встановлено, що фазовий склад сплаву МЛІ-5 модифікованого вуглецем практично не змінюється. Проте аналіз дифрактограм дозволив встановити, що модифікування наночастками та нанотрубками вуглецю приводить до перерозподілу кількісного співвідношення фаз та подрібнення зерен, що підтверджується металографічними дослідженнями.

УДК 669.295:620.193

Гордієнко М.Р.¹

Ткач Д.В.²

¹ студент НУ «Запорізька політехніка»

² канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка»

ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ТИТАНУ ВТ1-0 ДЛЯ ЗАСТОСУВАННЯ В МЕДИЦИНІ

Відомо, що для виробництва імплантів широкого використання набув технічно чистий титан та його сплави. Використання титану обумовлено відсутністю негативних реакцій з боку організму людини та відсутністю канцерогенної дії. Численні клінічні дослідження медичних виробів, виготовлених з технічно чистого титану, показують його високу біосумісність в порівнянні з іншими металами і сплавами.

Однак механічні властивості цього матеріалу недостатні для його широкого використання в якості імплантів. Міцність і пластичність так званого «технічно чистого титану» ВТ1-0 складають до 300 МПа і 25% відповідно. При цьому його високі технологічні властивості дозволяють застосовувати методи лиття та обробки тиском для виготовлення імплантів потрібної форми. Важливою складовою є оздоблювальна обробка його поверхні, що часто визначає ступінь біосумісності імплантів.

Часто для підвищення механічних властивостей технічно чистий титан легують ванадієм і алюмінієм. Ці елементи дозволяють значно поліпшити характеристики міцності, однак зазвичай призводять до деградації біосумісних властивостей і зменшення втомної довговічності. Іони ванадію викликають цитотоксичний вплив на навколишні тканини, викликають деферментацію і негативно впливають на ліпідний обмін. Підвищений вміст іонів алюмінію в імплантаційних сплавах істотно знижує метаболічну активність кісткової тканини і уповільнює мінералізацію. Щільна поверхнева плівка діоксиду титану захищає його від корозії і перешкоджає переходу іонів Ті в навколишні тканини, усуваючи ризик розвитку запальних явищ і росту пухлин.

У зв'язку з цим в останні роки підвищений інтерес викликає новий підхід до підвищення властивостей металів і сплавів, пов'язаний з їх наноструктуруванням методами інтенсивної пластичної деформації (ІПД).

Інтенсивна пластична деформація методом гвинтової екструзії полягає в пропусканні призматичної заготовки через матрицю з гвинтовим каналом. Отримувана таким чином заготовка не змінює своєї вихідної форми. Для формування ультрадрібнозеренної структури необхідно виконати декілька циклів деформації. Особливості геометрії каналу приводять до того, що при видавлюванні через нього форма заготовки не змінюється, що дозволяє здійснювати її багаторазове пресування з метою накопичування пластичних деформацій. При цьому відбувається зміна структури і властивостей заготовки при збереженні ідентичності її початкової і кінцевої форми.

Проведені дослідження показали, що отримання субмікрокристалічної структури в технічно чистому титані методами ІПД дозволяє забезпечити значне підвищення його механічних властивостей. Дослідження корозійної стійкості титану у вихідному стані та після ІПД свідчать про деяке зниження корозійної стійкості отримуваних матеріалів, проте воно є незначним і застосування титану з субмікрокристалічною структурою для виготовлення медичних імплантів є доцільним.

УДК 621.791.03

Бережний С. П.¹

Урекін Д. В.²,

Савіних Д. М.³

¹ канд. техн. наук, доцент, НУ «Запорізька політехніка»

^{2,3} студ. гр. ІФ-317 НУ «Запорізька політехніка»

ПАЯННЯ БЕРИЛІСВОЇ БРОНЗИ

Паяння – процес отримання нероз'ємного з'єднання металевих деталей, шляхом введення між ними розплавленого матеріалу (припою), що має більш низьку температуру плавлення. Найчастіше, при виготовленні електротехнічних виробів при паянні використовують срібні припої.

Основною проблемою при паянні деталей із берилієвої бронзи є наявність на їх поверхні оксиду берилію, який характеризується високою хімічною стійкістю і вільною енергією утворення.

Тому найчастіше паяння берилієвої бронзи проводять у вакуумі з попереднім ретельним зачищенням поверхні механічним способом та травленням із використанням плавикової кислоти або розчинів соляної та азотної кислот. Після чого поверхні, що паяються, захищають шаром

достатньо активних флюсів. Але цей метод вимагає складного вакуумного обладнання, яке відсутнє на багатьох підприємствах. Інший метод - це паяння із срібним припоєм у печах в середовищі інертних газів із використанням флюсу, до складу якого обов'язково повинні входити фтористі солі та тетрафторборат калію KBF_4 . Недоліком цього метода є дуже велика токсичність такого флюсу, оскільки тетрафторборат калію розкладається при нагріванні вище 750°C із утворенням отруйного газоподібного фтористого борату BF_3 .

У роботі запропоновано та розроблено технологію без застосування вакуумних печей та тетрафторборату калію. На зачищену від оксиду BeO поверхню шабруванням і травленням плавиковою кислотою зразу наносили шар міді, який захищає поверхню основного металу від подальшого окислення. Шар міді наносили гальванічним осадженням у кислому електроліті. Паяння контактної срібної пластини срібним припоєм ПСР МО68 проводили із застосуванням флюсу на основі солей: хлористий кальцій, фтористий кальцій та хлористий натрій із широким температурним інтервалом паяння $770\text{-}870^\circ\text{C}$. Паяння проводили в печі СНОЛ-0,25 без захисної атмосфери при температурі 810°C . Така температура забезпечує гарне розтікання припою та змочування поверхонь – бронзи та срібної контактної пластини. Гартування виробу проводили одразу після паяння при температурі 740°C із подальшим штучним старінням при 300°C протягом 3 годин. Проведенні випробування показали достатню механічну міцність та площу контактної поверхні спаю не менше 80 %.

На підставі отриманих результатів можна зробити такі висновки:

1. Цей метод дозволяє паяти берилієву бронзу без використання вакуумної установки.
2. Для паяння не застосовуються токсичні флюси.
3. Недолік в тому, що потрібне нанесення попереднього захисного шару міді на поверхню берилієвої бронзи.

УДК 621.793.6

Середа Б.П.¹

Гайдаєнко О.С.²

Середа Д.Б.¹

¹докт. техн. наук, професор, зав. кафедри ААГ Дніпровський державний технічний університет

²генеральний директор «Южжокс» Кам'янське

¹канд. техн. наук, ст. викладач, Дніпровський державний технічний університет

ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУГ АЛІТОВАНИХ ПОКРИТТІВ, ОТРИМАНИХ ПРИ НЕСТАЦІОНАРНИХ ТЕМПЕРАТУРНИХ УМОВАХ

Вплив залишкових напружень на несучу здатність конструкцій при статичному і циклічному навантаженні загальновідома [1–3]. Слід зазначити, що при статичному навантаженні технологічного обладнання, в умовах нормальних температур, залишкові напруги несуттєво впливають на зниження міцності матеріалів. Однак в умовах циклічного навантаження, особливо при навантаженні з малим рівнем напружень, в умовах експлуатації обладнання морського флоту, їх вплив однозначно проявляється в істотному зниженні межі витривалості матеріалу і підвищенні швидкості розвитку втомної тріщини. Розтягуючі залишкові напруження є однією з основних причин корозійного розтріскування, внаслідок чого спостерігали крихке руйнування металу при одночасній дії корозійно-активного середовища і механічних напружень [4–5]. Захисні покриття, які отримуються при тепловому samozапалюванні СВС–шихт, приводять до зміни фазового і хімічного складу легованого алітованих покриттів, що викликає залишкові напруги. Під час охолодження реактора в результаті пружної взаємодії легованого алітованого покриття і конструкційного матеріалу, за рахунок термічного впливу маємо термічне розширення.

Все це призводить до появи на поверхні залишкових напружень. Розтягуючі залишкові напруження в поверхневих шарах особливо шкідливі для деталей, які працюють при знакозмінному навантаженні, так як такі напруги сприяють втомному руйнуванню [6]. Шкідливість дія залишкових напружень позначається і в підвищенні загальної хімічної активності металу. Створюючи контрольовані залишкові напруги, які віднімаються з робочих напруг, можна підвищити експлуатаційні властивості металу. Найчастіше в поверхневому шарі навмисно створюють стискають залишкові напруги, які зменшують небезпечні розтягують робочі напруги. З цією метою застосовують дробоструминну обробку, азотування та інші види поверхневої обробки металів. На підставі

експериментальних досліджень і практичного досвіду встановлено, що стискаючі залишкові напруги підвищують втомну міцність, тоді, як розтягуючі залишкові напруги діють несприятливо.

Встановлено, що на поверхні сталі 45 виникають стискаючі напруги, які досягають при легуванні хромом 200–220 МПа, при легуванні титаном 160–180 МПа, при легуванні кремнієм 100–110 МПа.

Виникаючі в поверхні деталі залишкові напруги стиску, протистоять розтягуючим напругам, які викликають мікротріщини, сколи і руйнування покриття. Збільшення концентрації легуючих елементів у агітованому покритті, призводить до підвищення їх рівня, у порівнянні з відомими АП, отриманими при стаціонарних умовах ХТО.

Рівень залишкових напружень у покриттях, отриманих в умовах СВС вище на 15–21%, в результаті чого зменшується мікророзтріскування пасивних оксидних плівок, що приводе до підвищення корозійної стійкості.

УДК 621.793.6

Кругляк І.В.¹

Кругляк Д.О.²

Середа Б.П.¹

¹ канд. техн. наук, доцент, докторант Дніпровський державний технічний університет

² канд. техн. наук, доцент, Запорізький національний університет

¹ докт. техн. наук, професор, зав. кафедри ААГ Дніпровський державний технічний університет

ДОСЛІДЖЕННЯ ЖАРОСТІЙКОСТІ АЛТОВАНИХ ПОКРИТТІВ, ОТРИМАНИХ З ВИКОРИСТАННЯМ КОМПОЗИЦІЙНИХ НАСИЧУЮЧИХ СЕРЕДОВИЩ

Основним елементом всіх жаростійких покриттів є алюміній, який використовується для утворення захисної оксидної плівки $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ [1]. У дифузійних покриттях вміст алюмінію зазвичай знаходиться на рівні 15... 25%. Такий вміст алюмінію забезпечує формування плівки оксиду $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ при окисленні. Другим найважливішим компонентом покриттів є хром, який забезпечує формування плівки $\alpha\text{-Cr}_2\text{O}_3$. Вміст хрому в високотемпературних покриттях зазвичай знаходиться на рівні 7 ... 20%.

Суттєве значення має кремній, який вводять для підвищення жаростійкості при високотемпературному окисленні і сольовій корозії.

Оскільки жаростійкість не залежить від структури, а визначається хімічним складом, то при нестаціонарних температурних умовах отримувати більш високий вміст легуючих елементів, таких як кремній, титан, хром, алюміній, що дозволяє підвищувати жаростійкість (рис. 1).

Леговані алітовані покриття, отримані при ізотермічних умовах мають більш пористу поверхню (присутня фаза FeAl), через яку кисень проникає до поверхні сталі. У порівнянні з покриттями, отриманими в ізотермічних умовах, жаростійкість легованих алітованих покриттів, отриманих при нестаціонарних температурних умовах в 1,27–1,31 рази вища, що можна пояснити також і більш високою концентрацією хрому, алюмінію, кремнію й титану, які сприяють утворенню захисних оксидних плівок SiO_2 , TiO_2 , Cr_2O_3 , Al_2O_3 .

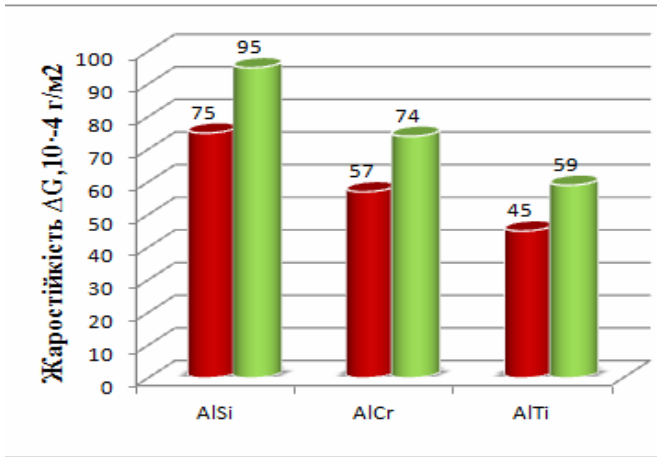


Рисунок 1 – Порівняльна характеристика жаростійкості алітованих покриттів, отриманих при нестаціонарних температурних умовах (а) і в ізотермічних умовах (б), температура процесу 900 °С

Проведені в роботі металографічні дослідження показали, що отримані алітовані покриття при нестаціонарних температурних умовах мають рівномірний характер, що підвищує жаростійкість. Так автори роботи [2,3] встановили, що нерівномірний зигзагоподібний алітований шар скоріше розмоктується, що знижує жаростійкість виробів.

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
XIV Міжнародної науково-технічної конференції
08-10 жовтня 2019 р.

Упорядник: Фасоль Є.О.

Один електронний оптичний диск (DVD-ROM);
супровідна документація

Тираж 100 прим. Зам. № 1490
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