

IV науково-практична конференція молодих вчених України «Нові ливарні технології і матеріали у машинобудуванні»

8 – 9 жовтня цього року на базі Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України відбулась четверта Всеукраїнська конференція молодих вчених з питань металознавства, ливарного виробництва та металургії. У роботі конференції взяли участь 34 молодих науковця з різних міст України. Матеріали найбільш змістовних доповідей учасників конференції редакція пропонує увазі читачів.



Рис. 1. Відкриття конференції, д-р техн. наук, професор С. Є. Кондратюк, заступник директора ФТІМС НАНУ, д-р техн. наук А. М. Верховлюк, голова Ради молодих науковців ФТІМС НАНУ, канд. техн. наук М. А. Слажнев.

УДК 669.131.7:539.216

Вплив двостадійного модифікування та швидкості охолодження на структуроутворення тонкостінних виливків з високоміцного чавуну

Д. М. Берчук, канд. техн. наук, В. О. Овсянников, О. М. Берчук

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Внутрішньоформове модифікування завдяки більш високому рівню модифікуючого впливу на структуроутворення дозволяє в більшій мірі впливати на ступінь графітизації і дисперсності структури, в тому числі за рахунок збільшення швидкості охолодження, яке сприяє підвищенню механічних

властивостей високоміцного чавуну. У поєднанні з високою графітізуючою здатністю пізнього модифікування підвищення швидкості охолодження дозволяє розширити діапазон управління структуроутворенням високоміцного чавуну.

Мета роботи полягала у дослідженні впливу внутрішньоформового графітізуючого модифікування сплавами з лужноземельними металами та швидкості охолодження на структуру виливків з високоміцного чавуну. Вивчали ефективність подвійного модифікування: сфероїдизуючого в ковші лігатурою ЖКМК-4Р, що містить (% по масі): 7,7 Mg, 6,7 Ca, 1,2 PЗМ, 52,1 Si інше – залізо та графітізуючого в ливарній формі феросплавами: FeSiBa₂₀ (20 % Ba), порошковим FeSiBa₄ (4 % Ba), FeSiCa₃₀ (30 % Ca), порошковим FeSiMg₈Ca₇ (8 % Mg, 7 % Ca). Відливали ступінчасті проби з розміром ступеней 60 x 60 мм і товщиною 1,5; 2,5; 5; 10 і 15 мм.

Барій, кальцій, магній відносяться до хімічно активних елементів і утворюють стійкі сполуки зі шкідливими поверхнево-активними домішковими елементами чавуну – сіркою, киснем та ін., звільняючи від них міжфазні границі. В результаті змінюються фізико-хімічні параметри поверхні ряду твердих фаз, що знаходяться в розплаві чавуну і утворюються нові хімічні сполуки, зокрема оксиди і силікати кальцію, барію, магнію, що в сукупності створює термодинамічні умови для збільшення числа активних центрів гетерогенного зародження включень графіту і утворення стабільної евтектики “аустеніт – кулястий графіт”.

В результаті проведених досліджень встановлена висока ефективність пізнього графітізуючого модифікування розплав високоміцного чавуну FeSiBa₂₀, FeSiCa₃₀, FeSiMg₈Ca₇, в результаті якого запобігається утворення при кристалізації цементитної фази в структурі виливків з товщиною стінки 2,5 – 10,0 мм, які охолоджуються, відповідно, зі швидкістю 10,5 – 1,6 °С/с, забезпечується одержання подрібненої литої структури, що складається з включень кулястого графіту діаметром менше 9 мкм зі щільністю розподілу більше 1300 шт/мм² і металевої основи з фериту в кількості від 5 – 30 % до 55 – 90 %.

Рекомендується після сфероїдизуючого модифікування в ковші магнієвою лігатурою проводити графітізуюче внутрішньоформове модифікування одним з наступних модифікаторів: FeSiBa₂₀, FeSiCa₃₀, FeSiMg₈Ca₇.

УДК 669.162.275:669-154

Дослідження процесу плавлення магнієвої лігатури ФСМг7 в рідкому чавуні

Ю. Д. Бачинський

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Виробництво 90 % високоміцного чавуну з кулястим графітом пов'язано з обробкою розплав магнієвими лігатурами на основі феросиліцію. Для більш об'єктивної оцінки ефективності таких лігатур, разом з контролем хімічного

складу доцільно визначати їх фазовий склад та досліджувати процес взаємодії лігатури, що плавиться, з розплавом чавуну.

Дослідження особливостей процесу плавлення сфероїдизуючої магнієвої лігатури ФСМг7 (% по масі): Mg 7,2, Ca 0,45, Al 1,76, Si 53,2, решта – залізо) проводили з використанням гартівно-структурного методу. Зразки, закріплені на сталевій штанзі, занурювали в рідкий чавун з температурою 1400 °С. Після ~ 5 с витримки і охолодження зразків на повітрі, досліджували мікроструктуру та фазовий склад на скануючому електронному мікроскопі JSM 6490LV і рентгенівському електронному мікроаналізаторі РЭММА-102. Площу, що займає фаза, визначали методом кількісної металографії.

Структура вихідної лігатури ФСМг7 складалась з трьох основних фаз: лебоіту FeSi_2 (68,49 % площі), кремнію (22,48 %) і силіциду магнію Mg_2Si (9,03 %), температури плавлення яких 1212, 1414, 1078 °С відповідно. В мікроструктурі шару лігатури, що плавилась, наявні ділянки з великою кількістю фази Mg_2Si (34,28 %), яка за хімічним складом аналогічна вихідній лігатурі, але має більш подрібнену і округлу форму. Якщо хімічний склад фази Mg_2Si практично не змінився, то в результаті дифузії заліза фази кремнію і лебоіту трансформувались в високозалізісті фази FeSi (40,42 %) та Fe_2Si (25,30 %) з температурами плавлення 1410 і 1210 °С відповідно.

Порівняно з вихідною структурою магнієвої лігатури, в твердому шарі лігатури, що розплавилась, ближче до його границі з магнієвою лігатурою, в результаті зустрічного дифузійного переносу заліза і кремнію, сформувались ділянки збагаченої залізом фази FeSi (20,53 %), а кількість фази кремнію зменшилась від 22,48 % до 3,48 %. При цьому кількість лебоіту FeSi_2 залишилась такою ж за рахунок насичення фази кремнію залізом. Таким чином, до моменту завершення стадії переходу магнію в чавун досягається високий ступінь насичення залізом шару лігатури, що плавиться, внаслідок чого значно зростає температура ліквідусу і різко знижується швидкість плавлення лігатури.

Експериментально встановлено, що в шарі феросиліцій-магнієвої лігатури ФСМг7, що плавиться, інтенсивно протікають фізико-хімічні процеси переносу кремнію і магнію в чавун, а заліза – в лігатуру. Внаслідок дифузії висококремнієві фази трансформуються у високозалізісті. При цьому значно зростає температура ліквідус, знижується швидкість плавлення лігатури, різко зменшується інтенсивність масообміну. Отримані результати відкривають перспективу створення швидкокорозчинних магнієвих лігатур і малоінерційних процесів внутрішньоформового модифікування чавуну.

УДК 669.131.7:539.216

Модифікування чавуну в проточних реакторах

О. П. Нестерук

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Високоміцний чавун продовжує служити об'єктом багатьох досліджень та, як і раніше, привертає велику увагу ливарників. Світовий випуск виливків

з високоміцного чавуну в 2011 році склав більше 23 млн. т., це 25,5 % випуску виливків зі всіх видів сплавів. Унаслідок кризи, низького рівня технологій і відсутності інвестицій в галузь машинобудування в Україні випуск високоміцного чавуну складає близько 40 тис. т. Для здобуття якісного конкурентного високоміцного чавуну на підприємствах України раціональним і економічним представляється процес модифікування в проточних реакторах, розташованих в ливарних формах. Для його реалізації не потрібна закупівля ліцензій, коштовного технологічного устаткування (спеціальних закритих ковшів, заливальних індукційних печей з нейтральною атмосферою, систем автоматичного введення інокулюючого модифікатора та ін.). Проведення досліджень, направлених на розробку високоефективних процесів модифікування в проточних реакторах є актуальним.

Виходячи з цього визначені оптимальні параметри процесу модифікування в проточних реакторах з урахуванням вимог технологічності одержання виливків з високоміцного чавуну. Створення в реакторі відцентрового руху забезпечує прискорення тепломасообмінних процесів як за рахунок турбулізації пограничних шарів, так і за рахунок швидшого зростання активної поверхні міжфазного контакту. В результаті досягаються вищі значення коефіцієнтів ефективної теплопровідності, тепловіддачі і масовіддачі. Високі показники процесу модифікування досягаються при невеликій швидкості заливки (1,5 кг/с) і низькосірчастому вихідному чавуні (0,01 – 0,015 % S), коли до мінімуму (0,75 %) знижується витрата магнієвої лігатури, необхідної для здобуття в структурі виливків кулястого графіту. В порівнянні з прямоточним модифікуванням у відцентровому реакторі при витраті лігатури 1 % коефіцієнт засвоєння магнію збільшується в 1,3 рази, а при витраті лігатури 2 % – в 2,2 рази. При підвищеній витраті магнієвої лігатури (1,0 – 2,0 %) оптимальним є створення в проточному реакторі режиму відцентрового руху, який прискорює тепломасообмінні процеси.

УДК 669.131.7:539.216

Дослідження впливу ковшового і внутрішньоформового модифікування на кристалізацію і формування структури високоміцного чавуну

О. О. Ясинський

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Прогресивним напрямком розвитку технологій високоміцного чавуну є підвищення ефективності модифікування шляхом застосування пізнього внутрішньоформового модифікування у проточних реакторах, розташованих в ливниковій системі.

Мета роботи – дослідження впливу основних технологічних факторів (хімічного складу, умов модифікування, товщини стінки вилівка) на формування фазово-структурного складу високоміцного чавуну для встановлення оптимальних параметрів отримання тонкостінних виливків без відбілу з необхідними властивостями.

Плавки проводили в індукційній електропечі на шихті з переробного чушкового чавуну ПЛ2. Розплав модифікували в ковші магній-кальцієвою лігатурою марки ЖКМК-4, модифікування у формі здійснювали феросиліцій-магнієвою лігатурою ФСМг-7. Мікроструктуру і механічні властивості високоміцного чавуну визначали на зразках, вирізаних із стандартних клиноподібних виливків товщиною біля основи 25 мм, масою 7 кг.

Вплив внутрішньоформового модифікування на структуру високоміцного чавуну в тонких перетинах вивчали на шліфах, вирізаних із пластин гребінчастої проби розміром 50 x 50 мм і товщиною перетину на середині їх висоти на моделі 2,0, 2,5, 3,0, 4,0, 5,0, 10,0 мм.

Експериментально підтверджена висока графітизуюча здатність внутрішньоформового модифікування дозволяє вирішити завдання отримання з високоміцного чавуну виливків з мінімальною товщиною стінки 2,5 – 3,0 мм без відбілу. Обґрунтовано доцільність одержання виливків з високоміцного чавуну феритного класу на основі застосування внутрішньоформового модифікування і оптимізації вмісту кремнію, що дозволяє ліквідувати характерну для традиційних технологій ковшового модифікування операцію енергоємного графітизуючого відпалу. Оптимальне поєднання показників міцності і пластичності модифікованого в ливарній формі високоміцного чавуну досягається при вмісті в ньому 1,7 – 2,7 % кремнію. При вмісті ~ 3,5 % кремнію, як і в технологіях ковшового модифікування, спостерігається різке зниження ударної в'язкості в результаті окрихчування металеві основи високоміцного чавуну.

Показано, що перлітизуючий вплив легування міддю в високоміцному чавуні, отриманому внутрішньоформовим модифікуванням, проявляється значно меншою мірою, ніж в отриманому ковшовим модифікуванням, та закономірно знижується зі зменшенням швидкості охолодження. Тому в умовах внутрішньоформового модифікування застосування легування високоміцного чавуну міддю в кількості 1,0 – 1,5 % для отримання перлітної металеві основи та високих показників міцності може бути рекомендовано тільки для виливків з певним обмеженням за масою і товщиною стінок. Збільшенню ступеня перлітизації металеві основи при легуванні міддю сприяє зниження вмісту кремнію і підвищенню швидкості охолодження.



Рис. 2. Молоді обличчя української науки.

УДК 621.039.542.4:66.936.4

**Зміна форми вільної поверхні рідини в реакторі змішування
під механічним та пневматичним впливом**

А. М. Тимошенко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Метою даних досліджень є визначення залежності зміни форми вільної поверхні рідини в реакторі змішування від швидкості обертання реактора і витрати газу; визначення оптимальної форми і геометричних розмірів пристроїв для отримання емульсії або суспензії (змішанням рідкої основи і твердої композитної складової); дослідження особливостей руху рідини в таких пристроях та ряду інших необхідних технологічних параметрів.

Щоб визначити оптимальну конструкцію пристрою змішування (одночасно змішуючого і зливного пристрою) для досліджень обрані наступні геометричні форми: циліндр, еліптичний параболоїд і конус з кутами нахилу твірної відносно вертикальної осі 20° і 45° .

Проведено математичне моделювання форми вільної поверхні обертання рідини в реакторах змішування на основі методів чисельної гідрогазодинаміки з використанням двофазної математичної моделі пакета ANSYS CFX. Рішення поставленої задачі знаходили з використанням спрощених рівнянь Нав'є-Стокса шляхом залучення деяких гіпотез і емпіричних залежностей, заснованих на їх осередненні по Фавро-Рейнольдсу і використанні моделей турбулентної в'язкості для їх замикання.

З метою оптимізації процесу одержання металевих суспензій і емульсій поставлено завдання мінімізації об'єму рідини знаходиться в реакторі змішування, що обумовлено синхронізацією подачі порошкових матеріалів в процесі обробки розплаву.

Отримано залежності у вигляді кривих зміни вільної поверхні рідини від швидкості обертання реактора, витрати газу, форми і геометричних розмірів реактора і фурми. На основі розрахунків математичного моделювання визначений мінімальний рівень і об'єм рідини при умовах не захоплення повітря в зливний канал і оголення стінок реактора. У вибраному діапазоні досліджень для розглянутих форм реакторів проведено модельні експерименти. Порівняння результатів візуального спостереження з математичним моделюванням показує достатню збіжність.

В рамках поставленої задачі встановлена залежність зміни форми вільної поверхні рідини від швидкості обертання реактора, додаткової витрати газу, форми і геометричних розмірів реактора і фурми. Визначено необхідний мінімальний рівень рідини для процесу одержання композиційного матеріалу. Обрана оптимальна форма реактора змішування у вигляді еліптичного параболоїда.

УДК 669.245.018.44

**Фазово-структурна стабільність високохромистих
жароміцних сплавів для лопаток ГТУ**

О. В. Михнян

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Представлено результати дослідження структурно-фазового стану жароміцних сплавів типу ХН57МЮВТ з контролем короткочасної і тривалої міцності, стійкості до високотемпературної корозії, як у литому, так і термообробленому стані після різних стадій старіння (500, 1000 год) при температурі 850 і 900 °С, що дозволило виявити температурно-часові залежності утворення окрихчучючих топологічно щільно упакованих фаз для різного рівня легування тугоплавкими металами – хромом, вольфрамом, молібденом, ніобієм, ренієм та танталом під час розробки композиції з підвищеними характеристиками корозійної стійкості до високотемпературної корозії.

Методами аналітичної хімії та рентгеноструктурного аналізу анодного осаду, виділеного зі сплавів, встановлено склад і кількість γ' -фази і карбідних фаз, що дало можливість визначити склад залишкової аустенітної матричної γ -фази і кількість σ -фази в модельних сплавах з різним рівнем легування тугоплавкими металами (загальна кількість дорівнює 24,4; 28,15; 32,0 % (по масі)). Температуру одностадійної термообробки – старіння 16 год при $T = 1050$ °С вибирали, виходячи з даних, отриманих методом ВДТА для критичних точок фазових перетворень T_S , T_L , $T_{п.р.}$ (повного розчинення γ' -фази). За допомогою світлової та електронної мікроскопії проводили якісне підтвердження виявлення в структурі модельних сплавів топологічно щільно упакованих фаз.

Аналіз зміни фазового складу сплавів з різним рівнем легування дозволив встановити, що поява σ -фази після старіння при 850 °С фіксується для середньої суми тугоплавких металів вже після 500 год витримки (2,6 % σ -фази; 40,8 % γ' -фази в литому стані та 41,0 % γ' -фази після термічної обробки), в той час як після старіння при 900 °С σ -фаза у кількості 4,9 % фіксується тільки після витримки 1000 год. Істотним результатом є факт появи σ -фази в значній кількості (4,6 – 5,8 %) вже після термообробки протягом 500 год для обох температур старіння у сплавах з максимальним рівнем введення тугоплавких металів, як для литого, так і для термообробленого стану.

Для сплаву з гарантовано «безпечним» мінімальним вмістом тугоплавких металів 24,4 % з урахуванням технологічно обумовленого інтервалу для кожного з елементів додаткового комплексу 0,20 – 0,40 Мо, 1,5 – 2,5 W, 0,07 – 0,13 Nb, 0,5 – 1,5 Ta, 0,5 – 1,5 Re визначені фізико-механічні властивості при кімнатних і високих температурах. Так, довготривала міцність ($\sigma = 300$ МПа, $T = 900$ °С) становила 132 год для модельного сплаву у порівнянні зі 110 год до руйнування для серійної марки аналогічного призначення. Випробування на стійкість до високотемпературної корозії у розплаві солей 25 % NaCl + 75 % Na₂SO₄ при

T = 900 °C та витримці 100 год також у продуктах згорання важкого палива, виявило зменшення втрати ваги (мг/мм² год) у середньому на 15 – 20 % для зразків сплаву оновленого складу у порівнянні з серійними марками.

УДК 669.295:621.745

Особливості шихтовки при електронно-променевої плавці титанових сплавів в гарнісажному тиглі

Ю. В. Химич

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Електронно-променева гарнісажна плавка з електромагнітним перемішуванням (ЕЛГП з ЕМП) розплаву є ефективним методом при отриманні литих виробів, в т.ч з титанових сплавів. У разі виплавки складнолегованих сплавів серйозною проблемою є введення легуючих елементів, як тугоплавких, так і легкоплавких.

Найважливішою задачею для виробництва складнолегованих титанових сплавів (системи Ti-Nb-Al-X, Ti-Zr-Nb-Sn та ін.) методом ЕЛГП з ЕМП розплаву є забезпечення максимального розплавлення тугоплавких компонентів і мінімальних втрат в ході плавки легкоплавких. Для вирішення цієї задачі застосовуються різні технологічні прийоми розташування шихти в плавильній ємності і дошихтовки під час процесу плавки.

Так, для отримання сплавів титану з тугоплавкими металами застосовується метод завантаження останніх зверху, щоб при плавленні легуючі елементи не осідали на дні тигля. При плавці титану з високим вмістом легкоплавких елементів легкоплавку частину шихти розміщують в середині або внизу тигля. Для плавки сплавів з сумісним легуванням застосовується метод завантаження тугоплавких металів поверх титану з подальшою подачею легкоплавких елементів за допомогою маніпулятора (механізму дошихтовки).

Технологія ЕЛГП з ЕМП розплаву дає можливість одержувати вироби з титанових сплавів завдяки технологічним особливостям розташування шихти і використуванню механізмів дошихтовки.

УДК 669.295:621.745

Технологічні принципи управління структурними параметрами литого титану і сплавів на його основі

М. М. Ворон

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Не дивлячись на те, що більшість готових виробів з титану і його сплавів рідко мають масу більше десяти кілограмів, в Україні 90 % виплавленого титану одержують у вигляді крупногабаритних багатотонних злитків. Для більш економного використання матеріалів і ресурсів доцільно застосовувати

альтернативні технології виробництва титанових виробів і напівфабрикатів, наприклад, технологію електронно-променевої гарнісажної плавки з електромагнітним перемішуванням розплаву.

У ФТІМС НАН України розроблена технологія електронно-променевої гарнісажної плавки з електромагнітним перемішуванням розплаву (ЕЛГП з ЕМП), яка дозволяє одержувати литі фасонні вироби з титану і його сплавів. Технологія в існуючому вигляді дозволяє отримати максимум близько п'ятнадцяти кілограмів розплаву (по титану) і проводити його заливку у форму. Плавка ведеться під вакуумом $\sim 10^{-3}$ Па, що забезпечує надійне рафінування металу від газів і летючих домішок, а також захищає виріб від руйнуючих взаємодій з атмосферою під час кристалізації та охолодження.

Технологія ЕЛГП з ЕМП дозволяє не тільки одержувати якісні фасонні відливки з титану і його сплавів, але і забезпечити дрібнозернисту однорідну структуру і рівень механічних властивостей, близький до рівня властивостей деформованого металу. Такий ефект можна пов'язати з «термочасовою обробкою розплаву», яка полягає в сумісній дії на розплав електронного променя і електромагнітного перемішування.

Для дослідження можливостей управління структурними параметрами титану і сплавів на його основі, що виплавляються методом ЕЛГП з ЕМП розплаву, були проведені досліди по встановленню впливу на структуру і властивості металу основних технологічних параметрів плавки. Як досліджуваний матеріал використовували чистий титан ВТ1-0.

Встановлено, що використання технології ЕЛГП з ЕМП розплаву дозволяє одержувати вироби і напівфабрикати з керованими структурними параметрами. Кореляційний аналіз технологічних чинників плавки показав, що на макроструктуру і твердість металу найбільше впливає кінцева температура розплаву і швидкість заливки у форму. На мікроструктуру більше впливає загальний час плавки і потужність нагріву. Збільшення значень цих параметрів гомогенізує та укрупнює мікроструктуру відливки.

УДК 669.017.13

Дифузійне насичення азотом та вуглецем лопаток зі сплаву ВТ8 з попередньою активацією поверхні

О. Ю. Заболотна

Національний технічний університет України «КПІ», Київ

Проблема підвищення рівня та стабільності механічних властивостей конструкційних титанових сплавів на цей час є однією з актуальних проблем авіа- та моторобудування. Важливим стає питання збереження високої пластичності, ударної в'язкості та одночасне підвищення міцності, зносостійкості та стійкості проти термічної втоми поверхні. Все це привело до необхідності розвивати технології зміцнення та захисту поверхонь виробів різного роду покриттями. Найчастіше використовують покриття за участю азоту, вуглецю та кисню.

Поставлена задача щодо підвищення експлуатаційних характеристик поверхні лопаток компресора ГТД з титанового сплаву ВТ8 досягалась за рахунок дифузійного насичення азотом та вуглецем лопаток після додаткової активації поверхні магнітно-абразивною обробкою (МАО).

Азотування лопаток зі сплаву ВТ8 як після МАО, так і у вихідному стані проводили при температурі 900 °С впродовж 2 годин в замкненому реакційному просторі при зниженому тиску з витратою азоту (0,3 – 0,5) л на 1 м² поверхні, що насичується.

Рентгеноструктурно визначено, що на поверхні обох зразків утворились нітрид титану TiN та зона твердого розчину азоту в α -Ti та β -Ti. Товщина нітридної зони на поверхні лопаток з ВТ8 після попередньої активації поверхні МАО збільшилася до 5 – 6 мкм, а мікротвердість підвищилась до 16 ГПа. Без активації товщина нітридного шару складала 1,5 – 2,0 мкм, мікротвердість – 14 – 15 ГПа. Збільшилась і мікротвердість ($\alpha + \beta$)-твердого розчину азоту в титані від 8,5 ГПа до 10 ГПа після азотування лопаток, підданих МАО. Відповідно збільшилась товщина зони твердого розчину від 35 – 40 мкм до 55 – 60 мкм.

Карбонітрацію лопаток зі сплаву ВТ8 проводили в продуктах розкладу оксалату амонію $(\text{NH}_4)_2\text{C}_2\text{O}_4$ при температурі 900 °С впродовж 2 годин в закритому реакційному просторі. Вакуумування камери проводили двічі: при кімнатній температурі та при 400 °С.

На поверхні зразків як без МАО, так і з нею формується багатшарове покриття. Рентгеноструктурним та металографічним аналізами визначено, що покриття складається з кількох шарів, верхній з яких відповідає фазі TiAl_3 (вихідна товщина – 1,0 – 1,5 мкм, мікротвердість – 6,8 ГПа. З додатковою МАО товщина складає 5,0 – 5,5 мкм, мікротвердість – 7 ГПа). Під ним розташований шар оксиду титану TiO_2 (вихідна товщина – 15 мкм, мікротвердість – 11 – 9,8 ГПа. З МАО товщина – 20 – 21 мкм, мікротвердість – 11,0 – 17,3 – 9,6 ГПа). Аналізуючи дані, можна припустити, що під фазою TiO_2 знаходиться шар складу TiO , за яким розташований шар TiN, та твердий розчин азоту, вуглецю та кисню в α -Ti.

Попередня активація поверхні МАО, у порівнянні з вихідною структурою, сприяла збільшенню товщини та мікротвердості отриманих покриттів відповідно: товщина фази TiAl_3 збільшилась в 3,5 рази, TiO_2 – в 1,5 рази, мікротвердість – в 1,5 рази.

УДК 621.891

Дифузійні комплексні покриття за участю хрому та алюмінію на титані та титанових сплавах

І. Я. Смокович

Національний технічний університет України «КПІ», Київ

Запропоновано спосіб нанесення на титан та його сплави захисних покриттів за участю хрому та алюмінію порошковим термодифузійним методом,

шари якого мають жаростійкість, притаманну алітованому шару, але більш стабільні при підвищених температурах, а фази на основі карбідів хрому разом з високою корозійною стійкістю забезпечують підвищену зносостійкість. Перевагою даного методу є спрощене застосування на виробництві, задовільні показники адгезії покриття до поверхні та невелика капіталомісткість.

Дослідження проводили на зразках титанового сплаву ВТ6. Знежирені вироби завантажували в контейнер разом з насичуючою сумішшю наступного складу: 70 % [42 % алюмінію + 28 % хрому] + 25 % інертної речовини Al_2O_3 + 5,0 % активатору NH_4Cl та витримували при температурі 1323 К протягом 2 годин.

Дифузійний шар, отриманий таким способом, являє собою зону сполук за участю насичуючих елементів та елементів основи. Відповідно до результатів мікрорентгеноспектрального аналізу та результатів вимірювання мікротвердості, на зовнішній стороні дифузійного шару розташована зона сполуки $TiAl$. В центральній частині зони сполук розташований шар світло-сірого кольору, який був ідентифікований як складний інтерметалід за участю титану, алюмінію, хрому та ванадію, вміст хрому в ньому досягає 15,81 – 13,58 %. Безпосередньо до основи примикає суцільний шар на основі фази Ti_3Al , легованої ванадієм та хромом. Загальна товщина зони сполук становить 28 – 30 мкм. Зона твердого розчину алюмінію та хрому, яка розташована безпосередньо під зоною сполук, не відрізняється структурно від зони основного сплаву.

Досліджено корозійну поведінку сплаву ВТ6 у водних агресивних середовищах. Захисні властивості вивчали в середовищах де, згідно літературних даних, титанові сплави мають найменшу корозійну стійкість, а саме: 10 % водному розчині HNO_3 , 50 % водному розчині H_3PO_4 , 10 % водному розчині Na_2CO_3 , 5 % насиченому водному розчині адепинової кислоти, 10 % водному розчині H_2SO_4 , 3 % водному розчині H_2O_2 . Результати проведених досліджень показали, що нанесення на поверхню сплаву ВТ6 алюмохромових дифузійних покриттів призводить до підвищення його корозійної стійкості у деяких з досліджених агресивних середовищах. Встановлено, що сплав ВТ6 має найбільшу корозійну стійкість в 10 % розчині Na_2CO_3 (3 бал стійкості, досить стійкий), 10 % HNO_3 розчині (3 бал стійкості, досить стійкий), дещо меншу в 3 % і 50 % розчинах перекису водню та H_3PO_4 (4 бал стійкості), та найменшу в 10 % розчині H_2SO_4 та 5 % розчині адепинової кислоти (6 бал стійкості, зменшена стійкість).



Рис. 3. Запитання, дискусії поради. Зліва направо: д-р техн. наук А. М. Верховлюк, д-р техн. наук А. С. Нурадінов, академік НАН України В. І. Дубодєлов.

УДК 669.715:669.112

Особливості взаємодії наноструктурних та дрібнокристалічних модифікаторів з алюмінієвими розплавами

Ю. М. Левченко, А. А. Безпалій, канд. техн. наук, О. В. Железняк

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Однією з умов отримання модифікаторів в дрібнокристалічному та наноструктурному стані, є гомогенність вихідного розплаву. В процесі їх отримання виникають ускладнення щодо вибору вогнетриву для плавильного вузла, тому що в якості модифікаторів часто використовують сплави, що вміщують хімічно активні компоненти. В зв'язку з цим було досліджено міжфазну взаємодію в системах вогнетрив – розплав системи (47 % Al – 40 % Cu – 13 % Zr та 47 % Al – 40 % Cu – 10 % Zr – 3 % Ni).

Дослідження проводили методом лежачої краплі в інтервалі температур від 1333 К до 1523 К у вакуумі ($P = 1,0 \cdot 10^{-2}$ Па). В якості підкладок використовували електродний графіт, дрібнозернистий графіт, дрібнозернистий щільний графіт, пірографіт та алунд. Експерименти показали, що контактний кут змочування для всіх систем має значення менше 90 град. при температурі 1453 К, що характеризує початок взаємодії в даній системі. Винятком є система 47 % Al – 40 % Cu – 13 % Zr – дрібнозернистий щільний графіт, де контактний кут змочування вище 90 град. і становить 140 град. Підкладки, виготовлені з цього матеріалу, починають змочуватись при температурі приблизно 1500 К.

Аналогічні результати було отримано при дослідженні міжфазної взаємодії в системі 47 % Al – 40 % Cu – 10 % Zr – 3 % Ni – алунд. Рідкий розплав починає розтікатися по поверхні алундової підкладки при температурах, вищих за 1453 К. Отримані дані дозволили вибрати матеріали для футеровки, яка інертна відносно до цих сплавів у заданих температурних режимах плавки.

При розробці технології модифікування різних сплавів необхідно мати дані про особливості взаємодії добавок з ним. Відомо, що такого типу модифікатори являють собою подвійні або більш складні системи, тому їх розчинення в сплаві можна розглядати, як процес взаємодії окремих компонентів з розплавом. Оскільки він протікає на границі розподілу фаз, необхідно враховувати роль поверхневих властивостей, а особливо рідкої фази та дифузійного шару. Модифікатори, які отримані з дрібнокристалічного порошку методом пресування, мають високу пористість та неоднорідність макро- та мікроструктури, тому при розчиненні в розплаві розподіляються на окремі елементи в об'ємі металу. У зв'язку з цим було досліджено кінетику розчинення дрібнокристалічних модифікаторів систем Al – 2,5 % Zr, 47 % Al – 40 % Cu – 10 % Zr – 3 % Ni та їх окремих складових (цирконій, мідь та титан) в розплавах на основі алюмінію марки В95, що має наступний хімічний склад (% мас. частка): Zn – 5,98, Mg – 42, Cu – 1,80, Si – 0,40, Mn – 0,36, Fe – 0,33, Cr – 0,15, Ti – 0,10.

Експерименти проводили методом обертового диску з рівнодоступною поверхнею в атмосфері інертного газу при температурі 1073 К та швидкості обертання диску 600 об/хв. Циліндричні зразки діаметром 10 мм з чистих металів цирконію, міді, та титану виготовляли на токарному станку, а комплексні модифікатори заливали в графітові обойми.

Питома швидкість розчинення чистих металів (цирконій, мідь та титан) складає відповідно 18,60 кг/м²·с, 0,17 кг/м²·с та 0,10 кг/м²·с, а сплавів: (Al – 2,5 % Zr) – 17,27 кг/м²·с та (47 % Al – 40 % Cu – 10 % Zr – 3 % Ni) – 13,80 кг/м²·с. Таким чином швидкості розчинення сплавів систем Al – Zr, Al – Cu – Zr – Ni близькі до швидкості розчинення чистої міді, тобто протягом 10 с вони від твердого стану переходять в рідкий.

Таким чином, отримані результати міжфазної взаємодії розплавів систем 47 % Al – 40 % Cu – 13 % Zr та 47 % Al – 40 % Cu – 10 % Zr – 3 % Ni з вогнетривами дозволили вибрати матеріали та встановити температурні режими плавки та отримання модифікаторів. Дані по кінетиці розчинення дозволили визначити режими процесу модифікування.

УДК 621.74:669.715:620.186

Дослідження ролі потоку у формуванні недендритної структури первинної фази в алюмінієвому сплаві АК7ч

А. М. Недужий

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

В літературі немає чіткої вказівки на якусь конкретну гіпотезу, яка пояснює механізм формування недендритної структури первинної фази. Хоча з'являються нові гіпотези щодо формування такої морфології структури. Враховуючи це, метою роботи було встановити роль потоку металу у формуванні недендритної структури первинної фази в промисловому ливарному алюмінієвому сплаві марки АК7ч.

В якості дослідної ливарної форми для проведення експериментів була вибрана тонкостінна сталева форма з середнім внутрішнім діаметром 45 мм та висотою від її дна 80 мм. Сплав розплавляли в чавунному тиглі печі опору, покритому всередині вогнетривкою обмазкою для попередження забруднення рідкого сплаву домішками заліза. Перед заливанням сплаву в ливарну форму, в її порожнині було розміщено дві металеві перпендикулярні перегородки таким чином, що порожнина форми була розділена на чотири рівні за об'ємом відсіки. При цьому, кожному відсіку було присвоєно порядковий номер від 1 до 4. Перший відсік був ізолюваним і не сполучався з трьома іншими відсіками. Другий відсік сполучався з третім за допомогою живильника в нижній частині форми. В свою чергу, третій відсік сполучався з четвертим за допомогою вертикально-щілинного живильника. Для контролю температури сплаву в кожному з чотирьох відсіків дослідної форми, на однаковій висоті від її дна були встановлені термопари типу К. Алюмінієвий сплав заливали в порожнину ливарної форми у високо- і низькоперегрітому станах.

З одержаних виливків від кожного з чотирьох відсіків вирізали темплети та виготовляли шліфи. Мікроструктуру досліджували в центральній частині виливка на відстані 0,5 радіуса від центру та на пристінковій частині виливка.

Було встановлено, що у випадку заливання форми сплавом з високим перегрівом, морфологія структури первинної фази у всіх чотирьох відсіках була дендритною. Середня величина дендритного параметра такої структури в центральній частині на відстані 0,5 радіуса від центра та на стінковій частині виливка складала відповідно 37, 33 та 26 мкм.

Після заливання форми сплавом з низьким перегрівом в першому відсіку утворилася недендритна структура первинної фази з середнім розміром її частинок 50 – 110 мкм. В другому відсіку морфологія структури також була недендритною, при цьому більше схожою на розеткоподібну. В центральній частині зразка третього відсіку утворилася переважно дендритна структура α -фази з середньою величиною дендритного параметра 35 мкм. Слід також відзначити, що в середній частині цього зразка морфологія структури первинної фази була недендритною і мала вигляд розеткоподібних елементів з розміром 200 – 300 мкм. В четвертому відсіку утворилася недендритна, схожа на глобулярну, структура первинної фази з розміром глобуля 50 – 100 мкм.

Таким чином встановлено, що, при залитті низькоперегрітого алюмінієвого сплаву в ливарну тонкостінну форму, потік, який утворюється при протіканні сплаву через систему живильників і омиванні холодних стінок дослідної форми, призводить до формування недендритної структури первинної фази у виливку.

УДК 669:715:669.788:66.07

Метод диспергування пухирців рафінуючих газів при продувці алюмінієвих сплавів*

О. В. Ященко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Ефект рафінування металевих розплавів при продувці інертними газами залежить від площі контакту газу з розплавом та часу перебування пухирця газу в рідкому металі. Збільшити сумарну поверхню пухирців можливо за рахунок підвищення ступеня їх диспергування, що одночасно сприяє зменшенню швидкості випливання.

Розроблені різні засоби рішення даної задачі. В промисловості широко розповсюджені установки з обертаючим ротором, крізь який газ подається в розплав. Диспергування пухирців та їх рівномірне розповсюдження в об'ємі розплаву відбувається за рахунок центробіжних сил та руху металевого розплаву. Середній діаметр пухирців аргону складає 4 – 5 мм, але обертання ротора зі швидкістю 800 об/хв приводить до небажаних наслідків – замішування до розплаву окисних плівок.

* Керівник роботи провідний науковий співробітник ФТІМС НАН України Фіксен В. М.

У відділі МГД ФТІМС НАН України розробили новий ефективний метод диспергування пухирців інертного газу. Висока ступінь диспергування досягається за рахунок можливості незалежного регулювання швидкості газу та швидкості розплаву в зоні вдування газу. Метод дозволяє отримати ефект сильного подрібнення пухирців газу, тому що пухирець відривається від продувочної фурми на заданій стадії росту. Обладнання для продувки простіше та надійніше, ніж механізм обертаючого ротора. Середній діаметр пухирців дорівнює 1 мм, а рафінуючий газ рівномірно розповсюджується в усьому розплаві рідкометалевої ванни. Розроблений пристрій може бути адаптовано до різних типів електромагнітних насосів та магнітодинамічних установок. Також його можливо використовувати з іншим обладнанням, яке може забезпечити потрібні умови протікання розплаву. Запропонований метод зручно поєднувати з іншими способами рафінування, такими як фільтрування та обробка реагентами, тобто проводити комплексне рафінування.

УДК 621.74:669.715:576.2

Дослідження механізму формування недендритної структури

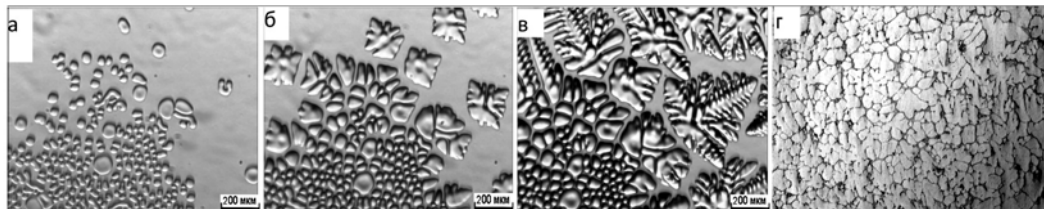
Т. Г. Цір

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Алюмінієві сплави з недендритною структурою широко використовуються для виготовлення фасонних виробів автомобільної промисловості завдяки покращеним властивостям металу.

Однак, щодо механізму утворення недендритної структури існує ряд гіпотез; відносно формування недендритної структури є гіпотеза множинного зародження центрів кристалізації. Для перевірки цієї гіпотези та спроби розуміння механізму утворення такої структури було проведено ряд досліджень на прозорій модельній речовині (камфен + 3 % салолу), яка має подібний механізм росту до реального металу – алюмінію. Моделювали множинне зародження на підставі великої кількості уламків модельної речовини, які в подальшому зростали при переохолодженні $\Delta T = 1^\circ\text{C}$.

Як можна бачити, з рисунка а – в, що демонструє послідовність росту уламків, там, де їх велика щільність, формується компактна недендритна структура. Там, де щільність мала – формується класична дендритна структура. На рисунку г наведено структуру алюмінієвого сплаву, на якій можна бачити схожу компактну недендритну морфологію.



Утворення недендритної структури при множинному зародженні центрів кристалізації. а – в – стадії росту уламків, прозорої модельної речовини, г – алюмінієвий сплав Al + 3 % Si з компактною недендритною структурою.

Отримані результати дозволяють зробити висновок, що формування недендритної структури можливо описати на основі гіпотези множинного зародження, і при великій щільності центрів кристалізації отримати компактну недендритну структуру.

УДК 669.112:669.715

Технологія отримання модифікаторів та особливості модифікування сплавів на основі алюмінію

Ю. М. Левченко, А. А. Безпалій, канд. техн. наук, О. В. Железняк

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Модифікування металевих розплавів є одним із основних методів впливу на структуру та властивості сплавів та виробів з них. Насьогодні розроблено велику кількість модифікаторів на основі металів та солей для сплавів на основі алюмінію. Такі модифікатори виготовляють у вигляді плиток, прутків та гранул. Слід зазначити, що використання модифікаторів на основі солей в багатьох випадках призводить до виділення шкідливих речовин, які забруднюють навколишнє середовище. За останні роки виник значний науковий інтерес до отримання метастабільних (аморфних та мікрокристалічних) металічних модифікаторів.

Для отримання метастабільних модифікаторів запропоновано технологію, яка базується на виготовленні аморфних порошоків методом розпилення інертним газом. Розроблено установку, яка передбачає проведення всіх технологічних операцій від плавки металу до його розпилення в атмосфері інертного газу. Вона складається з трьох основних пристроїв: плавильного вузла, пристрою роздуву та вузла осадження. Плавильний вузол складається з герметичної водоохолоджуваної камери, в якій розміщено піч опору, яка оснащена механізмом повороту та проміжним переливочним резервуаром. Така конструкція дозволяє уникати зашлаковування випускного отвору головки роздуву та забруднення розплаву неметалевими включеннями. Камера роздуву призначена для розпилення розплаву. Камера осадження являє собою резервуар, який виготовлений з нержавіючої сталі.

Основним напрямком використання порошоків, розмір яких не перевищує 100 нм, є модифікування металевих розплавів. Такі модифікатори рівномірно розподіляються в об'ємі матричного розплаву і виконують роль центрів кристалізації. Таким чином, вони забезпечують об'ємну кристалізацію та дисперсну структуру модифікованих розплавів.

УДК 669.154:677.857

**Одержання ультрадисперсних інтерметалідних зміцнювачів
нікелю та цирконію шляхом термохімічного синтезу
в алюмоматричних композиційних матеріалах**

В. О. Щерецький

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Поширення використання легкосплавних композиційних матеріалів потребує підвищення механічних властивостей, що дозволяють наблизитись до рівнів сплавів на основі міді і заліза. Дискретна армуюча фаза в більшості випадків призводить до зниження характеристик механічних властивостей матеріалу. Це в першу чергу пов'язано зі зкупченням структурних дефектів на границях фаз складових композиту. Використання ультрадисперсних та нанорозмірних дискретних зміцнюючих фаз дозволяє рівномірно розподілити та зменшити геометричні розміри дефектів адгезійного зв'язку між складовими. Це зумовлює зміцнення матеріалу, за рахунок гальмування процесів руйнування та дислокаційного руху при трибонавантаженнях. Формування таких зміцнювачів можливо за рахунок дисперсійного зміцнення в результаті розпаду твердих розчинів, або ж шляхом консолідації металевого порошку, що містить шар зміцнюючої фази на поверхні, який утворюють шляхом контактної хімічної взаємодії з нанорозмірними реагентами. В якості реагентів використовували сольові системи: $\text{Ni}(\text{CH}_3\text{COO})_3$, K_2ZrF_6 , ZrOCl_2 , розпад яких було досліджено за допомогою диференційної калориметрії (STA 449F1 "Jupiter") за швидкості нагріву 20 град/хв.

Піроліз ацетату нікелю в аморфному середовищі проходить з виділення частинок чистого нікелю за температури 310 °С. Результатом реакції з порошком алюмінію було утворення Al_3Ni , а за наявності в системі заліза та міді, потрійних фаз Al_9FeNi , $\text{Al}_6\text{Cu}_3\text{Ni}$ и $\text{Al}_3(\text{CuNi})_2$.

Дослідження розпаду та взаємодії з алюмінієм солей цирконію готували суміш з порошком алюмінію марки ПАЗ в кількості 10 %. Для сольової системи K_2ZrF_6 процес розпаду відбувається в інтервалі температур 238 °С – 576 °С, а за температури 796 °С спостерігали активне випаровування продуктів розпаду. Взаємодія продуктів розпаду сольової системи ZrOCl_2 з алюмінієм відбувається в 2 стадії: на першому етапі взаємодіє вільний цирконій, друга стадія починається за температури вище 912 °С, коли у взаємодію вступає оксид цирконію з утворенням сполук Al_3Zr , Zr_2Si , ZrSi .

Таким чином встановлено температури та механізм розпаду досліджених солей, визначено особливості та параметри їх взаємодії з порошком алюмінію. Одержана інформація є основою для розробки технологічних режимів регульованого зміцнення алюмінієвої матриці ендogenousними фазами нікелю та цирконію.

УДК 621.785.5.621.793

Вплив магнітно-абразивної обробки на властивості лопаток із сплаву ВТ8

І. В. Заболотний

Національний технічний університет України «КПІ», Київ

Досліджено вплив магнітно-абразивної обробки (МАО) на шорсткість та характеристики міцності поверхні пера лопаток зі сплаву ВТ8. Найкращі результати отримані при використанні для МАО спеціально сформованого магнітно-абразивного інструменту (МАІ) із суміші ПОЛІМАМ-Т з розміром частинок 200/100 мкм – 80 – 90 % і сферичного порошку ПР Р6М5 з розміром частинок 100/63 мкм у кількості 10 – 20 %. Для порівняння виконували обробку МАІ, який сформовано з порошку ПР Р6М5 з розміром частинок 315/200 мкм. Такий порошок, маючи низькі абразивні властивості у складі МАІ, забезпечує пластичне деформування мікроступів на поверхні, не виконуючи знімання матеріалу.

Магнітно-абразивну обробку проводили при 300 об/хв протягом 120 с, магнітна індукція – 0,2 Тл. В результаті МАО з використанням сформованого МАІ із порошку ПР Р6М5 (315/200 мкм), зміни величини шорсткості поверхні Ra не встановлено. Обробка з використанням МАІ, складеного з суміші порошків ПОЛІМАМ-Т і ПР Р6М5 дозволила отримати поверхню з Ra = 0,13 мкм. Встановлено, що в результаті магнітно-абразивної обробки за прийнятим режимом з використання в якості МАІ, складеного із суміші порошків ПОЛІМАМ-Т і ПР Р6М5, в поверхневих шарах формується структура, типова для пластичної деформації. Зерна як α - так і β -титану витягуються в напрямку дії МАІ. Середній розмір зерен зменшується від 5 – 6 мкм до 3 – 4 мкм. Хімічний склад поверхні сплаву після магнітно-абразивної обробки не змінився.

ДюрOMETричним аналізом встановлено зміцнення поверхневого шару на товщину до 100 – 120 мкм. На кривій мікротвердості виявлено максимум. Найбільша мікротвердість становила 8,4 – 8,6 ГПа. Глибина розташування максимуму 9 – 12 мкм. Наявність піка пов'язана з ударним впливом частинок порошкового інструменту на поверхню. Подібна дія частинок МАІ ідентична дії мікрокульок або часток абразиву при струменевих видах обробки.

Дослідження показали, що магнітно-абразивна обробка не тільки зменшує шорсткість поверхні пера лопаток зі сплаву ВТ8, але підвищує поверхневу твердість, що повинно позитивно впливати на їх втомну стійкість та характеристики міцності.



Рис. 4. Дружнє спілкування в кулуарах конференції.

УДК 669.2/8:620.193

Корозійна стійкість сплавів на основі кольорових металів

А. С. Гладков, Ю. М. Левченко*, Д. М. Надікова*

Банкотно-монетний двір Національного банку України, Київ

*Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Сплави на основі міді є основними матеріалами для виробництва обігових та розмінних монет у світі. В процесі обігу виробі забруднюються та контактують з різними корозійними середовищами. Одними з характерних середовищ, де протікають корозійні процеси, є контакт монет зі шкірою та слиною при температурі, близькій до кімнатної. Тому було проведено корозійні випробування сплавів на основі міді, а саме: CuAl6Ni2 , Cu89Zn5Al5Sn1 , CuZn9,2Sn2,5Al1,8 , $\text{CuZn10,1Sn1,2Al10,9Mn0,63}$. Дослідження проводили в середовищах, які імітували піт (кисле середовище) та слину (лужне середовище). Методика досліджень полягає у визначенні зміни маси зразків з розрахунку на одиницю поверхні за одиницю часу. Зразки контактували з агресивним середовищем від 24 год до 240 год. При дослідженні для кожної тривалості витримки використовували ємність, в якій знаходилось по три зразки. Через заданий проміжок часу зразки виймали з розчину та витримували на повітрі протягом двох годин, і потім знову занурювали в розчин. Через кожні 24 год з відповідної ємності виймали зразки та зважували.

Витримка у лужному середовищі до значних змін маси всіх досліджених зразків не привела. Найкраще поведуться в цьому середовищі латуні ($\text{CuZn10,1Sn1,2Al10,9Mn0,63}$, Cu89Zn5Al5Sn1) та CuAl6Ni2 . При цьому колір поверхні змінюється тільки через 48 год і подальша витримка до 240 год не приводить до значних змін зовнішнього вигляду поверхні. Незначно нижча корозійна стійкість в кислому середовищі мідних зразків зі сплаву

CuZn_{10,1}Sn_{1,2}Al_{0,9}Mn_{0,63} порівняно зі сплавом Cu₈₉Zn₅Al₅Sn₁ та CuAl₆Ni₂, пов'язана з хімічним складом та структурою сплавів. Наприклад, присутність алюмінію в складі цих сплавів сприяє утворенню щільних захисних плівок, а нікель за рахунок своєї електронної будови (3d⁸4s²) також частково блокує взаємодію з поверхнево-активними елементами (кисень, сірка). Підтвердженням цього може бути зовнішній вигляд різних заготовок, які знаходились в кислому середовищі. Витримка протягом 96 год зразків різного складу не приводить до суттєвої зміни кольору їх поверхні. Обидва сплави частково змінюють яскраво-жовтий колір на жовтий з коричневим відтінком. Колір зразків, виготовлених зі сплаву CuAl₆Ni₂, змінюється з жовтого на коричнево-чорний через 192 год, а зразків зі сплаву CuZn_{10,1}Sn_{1,2}Al_{0,9}Mn_{0,63} через 120 годин.



КОНКУРС !

Шановні колеги !

Редакція журналу

“Металознавство та обробка металів”

повідомляє про проведення

Всеукраїнського конкурсу на кращу науково-технічну статтю з металознавчої тематики

для опублікування в журналі

протягом 2013 – 2014 років.

Запрошуємо вас взяти участь у даному проекті.

Статті повинні бути оформлені згідно вимог до публікацій в журналі.

Свої пропозиції та матеріали для участі в конкурсі просимо надсилати до редакції за адресою: бульвар Вернадського, 34/1, м. Київ-142, 03680, МСП, тел. для довідок: (044) 424-05-71, моб. тел. (050) 2129532, Олена Миколаївна Стоянова.

