

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «ЗАПОРІЗЬКА ПОЛІТЕХНІКА»

**НЕМЕТАЛЕВІ ВКРАПЛЕННЯ І ГАЗИ
У ЛИВАРНИХ СПЛАВАХ**

Збірник тез XVII Міжнародної науково-технічної конференції
(Запоріжжя, 26-27 листопада 2024 року)



присвячена 125-річчю Національного університету
«Запорізька політехніка»

Запоріжжя, 2025

ЗМІСТ

СЕКЦІЯ «СТАЛЕВЕ ЛИТВО»

Іванов В.Г. НЕМЕТАЛЕВІ СУБОКСИДНІ ВКРАПЛЕННЯ ТА ЯКІСТЬ МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ.....	8
Квасницька Ю. Г., Григоренко С. Г., Ясинська О. О., Кир'якова Н. В. АНАЛІЗ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКРАПЛЕНЬ В ЗАЕВТЕКТОЇДНІЙ СТАЛІ, ЛЕГОВАНИЙ МІДЦЮ	10
Клименко С.І., Дорошенко В.С. ОГЛЯД АКТУАЛЬНОГО СТАНУ ТА ПРОГНОЗНЕ МОДЕЛЮВАННЯ РОЗВИТКУ ГЛОБАЛЬНОГО ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА.....	14
Лютий Р. В., Яковець Л.А. АКТУАЛЬНІ ЗАВДАННЯ СТАНДАРТИЗАЦІЇ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ.....	20
Калужний П.Б. ПОРІВНЯННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ МОДЕЛЮВАННЯ ТА ЕКСПЕРИМЕНТУ ЛИТТЯ КОРПУСУ ВЕНТИЛЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ.....	24
Токова О.В., Токовий С.М., Дорошенко В.С. ОГЛЯД ІННОВАЦІЙНИХ МЕТОДІВ ДОСЛІДЖЕННЯ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКРАПЛЕНЬ ТА ГАЗІВ У МЕТАЛЕВИХ СПЛАВАХ.....	28
Mogylatenko V.G., Shapovalov V.O., Liutyi R.V, Kozin R.V. NITROGEN ABSORPTION IN STEEL Fe-0,04 C-18 Cr- 10 Ni DURING PLASMA-SLAG REMELTING	32
Efremenko B.V., Chabak Yu.G., Greshtha V.L., Petryshynets I., Efremenko A.V., Wu K., Brykov M.N. ON SELECTION OF RATIONAL INTERCRITICAL ANNEALING TEMPERATURE OF A LOW-ALLOYED TRIP-ASSISTED STEEL	35
Шелепко П.В., Пономаренко О.І., Євтушенко Є.Д. ЕТАПИ ВИГОТОВЛЕННЯ МОДЕЛЬНОЇ ОСНАСТКИ ДЛЯ ЛИТТЯ СТАЛЬНИХ РОБОЧИХ КОЛІС У ХТС	36
Лисенко Т.В., Дерев'янченко О.Г., Доценко В.П., Данілова Х.О., Кисельов К.В. ВИКОРИСТАННЯ ІНФОРМАЦІЙНИХ ТЕХНОЛОГІЙ ПРИ АНАЛІЗІ МІКРОСТРУКТУРИ ШВИДКОРИЗАЛЬНОЇ СТАЛІ.....	38

Пензев П. С., Лаврик Є.Є., Лисенков В. Ю. ВПЛИВ КОНСТРУКЦІЇ НАДЛИШКІВ НА ФОРМУВАННЯ УСАДКОВИХ РАКОВИН У СТАЛЕВИХ ВИЛИВКАХ ТИПУ «КОРПУС».....	42
Semenko A. Yu., Parkhomchuk Zh. V., Veis V. I., Likhatskiy R. F., Likhatskiy I. F. NUMERICAL SIMULATION OF CASTING SYSTEM CONFIGURATION FOR LOW-DENSITY TWIP-STEEL.....	45
Сажнев В.М., Сніжної Г.В., Сажнев А.В. ВПЛИВ ВМІСТУ ФОСФОРУ НА УДАРНУ В'ЯЗКІСТЬ АУСТЕНІТНИХ МАНГАНОВИХ СТАЛЕЙ	49

СЕКЦІЯ «ЧАВУННЕ ЛИТВО»

Efremenko V.G., Chabak Yu.G., Golinskiy M.A., Petryshynets I., Kudin V.V., Shimizu K., Zaitsev D.V. EFFECT OF QUENCHING TEMPERATURE ON HARDNESS AND THREE-BODY-ABRASION WEAR RESISTANCE OF HYBRID MULTI- COMPONENT CAST IRONS	52
Дорошенко В.С., Коляда А.О. ДИЛАТОМЕТРИЧНИЙ АНАЛІЗ ЗРАЗКІВ ІЗОТЕРМІЧНО ЗАГАРТОВАНОГО ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ	56
Ніколаєв Д.А., Дьомін Д. О. ТЕХНОЛОГІЧНИЙ АУДИТ СЕРІЙНИХ ПЛАВОК ЗАДЛЯ ВИБОРУ РАЦІОНАЛЬНОГО КОРИГУВАННЯ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ЧАВУНУ ЕЛЕКТРОДУГОВОЇ ПЛАВКИ	59
Іванов В. Г., Матвейшин М. В. ОСОБЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ БІЛОГО СИНТЕТИЧНОГО ЧАВУНУ У ВИСОКОЧАСТОТНИХ ІНДУКЦІЙНИХ ПЕЧАХ	63
Петребко В.В. ОСОБЛИВОСТІ ПРОЦЕСІВ КАРБІДОУТВОРЕННЯ У ВИСОКОХРОМИСТИХ ЧАВУНАХ	65
Барсук А. С., Дьомін Д. О. СИНТЕЗ СКЛАДУ ЧАВУНУ, ЛЕГОВАНОГО ТИТАНОМ, ЗА КРИТЕРІЕМ МАКСИМУМУ КОЕФІЦІЕНТУ ЗНОСОСТІЙКОСТІ	68
Івахненко Є.І., Парахневич Є.М., Савонов Ю.М., Шевченко С.В. ВПЛИВ МЕТАЛУРГІЙНИХ ФАКТОРІВ ТА МОДИФІКУВАННЯ НА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОКРЕМНИСТИХ ЧАВУНІВ	71

Матвейшин М.В., Петрік С.Ф.

РОЗРОБКА ОПТИМАЛЬНИХ РЕЖИМІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ
ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ .. 73

СЕКЦІЯ «КОЛЬОРОВЕ ЛИТВО ТА СПЕЦМЕТАЛУРГІЯ»

Єршов А.В., Грабовський В.Я., Вініченко В.С., Савонов Ю.Н.

ВПЛИВ НАПРЯМКУ РОЗТАШУВАННЯ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ
НА ХАРАКТЕР МІЦНОСТІ ПЛАЗМОВОГО ПОКРИТТЯ..... 75

Турчанін М.А., Агравал П.Г.

ВПЛИВ ВОДНЮ НА ВЛАСТИВОСТІ ОБ'ЄМНИХ АМОРФНИХ
СПЛАВІВ НА ОСНОВІ ЦИРКОНІЮ 78

Треньов М.С., Пономаренко О.І.

ЗАСТОСУВАННЯ ФУЛЕРЕНІВ У АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВАХ 83

Єфімова В.Г., Смирнов О.М.

ФІЗИКО – ХІМІЧНІ ТА КІНЕТИЧНІ АСПЕКТИ ФІЛЬТРАЦІЇ
РОЗПЛАВІВ АЛЮМІНІЮ З ВИКОРИСТАННЯМ КЕРАМІЧНИХ
ФІЛЬТРІВ..... 85

**Efremenko V.V., Lekatou A., Efremenko V.G., Chabak Yu.G., Wu K.,
Arshad S., Balalayeva E.Yu.**

CHEMICAL COMPOSITION OF LAVES PHASE IN 718 INCONEL-TYPE
LPBF ALLOY MODIFIED BY SURFACE LASER MELTING..... 90

Іванченко Д. В.

МІКРОСТРУКТУРА СПЛАВУ ТИПУ АК9Ц6 ІЗ ЦИРКОНІЄМ
ВВЕДЕНИМ ІЗ ФТОРИДУ 92

**Скоробагатько Ю.П., Семенко А.Ю., Семірягін С.В., Горшков А.О.,
Ященко О.В.**

ВПЛИВ ЕЛЕКТРОФІЗИЧНОЇ ОБРОБКИ РІДКОГО МЕТАЛУ З
ВИКОРИСТАННЯМ ЯВИЩА ПІНЧ-ЕФЕКТУ ТА ЛОКАЛЬНОГО
РОЗРІДЖЕННЯ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ АЛЮМІНІЄВИХ
СПЛАВІВ..... 94

Селівьорстов В.Ю., Доценко Ю.В., Селівьорстова Т.В.

ВПЛИВ НА ЩІЛЬНІСТЬ ТА МАКРОСТРУКТУРУ ЛИТОГО
ВТОРИННОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Al-Si ДОБАВОК
ВИСОКОДИСПЕРСНОГО SiC 101

Петруша Ю.П.

ПІЧНЕ ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ВІДНОВЛЕННЯ
ВЕЛИКОГАБАРИТНИХ ДЕТАЛЕЙ..... 104

Голтвяниця Ю.Г., Голтвяниця В.С., Сажнев В.М., Торба Ю.І., Бехтер Р.В. ОГЛЯД МЕТОДІВ КОНТРОЛЮ КЕРАМІЧНИХ ФОРМ У ПРОЦЕСІ ЛИТТЯ ЗА ВИТОПЛЮваниМИ МОДЕЛЯМИ	106
Гнилокурченко С.В., Бякова О.В, Власов А.О., Кітранов Д.С., Євіч Я.І., Цивіліцин В.Ю. ПОВЕДІНКА СПІНЕНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ В УМОВАХ СТИСНЕННЯ	109
Мезенцев С.М., Пономаренко О.І., Мартиненко О.Г. ОТРИМАННЯ КОМПЛЕКСНОЇ ЛІГАТУРИ З ВІДХОДІВ ВИРОБНИЦТВА	112
Доценко Ю.В., Селівьорстов В.Ю. ВИКОРИСТАННЯ КОМБІНОВАНОГО ВПЛИВУ НА КРИСТАЛІЗАЦІЮ СПЛАВА СИСТЕМИ Al-Si	115
Дорошенко В.С., Нейма О.В. ЗАСТОСУВАННЯ 3D-ДРУКУ В ЛИВАРНИХ ТЕХНОЛОГІЯХ ЯК МЕТОД ЇХ ЦИФРОВОЇ ТРАНСФОРМАЦІЇ.....	117
Євтушенко С.Д., Акімов О.В., Євтушенко Н.С., Пономаренко О.І. ВПЛИВ ВЕЛИЧИНИ ТИСКУ НА ЯКІСТЬ ВІДЛИВОК ПРИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ПІД ТИСКОМ.....	119
Євтушенко Н.С., Пономаренко О.І., Масалігіна О.В. ВИКОРИСТАННЯ 3D-ТЕХНОЛОГІЙ ДЛЯ ВДОСКОНАЛЕННЯ ПРОЦЕСУ ЛИТТЯ.....	122
Конончук С.В., Скрипник О.В. ЗАСТОСУВАННЯ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ ДЛЯ ЗАПОБІГАННЯ УСТВОРЕННЯ ЛИВАРНИХ ДЕФЕКТІВ.....	125
Лисенков В. Ю., Дьомін Д. О. АДАПТИВНИЙ МЕТОД ВИЗНАЧЕННЯ ДИНАМІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЦЕСУ НИЖНЬОГО ПРЕСУВАННЯ.....	127
Глотка О.А., Грешта В.Л., Обносов К.В. УДОСКОНАЛЕННЯ СКЛАДУ ЗМІЦНЮЧОЇ ФАЗИ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ	129
Скрипник О.В., Конончук С.В., Янко А.В. УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЙ ВИРОБНИЦТВА ФІЛЬТРІВ З ПІНИСТОЇ КЕРАМІКИ	132
Гнатенко М.О. ЗАСТОСУВАННЯ МІКРОПЛАЗМОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ ДЛЯ ВИПРАВЛЕННЯ БРАКУ В ЛИТИХ ВИРОБАХ	133

Парахневич Є. М., Івахненко Є. І., Березовський К.М., Березовський Є.К. ОСОБЛИВОСТІ ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА БІМЕТАЛЕВИХ ЗАГОТОВОК ЕЛЕКТРОШЛАКОВИМ МЕТОДОМ	135
Тьомкін Д.О., Педаш О.О., Наумик О.О., Наумик В.В. ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ЯКОСТІ ЛИВАНИХ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ	137
Шаломєєв В. А., Вініченко В.С., Пархісенко Д.І., Іванченко Є.Ю., Єршов А.В. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ НЕМЕТАЛІЧНИХ ЧАСТИНОК ДВООКИСУ ТОРІЯ НА СХИЛЬНІСТЬ ДО РОЗШАРУВАННЯ ДРОТІВ ІЗ ВОЛЬФРАМОВИХ СПЛАВІВ	140
Пархоменко А.В., Parkhomenko A. ВИКОРИСТАННЯ ІНФОРМАЦІЙНИХ ТЕХНОЛОГІЙ ДЛЯ ОПТИМІЗАЦІЇ ТА ПРОГНОЗУВАННЯ ВИКОРИСТАННЯ АЛЬТЕРНАТИВНИХ ДЖЕРЕЛ ЕНЕРГІЇ ПРИ ОРГАНІЗАЦІЇ ОСВІТНЬОГО ПРОЦЕСУ ПІДГОТОВКИ ФАХІВЦІВ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА	145
Shalomeev V.V., Ulanov S.O., Shalomeev A.V. THE INFLUENCE OF GAS ISOSTATIC PRESSING ON THE QUALITY OF MAGNESIUM ALLOY CASTINGS FOR STRUCTURAL ELEMENTS OF UNMANNED AERIAL VEHICLES.....	148
Кудін В.В., Бойчук Р.В., Шалдін О.М., Кармазін М.О. ВДОСКОНАЛЕННЯ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ ГАРЯЧИМ ІЗОСТАТИЧНИМ ПРЕСУВАННЯМ (ГІП)	151
Голтвяниця В.С., Горна І.Д. ВПЛИВ Sc і Gd НА СТРУКТУРУ І ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЛИТИХ СПЛАВІВ Ti-36Al	156
Омельченко О.В., Воденніков С.А. ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ 3D-ДРУКУ НА ВЛАСТИВОСТІ ТА ЯКІСТЬ ЛИВАРНИХ ФОРМ	159
Солоков С.С., Сергієнко О.С. ПІДБІР ЛЕГУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ КОМПЛЕКСУ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ МАГНІЄВОГО СПЛАВУ МЛ-10	162
Івахненко Є.І., Парахневич Є.М., Савонов Ю.М. ДОСЛІДЖЕННЯ ФЕРРИТО-КАРБІДНИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ПІРНИЧО-ЗБАГАЧУВАЛЬНОГО ОБЛАДНАННЯ.....	163

СЕКЦІЯ «СТАЛЕВЕ ЛИТВО»

УДК 669.131:54-31

Іванов В.Г.

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

НЕМЕТАЛЕВІ СУБОКСИДНІ ВКРАПЛЕННЯ ТА ЯКІСТЬ МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ

Як відомо, якість литого металу залежить не тільки від його хімічного складу, вмісту шкідливих домішок, структури тощо, а і, не останню чергу, від кількісного і якісного складу та вмісту неметалевих вкраплень. Неметалеві вкраплення, що спостерігаються у затверділому металі, можуть бути наслідком протіканні фізико-хімічних реакцій під час проведення різних етапів його плавки, кристалізації, твердіння, взаємодії з атмосферою, футерівкою, шлаками або матеріалом ливарної форми. Тому зниження кількості неметалевих вкраплень у металі або надання їм більш сприятливої форми, розмірів та розподілення залишається актуальною проблемою металургії та ливарного виробництва.

Для вирішення цієї проблеми у сучасній практиці вдосконалюються технології плавлення, розкислення, модифікування та розливання сталі і сплавів. Такі вдосконалення базуються на всебічному вивченні хіміко-мінералогічного складу неметалевих вкраплень, і в першу чергу, на з'ясуванні генезису, моменту зародження та механізму їх утворення. Для цього використовують широкий спектр методів аналізу та моделювання: комп'ютерний, металографічний, мікрорентгеноспектральний, петрографічний, мас-спектрометричний, газовий тощо. Це дало змогу визначити оптимальні технологічні параметри виробництва злитків і виливків зі сталі, чавуну та спеціальних сплавів.

Встановлено, що неметалева фаза у сталях і сплавах відрізняється широким різноманіттю та складністю. Причому часто зустрічаються не тільки оксиди, сульфіди, нітриди, окисульфіди, оксинітриди, сульфонітриди та інші, а і сполуки нижчих валентностей. Це пояснюється тим, що фізико-хімічні реакції у сплавах можуть бути багатостадійними з утворенням проміжних продуктів, часто змінного нестехіометричного складу. Такий багатостадійний процес утворення неметалевих вкраплень, та механізм їх утворення підтверджено в усіх досліджених сталях, чавунах, спеціальних сплавах, феросплавах та шлаках, на основі вивчення їх хімічного, фазового, мінералогічного складу, кристалічній будові, форми та розмірів, оптичним властивостям, а також топографії та іншим ознакам.

Серед кисневих сполук у зазначених матеріалах спостерігалися оксиди зниженої валентності, так звані субоксиди: AlO , Al_2O , SiO , Si_2O , Ca_2O , Mg_2O та інші. Причому їх утворення може відігравати як негативну роль (утворення дефектів у вигляді тріщин, пор та інших порушень суцільності металу) так і позитивну роль (сприяння утворенню рівномірної структури та розподілу елементів). Дуже часто такі сполуки утворюються в умовах дефіциту кисню у металі під час рафінування (електрошлаковому, вакуумно-дуговому та ін.) або при наявності елементів з високою спорідненістю до кисню (наприклад, кремнію, марганцю, магнію та ін.). Крім того, ці сполуки термодинамічно нестійкі та можуть легко видалятися чи дисоціювати при наступних переділах металу (переплаву чи термічній обробці), що може пояснюватися їх газоподібною формою існування.

Так у всіх видах чавунів (сірих, ковких, високоміцних) виявлена наявність нижчих оксидів алюмінію, кремнію, магнію та інших елементів, що потрапляють у метал з шихтою та модифікаторами. Встановлено, що поява ситовидної пористості у виливках з сірого чавуну пов'язана з утворенням сполук алюмінію і магнію при взаємодії з вологою ливарної форми та виділенням водню. Також з'ясовано, що утворення проміжних субоксидних сполук кремнію напряму пов'язано з низькою експлуатаційною стійкістю виливниць із сірого чавуну, який модифікували феросиліцієм. Такий негативний ефект модифікування пояснюється тим, що при недостатній температурі металу, збільшеній фракції добавки, високому вуглецевому еквіваленті при взаємодії кремнію з окисом вуглецю утворюється не тільки монооксид кремнію, а і карбід кремнію. І навпаки, при оптимальних технологічних параметрах розплаву чавуну, утворення монооксиду кремнію супроводжується позитивним впливом на графітизацію чавуну з утворенням вкраплень пластинчатого графіту самої різної морфології. Також у високоміцних чавунах виявили наявність субоксиду магнію Mg_2O , який може виступати основною сполукою, що формує кулясту форму графітних вкраплень у високоміцних чавунах.

У багатьох вуглецевих і легованих сталях також нерідко виявлялися оксидні сполуки зниженої валентності. Найбільш яскраво це спостерігалось у трансформаторній сталі, де були знайдені субоксиди кремнію у вигляді склоподібних глобулів, показник світлопереломлення яких суттєво відрізнявся від показників оксиду кремнію (кварцу, тридиміту, кристобаліту). При нагріванні сталі вище $1000\text{ }^\circ\text{C}$ такі глобулі інтенсивно руйнувалися.

Таким чином, утворення неметалевих оксидних вкраплень у металах і сплавах відбувається нерідко з утворенням проміжних продуктів – субоксидів, що відрізняються високою активністю і здатністю вступати у взаємодію з компонентами і газами розплаву і суттєво впливають на якість металів і сплавів.

УДК 669.34-194.35

Квасницька Ю. Г.¹, Григоренко С. Г.², Ясинська О. О.³, Кир'якова Н. В.⁴

¹ чл.-кор. НАН України, доктор технічних наук, завідувач відділу, Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

² кандидат технічних наук, завідувач відділу, Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ

³ кандидат технічних наук, науковий співробітник, Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

⁴ головний технолог, Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ, nat.vas.kir@gmail.com

АНАЛІЗ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКРАПЛЕНЬ В ЗАЕВТЕКТОЇДНІЙ СТАЛІ, ЛЕГОВАНИЙ МІДДЮ

Останнім часом, для підвищення зносостійкості та антифрикційних характеристик сталі, застосовується легування міддю [1-4]. В роботі досліджували вплив легування міддю (масовою часткою 8%) на формування неметалевих вкраплень в заевтектоїдній сталі (з масовою часткою вуглецю 1,3%).

Дослідження проводили на оптичному мікроскопі «Epiquant». Встановлено, в структурі сталі присутні сульфіди, оксиди та оксисульфіди, площа їх по відношенню до поля зору шліфа становить близько 0,3%, за легування міддю площа їх майже не змінюється, а розмір незначно зменшується (рис.1а,б). Неметалеві вкраплення мають рівномірний розподіл, розташовуються розрізнено, скупчень не спостерігається.

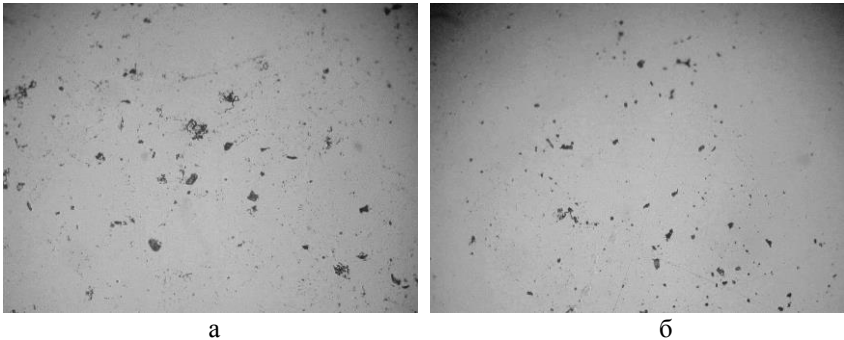


Рис.1. Топографічне розташування неметалевих вкраплень в сталі
а – вихідна сталь; б – сталь легована міддю, x100

Кількісну оцінку забруднення сталі неметалевими вкрапленнями проводили за методом професора Шульте Ю. А., а також з використанням

комп'ютерної програми «Image pro». Дослідження показали, що легування сталі міддю не викликає додаткового забруднення неметалевими вкрапленнями, об'ємна частка вкраплень в загальному об'ємі знаходиться в межах 0,05 – 0,1%. Розподіл неметалевих вкраплень за розмірними групами показав, що 95% вкраплень мають розмір до 2 мкм.

На електронному растровому мікроскопі з мікроаналізатором дослідили склад оксидів та оксисульфідів, спектрограми наведено на рис.2.

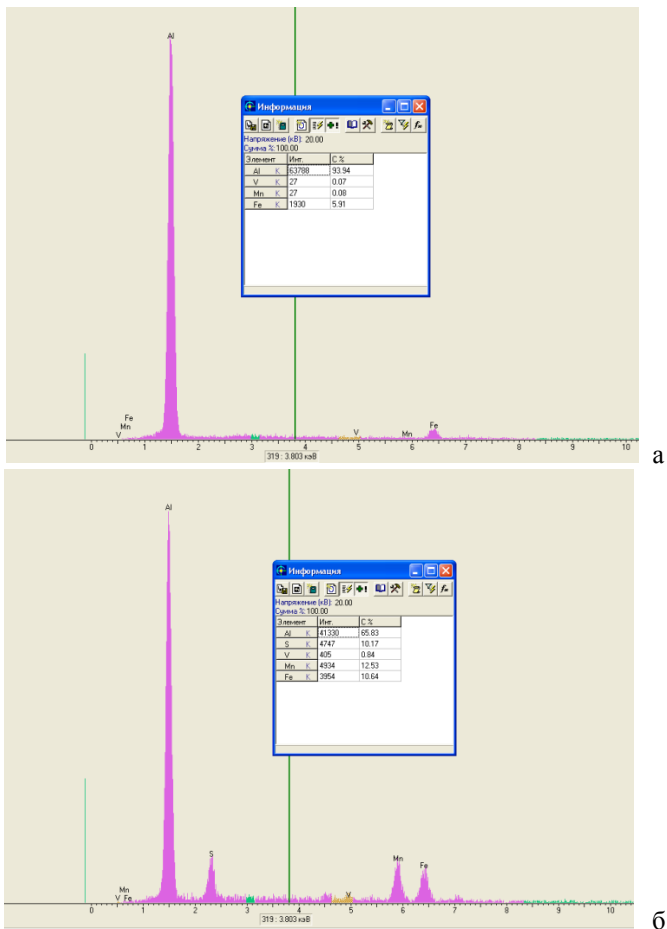


Рис. 2. Спектрограма складу оксиду (а) та оксисульфїду (б)

Комплексний оксид (рис.2а) складається переважно з оксиду алюмінію (94% Al) та оксиду заліза (6% Fe). Оксисульфід марганцю (рис.2б) в своєму складі містить комплексний оксид (66% Al та 12,5% Fe).

За легування сталі міддю формується мідиста фаза [3, 4], усередині якої спостерігаються неметалеві вкраплення (рис.3), вони могли бути центрами формування її (центрами кристалізації). Ці неметалеві вкраплення дослідили за допомогою Оже - рентгеноспектрального мікроаналіза на приладі Jamp-9500F Jeol Field Emission Auger Microprobe, в режимі SEI у вторинних електронах після глибокого іонного травлення іонами аргону. Неметалеві вкраплення іноді мають прямокутну форму (рис.3а), або більш складну конфігурацію (рис.3б).

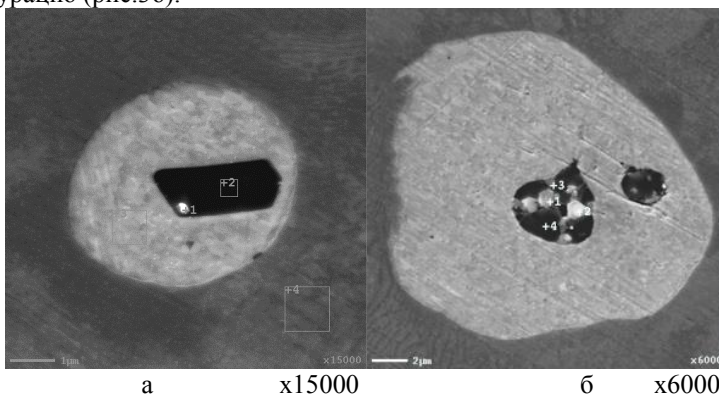


Рис.3. Неметалеві вкраплення з вказаними ділянками проведення досліджень

Спектри досліджених ділянок 1, 2 (рис.3а) представлено в табл.1

Таблиця 1. Спектри досліджених ділянок (рис.3а), в атомних відсотках

№	C	O	N	Cu	Fe	Ni	Cr	Si	S	Mn
1	4.7	2.9	0.8	36.4	3.2	2.7	0.2	0.2	21.6	27.4
2	2.5	2.2	0.4	0.6	0.9	0.4	0.2	0.1	38.3	54.5

Неметалеве вкраплення (рис.3а) за своїм складом (спектр 2) представляє собою сульфід марганцю (33,3% S та 54,5% Mn), на ділянці 1 присутня ще і мідиста фаза.

Багатокомпонентне неметалеве вкраплення (рис.3б, табл.2), в своїй основі за складом сульфід марганцю з однаковим вмістом сірки та марганцю (45%), можливі домішки в невеликій кількості сульфиду заліза та оксидів (спектр 4). Вкраплення на ділянці 3 за вмістом оксисульфід з невеликим вмістом

марганцю (6%), оксидом кремнію та нітридом заліза. На ділянці 1 спостерігали складний оксид, переважно алюмінію, а на ділянці 2 оксид магнію.

Таблиця 2. Спектри досліджених ділянок (рис.36), в атомних відсотках

№	C	O	N	Cu	Fe	Al	Mg	Si	S	Mn
1	0.9	51.4	0.3	0.3	0.9	33.1	9.8	0.3	1.5	1.5
2	0.6	51.1	0.1	0.7	0.5	5.9	39.6	0.2	0.8	0.6
3	1,5	11,3	1,3	11,1	1,5	-	-	1,5	41,1	5,9
4	0,6	4,7	0,1	0,3	1,8	-	-	0,1	44,7	45,5

Необхідність проведення досліджень неметалевих вкраплень полягає в тому, що їх кількісний склад та розташування впливають на механічні властивості сплаву. Оксиди та нітриди за своїми характеристиками крихкі та будучи концентраторами напруги можуть значно знижувати межу витривалості та в'язкість металу. Формування сульфідних вкраплень залежить від сульфідуютьовальних компонентів, від вмісту сірки в сплаві, а також від співвідношення вмісту сірки до марганцю (більше чи менше 0,4%). Важливим є рівномірне розташування неметалевих вкраплень, як в нашому випадку в перлітній основі. Якщо спостерігається скупчення оксидів і окисульфідів на границях первинних зерен, це призводить до руйнування металу під час експлуатації.

Проведене дослідження впливу легування міддю заевтектоїдної сталі на кількісний і якісний склад неметалевих вкраплень, їх розподіл і сумарну забрудненість показало, що вказані характеристики дуже близькі до вихідної сталі. Легування міддю не призводить до додаткового забруднення неметалевими вкрапленнями і зміни структурного складу їх.

Список використаних джерел

1. Бялік О. М., Кондратюк С. Є., Черненко В. С. Структурний аналіз металів. Металографія. К. ВПІ ВПК «Політехніка». 2006. 298с.
2. Черненко В. С, Бялік О. М. Металознавство. «Політехніка». 2018. 384с.
3. Novytskyu V. G., Navryliuk V. P., Tikhonovich V. I. Effect of copper on wear rate of stainless Fe-Cr-C-Cu steels for power industry under sliding friction. // *Proceedings of 4 th European Stainless Steel Science and Market Congress. France.* 2002. P. 380 – 385.
4. Локтіонов-Ремізовський В. А., Шипицин С. Я., Новицький В. Г., Кир'якова Н. В. Ефективність впливу легування міддю на зношування заевтектоїдних сталей // *Металознавство та обробка металів.* 2022. №4. С. 33 -38.

УДК 621.74:338.4

Клименко С.І.¹, Дорошенко В.С.²

¹ канд. техн. наук, ФТІМС НАН України, Київ

² д-р. техн. наук, старш. наук. співр., ФТІМС НАН України, Київ

ОГЛЯД АКТУАЛЬНОГО СТАНУ ТА ПРОГНОЗНЕ МОДЕЛЮВАННЯ РОЗВИТКУ ГЛОБАЛЬНОГО ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Відомий аналітик Г-Ю. Бюхнер, разом зі своїми колегами з ІКВ Deutsche Industriebank Д. Райнсбергом і С. Люттер знову опублікував актуальну оцінку та прогноз щодо розвитку міжнародної ливарної промисловості станом на квітень 2024 року, ілюструючи діаграмами ключові економічні показники [1]. Аналітичне моделювання варіюється від макроекономічного погляду на окремі сектори до ливарної промисловості та враховує геополітичні та технологічні припущення. Зокрема, експерти очікують різнопланового розвитку виробництва чавуну та сталі і вбачають відповідні тенденції в Європі, Індії та інших країнах (рис. 1 - 3) [1].

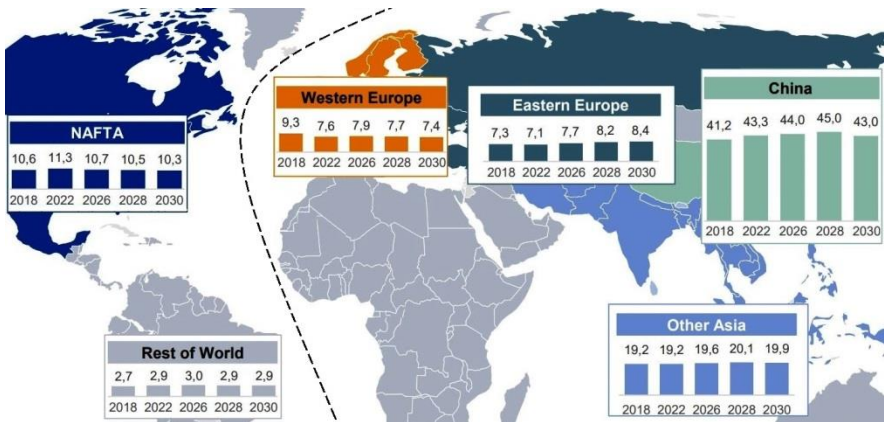


Рисунок 1 – Об’єми випуску виливків з чавуну та сталі у світі, млн т

Середньострокові та довгострокові тенденції в ливарній галузі залежать від об’єктивності збору даних та геополітичних і технологічних припущень [2]. Можливості та виклики ливарної промисловості неоднорідні, залежать від попиту на певний спектр продукції та стану галузей споживачів. Після нещодавнього відновлення виробництва автомобілів у Європі та Північній Америці лише незначно зросте в середньостроковій та довгостроковій

перспективі, але залишиться актуальним ринком збуту литих виробів. Це стосується лиття чавуну та сталі в середньостроковій перспективі через повільніше, ніж очікувалося, зростання випуску електромобілів в Європі. Очікується, що ринок комерційних автомобілів дасть поштовх через майбутню модернізацію автопарку. Особливий економічний бум очікується в Північній Америці (NAFTA) в 2025 і 2026 роках, який стосується випуску всіх класів комерційних і вантажних автомобілів через значно суворіші стандарти викидів ЕРА, починаючи з 2027 модельного року.

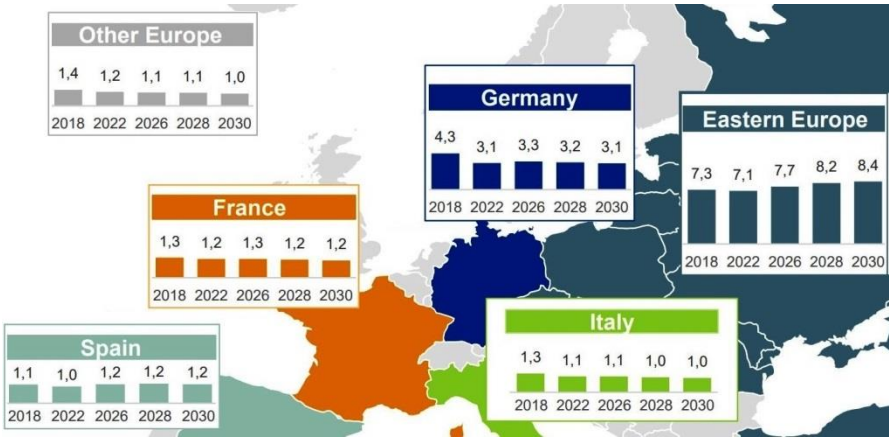


Рисунок 2 – Тоннаж випуску виливків з чавуну та сталі в Європі, млн т

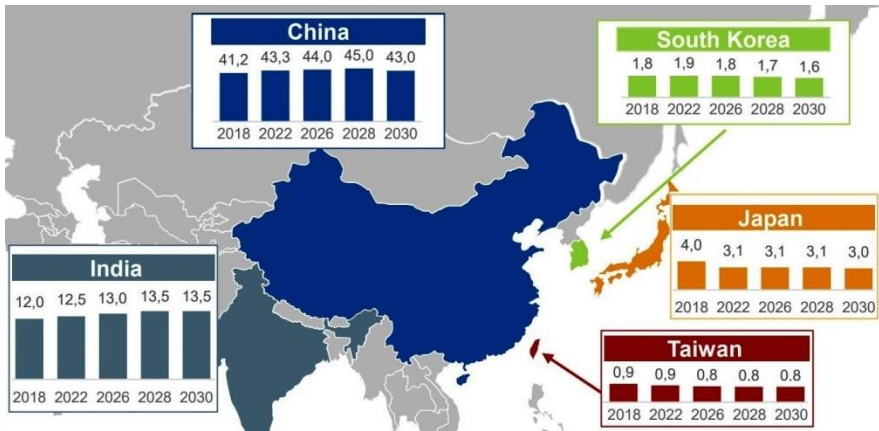


Рисунок 3 – Випуск виливків з чавуну та сталі в Азії, млн т

У 2020 році спостерігався різкий спад виробництва чавунного лиття, і до 2022 року лише кілька регіонів змогли досягти рівня 2018 року [1, 3]. У короткостроковій перспективі Китай розширить своє домінуюче становище. Решта країн Азії, як і решта світу, розвиватиметься з середньою швидкістю. Індія, В'єтнам та Індонезія стануть економічно сильнішими зі зростанням випуску литва в наступні кілька років.

На лиття чавуну та сталі в Європі негативно впливає зростання вартості електроенергії, відбувається деяке гальмування економічного розвитку, для якого тягарем стала війна Росії в Україні [2]. У Європі очікується більше зростання в країнах Східної Європи, включаючи Туреччину, на яке зараз впливає ця війна. А Іспанія може виграти від буму вітроенергетики в середньостроковій перспективі (рис. 2).

Стосовно прогнозу по ливарному виробництву з залізобетонних сплавів в Азії (рис. 3), то високий попит на інфраструктуру Індії може стимулювати потребу в у ливарній продукції. У довгостроковій перспективі спостерігається зниження попиту з боку будівельного сектору на ливарні вироби в Китаї. Японія та Корея також втратять частку ринку.

Стосовно алюмінієвого лиття, то воно продовжуватиме набувати все більшого значення з ростом випуску електромобілів та тенденцією до полегшення металоконструкцій (рис. 4 - 6) [1]. Очікується, що світовий сектор машинобудування демонструватиме значне зростання продажів до 2030 року. Китай продовжить розширювати свою домінуючу позицію на ринку. У рамках NAFTA Мексика, ймовірно, досягне більшого зростання в середньостроковій перспективі.



Рисунок 4 – Об’єми випуску виливків з алюмінієвих сплавів у світі, млн т

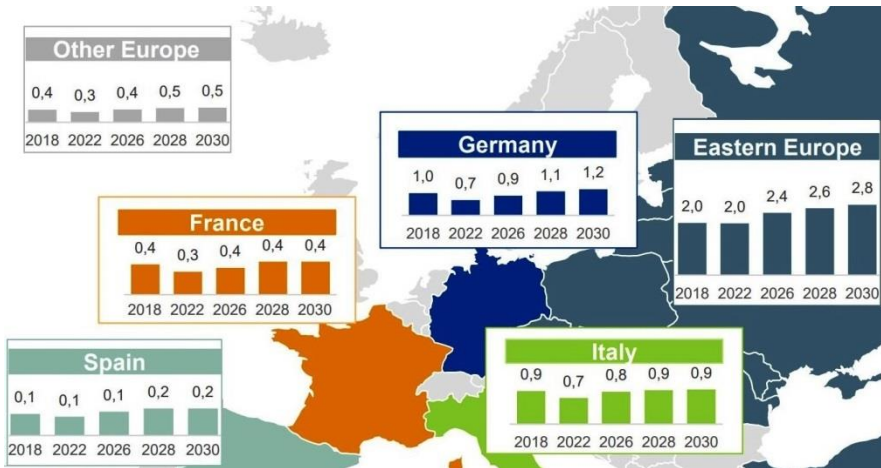


Рисунок 5 – Випуск виливків з алюмінієвих сплавів в Європі, млн т

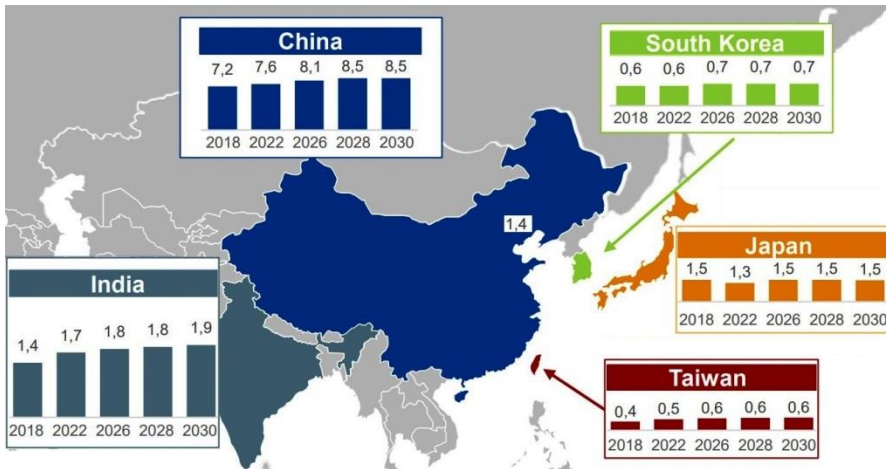


Рисунок 6 – Випуск виливків з алюмінієвих сплавів в Азії, млн т

На світовому ринку мідного литва спостерігається невелике відновлення після падіння у 2022 році, однак у довгостроковій перспективі його об'єм стабілізується (рис. 7) [1].

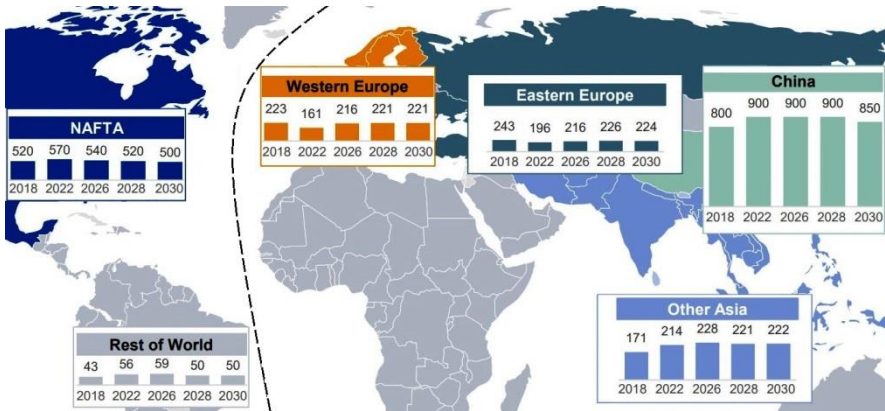


Рисунок 7 – Випуск виливків з мідних сплавів в світі, тис т

У Західній Європі в 2023 році позитивні економічні імпульси, зокрема відновлення автомобільної промисловості Німеччини, були затьмарені падінням замовлень у машинобудуванні. Туреччина [4] та деякі країни Східної Європи (наприклад, Румунія, Словаччина, Угорщина) отримують вигоду від інвестицій західноєвропейських ливарних заводів у лиття виробів для легкових автомобілів [1]. В азійському регіоні інвестиції в інфраструктуру Індії можуть стимулювати попит на литво як з алюмінію, так і з чорних металів. А від будівельної галузі Китаю не очікують стимулювання росту лиття кольорових металів, як і від автомобільної промисловості Японії та Кореї.

Геополітичні припущення включають, що російсько-українська війна завершиться не пізніше протягом наступних двох років, що нинішні конфлікти на Близькому Сході не поширяться на інші сусідні держави або будуть вирішені в секторі Газа до середини 2025 року, а також збережеться відсутність нових конфліктів [2].

Враховання впливу технологічних розробок, галузевих тенденцій щодо випуску електромобілів, трендів у машинобудуванні та енергетичному секторі на прогнозовані показники ливарного виробництва базується на поточних потужностях і логістичних ланцюгах постачання. Геополітичні події, посилення зусиль ЄС щодо підвищення стійкості та програми промислової політики, такі як IRA у США, можуть призвести до регіональних змін у прогнозованих показниках виробництва.

У підсумку до поточних та майбутніх викликів та перспектив відносяться такі чинники [1, 2]. Високі витрати на електроенергію залишаються обтяжуючим фактором для ливарної промисловості в Європі,

особливо в Німеччині. Шлях до бажаної кліматичної нейтральності призводить до значних інвестицій для промисловості, а також вимагає імпульсів від енергетики щодо збереження та ефективності. Постійне оцифрування та розвиток штучного інтелекту, науково-технічні досягнення в ливарній галузі створюють як технологічні виклики, так і можливості для оптимізації продажів. Частина індустрії споживачів переміщується в інші регіони, але ряд нових ринків, особливо в Азії, також пропонують нові можливості постачань ливарної продукції, наприклад, В'єтнам, Таїланд і особливо Індонезія. При цьому останні мають значні запаси сировини (нікелю, залізної руди, вугілля, бокситів, міді тощо). В цих країнах також з'являються нові виробники, що можуть стати конкурентами на європейських ринках у довгостроковій перспективі. Отже, для діючих ливарних заводів зростає потреба зміцнити свою економічну стабільність, розробити стратегії послідовного зниження споживання енергії та ресурсів і зберегти кваліфікований персонал у довгостроковій перспективі.

Список використаних джерел

1. Büchner H-J. Chances and Challenges for the global Foundry Industry. 10.05.2024. URL: <https://www.foundry-planet.com/d/chances-and-challenges-for-the-global-foundry-industry-status-april-2024/>.
2. Rheinsberg D. The opportunities and challenges of the global foundry industry until 2030. 25.09.24. URL: <https://www.foundrygate.com/#/news/6134/the-opportunities-and-challenges-of-the-global-foundry-industry-until-2030>.
3. Гнатуш В. А., Дорошенко В. С. Тренди світового ринку чавуну та чавунних виливків в першій чверті XXI століття. *Металознавство та обробка металів*. 2023. № 3. С. 30-40. <https://doi.org/10.15407/mom2023.03.030>.
4. Гнатуш В. А., Дорошенко В. С., Клименко С. І. Ливарна промисловість Туреччини у 2022 р. зросла на 4,9 % з рекордним випуском 3,1 млн т виливків. *Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві*: матеріали ІХ міжнар. наук.-техн. конференції, м. Краматорськ, 25–27 вересня 2023 р. С. 35.

УДК 621.742

Лютий Р. В.¹, Яковець Л. А.²

¹ канд. техн. наук, доцент КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ

² студент кафедри ливарного виробництва КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ

АКТУАЛЬНІ ЗАВДАННЯ СТАНДАРТИЗАЦІЇ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

В Україні і українців сьогодні лише одна загальна мета – Перемога над москвою і руським міром. Однак, на відміну від фільмів, які закінчуються щасливим весіллям, в реальному житті після неодмінної Перемоги потрібно буде будувати та відновлювати прогресивну, креативну, європейську та справедливу Україну, а задля цього потрібно багато працювати і багато виробляти продукції. Саме тому металургія та ливарне виробництво не мають іншого вибору як розвиватися та ще раз розвиватися.

Рушійними силами технологічного розвитку є теоретична та законодавча база, в тому числі система стандартизації. Цілком очевидно, що вона має бути підпорядкована світовій системі, або хоча б системі стандартизації ЄС, частиною якого Україна незабаром стане. Також цілком логічно те, що різні галузі виробництва майже повністю відмовилися від системи стандартів ЄС. Однак на заміну їм в багатьох випадках нічого не запропоновано: тобто старий стандарт відмінено, новий не розроблено, і навіть не запроваджено жодного нормативного документу, наприклад, з ЄС. Таким чином виявляється, що певні виробничі галузі взагалі не вніормовані і тому не мають системи контролю якості. Після вступу до Євросоюзу це призведе до того, що більшість українських товарів та сировини не зможуть бути об'єктом торгівлі або обміну.

Ливарне виробництво часів ЄСРР було забезпечено величезною всеохоплюючою базою стандартів: ГОСТ, РСТ, ТУ та іншими нормативними документами. Станом на зараз, за результатами проведеної нами перевірки, проти більшості подібних стандартів стоїть відмітка «втратив чинність». Це означає, що жодного механізму контролю немає, і всі умови мають окремо узгоджуватися договорами між замовником та виробником продукції.

До честі наших науковців та виробничого сектору, ряд стандартів в Україні все ж розроблено. Як приклад можна навести ДСТУ 2839-94 на алюмінієві сплави, або найбільш «молоді» стандарти на марки чавунів (2018), ливарних сталей (2018), припуски на механічне оброблення литих деталей (2020). Ці нормативні документи побачили світ завдяки співпраці кафедр ливарного виробництва, промислових підприємств і вчених ФТІМС НАН України.

Якщо говорити про забезпеченість стандартами ливарного виробництва в цілому, то слід визнати, що вона не перевищує 5...10 %, а тому питання розроблення нових документів є дуже актуальним.

Методика розроблення державного стандарту не передбачає написання його змісту «з нуля», як, наприклад, відбувається з науковою статтею. Навпаки, стандарт високої якості має враховувати переваги попередніх нормативних документів, виправляти їх недоліки, а також містити додаткові сучасні положення щодо нових матеріалів або методів. Як правило, за основу беруть попередню версію стандарту або закордонний аналог (стандарт ISO).

Формувальні матеріали, на відміну від сплавів, не забезпечені сьогодні державними стандартами. Тому і під час навчання, і виконання наукових досліджень, і у виробничих процесах немає іншого вибору як користуватися стандартами СРСР. Наприклад, маркування пісків здійснюють за ГОСТ 2138-91, визначення властивостей формувальних і стрижневих сумішей – за ГОСТ 24309-78. Кожен вогнетривкий наповнювач та зв'язувальний матеріал мають свій, сьогодні «недійсний» стандарт. До оновлення цієї бази слід підійти з наукової точки зору – тобто не просто розробити аналогічні документи з префіксом «ДСТУ», а систематизувати інформацію із попередніх джерел, осучаснити та актуалізувати її.

На підприємствах використовують багато різних вогнетривких наповнювачів, окрім кварцових. При цьому тільки для пісків на основі кварцу розроблено систему маркування, яка дає змогу отримати максимум інформації щодо характеристик цього матеріалу. Марка піску $1K_1O_102$ розшифровується так: 1 – вміст глинястої складової менше 0,2 %, K – кварцовий пісок, індекс 1 після «K» – вміст основного мінералу (SiO_2) не менше 99,0 %, O_1 – коефіцієнт однорідності не менше 80 %, 02 – середній розмір частинок близький до 0,2 мм.

Інші вогнетривкі наповнювачі таким маркуванням не забезпечені, тобто із промислової марки цирконового, олівінового, хромомagneзитового піску неможливо отримати такий обсяг інформації. Але ж усі формувальні матеріали так само характеризуються розміром частинок, фракційним складом, містять певну кількість шкідливих домішок тощо. Тому стандарт має об'єднувати в собі усі загальні характеристики матеріалів.

За аналогією з класифікацією пісків, пропонується позначати наступні характеристики матеріалів: мінералогічний склад, вміст шкідливих домішок, середній розмір частинок, коефіцієнт однорідності. Наприклад, в ряді наших робіт використано цирконовий пісок, який, за результатами ситового аналізу, обробленого в програмі «Gran N», має характеристики, наведені на рис. 1.

Вміст глинястої складової 0,96 %, середній розмір частинок 0,093 мм. В такому разі пропонується йому присвоїти наступне маркування: $3Ц_1O_201$: 3 – вміст глинястої складової від 0,5 до 1,0 %; Ц – цирконовий, індекс 1 – вміст основного мінералу $ZrSiO_4$ (визначається рентгенофазовим аналізом) не менше 99,0 %; O_2 – коефіцієнт однорідності в межах від 70 до 80 %; 01 – середній розмір частинок близький до 0,1 мм. Наведена марка цирконового

піску дасть повну інформацію щодо його складу і можливих властивостей формувальних та стрижневих сумішей з ним.

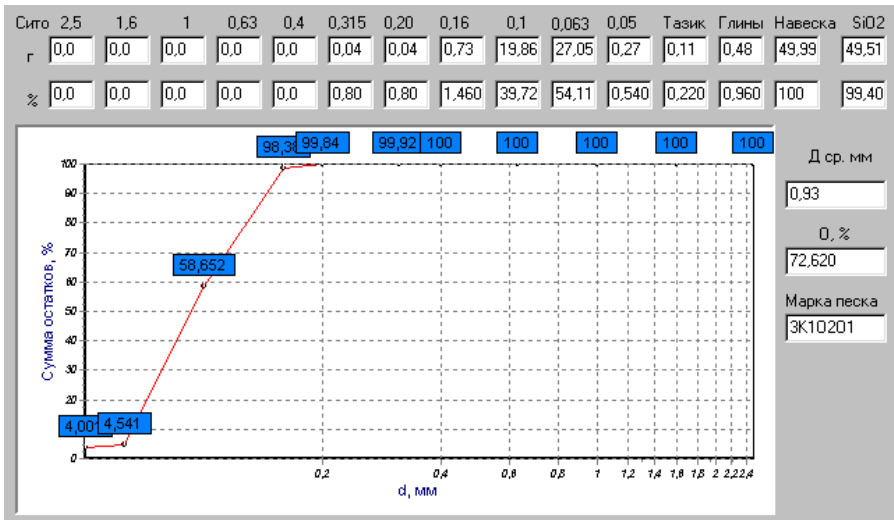


Рисунок 1 – Ситовий аналіз цирконового піску

За наведеною схемою слід маркувати й інші вогнетривкі наповнювачі. Проект визначальних ознак для маркування формувальних пісків для створення об'єднаного ДСТУ «Піски формувальні. Загальні технічні умови. Методи випробування. Маркування» наступний:

1. Природа вогнетривкого наповнювача: К – кварцові (на основі SiO₂, вміст глинястої складової менше 2,0 %), П – пісні (на основі SiO₂, вміст глинястої складової від 2,0 до 12,0 %), Ж – жирні (на основі SiO₂, вміст глинястої складової більше 12,0 %), Ц – цирконові, Д – дистен-силіманітові, О – олівінові, С – ставролітові, Х – хромітові, ХМ – хромо-магнетитові, Е – (електро)корундові, Г – графітові.

2. Вміст шкідливих домішок: 5 груп – орієнтовно менше 0,2 % в групі 1, до 0,5 % в групі 2, до 1,0 % в групі 3, до 1,5 % в групі 4 і до 2,0 % в групі 5. Однак за цим показником потрібно зробити уточнення, оскільки наприклад, для електрокорунду за старим стандартом дозволено було до 2,7 вмісту оксидів заліза; в дистен-силіманіті, хроміті та хромомагнетиті також допускається понад 3,0 % шкідливих домішок. Тому шкалу розподілу на групи слід зробити індивідуально залежно від природи наповнювача.

3. Вміст основного мінералу: 5 груп, які будуть позначатися індексами, наприклад Ц₂, Д₃, Е₄, ХМ₅. Орієнтовний розподіл – не менше 99 % у групі 1,

не менше 98 % у групі 2, не менше 97 % у групі 3, не менше 95 % у групі 4 та не менше 93 % у групі 5.

4. Коефіцієнт однорідності – уніфікований показник: 80...100 % – група О₁, 70...80 % – О₂, 60...70 % – О₃, 50...60 % – О₄, менше 50 % – О₅.

5. Середній розмір частинок: групи 01, 016, 02, 025 і 03.

Щодо пілоподібних вогнетривких наповнювачів, які застосовують у технологіях лиття за моделями, що витоплюють, або для приготування протипригарних фарб, слід також створити об'єднаний стандарт, який буде відображати основні фізичні характеристики цих матеріалів.

Іноземних стандартів, які дають змогу отримати такий обсяг інформації лише за маркуванням матеріалу, немає, тому доцільним є розроблення українського стандарту, який згодом може отримати світове визнання.

Список використаної літератури

1. Формовочные материалы и смеси / С. П. Дорошенко, В. П. Авдокушин, К. Русин, И. Мацашек. – Київ: Вища школа, 1980. – 416 с.

2. Лютий Р. В. Формувальні матеріали / Р. В. Лютий, І. М. Гурія. – Київ: КПІ ім. І. Сікорського, 2020. – 257 с.

3. Литейные формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия / [А. Н. Болдин, Н. И. Давыдов, С. С. Жуковский та ін.]. – москва: Машиностроение, 2006. – 507 с.

4. Репях С. И., Меняйло Е. В., Пройдак Ю. С., Хрычиков В. Е. К вопросу об образовании горячих трещин в литых изделиях и сварных швах // *Металлургическая и горнорудная промышленность*, 2014. – №3. – С.37–41.

5. System analysis of modern areas of increasing environmental and sanitary hygienic safety of using cold hardening mixtures in foundry / [L. Solonenko, I. Prokorpovitch, S. Repyakh та ін.]. // *Праці Одеського політехнічного університету*. – 2019. – №1(57). – С. 90–98.

6. Ткаченко С. С. Экология – как критерий эффективности литейного производства будущего / С. С. Ткаченко, А. Н. Болдин // *Литье Украины*. – 2013. – №7 (155). – С. 19–23

7. Опыт изготовления отливок на основе жидкого стекла с использованием АЦЭГ / О. И. Пономаренко, А. М. Каратеев, Н. С. Евтушенко, Т. В. Берлизова // *Металл и литье Украины*. – 2010. – № 11. – С. 20...23.

8. Осипенко И.А., Репях С.И. Применение тонкодисперсного кремнийсодержащего материала сухой газоочистки ферросплавного производства в формовочных смесях. *Вестник КГИУ*. 2020. № 4 (31). С. 36–41.

УДК 621.74.04

Калюжний П.Б.

канд. техн. наук, заст. директора ФТІМС НАН України, Київ

ПОРІВНЯННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ МОДЕЛЮВАННЯ ТА ЕКСПЕРИМЕНТУ ЛИТТЯ КОРПУСУ ВЕНТИЛЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ

Задачі з усунення ливарних дефектів і зменшення виробничих втрат при литті залишаються актуальними до сьогодні. В цій роботі проведено порівняння між результатами моделювання та експерименту лиття корпусу вентиля за моделями, що газифікуються, з метою попередження утворення усадкових дефектів у виливках корпусів.

Об'єктом досліджень був сталевий виливок "Корпус вентиля DN 80" масою 19,7 кг. Габаритні розміри виливка 320×200×200 мм. Товщина стінки фланців складала 22 мм, а товщина стінок основної частини корпусу - 8-10 мм. Згідно технічних умов виливки корпусу вентиля мають бути герметичними, робочий тиск виробу становить 4 МПа. На герметизуючих поверхнях корпусу вентиля не допускаються ливарні дефекти, які перевищують величину припуску на механічне оброблення.

При практичних дослідженнях виливки виготовляли традиційним методом лиття за моделями, що газифікуються. Разові моделі одержували з пінополістиролу густиною 27 кг/м³ спіканням у прес-формах. До моделей корпусу приклеювали ливникову систему, після чого на модельний блок наносили водне протипригарне покриття. Після нанесення і висихання протипригарного покриття модельні блоки формували в сухому кварцовому піску, який ущільнювали за допомогою вібрації. Для надливів використовували екзотермічні оболонки. Заливання форм виконували сталлю 1.0619 DIN EN10213, яку виплавляли в індукційній печі ICT-016. Під час заливання форми ливарний контейнер підключали до вакуумної системи (0,04 МПа), яка видаляла з форми продукти деструкції пінополістиролової моделі. Після охолодження виливків відрізали ливники і надливи, проводили їх дробоструменево очищення.

Гідравлічна щільність сталевих виливків «Корпус вентиля DN 80» визначалася на спеціальному стенді при випробувальному тиску води в корпусі 6 МПа протягом 10 хв і характеризувалася заданим тиском і часом до запотівання або витоків в корпусі. Декілька дослідних виливків розрізали для виявлення внутрішніх дефектів в критичних місцях.

Для комп'ютерного моделювання процесів заливання і затвердіння виливка було використано програмне забезпечення Flow-3D Cast® (Version 2023R1; <https://www.flow3d.com>; Flow Science, Inc.). Використовували функції симетрії, оскільки в ливарному блоці дві моделі корпусів розмішувалися

симетрично від стояка. Розмір розрахункової комірки задавався 2 мм. Матеріали близькі за своїми властивостями до експериментальних матеріалів були вибрані з бази даних програми. Температура заливання сталі задавалася 1600 °С, початкова температура форми, піномоделі й оболонки, навколишнього середовища – 20 °С. Коефіцієнти теплообміну задавалися наступні Вт/(м²·°С): між рідким металом і піномоделлю – 3000, між рідким металом і формою – 600, між твердочим металом і формою – 200, між формою і екзотермічними оболонками – 500. Металостатичний тиск на верхній поверхні стояка 6800 Па.

Для виливків корпусу вентиля була спроектована нижня ливникова система, яка включала стояк, ливниковий хід та три живильника. Площі перетинів живильників розраховували так, щоб середня швидкість підйому металу в формі була близько 25-30 мм/с. За базовою технологією було виготовлено дослідну партію виливків корпусу вентиля. Після механічного оброблення фланців проведено гідравлічні випробування корпусів, які показали, що більша частина корпусів протікає. Оскільки проточини розташовані в місцях сполучень стінок корпусу, то найімовірніше, що їх причиною є усадкові раковини і поруватість.

Для визначення місць формування усадкових дефектів було проведено моделювання заливання та затвердіння виливка корпусу вентиля. Результати моделювання заливання показали, що воно відбувається з формуванням майже горизонтального фронту металу з незначним його «вигином» в центральній частині. Такий характер заливання створює умови для виведення продуктів деструкції пінополістиролу із ливарної порожнини, тому можна стверджувати, що продукти деструкції не є причиною утворення поруватості. На рис. 1а показано поруватість у виливку за базовим варіантом ливарної технології. З рисунку видно, що великі усадкові раковини розташовані в місцях сполучення патрубків з сідлом клапана (під і над ребрами). Менші раковини розташовані в круглих та квадратному фланцях. Також маленька раковина є в нижній частині корпусу над середнім живильником.

Вивчення реальних виливків корпусу вентиля після їх розтину показали, що усадкові дефекти (раковини та поруватість) присутні в фланцях та місцях сполучення патрубків з сідлом клапана (рис. 1б). Місця цих раковин співпадають з результатами моделювання, хоча розміри їх дещо відрізняються. Через наявні раковини та поруватість виливки не задовольняють технічні умови, в першу чергу, вони спричиняють протікання корпусу під час випробувань на герметичність, навіть, якщо дефекти не виходять на поверхню.

Як показали результати моделювання затвердіння виливка, основні усадкові раковини сконцентровані в надливах, однак в фланцях під надливами також є усадкові раковини. Тобто надливи не забезпечили достатнього живлення фланців корпусу, хоч вони були і екзотермічними.

Очевидно, що фронт металу при заливанні більше охолоджується через витрати тепла на газифікацію піномоделі, і в надливи надходить охолоджений метал, тому вони спрацювали неефективно. Причиною утворення усадкових раковин в місцях сполучення патрубків з сідлом клапана є теплові вузли, що обумовлені конструкцією деталі. Раковини над живильниками утворилися через розігрів цих зон гарячим металом.



Рисунок 1 – Усадкові дефекти: а – результат моделювання поруватості, б – розріз реального виливка

Для забезпечення повного живлення фланців було збільшено розміри екзотермічних надливів. Також на круглих фланцях додано технологічні напуски. Оскільки ливникова система впливає на формування температурних полів, то щоб усунути раковину в тілі патрубка над середнім живильником, його було перенесено в ребро. В місцях з'єднання патрубків з сідлом клапана було використано внутрішні холодильники.

Моделювання заливання продемонструвало, що його характер майже не змінився. Результати моделювання затвердіння виливка зі зміненою ливниково-живильною системою показали, що послідовність затвердіння локальних частин виливка дещо змінилася порівняно з першим варіантом. Так само в першу чергу тверднули ребра, потім патрубок зі стінкою 8 мм, патрубок зі стінкою 9,5 мм і сідло клапана тверднули одночасно, далі квадратний фланець, а круглі фланці в останню чергу. Під час затвердіння утворилося декілька незначних ізольованих рідких областей, які не могли жититися від надливів. Результати моделювання показали, що основні усадкові раковини знаходяться в надливах, а в критичних місцях виливка відсутні усадкові раковини і поруватість (рис. 2а). Спостерігаються лише незначні усадкові раковини і пори. Проте об'єм усадкових дефектів в тілі виливка значно менший ніж в попередньому випадку. Тобто загалом результати моделювання показали, що змінений варіант ливниково-живильної системи сприяє формуванню виливка з меншим відсотком поруватості.

Для підтвердження результатів моделювання було проведено експериментальне виготовлення 8 корпусів за зміненою технологією. Поверхня виливків не містила раковин, спаїв чи інших видимих дефектів. Випробування на герметичність показало, що всі корпуси витримували тиск 6 МПа протягом 10 хв. Також з метою перевірки наявності внутрішніх дефектів в критичних місцях було проведено розрізання виливків. Розтин виливка, виготовленого зі зміненою ливниковою системою, показано на рис.2б. У круглому та квадратному фланці присутні незначні газові раковини, проте вони не впливають на герметичність корпусу. В сідлі клапана відсутні раковини чи поруватість. Експериментальне литво показало ефективність запропонованих змін до ливниково-живильної системи.

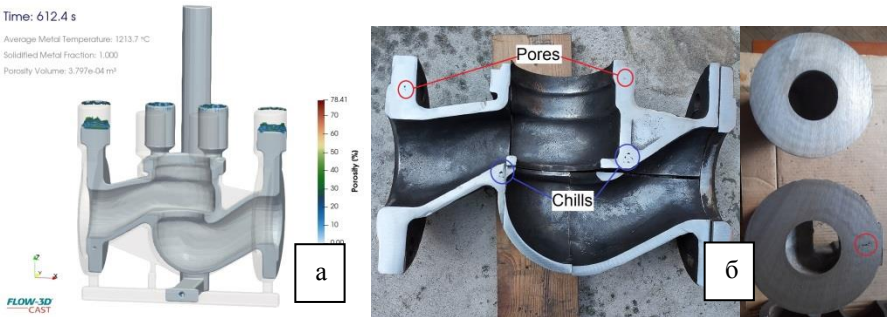


Рисунок 2 – Усадкові дефекти (змінена технологія): а – результат моделювання поруватості, б – розріз реального виливка

Загалом, застосування моделювання в Flow 3D Cast дозволило оцінити характер заливання металу, формування фронту потоку, характер затвердіння виливка і місця формування усадкових раковин. Аналіз експериментального литва показав достатню збіжність з результатами чисельного моделювання. В результаті зміни ливникової системи, збільшення надливів і застосування внутрішніх холодильників було мінімізовано кількість усадкових дефектів у виливку "Корпус вентиля DN 80". Виливки, одержані за скоригованою технологією, мали задовільну якість поверхні, не містили значних усадкових дефектів і витримали випробування на герметичність.

УДК 669.131:54-31

Токова О.В.¹, Токовий С.М.², Дорошенко В.С.³

¹ канд. техн. наук, МННЦІТС НАН та МОН України, Київ

² військовослужбовець

³ д-р. техн. наук, старш. наук. співр., ФТІМС НАН України, Київ

ОГЛЯД ІННОВАЦІЙНИХ МЕТОДІВ ДОСЛІДЖЕННЯ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКРАПЛЕНЬ ТА ГАЗІВ У МЕТАЛЕВИХ СПЛАВАХ

Контроль якості металевих сплавів є критично важливим для забезпечення надійності та довговічності литих металовиробів у різних галузях промисловості. Неметалеві вкраплення та гази суттєво впливають на механічні властивості та експлуатаційні характеристики сталей, чавунів та кольорових сплавів. Як зазначено в роботі [1], вивченню неметалевих вкраплень присвячена велика кількість наукових робіт, але проблема отримання якісного металу залишається актуальним завданням сучасної металургії та ливарного виробництва.

Нові технологічні досягнення змінюють форму ливарного сектору у виробництві та його науково-технологічного супроводу в останні десятиліття. Ливарна технологія розвивається в напрямку інтелектуальної парадигми, яка передбачає автоматизацію, екологізацію та інтелектуалізацію, що привертає все більше уваги з боку академічних та промислових спільнот. У статті [2] висунуто технічне бачення процесу інтелектуального лиття. У майбутньому інтелектуальна форма, яка походить від форми з датчиками, пристроями керування та приводами, ймовірно, включатиме Інтернет речей, онлайн-інспекцію, вбудоване моделювання, систему прийняття рішень і контролю та інші технології для формування інтелектуальної кіберфізичної системи лиття, що прокладе шлях до реалізації інтелектуального ливарного виробництва. Багатообіцяючим є те, що процес інтелектуального лиття врешті-решт досягне мети оптимізації процесу в режимі реального часу та повномасштабного контролю, при цьому дефекти, мікроструктура, продуктивність і термін служби виготовлених виливків можна буде точно передбачити та адаптувати.

Так, в плані інтелектуальної ідентифікації та класифікації неметалевих вкраплень у дослідженні [3] запропоновано інноваційний підхід до ідентифікації та класифікації неметалевих вкраплень у сталі з використанням глибоких нейронних мереж. Автори розробили модель на основі алгоритму DeepLabv3+ для семантичної сегментації зображень, яка дозволяє одночасно класифікувати п'ять типів неметалевих вкраплень та виділяти їх межі. Для навчання моделі використовувався набір даних з близько 2000 низько роздільних металографічних зображень, отриманих за допомогою оптичних

мікроскопів. Особливістю цього дослідження є використання техніки обрізки зображень для зменшення впливу фонові інформації та підвищення точності класифікації. Крім того, для вирішення проблеми незбалансованого розподілу класів крапель автори застосували переваження функції втрат крос-ентропії та фокальну функцію втрат.

Дослідження [4] демонструє використання штучних нейронних мереж для виявлення прихованих об'єктів у середовищах зі складним просторовим розподілом, що може бути застосовано для аналізу неметалевих крапель. Хоча це дослідження не фокусується безпосередньо на крапленнях у металах, воно показує потенціал застосування таких методів для аналізу складних структур у матеріалах. Також запропоновано підхід з використанням ансамблю нейронних мереж для покращення результатів класифікації результатів, що може відкрити перспективу для аналізу металевих матеріалів.

Огляд методів хімічного та електролітичного аналізу неметалевих крапель представлено у роботі [5]. Автори підкреслюють важливість тривимірного аналізу крапель, виділених зі зразків сталі, що дозволяє точно виміряти їх хімічний склад без впливу сталеві матриці та отримати детальну інформацію про їх морфологію. У статті розглянуто різні методи екстракції крапель, які можна розділити на хімічні та електролітичні. Автори простежують розвиток цих методів протягом століття і наводять найбільш актуальні підходи для вивчення різних типів сталей та крапель.

Автори роботи [6] запропонували комбінований метод лазерної абляції та мас-спектрометрії з індуктивно зв'язаною плазмою для аналізу хімічного складу окремих неметалевих крапель.

В огляді [7] описано новий метод електролітичної екстракції для аналізу неметалевих крапель у високолегованих сталях. Такий метод дозволяє ефективно виділяти краплення без розчинення матриці сталі

Дослідження впливу неметалевих крапель на корозійну стійкість сталей представлено в роботі [8]. Автори використовували метод електролітичної екстракції для виділення неметалевих крапель з двох зразків низьковуглецевих трубопровідних сталей, оброблених кальцієм. Особливу увагу в дослідженні приділено вивченню модифікації характеристик крапель на різних етапах виробничого процесу. Крім того, запропоновано новий метод м'якої хімічної екстракції для якісної та кількісної оцінки початкових процесів корозії сталеві матриці навколо різних неметалевих крапель.

В дипломній роботі [9] досліджено вплив неметалевих крапель на корозію у пробах сталі, відібраних на різних стадіях виробництва при виготовленні трубної сталі. Методика електролітичної екстракції використовувалася для виділення включень із цих зразків сталі, а потім

досліджували їх за допомогою скануючої електронної мікроскопії в поєднанні з можливостями дисперсійної мікроскопії. Цей підхід дозволив провести тривимірну оцінку різних неметалевих вкраплень, присутніх у двох металевих зразках трубопровідної сталі (обробленої Ca) з низьким вмістом вуглецю. Характеристики включень було досліджено та порівняно для взятих зразків сталі з різних етапів процесу плавильного виробництва. Після цього корозійну стійкість сталі аналізували залежно від характеристик присутніх у них неметалевих включень. Крім того, це дослідження також представляє новий метод м'якої хімічної екстракції для якісних та кількісних оцінок початкових корозійних процесів сталевій матриці, оточуючої різні неметалеві включення. Результати показали, що початкове розчинення в сталевій матриці починається в областях, які оточують включення CaS або фази включень, що містять фазу CaS, а розчинення металевій матриці навколо включень $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ і TiN не виявлено.

Автори роботи [10] досліджували вплив неметалевих вкраплень на локальну корозію дуплексної нержавіючої сталі. Вони встановили, що вкраплення MnS діють як ініціатори пітингової корозії.

Інноваційний підхід до аналізу неметалевих вкраплень з використанням рентгенівської комп'ютерної томографії представлено у роботі [11]. В ній описано можливості неруйнівного контролю металевих композитів з високою просторовою роздільною здатністю. Цей метод дозволяє отримати тривимірні зображення розподілу вкраплень у об'ємі зразка, що неможливо при використанні традиційних методів металографічного аналізу.

В роботі [12] представили метод аналізу газів у металах в режимі реального часу з використанням лазерної емісійної спектроскопії. Ця техніка забезпечує визначення концентрації водню, азоту та кисню з високою точністю безпосередньо під час обробки металу. Продемонстровано можливості цього методу для оптимізації технологічних процесів та зниження кількості дефектів, пов'язаних з газонасиченістю сплавів.

Застосуванням методу наноіндентування (визначення твердості та модуля пружності матеріалів за одне вимірювання) для вивчення впливу неметалевих вкраплень на локальні механічні властивості високоміцних сталей встановлено [13] кореляцію між твердістю, модулем пружності вкраплень та їх впливом на міцність та пластичність сплаву. Це дозволяє прогнозувати механічні властивості залежно від типу та кількості вкраплень.

Загалом, огляд сучасних досліджень демонструє значний прогрес у розробці інноваційних методів аналізу неметалевих вкраплень та газів у металевих сплавах. Застосування передових технологій, таких як глибокі нейронні мережі, рентгенівська комп'ютерна томографія, лазерна емісійна спектроскопія та наноіндентування відкриває нові можливості для підвищення якості та експлуатаційних характеристик металевих виробів.

Дослідження впливу неметалевих вкраплень на корозійну стійкість сталей показали, що різні типи вкраплень мають свій характерний вплив на корозійні процеси. Вкраплення MnS виявилися особливо шкідливими, ініціюючи пітингову корозію, тоді як оксидні вкраплення мають менший негативний вплив.

Розвиток методів хімічного та електролітичного аналізу неметалевих вкраплень дозволяє підвищити точність визначення їх складу та розподілу в металевій матриці. Тривимірний аналіз вкраплень та комбіновані методи, такі як лазерна абляція з мас-спектрометрією, відкривають нові можливості для детального вивчення структури, властивостей вкраплень, а також їх вплив на механічні властивості та експлуатаційні характеристики металів.

Список використаних джерел

1. Іванов В. Г. Роль неметалевої фази у формуванні структур сталей і сплавів. Зб. тез XVI Міжн. наук.-техн. конф. «Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах». Запоріжжя, Запорізька політехніка, 07–08 жовтня 2021. С. 15-22.
2. Kang Jw., Liu Bl., Jing T. et al. Intelligent casting: Empowering the future foundry industry. *China Foundry*. 2024. <https://doi.org/10.1007/s41230-024-4056-z>.
3. Li X., et al. Research on Intelligent Identification and Grading of Nonmetallic Inclusions in Steel Based on Deep Learning. *Materials*. 2023. 16(5). 1908.
4. Прищенко О. А. Використання надширококузових електромагнітних хвиль та штучного інтелекту для виявлення металевих та діелектричних підповерхневих об'єктів: дис. ... докт. філософії / Харківський нац. університет імені В.Н. Каразіна. Харків, 2024. 225 с.
5. Kim S. K., et al. Analysis of Non-Metallic Inclusions by Means of Chemical and Electrolytic Extraction: A Review. *Metals*. 2022. 12(5). 789.
6. Омельчук О. В., Загнітко В. М., Курило М. М. Пошуки та розвідка родовищ корисних копалин: електронний підручник. 2017. Київ. Інститут геології. 195 с. www.geol.univ.kiev.ua/lib/poshuky_ta_rozvidka_RKK.pdf.
7. Ramesh Babu S, Michelic S. K. Analysis of Non-Metallic Inclusions by Means of Chemical and Electrolytic Extraction - A Review. *Materials*. 2022; 15(9):3367. <https://doi.org/10.3390/ma15093367>.
8. Andersson M., et al. Analysis of non-metallic inclusions in low-carbon Ca-treated pipeline steels and their effect on corrosion resistance. *Materials Science and Engineering: A*. 2021. 814. 141194.
9. Sidorova E. Non-metallic inclusions in pipeline steels and their effect on the corrosion resistance. 2022. *Materials*. 15, 2530. Stockholm. Sweden. 58 p.
10. Karasev A. V., Gorkusha D., Grigorovich K. V., Jönsson P. G. Application of Some Modern Analytical Techniques for Characterization of Non-

Metallic Inclusions in a Fe-10mass%Ni Alloy Deoxidized by Ti/Zr and Ti/Mg. *Metals*. 2021. 11(3):448. <https://doi.org/10.3390/met11030448>.

11. Smith J.R., Johnson K.L. X-ray computed tomography for non-destructive evaluation of metal matrix composites. *Materials Characterization*. 2019. Vol. 150. P. 120-128.

12. Zhang Y., Li X. Real-time laser-induced breakdown spectroscopy for gas analysis in metal processing. *Spectrochimica Acta Part B: Atomic Spectroscopy*. 2021. Vol. 175. 105992.

13. Brown A., White B. Nanoindentation studies of non-metallic inclusions in high strength steels. *Acta Materialia*. 2018. Vol. 156. P. 355-364.

УДК 669.187.58.001.4

Mogylatenko V.G.¹, Shapovalov V.O.², Liutyi R.V.³, Kozin R.V.⁴

¹doctor of foundry, prof., Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv

²prof., corresponding member of NASU, E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv

³doctor of foundry, prof., Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv

⁴senior researcher, E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv

NITROGEN ABSORPTION IN STEEL FE-0,04 C-18 CR- 10 NI DURING PLASMA-SLAG REMELTING

Chromium-nickel steels are among the most widely used structural austenitic steels in industry. Nitrogen, known as an alloying element in chromium-nickel and chromium-manganese steels, is a strong austenizer agent that was initially used as an additive to chromium-nickel steels to enhance the stability of austenite, and later as a replacement for a portion of nickel in chromium-nickel-manganese steels. Considering the cost of nickel, replacing part of it with nitrogen significantly increases the economic viability of producing stainless steels.

Steels with supersaturated nitrogen content are advisable to produce under a sub-atmospheric nitrogen pressure or by plasma-arc remelting (PAR) with nitrogen alloying of the metal directly from the gas phase. From the perspective of achieving supersaturated nitrogen content in the metal, the use of nitrogen plasma is more effective. A promising approach is to combine plasma, which activates nitrogen molecules as a heat source, with slag treatment, thereby providing opportunities to cleanse the melt from unwanted impurities and non-metallic inclusions.

The absorption of nitrogen by liquid steel in the gas-slag-metal system during plasma-slag melting (PSM) depends on both the gas absorption by the metal and

the transfer capacity of the slag. Therefore, the issue of studying the kinetics of such a complex process arises. The nitrogen absorption by the slag and through the slag by the metal during plasma-slag melting was performed using steel Fe-0,04 C-18 Cr-10 Ni under a slag of 50 % CaO + 50 % Al₂O₃.

The determining factors for alloying the metal with an excess equilibrium amount of nitrogen during PSM are the partial pressure of nitrogen in the plasma-forming gas and the process temperature.

During the plasma heating of the metal, the law of the square root for nitrogen absorption is fulfilled, but the proportionality coefficient significantly exceeds the Sieverts' constant.

Regarding the sorption capacity of the slag with respect to impurities, it depends on both the gas pressure and the oxidizing-reducing potential of the environment, which can be determined by the equilibrium partial pressure of oxygen. Unlike the Sieverts' law for metals, in the case of slag, the partial pressure of nitrogen is also taken into account, considering the oxidation state or valence of the gas in the slag. The solubility of nitrogen in basic slags is two to three times greater than in iron. In acidic slags, with increasing temperature, nitrogen dissolves faster than in iron. The interaction in the nitrogen-slag-metal system is a multi-stage process, and depending on the rate of the elementary stages of the process, one or another stage may determine the overall rate of nitrogen absorption.

Initial experiments conducted with steel Fe-0,04 C-18 Cr-10 Ni showed that the nitrogen content in steel, depending on the partial pressure of nitrogen above the metal, follows Sieverts' law. The Sieverts' constant for the experimental conditions is 0,277674 and is described by the equation:

$$[\%N] = 0,277674 \cdot \sqrt{P_{N_2}}. \quad (1)$$

Theoretical calculations of nitrogen solubility in the studied steel were performed using the Chipman-Corrigan equation. The nitrogen solubility was determined by the formula:

$$[\%N]_{04X18H10} = \sqrt{p_{N_2}} \cdot 10^{\left(\frac{1328}{T} - 1,4029\right)}.$$

This made it possible to estimate the melting temperature in the conditions of the experiments when the molten metal sample was covered by a plasma torch:

$$[\%N] = [\%N]_{04X18H10},$$

$$0,277674 \cdot \sqrt{P_{N_2}} = \sqrt{p_{N_2}} \cdot 10^{\left(\frac{1328}{T} - 1,4029\right)},$$

from which the melting temperature of the steel is approximately 2385 K.

The summarized relationships of the variation of nitrogen content in the molten plasma-slag melting (PSM) steel with the square root of the partial pressure of nitrogen are shown in Fig. 1.

In the conditions of plasma-slag melting, the nitrogen content in steel and slag follows the Sieverts' law. The linear dependence of the nitrogen content in the slag is described by the equation:

$$(%N) = 0,360025 \cdot \sqrt{p_{N_2}} + 0,00336233,$$

with the coefficient of determination $R^2 = 0,995207$ and the mean square deviation $6,31644 \cdot 10^{-5}$, indicating high model significance. The free term of the last equation indicates the initial (residual) nitrogen content in the slag.

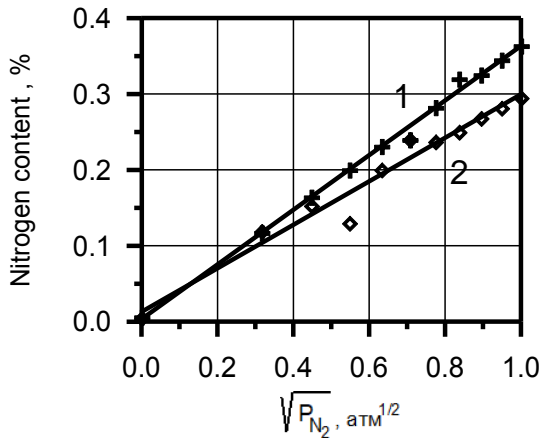


Figure 1 – The effect of nitrogen pressure ($\sqrt{p_{N_2}}$) on its content in slag and steel Fe-0,04 C-18 Cr-10 Ni at PSM: 1 – slag, 2 – metal

The same can be said about the dependence of nitrogen content in steel under slag. The linear dependence takes the following form:

$$[\% N] = 0,286549 \cdot \sqrt{p_{N_2}} + 0,0129405, \tag{9}$$

The coefficient of determination is 0,964987, and the standard deviation is equal to $3,01468 \cdot 10^{-4}$. A comparison of the Sieverts' constant for steel under plasma-slag melting (1) with the constant under plasma-arc melting (9) shows the closeness of their values. The difference is 0,008875, corresponding to a 3,2 % error. The distribution coefficient of nitrogen between the slag and the metal is equal to 1.1-1.2.

UDK 621.771:006.83(075.8)

Efremenko B.V.¹, Chabak Yu.G.^{1,2}, Greshta V.L.³, Petryshynets I.²,

Efremenko A.V.¹, Wu K.⁴, Brykov M.N.³

¹ Pryazovskyi State Technical University, Dnipro, Ukraine

² Institute of Materials Research, Slovak Academy of Science, Kosice, Slovakia

³ National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine

⁴ International Research Institute for Steel Technology, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan, China

ON SELECTION OF RATIONAL INTERCRITICAL ANNEALING TEMPERATURE OF A LOW-ALLOYED TRIP-ASSISTED STEEL

TRIP-assisted C-Si-Mn steels are usually subjected to austempering with a preliminary intercritical annealing. The latter that is targeted at the multi-phase structure having 40-60 vol.% of proeutectoid ferrite (F). The kinetics and the mechanism of phase-structural transformations can be impacted due to the additional alloying of TRIP-assisted steel by the strong carbide forming elements, necessitating an alternative approach for the selection of intercritical annealing parameters. This issue is analyzed in the present work, which investigates the effect of the temperature of intercritical annealing on the “Structure/Properties” correlations in 0.2 wt.% C-Si-Mn-Nb steel alloyed by 0.55 wt.% Cr, 0.20% Mo, and 0.11 wt.% V. The annealing temperature ranged from 770 °C to 950 °C, and austempering was performed at 350 °C for 20 min. It was observed that the addition of the (Cr, Mo, V) complex significantly improved the steel hardenability. However, the annealing of steel at 770 °C (to gain 50 vol.% of proeutectoid ferrite) resulted in the precipitation of coarse cementite lamellas during bainite transformation, lowering the amount of retained austenite (RA) and decreasing the strength and ductility of steel. At higher annealing temperatures, carbide-free bainite was formed, which presented a 2.5-3.5 times increase in the RA volume fraction and a 1.5 times increase in the RA carbon content. The optimal combination of the mechanical properties (yield strength of 900 MPa, ultimate strength of 1040 MPa, total elongation of 23%, V-notch impact toughness of 95 J/cm², PSE of 23.9 GPa·%) referred to annealing at a temperature close to the Ac₃ point, resulting in a structure with 5 vol.% F and 9 vol.% RA (the residue was carbide-free bainite). This structure presented an extended manifestation of the TRIP effect with an enhanced strain hardening rate due to strain-induced martensite transformation. The addition of Cr and Mo into C-Si-Mn TRIP-assisted steel promotes cementite formation decreasing the coefficient of carbon activity in austenite. This adversely affects the mechanical properties of the steel. Therefore, it is crucial to decrease the volume fraction of proeutectoid ferrite to prevent excessive carbon enrichment of austenite before the austempering holding.

УДК 621.74

Шелепко П.В.¹, Пономаренко О.І.², Євтушенко Є.Д.³

¹ аспірант кафедри ливарного виробництва НТУ “ХПІ” (Харків, Україна)
НТУ “Харківський політехнічний інститут”, Харків;

² доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри ливарного виробництва
НТУ “Харківський політехнічний інститут”, Харків.

³ магістрант кафедри ливарного виробництва НТУ “ХПІ” (Харків, Україна)
НТУ “Харківський політехнічний інститут”, Харків;

ЕТАПИ ВИГОТОВЛЕННЯ МОДЕЛЬНОЇ ОСНАСТКИ ДЛЯ ЛИТТЯ СТАЛЬНИХ РОБОЧИХ КОЛІС У ХТС

В даний час широко застосовується процес з використанням самоствердних сумішей (ХТС), для лиття робочих коліс. До появи цього методу, робочі колеса переважно відливали методом ЛВМ, що було дуже трудомістким і дорогим. За ДСТУ 26645-85 точність виливків за моделям що витоплюються (ЛВМ) 7-8, а для ХТС 9-10 клас, але збільшуючи припуски з 2 ... 3 мм до 4 ... 5 мм, отримали якісну виливку методом ХТС.

У ливарному виробництві, метод ХТС, є основним способом виготовлення виливків, тому виготовлення якісного модельного оснащення залишається, як і раніше, актуальним завданням у ливарному виробництві. Важливим елементом центробіжних насосів, є вилівки сталевих коліс, що створює обертання, яке необхідне для перекачування робочої рідини.

Перед початком виготовлення оснащення, необхідно уважно вивчити креслення та технічні вимоги робочого колеса. Особливу увагу потрібно звернути на внутрішню товщину основного та покривного диска, якщо товщина менше 10...15 мм в залежності від зовнішнього діаметра колеса, то внутрішній стрижень з лопатками не вдасться отримати ручним способом, потрібно виготовляти стрижневий ящик під стрижневу піскострільную машину. Також дуже важлива товщина лопаток, якщо вона менше 3 мм, то за технологією ХТС вони можуть не пролитися, слід розглянути можливість виготовлення такого колеса іншим методом лиття.

Розробка ливарної технології. Виробляємо розрахунок ливникової системи, підведення ливників робимо в нижній основний диск, по колу, для сталевих коліс ефективніше використовувати екзотермічні прибиля. У програмі AnyCasting виробляємо чисельне моделювання ливарних процесів, що складається з моделювання температурних полів, моделювання перебігу розплаву, моделювання напруг і мікроструктури. В обов'язкових параметрах вказується процес Alpha-Set. Програма може показати ливарні дефекти та дозволить їх усунути.

Проектування модельної оснастки. За допомогою програми SOLIDWORK створюється віртуальна модель оснащення робочого колеса.

Вона складається з моделей низу та верху, двох стрижневих ящиків, центрального та міжлопатевого. На останньому етапі проєктування, робиться складання комів і стрижнів, перевірили збирання форми та її зазори, тим самим виключається шлюб при формуванні ХТС.

Вибір матеріалу для оснащення. Найкращим сучасним матеріалом для модельного оснащення робочих коліс, враховуючи застосування методу ХТС, є модельний пластик, він має ряд переваг у порівнянні з іншими матеріалами. Модельний пластик забезпечує точність оснащення, має високу зносостійкість у порівнянні з деревом, легко обробляється та має меншу масу в порівнянні з металами, має однорідну структуру. Основним мінусом є його дорожнеча.

Виготовлення модельного оснащення. Все модельне оснащення на робоче колесо виготовляється на фрезерних верстатах з ЧПУ, крім відокремлених лопаток стрижневого ящика. Їх ми виготовляємо застосовуючи адитивну технологію. Після того, як всі елементи оснащення відфрезеровані, модельник вручну все збирає та зачищає.

Контроль якості та доведення оснастки. По закінченні виготовлення оснастка проходить контроль якості за точністю та відповідністю кресленням. Перевіряються розміри, геометрія та інші параметри. За потреби проводиться доопрацювання.

Фінальна перевірка та підготовка до виробництва. Після виконання всіх доопрацювань модельне оснащення робочого колеса тестується в ливарному цеху. Виготовляється формування та заливання пробної виливки. Потім виливок проходить механічну обробку, її перевіряють на наявність ливарних дефектів та геометрію. Якщо все гаразд, тоді на даному модельному оснащенні можна виробляти серію цих виливків.

Аналіз розробки модельної оснастки робочих коліс показує, що за допомогою сучасних програм, матеріалів та обладнання можна отримати якісну виливку методом ХТС, знизивши її собівартість, порівняно з методом ЛВМ, а за точністю ДСТУ досягти 9 класу, що є дуже прийнятним результатом.

Список використаних джерел

1. Шелепко П. В. Виготовлення модельного комплекту оснастки в сучасному ливарному виробництві [Електронний ресурс] / П. В. Шелепко, О. І. Пономаренко, М. М. Воробйов // Литво. Металургія. 2024 : матеріали 20-ї, 13-ї Ювілейної Міжнар. наук.-практ. конф., 28-30 травня 2024 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.]; заг. ред. О. І. Пономаренко. – Електрон. текст. дані. – Харків; Київ, 2024. – С.283-284. URI <https://repository.kpi.kharkov.ua/handle/KhPI-Press/79688>

УДК 621.74

Лисенко Т.В.¹, Дерев'янченко О.Г.², Доценко В.П.³, Данілова Х.О.⁴,
Кисельов К.В.⁵.

¹ д. т. н., завідувачка кафедри матеріалознавства та інженерії матеріалів, НУ «Одеська політехніка», Одеса

² д. т. н., професор кафедри матеріалознавства та інженерії матеріалів, НУ «Одеська політехніка» Одеса

³ к. т. н., доцент кафедри матеріалознавства та інженерії матеріалів, НУ «Одеська політехніка» Одеса

⁴ магістр, НУ «Одеська політехніка» Одеса

⁵ аспірант, НУ «Одеська політехніка» Одеса

ВИКОРИСТАННЯ ІНФОРМАЦІЙНИХ ТЕХНОЛОГІЙ ПРИ АНАЛІЗІ МІКРОСТРУКТУРИ ШВИДКОРІЗАЛЬНОЇ СТАЛІ

Аналіз впливу методів лиття на мікроструктуру виливків із швидкорізальної сталі був проведений за допомогою комп'ютерного мікроскопа.

Кількісний аналіз мікроструктур був виконаний із використанням комп'ютерних металографічних методів.

Отримані цифрові зображення мікроструктур були оброблені та проаналізовані [1] із застосуванням спеціального програмного забезпечення, розробленого на кафедрі «Матеріалознавства та інженерії матеріалів» Національного університету «Одеська політехніка».

Під час експериментів використовувався комп'ютерний мікроскоп, створений шляхом модернізації інструментального мікроскопа моделі МІМ 7. Замість окуляра в корпус було встановлено камеру VEB, яка забезпечувала отримання цифрових зображень поверхонь мікрошліфів досліджуваних матеріалів і їх відображення на екрані комп'ютера для візуального аналізу мікроструктур. Паралельно зображення вводилося у програмний пакет, який забезпечував металографічний аналіз мікроструктур за методикою, викладеною нами [2]. Результати цього аналізу представлені на рисунках 1–3 [3]. На рисунках використовуються такі позначення: 1 – початкове зображення мікроструктури; 2 – бінарне зображення мікроструктури; 3 і 6 – вибрані компоненти мікроструктур (КМ); 4 – відповідні зони зображення; 5 – таблиця вибраних контурів КМ і набір параметрів форми КМ; 7 – робоча панель комплексу; 8 – гістограма.

Оригінальне цифрове зображення мікроструктури матеріалу (1) вводиться в програмний комплекс і потім перетворюється в бінарне (2). Багато компонентів мікроструктури (КМ) відображаються у вигляді контурів (позиції 3, 6 та інші). Кожен з них послідовно обробляється, визначається набір параметрів (параметри форми та інші):

- Тип – тип контуру КМ;
- Периметр – периметр контуру КМ;
- Висота (макс) – максимальна висота контуру;
- Ширина (макс) – максимальна ширина контуру;
- Площа – площа контуру;
- Центр Y, Центр X – координати центру ваги контуру;
- Внутрішній і Зовнішній – радіуси вписаного або описаного кола, що є характеристиками типу контуру (внутрішній або зовнішній).

На основі аналізу сукупності цих параметрів визначається тип кожного КМ.

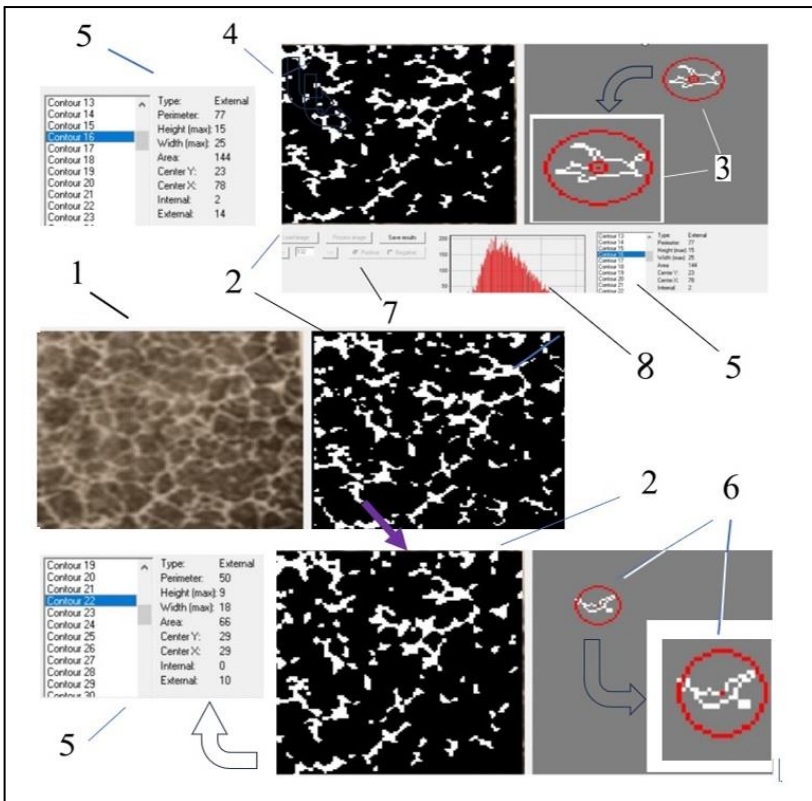


Рисунок 1 - Елементи аналізу мікроструктури свердла зі сталі HS6-5-2, виготовленого методом лиття у водоохолоджувану металеву форму

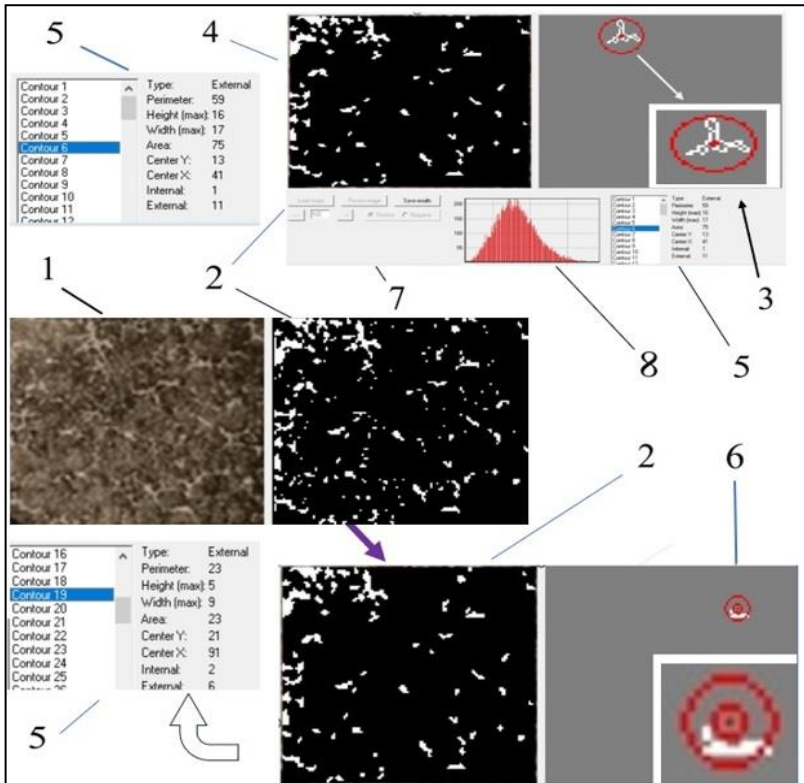


Рисунок 2 - Елементи аналізу мікроструктури свердла зі сталі HS6-5-2, виготовленого методом лиття у водоохолоджувану металеву форму після відпалу

Результати досліджень свідчать про те, що методи лиття у водоохолоджувану металеву форму та лиття у кокіль мали найбільший вплив на мікроструктуру сталевих виливків. Виливки, отримані цими методами, демонстрували унікальні структурні характеристики, такі як безголастий мартенсит з суцільною карбідною сіткою та дрібнозернисті карбіди всередині зерен. Після відпалу структура змінювалася на сорбітроостит із порушеною карбідною сіткою і малими карбідами як всередині, так і зовні зерен. Різні методи лиття виявили значний вплив на формування мікроструктури та властивостей швидкорізальних сталевих виливків. У результаті дослідження були визначені основні технологічні параметри для лиття заготовок свердел у водоохолоджувану металеву форму.

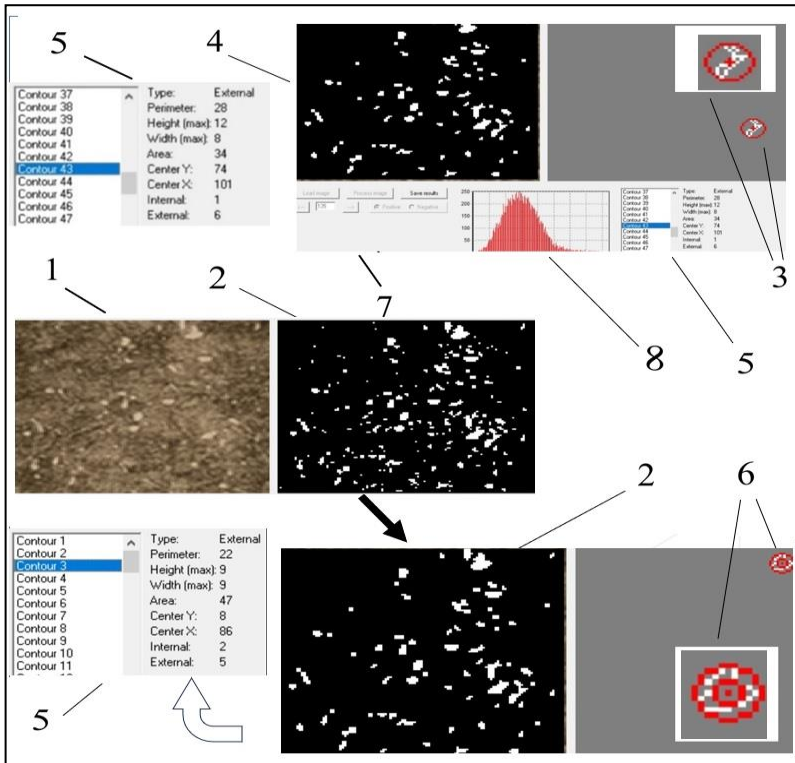


Рисунок 3 - Елементи аналізу мікроструктури свердла зі сталі HS6-5-2, виготовленого з прокату

Список використаних джерел

1. Decost, B.L., Holm, E.A.: A computer vision approach for automated analysis and classification of micro-structural image data. *Comput. Mater. Sci.* 110(29), 126–133 (2015). DOI: 10.1016/j.commatsci.2015.08.011
2. Lysenko, T., Kreitser, K., Derevianchenko, O., Kozishkurt, E. and Dmytro, V.: Comparison of Technologies for the Magnesium Alloys Protection Using the Quality Assessment and Quantitative Metallography. In: Tonkonogiy, V., et al. (eds.) *Advanced Manufacturing Processes II. InterPartner 2020. Lecture Notes in Mechanical Engineering*, pp. 322–329. Springer, Cham (2021). DOI: 10.1007/978-3-030-68014-5_32
3. Sato, N.A., Sadamatsu, S.: Change and prospect of quantitative evaluation of microstructure Morphology. *J. Iron Steel Inst. Jpn.* 100(10), 1182–1190 (2014). DOI: 10.2355/tetsutohagane.100.1182

УДК 621.74

Пензев П. С.¹, Лаврик Є.Є.², Лисенков В. Ю.³

¹аспірант, НТУ «ХП», Харків

²аспірант, НТУ «ХП», Харків

³аспірант, НТУ «ХП», Харків

ВПЛИВ КОНСТРУКЦІ НАДЛИШКІВ НА ФОРМУВАННЯ УСАДКОВИХ РАКОВИН У СТАЛЕВИХ ВИЛИВКАХ ТИПУ «КОРПУС»

Анотація: За результатами моделювання встановлено, що при деяких технологічних варіантах існує ризик проникнення усадкової раковини в тіло виливку. Використання циліндричного надлишку прямокутного перерізу з галтелями забезпечує повне поглинання усадкової раковини.

Ключові слова: сталі фасонні виливки, надлишок, усадкова раковина, моделювання

Abstract: According to the simulation results, it was found that with some technological options, there is a risk of the shrinkage shell penetrating into the casting body. The use of a cylindrical surplus of a rectangular cross-section with fillets ensures complete absorption of the shrink shell.

Keywords: steel shaped castings, surplus, shrink cavity, simulation

Механічні властивості виливків, як відомо, визначаються двома основними факторами: суцільністю виливків та хімічним складом сплаву. Якщо вплив другого чинника можна оцінити виходячи з математичних моделей типу «склад – властивості» [1, 2], то виявлення впливу першого чинника застосовують комп'ютерне моделювання. Основним напрямом досліджень у разі є виявлення місць дислокації внутрішніх дефектів, причинами яких є процеси затвердіння виливків. Ця обставина зазначено також у роботі [3], де виявлення місць локалізації дефектів використовувалися методи розпізнавання образів.

Отже, комп'ютерне моделювання формування виливка є інструментом, що дозволяє виявляти місця дислокації внутрішніх дефектів у виливках. Це, поряд з побудовою математичних моделей «склад – властивості» та виявленням впливу геометричних характеристик ливарного оснащення на формування дефектів [4] може стати вирішальним у питаннях управління якістю виливків. Важливо відзначити, що враховувати необхідно також властивості сплаву, тому що, наприклад, технологія отримання якісних сталевих виливків складніше, ніж вилівок із чавуну через значно гірші ливарні властивості сталі. Тому комп'ютерне моделювання в технологіях сталевих виливків потребує особливої уваги.

Об'єктом дослідження була технологія виготовлення фасонних сталевих виливків у разових піщаних формах.

Метою дослідження було виявлення закономірностей формування усадкової раковини для різних прибутків, варіантів надлишків та їх розмірів. Це дозволить формувати раціональні конструкторсько-технологічні рішення щодо встановлення надлишків.

Для проведення експерименту було обрано деталь «Корпус» із середньовуглецевої сталі, вилівок якої виготовляється литтям у разові піщані форми.

При виробництві даної виливки може виникнути ряд дефектів, пов'язаних, зокрема, з проникненням усадкової раковини в тіло виливка.

З конструкторсько-технологічних міркувань було встановлено 3 надлишки, що живлять найбільш масивні, теплові вузли виливки – великий циліндричний надлишок прямокутного перерізу з галтелями і два невеликі надлишки з боку підведення метали в порожнину форми, причому одна з них була встановлена над місцем входу живильника.

3D модель виливку наведена на рисунку 1.

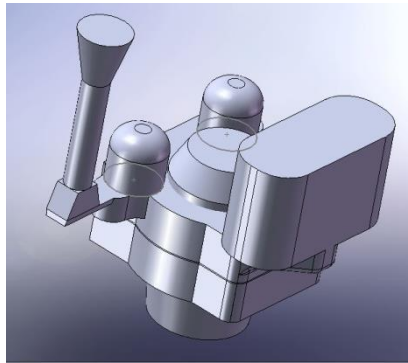


Рисунок 1 – 3D-модель виливку «Корпус» з ливниковою системою

Таким чином, прийнято такі визначення:

- надлишок круглого перерізу, розташований ближче до живильника, – надлишок № 1_1;
- надлишок круглого перерізу, розташований далі від живильника, – надлишок № 1_2;
- надлишок прямокутного перерізу з галтелями – надлишок № 2.

Встановлено, що обсяг надлишку впливає на середню глибину проникнення раковини (Kz_m), причому ця залежність може бути описана функціонально:

$$Kz_m = 0.6865 - 0.195 \ln V. \quad (1)$$

З рівняння (1) видно, що збільшення обсягу надлишку знижує величину Kz_m , яка прагне до 1.

Рівняння (1) дозволяє прогнозувати величину Kz_m при виборі об'єму надлишку, а також оцінити, який раціональний об'єм надлишку може бути прийнятий з урахуванням того, що необґрунтоване з точки зору зменшення координати нижньої точки усадкової раковини збільшення об'єму надлишку призведе до перевитрати металу.

На підставі результатів комп'ютерного моделювання формування усадкової раковини при використанні двох типів надлишків встановлено, що при деяких технологічних варіантах існує ризик проникнення усадкової раковини в тіло виливки. Використання циліндричного надлишку прямокутного перерізу з галтелями забезпечує повне поглинання усадкової раковини в місці встановлення надлишку.

Використання надлишку круглого перерізу в місці установки не гарантує поглинання усадкової раковини. Визначальним чинником, що впливає коефіцієнт приросту глибини усадкової раковини, є величина об'єму надлишку. Цей вплив може бути описаний функціональною залежністю логарифмічного типу із досить високим коефіцієнтом детермінації $R^2=0.82$. Відношення діаметра надлишку до її висоти не впливає на коефіцієнт приросту глибини усадкової раковини. Отримана функціональна залежність $Kz_m=f(V)$ дозволяє встановити раціональний об'єм надлишку, що забезпечує мінімум коефіцієнту приросту за одночасного недопущення перевищення витрати металу.

Список використаних джерел

1. Demin, D. (2018). Investigation of structural cast iron hardness for castings of automobile industry on the basis of construction and analysis of regression equation in the factor space «carbon (C) – carbon equivalent (Ceq)». *Technology Audit and Production Reserves*, 3 (1 (41)), 29–36. doi: <http://doi.org/10.15587/2312-8372.2018.109097>
2. Demin, D. (2017). Synthesis of nomogram for the calculation of suboptimal chemical composition of the structural cast iron on the basis of the parametric description of the ultimate strength response surface. *ScienceRise*, 8, 36–45. doi: <https://doi.org/10.15587/2313-8416.2017.109175>
3. Пономаренко, О. И. Компьютерное моделирование процессов кристаллизации как резерв повышения качества поршней ДВС [Текст]/ О. И. Пономаренко, Н. С. Тренёв // *Технологический аудит и резервы производства*. 2013. –No 6/2(14). – С. 36–40. –Режим доступа: <http://journals.uran.ua/tarp/article/view/19529/172055>.
4. Frolova, L. (2023). Search procedure for optimal design and technological solutions to ensure dimensional and geometric accuracy of castings. *Technology Audit and Production Reserves*, 1 (1 (69)), 18–25. doi: <https://doi.org/10.15587/2706-5448.2023.271860>

UDC 004.9; 621.74

Semenko A. Yu.¹, Parkhomchuk Zh. V.¹, Veis V. I.², Likhatskyi R. F.²,
Likhatskyi I. F.³

¹ PhD (Engin.), Senior Research Scientists, Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine, Kyiv

² PhD (Engin.), Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine, Kyiv

³ PhD Student, Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine, Kyiv

NUMERICAL SIMULATION OF CASTING SYSTEM CONFIGURATION FOR LOW-DENSITY TWIP-STEEL

The production of Fe-Mn-Al-C steel does not require exotic procedures or special equipment, even though it is highly alloyed steel. The main goal in producing Fe-Mn-Al-C steel is to achieve maximum purity and optimal properties [1]. In the study [2], it was noted that Fe-Mn-Al-C steels are mainly produced using existing steelmaking equipment with minor modifications to standard melting practices. Austenitic Fe-Mn-Al-C steels are produced in both open induction furnaces and vacuum furnaces [1-3]. For open-air induction furnaces, MgO-based refractory linings are widely used. Alumina and silica refractories should not be used because they exchange oxygen with liquid steel due to the high Al content in the melt, which degrades the furnace lining and increases the inclusion content in the steel. Casting materials use olivine sand molds or preheated casting molds to minimize reactivity. Steel melted in open-air furnaces requires a strong argon gas flow to minimize atmospheric reactivity. The high Al content is beneficial for the melt, as it eliminates the need for a deoxidizer before slag removal and tapping. In both open-air and vacuum furnaces, the oxygen content is usually less than 6 ppm.

The production of castings from TWIP steels with high aluminum content remains a challenging task due to the tendency to form liquation in castings and molds. During the preparation of the melt and its pouring into the mold and subsequent distribution within it, aluminum is not absorbed in most cases. One effective technological method to mitigate this phenomenon may be to overheat the melt, but this simultaneously leads to an increase in slag content and changes in the chemical composition of the alloy. Another effective technological approach to increase the uniform distribution of aluminum in the melt inside the casting mold may be forced mixing due to the configuration of the casting system. The paper presents the results of numerical modeling of low-density TWIP steel casting and solidification.

In this study transient-state, incompressible, Navier-Stokes equations with SST $k-\omega$ model have been solved in the commercial computational fluid dynamics

(CFD) package program, ANSYS FLUENT, to simulate the turbulent flow and solidification. The interface tracking of the free surface between gas and liquid was performed by the Volume of Fluid (VOF) model using an algebraic approach [4]. The surface tension effects were taken into account.

A constant steel mass flow rate of 1.5 kg/s corresponding to the real mold teeming time was chosen as the inlet of the geometry model. A pressure outlet boundary with zero-gauge pressure was used at the outlet of the mold. Moreover, a no-slip condition was applied to all the walls. The physical properties of air and steel used in the current calculations are shown in Table 1. A computational grid consisting of an average of 300,000 polyhedral elements was prepared using FLUENT MESH software (Figure 1).

Table 1 – The physical properties of air and low-density steel

Density of air, kg/m ³	1.225
Density of molten steel, kg/m ³	6250
Casting temperature, °C	1500
Dynamic viscosity of air, Pa·s	1.7894×10^{-5}
Dynamic viscosity of molten steel, Pa·s	0.006
Surface tension between molten steel and air, N/m	1.6

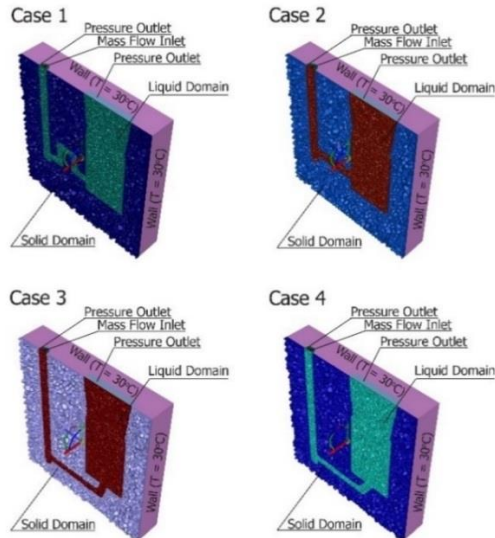


Figure 1 – Mesh of the computational domain.

Moreover, the PRESTO discretization method was adopted to discretize the pressure. The PISO scheme was used to solve pressure-velocity coupling. Second order upwind schemes were applied to the momentum, turbulent kinetic energy, and turbulent dissipation rate. In addition, the Geo-reconstruct was used to spatially discretize the volume fraction. Also, the courant number of VOF was fixed at 0.25. The time step for the simulation was 0.001 s, mold filling time – 2.5 s, solidification time – 40 s.

The paper studies the hydrodynamic features of metal flow movement and solidification. Four cases of mold filling were considered, which differed in the configuration of the mold feeder casting (Figure 1).

The results of the metal flow velocity in the mold volume are shown in Figure 2. In Case 2 the melt flow velocity is more evenly distributed over the volume of the form as in Cases 1, 3 and 4.

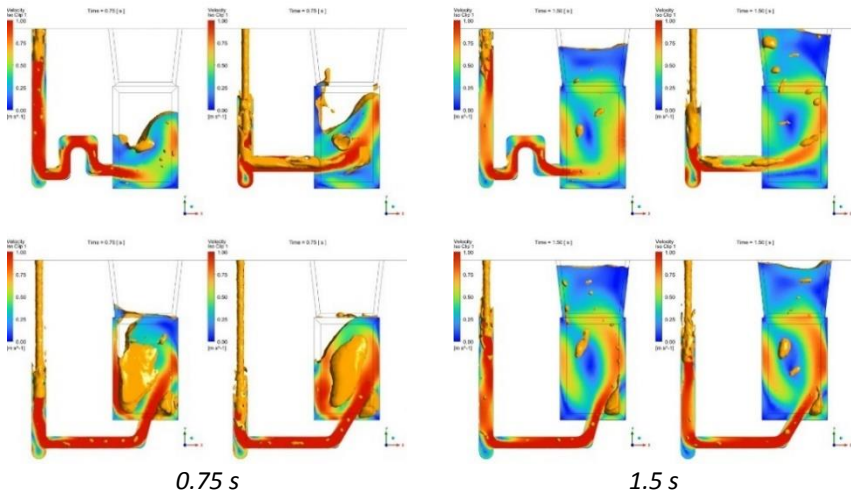


Figure 2 – Contours of metal flow velocities in the mold volume.

Temperature distribution in the mold (Fig. 3) shows that in case 2, the profit does not freeze. Therefore, in this case, feeding the mold with molten metal will occur until the solidus temperature is reached. Accordingly, taking into account the propensity of this class of steels to the formation of gas shrinkage defects, case 2 can be considered optimal.

The results of mathematical modeling showed that during the casting process of the low-density steel experience not only the influence of temperature stresses, but also additional effect from the circulating fluid flows. In this case, the greatest

impact, expressed in maximum values of temperature, is observed in the corners of the mold and persists until the metal level reaches the surplus.

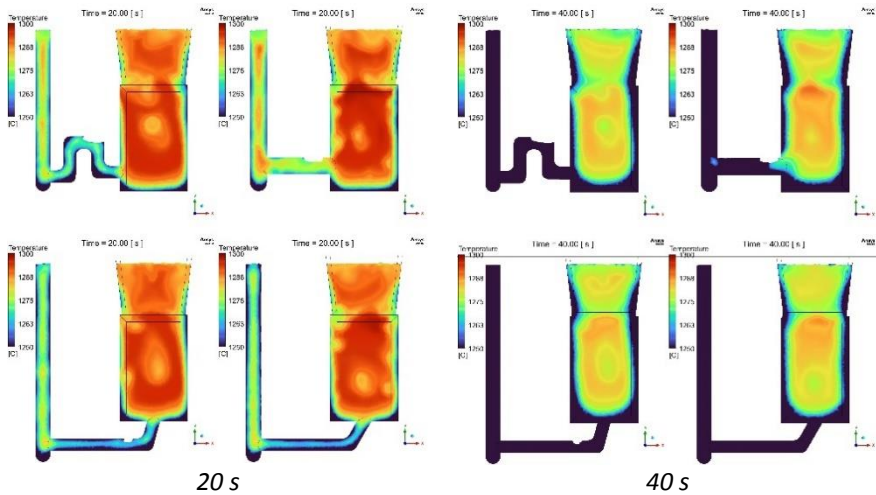


Figure 3 – Temperature distribution in the mold.

References:

1. Bai Sh., Chen Y., Liu X., Lu H., Bai P., Li D., Huang Zh., Li J. Research status and development prospect of Fe-Mn-C-Al system low-density steels. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023. Vol. 25, 1537-1559. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.06.037>
2. Howell R., Gerth, R. Fe-Mn-Al-C Alloy Steels – A New Armor Class, SAE Technical Paper. 2017. 2017-01-1703. <https://doi.org/10.4271/2017-01-1703>
3. Voron M., Semenko A., Shemet V. Microstructure, mechanical and high temperature properties of cast high Mn low-density steels alloying by La. *Materials Letters*. 2024. Vol. 355, 135421. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2023.135421>
4. Yin Ju., Ersson M., Mao H., Jönsson P. G. Mathematical modelling of the initial mold filling with utilization of an angled runner. *Metals*. 2019. Vol. 9(6), 693. <https://doi.org/10.3390/met9060693>

УДК 669.1: 539.5: 539.4

Сажнев В.М.¹, Сніжної Г.В.² Сажнев А.В.³

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

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

³ магістр гр. ІФ-513м, НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

ВПЛИВ ВМІСТУ ФОСФОРУ НА УДАРНУ В'ЯЗКІСТЬ АУСТЕНІТНИХ МАНГАНОВИХ СТАЛЕЙ

Використання високоманганових сталей в якості зносостійкого матеріалу в багатьох галузях народного господарства для деталей машин, що піддаються зношуванню при статичних і динамічних навантаженнях самого різного рівня, спонукало вчених до проведення великої кількості досліджень по вивченню закономірностей впливу основних хімічних елементів, додаткового легування, модифікування на їх фізико-механічні властивості, зносостійкість, здібність до зміцнення, холодостійкість, мікро- і макроструктуру та ін. [1, 2]. Дослідження показали, що кожен елемент, який входить у хімічний склад сталі, надає певний вплив на її властивості. Також встановлено, що основні елементи хімічного складу сталі (вуглець, манган, кремній, хром, нікель), вміст яких регламентується стандартами і технічними умовами, мають достатньо широкі інтервали по концентрації, що приводить до отримання сталей з властивостями, які можуть значно різнитися навіть у межах марочного складу. Тому, при виготовленні виливків ливарники використовують результати цих досліджень і встановлюють диференційно оптимальний хімічний склад в залежності від умов експлуатації деталей.

Стандартами і технічними умовами в сталях регламентується вміст як основних і легуючих компонентів так і шкідливих домішок (сірки і фосфору), при цьому, по шкідливим домішкам обмежується тільки верхній рівень їх концентрації. Максимально припустима концентрація фосфору найчастіше дорівнює 0.10-0.12% і забезпечується проведенням технологічної операції дефосфорації і використанням різних марок феромангану при веденні плавки. Шкідливий вплив фосфору на властивості високомарганцевої сталі пояснюється утворенням крихких з'єднань фосфідів заліза та мангану і складної карбофосфідної евтектики. Представляло інтерес проведення досліджень про можливість підвищення фізико-механічних властивостей сталей шляхом зменшення концентрації фосфору до 0.025% і нижче.

Плавки сталей 110Г8Л, 110Г10Л та 110Г13Л проводили в індукційній тигельній печі. Для отримання сталей з низьким (0,015-0,023 %) і високим (0,092-0,130 %) вмістом фосфору застосовували метод порційної розливки, використовуючи одну вихідну плавку для кожної марки сталі. Вміст інших елементів витримувався в межах хімічного складу для сталі 110Г13Л за стандартом ДСТУ 8781:2018. Заливали піщані форми з литими зразками для

випробувань на ударну в'язкість, як основного показника надійності роботи деталей.

Зразки для випробовувань після відрізання ливників піддавали гартуванню у воді з 1050 °С. Для визначення ударної в'язкості зразки з U-подібним надрізом випробували на маятниковому копрі МК-30А згідно ДСТУ ISO 148-1:2022.

Зрівняння результатів досліджень впливу фосфору на ударну в'язкість досліджених сталей (усереднені значення Mn: 7.56 - 7.71 % для Г8, 9.31 - 9.79 % для Г10, 13.96 - 15.06 % для Г13) наведені на рис. 1. Аналіз результатів випробувань показав, що зниження вмісту фосфору приводить до підвищення ударної в'язкості у всіх марках сталі, при цьому проявляється більш ефективно в сталях з меншою концентрацією мангану.

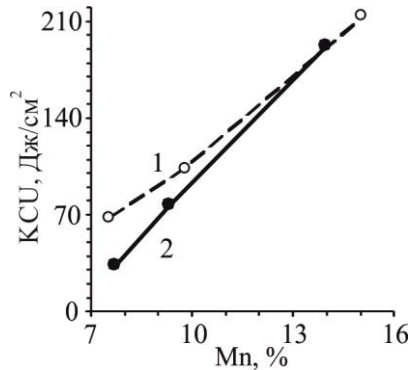


Рисунок 1 – Вплив вмісту фосфору (крива 1 – низький вміст, крива 2 – високий вміст) на ударну в'язкість КСУ сталей 110Г8Л (Mn: 7.56-7.71 %), 110Г10Л (Mn: 9.31-9.79 %), 110Г13Л (Mn: 13.96-15.06 %)

Дослідження мікроструктури сталей в литому стані показали, що неметалеві включення являли собою в більшості карбіди, а при високому вмісті в сталі фосфору також фосфіди, карбофосфіди, фосфідну евтектику. Зазвичай названі фази виглядають як скупчення на границях зерен. Схожу структуру називають «товстими» карбідами.

Після гартування сталі з низьким вмістом фосфору мали чисто аустенітну структуру з тонкими границями зерен. Сталі з високим вмістом фосфору після гартування мали теж аустенітну структуру, але з більш товстими границями зерен.

Товсті границі зерен можна пояснити наявністю в них фосфору у вигляді фосфідів, карбофосфідів, фосфідної евтектики, які звичайним

травленням не виявляються і які стають причиною низьких значень фізико-механічних властивостей сталей.

За час звичайного нагрівання і витримки гартування фосфіди з-за зниженої розчинності фосфору в аустеніті не встигають повністю перейти в метал і тим самим послаблюють пограничні зв'язки між зернами, погіршуючи основні характеристики сталі.

Вплив фосфору на ударну в'язкість в сталях з різним вмістом мангану можна пояснити складною взаємодією механізмів утворення мартенситу деформації, руху дислокацій, перебудови ґратиці в залежності від його концентрації. Підтвердження цього висновку потребує додаткових досліджень. У разі збільшення вмісту мангану вплив фосфору на фізико-механічні властивості нівелюється.

Список використаних джерел

1. Сажнев В. М., Сніжної Г. В. Вплив технологічних параметрів на фізико-механічні і експлуатаційні властивості зносостійкої аустенітної високоманганової криці. *Металофізика та новітні технології*. 2023. Т. 45. № 4. С. 503–522.

2. 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. V.58. №5-6. P. 311-317.

СЕКЦІЯ «ЧАВУННЕ ЛИТВО»

UDK 621.78:669.018.29

Efremenko V.G.^{1,2}, Chabak Yu.G.^{1,2}, Golinskyi M.A.¹, Petryshynets I.²,
Kudin V.V.³, Shimizu K.⁴, Zaitsev D.V.¹

¹ Pryazovskyi State Technical University, Dnipro, Ukraine

² Institute of Materials Research, Slovak Academy of Science, Kosice, Slovakia

³ National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine

⁴ Muroran Institute of Technology, Muroran, Japan

EFFECT OF QUENCHING TEMPERATURE ON HARDNESS AND THREE-BODY-ABRASION WEAR RESISTANCE OF HYBRID MULTI-COMPONENT CAST IRONS

In this work, enhancing the tribological characteristics of the novel cast metallic materials – hybrid multi-component cast irons (MCCIs) – by applying a strengthening heat treatment is described [1, 2]. The experimental materials were the cast alloys of a nominal composition (5 wt.% W, 5 wt.% Mo, 5 wt.% V, 10 wt.% Cr, 2.5 wt.% Ti, Fe is a balance) added with 0.3-1.1 wt.% C and 1.5-2.5 wt.% B (total 9 alloys). Heat treatment was an oil-quenching followed by 200 °C-tempering. The quench temperature (QT) was varied in the range of 900-1200 °C with a step of 50 °C (with a 2-hour holding at QT). The correlation of QT with microstructure and properties was estimated using microstructure/worn surface characterization, differential scanning calorimetry, hardness measurement, and three-body-abrasive wear testing (using Al₂O₃ particles).

The as-cast alloys had a multi-phase structure consisting of primary and/or eutectic borocarbide M₂(B,C)₅, carboborides M(C,B), M₇(C,B)₃, M₃(C,B), and the matrix (ferrite, martensite, pearlite/bainite) in different combinations and volume fractions (Fig. 1).

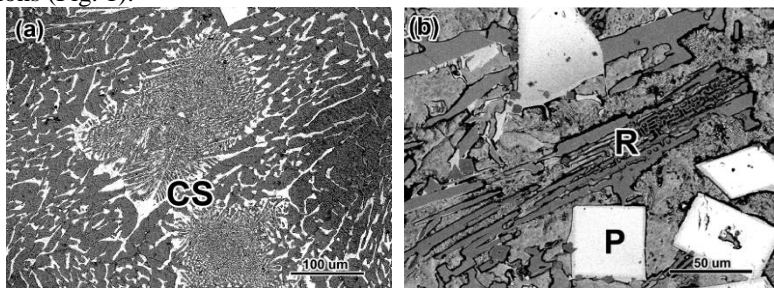


Figure 1. Microstructure of studied alloys containing: (a) 0.3 wt.% C and 1.5 wt. % B, (b) (c) 0.7 wt.% C and 3.5 wt. % B.

Generally, the increase in quenching temperature from 950 to 1150-1200 °C resulted in a gradual increase in hardness (maximally to 66-67 HRC) and a decrease in wear rate in most alloys (Fig.2, Fig. 3). This was due to the change in phase-structure state of the alloys under quenching namely the secondary carboboride precipitation and replacing ferrite and pearlite/bainite with martensite.

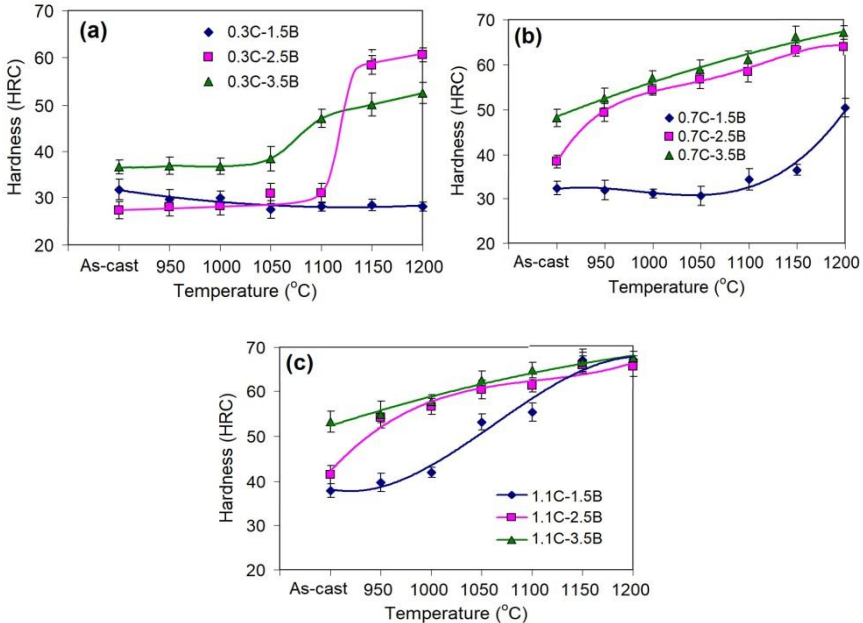


Figure 2. Effect of quenching temperature on the bulk hardness of MCCI containing: (a) 1.5 wt.% B, (b) 2.5 wt.% B, and (c) 3.5 wt.%.

Under low carbon (0.3 wt.%) and/or boron (1.5 wt.%) contents, a noticeable increase in hardness was observed at a QT above 1050 °C reaching maximal 50-59 HRC. In other alloys, hardness increased proportionally to QT starting from 950 °C, and reached 63-67 HRC. Accordingly, the wear rate decreased by 3-6 times (relative to the as-cast state). This was due to the formation of a martensitic matrix strengthened by secondary carboboride precipitates. Alloy 0.3C-1.5B retained a ferritic matrix regardless of QT, and its properties were hardly changed by quenching.

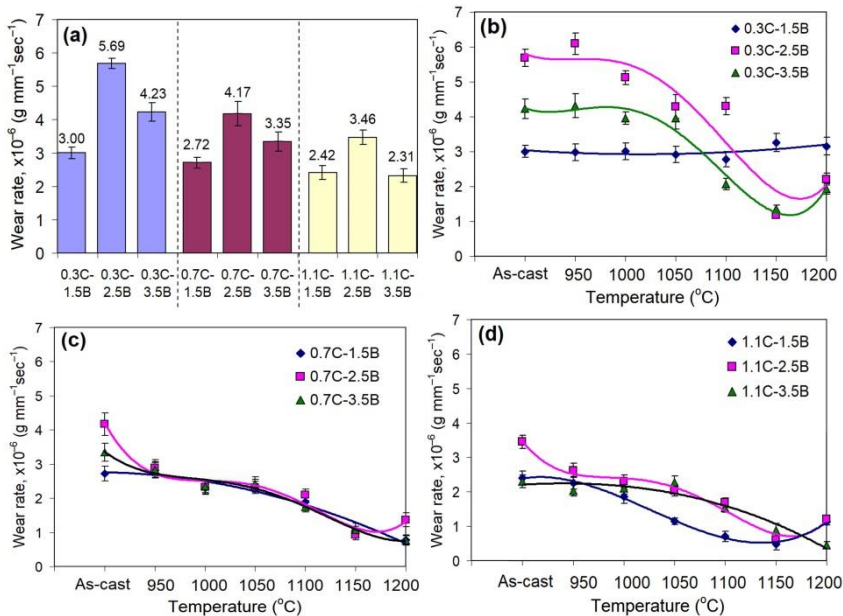


Figure 3. (a) WR values of the as-cast alloys. Effect of quenching temperature on the wear rate of the alloys containing: (b) 0.3 wt.% C, (c) 0.7 wt.% C, and (d) 1.1 wt.% C.

Carbon increased the wear resistance of MCCIs due to the formation of carboborides $M(C,B)$, $M_7(C,B)_3$ and $M_3(C,B)$, as well as by expanding the γ -area thus contributing to the appearance of martensitic matrix under the quench cooling. Boron had a versatile effect on wear resistance, which is associated, on the one hand, with the formation of wear-resistant borocarbide phases and on the other, with the occurrence of coarse primary inclusions that were easily spalled off during wear.

At any hardness, the alloys with near-eutectic structure performed higher wear resistance as compared to the hypereutectic ones. This is attributed to a more favorable wear mechanism of the multi-cycle formation/removal of the fine micro-scales. In hypereutectic alloys, the predominant wear mechanism is a spalling of coarse primary borocarbides. With the QT increase, the difference in wear rate of alloys decreased due to matrix hardness improvement: hard matrix better resisted wear preventing the easier exposure and fracture of primary borocarbides.

The factorial design of experiment 3^2 was used to optimize the alloy composition. According to the regression models derived, the highest wear resistance is attributed to the MCCI having 1.1 wt.% C and 1.5 wt.% B quenched from 1150 °C (Fig. 4).

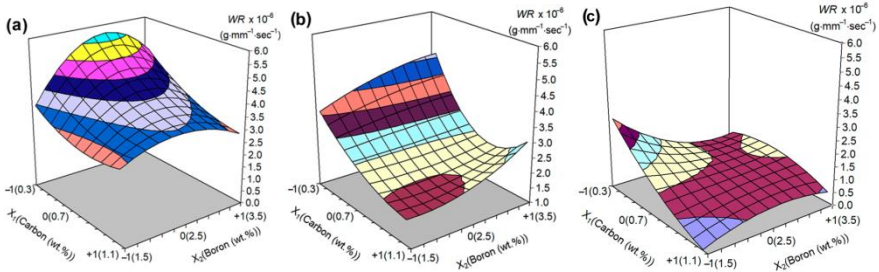


Figure 4. The response surfaces of a wear rate depending on the chemical composition of the alloys: (a) the as-cast state], (b) QT=1050 °C, (c) QT=11050 °C.

Under the testing, the optimized alloy performed a hardness of 67 HRC and a wear rate of $0.88 \times 10^{-6} \text{ g}\cdot\text{mm}^{-1}\cdot\text{sec}^{-1}$. Similar wear resistance was shown by MCCI with 1.1 wt.% C and 3.5 wt.% B (quenching from 1200 °C, 67 HRC, WR of $0.81 \times 10^{-6} \text{ g}\cdot\text{mm}^{-1}\cdot\text{sec}^{-1}$). The above alloys were 2.94 and 3.20 times more wear-resistant than the reference alloy (a 13 wt.% Cr cast iron, 66 HRC) indicating the high potential of the MCCIs to stand hard-abrasive applications.

Acknowledgments

This research was funded by the Ministry of Education and Science of Ukraine (project No 0123U100374). Funded by the EU NextGenerationEU through the Recovery and Resilience Plan for Slovakia under the project No. 09I03-03-V01-00061

References

1. Efremenko V.G., Chabak Yu.G., Shimizu K., Golinskyi M.A., Lekatou A.G., Petryshynets I., Efremenko B.V., Halfa H., Kusumoto K., Zurnadzhy V.I., The novel hybrid concept on designing advanced multi-component cast irons: Effect of boron and titanium (Thermodynamic modelling, microstructure and mechanical property evaluation), *Materials Characterization*, 197 (2023), 112691, ISSN 1044-5803.
2. Chabak Y., Petryshynets I., Efremenko V., Golinskyi M., Shimizu K., Zurnadzhy V., Sili I., Halfa H., Efremenko B., Puchy V. Investigations of Abrasive Wear Behaviour of Hybrid High-Boron Multi-Component Alloys: Effect of Boron and Carbon Contents by the Factorial Design Method. *Materials* 2023, 16, 2530.
- 3 Chabak Y., Efremenko V., Petryshynets I., Golinskyi M., Shimizu K., Efremenko B., Kudin V., Azarkhov A. Role of Quenching Temperature Selection in the Improvement of the Abrasive (Al_2O_3) Wear Resistance of Hybrid Multi-Component Cast Irons. *Materials* 2024, 17, 3742.

УДК 621.74.02; 621.74.041; 669.13 (03)

Дорошенко В.С.¹, Коляда А.О.²

¹ д-р. техн. наук, старш. наук. співр., ФТІМС НАН України, Київ

² аспірант, ФТІМС НАН України, Київ

ДИЛАТОМЕТРИЧНИЙ АНАЛІЗ ЗРАЗКІВ ІЗОТЕРМІЧНО ЗАГАРТОВАНОГО ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

Дилатометрія - це термоаналітичний метод, що дозволяє вимірювати зміни в об'ємі або довжині зразка при зміні температури. Цей метод часто застосовують для дослідження температурного розширення матеріалів, фазових переходів та їх впливу на структурні зміни. Він є корисним у галузях металургії, матеріалознавства та інших сферах, де важливо знати поведінку матеріалу під час термічної обробки або експлуатації в умовах змінної температури. Дилатометричні криві зразків ізотермічно загартованого високоміцного чавуну (ВЧ), що має поширену назву ADI, використано для вивчення зміни мікроструктури в залежності від температури або часу, поки зразок проходить контрольовану температурну програму [1].

ADI має багато таких позитивних властивостей, як поєднання високої міцності і пластичності, добрі зносостійкість і високу втомну міцність. Його підвищені механічні властивості в порівнянні з ВЧ в незагартованому стані пов'язані зі специфічною мікроструктурою, зокрема, під назвою «аусферит», яка складається з голчастого фериту (α) і високовуглецевого (залишкового) аустеніту ($\gamma_{\text{ВЧ}}$). Austempering - це термообробка ВЧ, що полягає в ізотермічному гартуванні з метою покращення його властивостей. ADI вперше був комерціалізований на початку 1970-х рр., але серйозні дослідження для його застосування було проведено наприкінці ХХ – початок ХХІ століття [2 - 4]. За словами J. R. Keough, у світі триває швидке зростання виробництва ADI, вагова частка якого серед металовиробів нині наближається до мільйона тонн на рік [4]. ADI часто використовують для зубчастих коліс, його чудові трибологічні властивості навіть дозволяють механізмам тимчасово працювати без мастила. Ще одне поширене застосування виливків з ADI - для колінчастих валів та осей. Деякі застосування ADI включають: поворотні кулаки, зірочки, ролики, натяжні колеса, корпуси та кронштейни підвіски, зносостійкі пластини, маточні колеса, фланцевих валів тощо [1 - 4].

Загалом, деякі переваги виливків із ADI, такі: до 40% менше вартості, ніж поковки із загартованої сталі; низький рівень робочого шуму в контакті з рухливими деталями; на 10% менше маси, ніж сталь; краще зношування, ніж цементована сталь; відмінна стійкість до поширення тріщин; добра ударна міцність до $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$; загартування при експлуатації. З огляду цих показників ADI постало питання про його поведінку після впливу підвищених температур, що

було важливим для визначення максимальної допустимої робочої температури для експлуатації металовиробів. Крім того, для термооброблених матеріалів очікують меншу ймовірність збереження їх механічних властивостей у разі підвищення температури вище температури їх термічної обробки. Вже відомо, що аустеніт у структурі аусфериту термічно стабільний до дуже низьких температур. Однак аустеніт може розпадатися на ферит і карбід під впливом підвищених температур, в результаті чого відбувається поступова деградація механічних пластичних властивостей [1]. Розпад (перетворення) аустеніту на ферит і карбіди пов'язані з деякими змінами об'єму. У роботі [6], проведений за допомогою дилатометра, досліджено об'ємні зміни, зумовлені розкладанням аусферитної мікроструктури і перетворенням аустеніту, що відбуваються в діапазоні 450-550 °С.

В дослідженні [1] було обрано два типи матеріалу ADI, ASTM 897 ADI (клас 1 і 3) [7]. Хімічний склад вихідного ВЧ (% мас.): 3,48 С; 2,10 Si; 0,40 Mn; 0,027 P; 0,012 S; 0,045 Mg; $C_e = 4,18$ %. Зразки вихідного ВЧ пройшли термообробку в печах з аустенітизацією протягом 1,0 год. при 870 °С в атмосфері повітря для обох сортів зразків ADI. Гартування проведено в ванні з нітратом калію, температура якої 1 класу ADI становила 400 °С і для класу 3 ADI – 340 °С. Мікроструктура, досліджена на оптичному мікроскопі Olympus, складалась з добре сформованого кулястого графіту в аусферитній матриці. Дилатометрична поведінка марок ADI була досліджена за допомогою дилатометра Netzsch 402/C/7 (швидкість нагріву/охолодження: 5 К/хв). Дилатометричні криві представлені на рис. 1 [1].

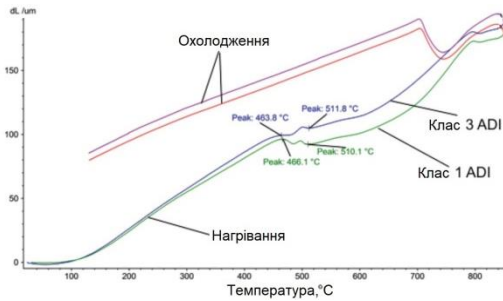


Рисунок 1 - Дилатометричні криві зразків ADI (клас 1 і клас 3), вплив температури на відносну зміну розмірів

Після отримання дилатометричних характеристик мікроструктура ADI 1 класу та ADI 3 класу при спостереженнях на тому ж оптичному мікроскопі складалась з добре сформованих вузликів графіту в металевій матриці фериту та глобулярного перліту.

Висновки з цього дослідження щодо зміни мікроструктури для зразків двох марок ADI з використанням дилатометричного методу і застосування оптичного мікроскопа такі. За результатами експерименту по нагріванню зразків на дилатометричних кривих видно деякі зміни об'єму в діапазоні температур 460-510°C, що свідчить про розкладання високовуглецевого аустеніту. Температурний режим розкладання високовуглецевого аустеніту відповідає літературним даними про це явище. При порівнянні з охолоджуючими частинами тих самих дилатометричних кривих змін об'єму в діапазоні температур 460-510°C не спостерігалось. Охолоджувальні частини дилатометричних кривих показують типову поведінку зразків чавуну з евтектоїдним перетворенням без будь-яких змін до кімнатної температури. Отримані результати дають експериментальне підтвердження оптимального температурного інтервалу експлуатації металовиробі з ADI без зміни його структури, зокрема аусферитної структури, з притаманними їй високими механічними характеристиками, що є перевагою для багатьох промислових застосувань.

Виконаний короткий аналіз температурних умов експлуатації деталей з ADI проведено в циклі досліджень по темі «Наукові та технологічні засади створення економолитих конструкцій з підвищеним рівнем експлуатаційних характеристик на основі високоміцних чавунів з використанням комплексного фізико-хімічного впливу на структуру розплаву і процес кристалізації при регульованих параметрах тиску, вакууму і низьких температур».

В одному із підрозділів цієї теми у відділі фізико-хімії процесів лиття розроблено ресурсозберігаючий процес лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), який взаємно доповнено ізотермічним гартуванням виливків. При цьому, крім притаманного ЛГМ досить простого формування разових моделей в сипкому піску з застосування короткотривалої вібрації, використано можливість легкого видалення гарячих виливків з сухого сипкого середовища ливарної форми. Вибивання виливків з форм в традиційних ливарних процесах у піщаних формах зі зв'язувальними компонентами при ЛГМ замінено висипанням піску зі звільненням виливка чи вийманням його з піску шляхом піднімання за допомогою кранового захвату.

Гартування гарячого виливка (прямо з форми) в аустенітному стані скорочує його витримку в цій формі, того часу, що традиційно вилівок там охолоджується, достатньо, щоб провести його ізотермічне гартування, зокрема з отриманням виливка з ADI. Крім ряду способів такого енергозберігаючого тандему процесів лиття з термообробкою, запатентовано також ливарний комплекс (з термообробкою) та роторно-конвеєрну лінію [8], в тому числі з ізотермічною витримкою виливка в нагрітому піску, у

варіанти, з якого його вийняли при видаленні з форми, а гартування провели за рахунок псевдозрідження піску форми з гарячим виливком при продуванні піску струменем повітря під певним тиском.

Список використаних джерел

1. Avdušinović H., Gigović-Gekić A., Dervišić Š. Dilatometric analysis of the austempered ductile iron samples. Internat. Foundrymen Conf. (Ed: Z. Zovko Brodarac). Opatija, Hrvatska, 15-17.05.2017. ISBN 978-953-7082-26-0. P. 43-49.
2. Janjić M., Avdušinović H., Jurković Z., Bikić F., Savićević S. Influence of austempering heat treatment on mechanical and corrosion properties of ductile iron samples. *Metalurgija*, 55(2016)3. P. 325-328.
3. Keough J. R., Hayrynen K. L., Automotive applications of austempered ductile iron (ADI): A critical review, Society of Automotive Engineers. Livonia, MI, USA, 2000.
4. Keough J. R. AFS Hoyt memorial lectu re: innovate or die. *Modern Casting*. September. 2023. P. 33-37.
5. Nadkarni G., Gokhale S., Boyd J. D., Elevated temperature microstructural stability of austempered ductile irons, *AFS Transactions*. 104(1996). P. 985-994.
6. Keough J. R., Hayrynen K. L., Pioszak G. L. Designing with austempered ductile iron (ADI). *AFS Proceedings*. American Foundry Society. 2010, Schaumburg, USA.
7. ASTM 897(M) ASTM 897(M) Austempered Ductile Iron Specification, 1990.
8. Дорошенко В.С. Способи охолодження виливків при проектуванні ЛТО-процесу, що взаємодоповнює технології лиття та термообробки. *Процеси лиття*. 2020. - № 1. С. 42-53. <https://doi.org/10.15407/plit2020.01.042>.

УДК 621.74

Ніколаєв Д.А.¹, Дьомін Д. О.²

¹ аспірант, НТУ «ХПІ», Харків

² докт. техн. наук, професор, НТУ «ХПІ», Харків

ТЕХНОЛОГІЧНИЙ АУДИТ СЕРІЙНИХ ПЛАВОК ЗАДЛЯ ВИБОРУ РАЦІОНАЛЬНОГО КОРИГУВАННЯ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ЧАВУНУ ЕЛЕКТРОДУГОВОЇ ПЛАВКИ

Анотація: Запропоновано процедуру технологічного аудиту серійних плавок, особливістю якої є комплексна оцінка фактичних показників плавки. Результатами такого аудиту є можливість розрахунку коригуючих комбінацій з шихтових матеріалів та феросплавів.

Ключові слова: електродугова плавка, хімічний склад чавуну, технологічний аудит

Abstract: The procedure of technological audit of serial smeltings is proposed, the feature of which is a comprehensive assessment of the actual indicators of smelting. The results of such an audit are the possibility of calculating corrective combinations of charge materials and ferroalloys.

Keywords: electric arc smelting, chemical composition of cast iron, technological audit

Фізична та моральна зношеність печей не усуває необхідності виплавляти якісні сплави, тому для функціонування таких печей важливим є пошук їх резервів та вдосконалення процесів плавки, виходячи з наявних можливостей. Тому великі зусилля витрачаються на пошук шляхів раціонального управління процесами плавки [1], розглядається питання формування властивостей сплавів, як кінцевий етап усіх фізико-хімічних перетворень, що потребує моделювання, незалежно від марки чавуну. На підтвердження цього можуть бути названі дослідження щодо виплавки чавуну з пластинчастим графітом [2], алюмінієвого чавуну [3, 4], спеціального зносостійкого та легованого чавуну [5, 6] тощо. Всі ці роботи обмежені хімічними складами, по котрих проводилися дослідження та оцінювалися властивості та структура. Таке обмеження є обґрунтованим, оскільки промислові умови конкретних виробництв, на яких та для яких проводяться такі дослідження, вимагають вирішення конкретних практичних завдань. Тому необхідно проводити технологічний аудит серійних плавок, щоб обґрунтовано вибирати коригувальні норми шихти та феросплавів [7], які необхідно вводити в піч або використовувати для позапічної обробки розплаву.

Метою досліджень було визначення якісного та кількісного складу коригувальних добавок до чавуну, що усувають систематичні похибки розрахунку шихти, на підставі технологічного аудиту серійних плавок.

Процедура технологічного аудиту плавки, що пропонується, включає в себе етапи серійних плавок та розрахунки наступних статистичних характеристик хімічного складу:

– математичні очікування вмісту хімічних елементів, $M(X)$:

$$M(X) = \frac{\sum_{i=1}^N X_i}{N}, \quad (1)$$

– оцінки дисперсій вмісту хімічних елементів, $s^2(X)$:

$$s^2(X) = \frac{1}{N-1} \sqrt{\sum_{i=1}^N (X_i - M(X))^2}, \quad (2)$$

– середньоквадратичні відхилення вмісту хімічних елементів, $s(X)$:

$$s(X) = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^N (X_i - M(X))^2}{N-1}}, \quad (3)$$

– систематичні похибки в оцінці вмісту хімічних елементів, ΔX :

$$\Delta X = M(X) - X_{ts}, \quad (4)$$

– поля розсіювання вмісту хімічних елементів, δX :

$$\delta X = (X_{min} - X_{min ts}; X_{max} - X_{max ts}). \quad (5)$$

де $M(X)$ – середнє значення вмісту хімічного елемента відповідно до технічних умов, X_{min} , X_{max} – мінімальне та максимальне значення вмісту елементів відповідно до технічних умов, X_{min} , X_{max} – нижнє та верхнє значення вмісту елемента хімічного складу в серії плавок, яке визначалося побудовою гістограм у діапазоні від $M(X) - 3s(X)$ до $M(X) + 3s(X)$.

Для оцінки відповідності фактичних показників плавки за хімічним складом необхідно є перевірка статистичної гіпотези про рівність математичного очікування вмісту хімічного елемента заданому його значенню:

$$H: M(X) = X_{ts}, \quad (6)$$

Гіпотеза може вважатися відкинутою в разі виконання умови:

$$t = \frac{(M(X) - X_{ts})}{s(X) / \sqrt{N}} > t_{cv}, \quad (7)$$

де t_{cv} – критичне значення розподілу Стюдента.

Порівняння отриманих даних з вимогами технічних умов дозволяє визначити склад і кількість коригувальних комбінацій, що включають шихтові матеріали і феросплави. На основі серійних плавок чавуну в електродуговій печі в промислових умовах встановлено, що за елементами хімічного складу C, Mn, Si, Cr мають місце систематичні похибки. Для компенсації цих відхилень може бути використана раціональна комбінація

шихтових матеріалів та феросплавів [8]. Для задоволення вимог технічних умов щодо вмісту кожного елемента хімічного складу необхідно не тільки вводити коригувальні комбінації, що усувають систематичні похибки у розрахунку шихти, але й проводити заходи щодо зменшення поля розсіювання вмісту кожного елемента.

Список використаних джерел

1. Demin, D. A. Synthesis process control elektrodugovoy smelting iron [Text] / D. A. Demin // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2012. – Vol. 2, Issue 10 (56). – P. 4–9. – Available at: <http://journals.uran.ua/eejet/article/view/3881/3557>
2. Demin, D. (2017). Strength analysis of lamellar graphite cast iron in the «carbon (C) – carbon equivalent (Ceq)» factor space in the range of C = (3.425–3.563) % and Ceq = (4.214–4.372) %. *Technology Audit and Production Reserves*, 1 (1 (33)), 24–32. doi: <https://doi.org/10.15587/2312-8372.2017.93178>
3. Popov, S., Frolova, L., Rebrov, O., Naumenko, Y., PostupnaO., Zubko, V., Shvets, P. (2022). Increasing the mechanical properties of structural cast iron for machine-building parts by combined Mn – Al alloying. *EUREKA: Physics and Engineering*, 1, 118–130. doi: <http://doi.org/10.21303/2461-4262.2022.002243>
4. Frolova, L., Shevchenko, R., Shpyh, A., Khoroshailo, V., Antonenko, Y. (2021). Selection of optimal al–si combinations in cast iron for castings for engineering purposes. *EUREKA: Physics and Engineering*, 2, 99–107. doi: <http://doi.org/10.21303/2461-4262.2021.001694>
5. Kharchenko, S., Barsuk, A., Karimova, N., Nanka, A., Pelypenko, Y., Shevtsov, V., Morozov, I., Morozov, V. (2021). Mathematical model of the mechanical properties of Ti-alloyed hypoeutectic cast iron for mixer blades. *EUREKA: Physics and Engineering*, 3, 99–110. doi: <http://doi.org/10.21303/2461-4262.2021.001830>
6. Frolova, L., Barsuk, A., Nikolaiev, D. (2022). Revealing the significance of the influence of vanadium on the mechanical properties of cast iron for castings for machine-building purpose. *Technology Audit and Production Reserves*, 4 (1 (66)), 6–10. doi: <https://doi.org/10.15587/2706-5448.2022.263428>
7. Demin, D. (2019). Development of «whole» evaluation algorithm of the control quality of «cupola – mixer» melting duplex process. *Technology Audit and Production Reserves*, 3 (1 (47)), 4–24. doi: <https://doi.org/10.15587/2312-8372.2019.174449>
8. Nikolaev, D. (2024). The choice of rational adjustment of the chemical composition of iron melted in an electric arc furnace on the basis of technological audit of serial films. *Technology Audit and Production Reserves*, 2 (1 (76)), 22–26. doi: <https://doi.org/10.15587/2706-5448.2024.301259>

УДК 621.74

Іванов В. Г.¹, Матвейшин М. В.²

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

² аспірант, НУ «Запорізька політехніка»

ОСОБЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ БІЛОГО СИНТЕТИЧНОГО ЧАВУНУ У ВИСОКОЧАСТОТНИХ ІНДУКЦІЙНИХ ПЕЧАХ

Досить велика частина виливків у сучасному машинобудуванні виготовлюються з чавуну, внаслідок його цінних технологічних, конструкційних та експлуатаційних властивостей. Вдосконалення технології плавлення, заміна вагранок на електропечі, використання якісних чистих шихтових матеріалів та модифікаторів сприяє розширенню об'ємів виробництва чавунних виливків. Особлива роль при цьому відводиться технології отримання так званого синтетичного чавуну, якій отримують шляхом металургійного збагачення рідкого заліза вуглецем, кремнієм та іншими компонентами. Така технологія дозволяє повністю відмовитися від високовартісних, дефіцитних та низькоякісних початкових доменних чушкових чавунів та отримувати високоякісні чавунні виливки з низьким вмістом шкідливих домішок та газів (сірки, фосфору, кисню тощо).

В теперішній час технологія отримання нелегованого або малолегованого чавуну шляхом насичення сталевих відходів вуглецевими добавками в електричних печах можна вважати вже традиційною. Найбільшого розповсюдження набула технологія плавки сірих та високоміцних чавунів у індукційних печах промислової частоти, але отриманню чавуну в індукційних печах підвищеної частоти, при чому з повністю відбіленою структурою, уваги приділялося значно менше. Мабуть, це пов'язано з меншим використанням білого чавуну як конструкційного матеріалу внаслідок його значної твердості та крихкості.

Тому ця робота присвячена вдосконаленню технології отримання синтетичного білого чавуну при плавці у високочастотній індукційній печі та заливки у кокіль. В деяких специфічних випадках така відбілена структура чавуну необхідна для забезпечення однорідності й відсутності сегрегації у метали та утворюється при дуже швидкому охолодженні у ливарній металевій формі.

Дослідні плавки проводили в ливарній лабораторії Національного університету «Запорізька політехніка» у високочастотній індукційній печі з машинним генератором (2500 Гц) місткістю 60 кг з нейтральною футерівкою.

В якості шихтових матеріалів використовували армко-залізо, стандартні феросплави (феросиліцій марок ФС45...ФС75 ДСТУ 4127:2002, феромарганець марок ФМн70...ФМн88 ДСТУ 3547-97 та ін.), сірку, кольорові метали промислової чистоти: нікель, мідь, хром, титан. Для

насичення металу вуглицем використовували білі графітові електроди, подрібнені до фракції (2 – 5) мм. Пиловидна фракція не допускалася.

Розрахункова кількість карбюризатору завантажувалася у піч за різними варіантами: у повному обсязі у завалку шихти або 75% у завалку, а решту у розплавлений метал. Феросплави та легуючі компоненти додавали у розплавлений рідкий чавун. Далі метал підігрівали до температури (1500–1550) °С та витримували (5–7) хвилин, вимикали піч, збирали шлак та зливали у ківш. Температуру плавки та заливки чавуну вимірювали вольфрам-молібденовою термопарою занурення. Температуру кокілю та заливального ківшу вимірювали безконтактним інфрачервоним пірометром. Заливку сталевих кокілю здійснювали при температурі (1430–1470) °С ручними ківшами з графіту або набивними із піщано-глинистої суміші, просущеними та прогрітими до температури не менше 600 °С.

Проведенні дослідження показали, що тривалість плавки у високочастотній індукційній печі зростає на (70–100) % при використанні армко-заліза, що веде до зниження техніко-економічних параметрів, збільшення витрати електроенергії і води та зниження стійкості футерівки.

Визначено, що використання у якості карбюризатора боя електродів забезпечує стабільний процес насичення заліза вуглицем до 4,4% з коефіцієнтом засвоєння на рівні (85 – 90) %.

Фракція карбюризатору повинна бути в межах (2–5) мм. Усю розраховану кількість карбюризатору слід завантажувати разом з армко-залізом або робочим сплавом у завалку.

Встановлено, що при вмісті вуглецю (2,8–3,7) % та кремнію (0,2–1,6) % (за масою) у синтетичному чавуні, при заливці у сталевий кокіль товщиною 40 мм отриманні зразки металу стабільно мають структуру доєвтектичного білого чавуну, що забезпечує його однорідність за перерізом і відсутність сегрегації.

Збільшення вмісту вуглецю понад 4,4 % сприяє кристалізації чавуну за стабільною діаграмою стану, що супроводжується виділенням графіту і утворенням структури половинчастого чавуну.

Слід відзначити, що отриманні доєвтектичні білі чавуни, характеризуються зниженнями ливарними властивостями та високою схильністю до утворення тріщини, що може пояснюватися наслідкуванням їх від сталі (армко-заліза). При наближенні складу синтетичного чавуну до євтектичного ливарні властивості та тріщиностійкість покращується.

УДК.669.15

Нетребко В.В.¹

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

ОСОБЛИВОСТІ ПРОЦЕСІВ КАРБІДОУТВОРЕННЯ У ВИСОКОХРОМИСТИХ ЧАВУНАХ

Проведені дослідження процесів утворення карбідної фази у високохромистих чавунах в процесі кристалізації виливок. Хімічний склад найбільш розповсюджених марок чавунів знаходиться в наступних межах: 1,1...4,0 % С, 11,0...38,0 % Cr, 0,6...7,0 % Mn, 0,8...2,5 % Si, 0,1... 3,0 % Ni. Високохромисті зносостійкі чавуни є природними композиційними матеріалами, що мають в'язку основу із вкрапленням твердих часток (карбідів). Карбідна фаза може складатися із карбідів різного хімічного складу та типу кристалічної ґратки ($Me_{23}C_6$, Me_3C , Me_7C_3 , Me_3C_2). Особливість кристалізації високохромистих чавунів полягає в тому, що евтектика кристалізується в інтервалі температур. Первинні карбіди, що утворюється в рідкому стані, поділяють на карбіди евтектики та заевтектичних карбідів. Вторинні карбіди формуються у твердому стані за зменшення розчинності вуглецю в металевій основі під час охолодження виливків у формі або в процесі термічної обробки.

Хімічний склад первинних карбідів залежав від кількості карбідоутворюючих елементів їх спорідненості до вуглецю та швидкості охолодження. Елементи в ряду спорідненості до вуглецю, за зростанням, мають наступне розташування: Ni, Fe, Mn, Cr. Для визначення хімічного складу первинних карбідів досліджували усадкові пори та зони усадки. За кристалізації об'єм рідини зменшувався і первинні карбіди охолоджувались без контакту з металевою основою. Первинні карбіди показано на рис. 1.

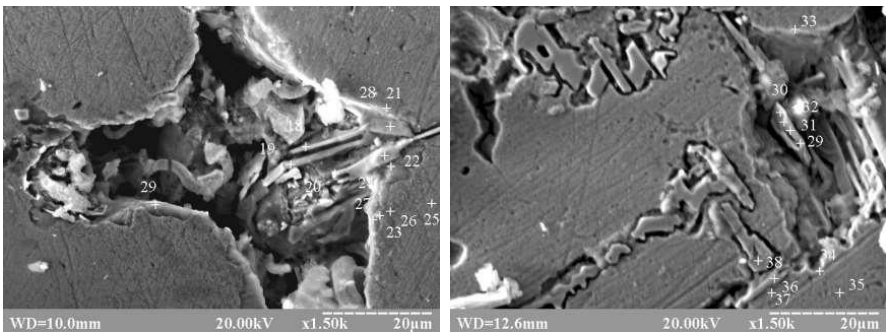


Рисунок 1 – Первинні карбіди та місця виміру хімічного складу.

В процесі охолодження хімічний склад карбідів, що контактували з металевою основою змінювався, шляхом заміщення елементів із меншою спорідненістю до вуглецю (Fe, Ni) на елементи із більшою спорідненістю (Mn, Cr) з урахуванням масштабного фактору (кількості марганцю та хрому). Вміст кремнію в карбідах визначається його кількістю в сплаві та подвійною природою, як створювати карбіди так і заміщувати вуглець в карбідах.

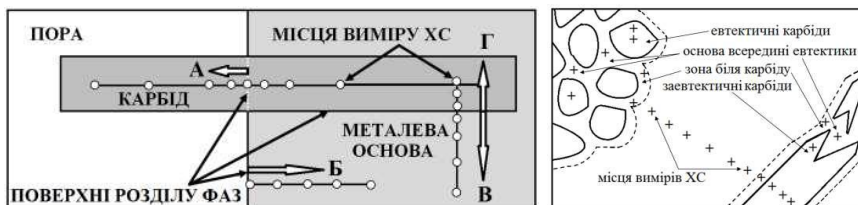


Рисунок 2 – Схеми вимірювання сегрегації хімічних елементів у карбідах і основі на відстані від межі розділу фаз пори – основа, карбід – основа.

Зміни хімічного складу в карбідах та основі досліджених чавунів на відстані від межі розподілу фаз наведено на рис. 3 та 4.

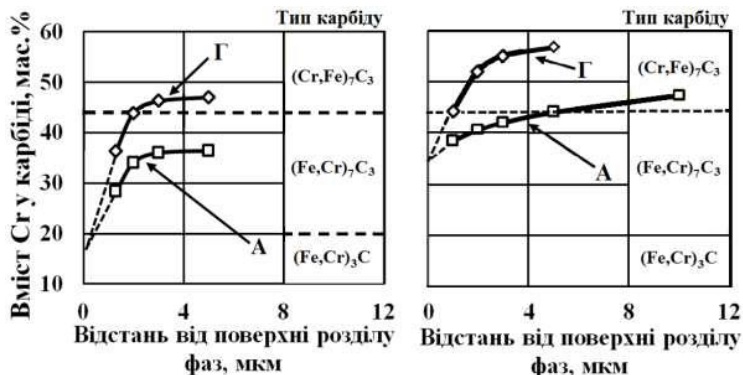


Рисунок 3 – Зміни вмісту хрому в карбідах чавунів 250X12Г3НЗ (а) та 320X22Г5НЗ (б) на відстані від межі розподілу фаз у напрямках А та Г

Таким чином, первинні карбіди, що утворюються у високохромистих чавунах під час кристалізації, мають складну структуру (шарувату будову), а саме всередині їх знаходяться об'єми з карбідів $(Cr, Fe)_7C_3$ або $(Fe, Cr)_{23}C_6$, а на поверхні залежно від вмісту Cr і C та термодинамічних факторів – шари із цементиту або карбіду $(Fe, Cr)_7C_3$. Фактично первинні карбіди є безперервними твердими розчинами різних типів карбідів, у яких відбувається поступова заміна заліза на хром.

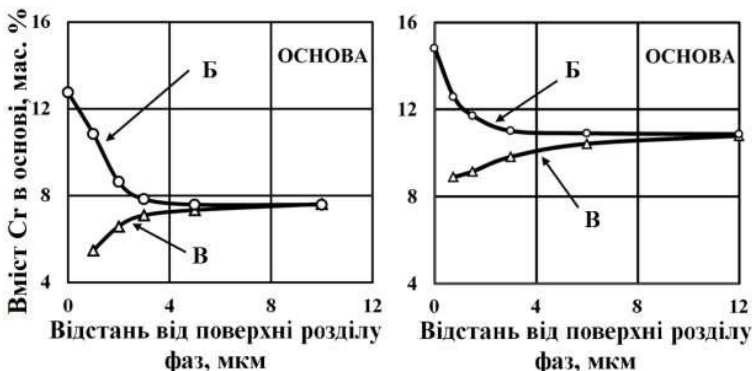


Рисунок 4 – Зміни вмісту хрому в основі чавунів 250X12Г3Н3 (а) та 320X22Г5Н3 (б) на відстані від межі розподілу фаз у напрямках Б та В

Модель шаруватих карбідів, що утворюються із рідини під час кристалізації вилівка із ЗЧХ показано на рис. 5.

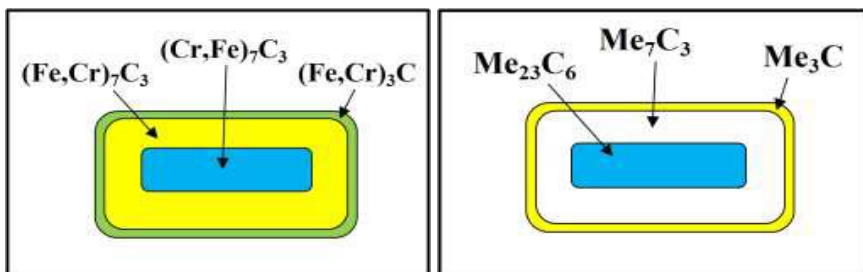


Рисунок 5 – Модель шаруватих карбідів, що утворюються із рідини під час кристалізації вилівка із ЗЧХ

Висновки. За кристалізації евтектики у високохромистих чавунах, що відбувається в інтервалі температур, утворюються карбіди із значною хімічною ліквідацією карбідоутворюючих елементів. Такі карбідні фази мають шарувату будову і належать до метастабільних фаз складного хімічного складу і структури. Вміст хрому в таких утвореннях зменшується від центральних шарів до поверхневих із відповідними змінами в кристалічній будові карбіду.

За термічної обробки відбувається перерозподіл елементів між карбідами та металевою основою, що може призвести до утворення зон збіднених на хром та сприяти виникненню міжкристалічної корозії. Ці процеси потрібно вивчити у подальших дослідженнях.

УДК 621.74

Барсук А. С.¹, Дьомін Д. О.²

¹ аспірант, НТУ «ХПІ», Харків

² докт. техн. наук, професор, НТУ «ХПІ», Харків

СИНТЕЗ СКЛАДУ ЧАВУНУ, ЛЕГОВАНОГО ТИТАНОМ, ЗА КРИТЕРІЄМ МАКСИМУМУ КОЕФІЦІЄНТУ ЗНОСОСТІЙКОСТІ

Анотація: Визначено вміст титану в чавуні, що забезпечує максимум коефіцієнта зносостійкості за різного складу базового сплаву. Встановлено, що при тому самому вмісті титану найбільше значення коефіцієнта зносостійкості залежить від вмісту вуглецю та положення евтектичної точки на діаграмі стану Fe-C. У дослідженому діапазоні найбільші значення коефіцієнта зносостійкості відповідають середній області змін цих факторів. Це дозволяє говорити про те, що вплив вмісту вуглецю і положення евтектичної точки подвійно впливають на зносостійкість при тому самому вмісті титану, причому існує область вмісту титану, в якій вплив цих факторів на величину зносостійкості стає однаковим.

Ключові слова: доевтектичний чавун, легування титаном, абразивне тертя, лопатки змішувачів, вуглецевий еквівалент

Abstract: The content of titanium in cast iron was determined, which provides the maximum wear resistance coefficient with various compositions of the base alloy. It has been established that with the same titanium content, the highest value of the wear resistance coefficient depends on the carbon content and the position of the eutectic point on the Fe-C state diagram. In the studied range, the highest values of the wear resistance coefficient correspond to the average range of variation of these factors. This allows to say that the effect of carbon content and the position of the eutectic point doubly affect wear resistance at the same titanium content, and there is a range of titanium content in which the effect of these factors on the wear resistance value becomes the same.

Keywords: hypoeutectic cast iron, titanium alloying, abrasive friction, mixer blades carbon equivalent

Гіпотеза дослідження ґрунтувалася на наступному. Маючи в своєму розпорядженні адекватну математичну модель, що описує залежність зносостійкості від вмісту в чавуні вуглецю, положення евтектичної точки на діаграмі стану Fe-C і вмісту титану, а також даними промислових плавок чавуну без титану, можна встановити його безпосередній вплив на зносостійкість і визначити оптимальний хімічний склад. Завдяки цьому можна буде отримувати сплав з найбільшою зносостійкістю, а також визначати найбільш суттєві фактори, що впливають на стійкість деталей, схильних до абразивного тертя.

Було використано теоретико-аналітичний підхід до дослідження, яке є

продовженням досліджень, представлених в роботах [1–4].

Оптимізації передувала побудова математичної моделі вигляду $K_{wr} = K_{wr}(C, C_{eq}, Ti)$, в якій вхідні змінні варіювалися наступним чином: $C=(2.21-3.34) \%$, $C_{eq}=C+0.3Si-0.03Mn=(2.539-3.827) \%$, $Ti = (0.28-2.94) \%$, K_{wr} – коефіцієнт зносостійкості. Отримане рівняння регресії в натуральному вигляді [1]:

$$\begin{aligned}
 K_{wr} = & 12.08145 + 1.917424 \frac{C - 2.775}{0.565} - 2.09456 \frac{C_{eq} - 3.183}{0.644} - 0.39929 \frac{Ti - 1.61}{1.33} - \\
 & - 13.2789 \left(\frac{C - 2.775}{0.565} \right)^2 - 14.3292 \left(\frac{C_{eq} - 3.183}{0.644} \right)^2 - 3.20145 \left(\frac{Ti - 1.61}{1.33} \right)^2 + \\
 & + 25.76207 \left(\frac{C - 2.775}{0.565} \right) \left(\frac{C_{eq} - 3.183}{0.644} \right) + 4.497585 \left(\frac{C - 2.775}{0.565} \right) \left(\frac{Ti - 1.61}{1.33} \right) - \\
 & - 5.47818 \left(\frac{C_{eq} - 3.183}{0.644} \right) \left(\frac{Ti - 1.61}{1.33} \right).
 \end{aligned}
 \tag{1}$$

На рисунку 1 представлені результати апроксимації значень K_{wr} , отриманих чисельним моделюванням.

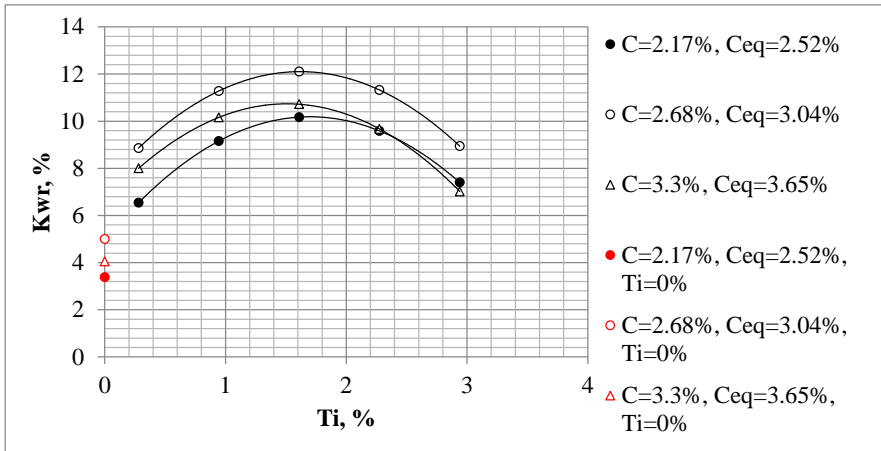


Рисунок 1 – Результати чисельного моделювання

З рисунку 2 видно, що максимальна величина коефіцієнта зношування досягається на середньому рівні вмісту титану, незалежно від значень C і C_{eq} . У варіанті $C=2.17\%$ і $C_{eq}=2.52\%$ $K_{wrmax} \approx 10\%$, у варіанті $C=2.68\%$ і

$Seq=3.04\%$ $K_{wrtmax}\approx 12\%$, у варіанті $C=3.3\%$ і $Seq=3.65\%$ $K_{wrtmax}\approx 11\%$.

Такі результати дозволяють визначити оптимальний за критерієм $K_{wt}\rightarrow max$ склад сплаву: $C=2.68\%$, $Seq=3.04\%$, $Ti=1.61\%$. Він забезпечує коефіцієнт зносостійкості $K_{wrtmax}\approx 12\%$.

Оптимальне значення вуглецевого еквівалента дозволяє оцінити множину допустимих співвідношень Si та Mn у хімічному складі, виходячи з рівняння:

$$Si(\%) = \frac{0.36 + 0.03Mn(\%)}{0.3} = 1.2 + 0.1Mn(\%). \quad (2)$$

Розрахунок вмісту кремнію за рівнянням (2) при $Mn=0.96\%$ дає результат $Si=1.296\%$, що збігається з експериментальним значенням, що складало $Si=1.3\%$.

Аналіз отриманих результатів дозволяє побачити важливу тенденцію впливу титану на коефіцієнт зносостійкості, а також оцінити вплив на нього співвідношень C та C_{eq} . Так, встановлено, що застосування Ti для легування чавуну із вмістом вуглецю, близьким до сталей, навіть у мінімальній кількості призводить до збільшення коефіцієнта зносостійкості майже на 92%. Збільшення вмісту вуглецю з $C=2.17\%$ до $C=2.68\%$ при мініальному рівні вмісту титану призводить до збільшення коефіцієнта зносостійкості на 78%, а збільшення вмісту вуглецю до рівня $C=3.3\%$ при мініальному рівні вмісту титану призводить до збільшення коефіцієнта зносостійкості на 98%.

Привертає увагу той факт, що якщо вміст титану перевищує значення, що забезпечує $K_{wt} = K_{wrtmax}$, зміна вмісту вуглецю і положення евтектичної точки практично не впливає на тенденцію зміни величини K_{wt} . Це видно з характеру кривих залежностей $K_{wt}=f(Ti)$ для $C=2.17\%$, $Seq=2.52\%$ і $C=3.3\%$, $Seq=3.65\%$, які практично збігаються. При цьому збільшення вмісту титану призводить до погіршення зносостійкості і використання титану в таких кількостях може вважатися необґрунтованим як з точки зору впливу на зносостійкість, так і їх економічних міркувань. Виходячи з цього, напрямок подальших досліджень може полягати в пошуку пояснень цього факту, на рівні аналізу структури, процесів та механізмів її утворення, зокрема з урахуванням результатів, наведених в роботах [2–4].

Список використаних джерел

1. Kharchenko, S., Barsuk, A., Karimova, N., Nanka, A., Pelypenko, Y., Shevtsov, V., Morozov, I., Morozov, V. (2021). Mathematical model of the mechanical properties of Ti-alloyed hypoeutectic cast iron for mixer blades. EUREKA: Physics and Engineering, 3, 99–110. doi: <https://doi.org/10.21303/2461-4262.2021.001830>

2. Vasenko, Yu. A. (2012). Technology for improved wear iron. Technology

Audit and Production Reserves, 1 (1 (3)), 17–21.

doi: <https://doi.org/10.15587/2312-8372.2012.4870>

3. Frolova, L., Barsuk, A., Nikolaiev, D. (2022). Revealing the significance of the influence of vanadium on the mechanical properties of cast iron for castings for machine-building purpose. *Technology Audit and Production Reserves*, 4 (1 (66)), 6–10. doi: <http://doi.org/10.15587/2706-5448.2022.263428>

УДК 669.775:669.182.71

Івахненко Є.І.¹, Парахнєвич Є.М.¹, Савонов Ю.М.¹, Шевченко С.В.²

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

²студ. гр. ІФ-512сп НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

ВПЛИВ МЕТАЛУРГІЙНИХ ФАКТОРІВ ТА МОДИФІКУВАННЯ НА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОКРЕМНИСТИХ ЧАВУНІВ

Висококремністі сплави заліза – феросиліди (ЧС15Д4ФЧЕЛ) застосовуються для роботи в умовах впливу кислих агресивних середовищ. Вони показують універсальні корозійні властивості при дії різноманітних кислот, не містять дефіцитних елементів, відносно дешеві і здатні замінити дороговартісні матеріали (нержавіючу сталь, гартблей, титан). Хімічний склад вивчаємих сплавів досліджували в межах: 0,7 – 0,9% С, 14,0 -16,0%Si, 0,4 -0,9 %Mn, 3,0 – 5,0 Cu , 0,2 – 0,4 V, 0,1 – 0,2 Y, 0,1-0,2 Se, Fe – інш.

Не дивлячись на високу корозійну стійкість, застосування феросилідів обмежене через низькі технологічні і механічні властивості та експлуатаційної надійності. Вирішення проблеми підвищення довговічності і надійності литих деталей визначається, перед усім, якісним виконанням технологічних заходів по всіх етапах переробки.

На практиці при виробництві виливків із висококремністих сплавів найбільш розповсюджені дефекти лиття – газові раковини, підкоркова та міждендритна пористість, гарячі тріщини та інші. Утворення цих дефектів пов'язане з негативним впливом газів, розчинених в феросиліді (табл.1). Гази поглинаються металом із атмосфери печі (особливо під час плавки шихти, феросплавів) по ходу плавки в результаті складних дифузійних процесів, а також при транспортуванні та заливці металу в форми.

При виплавці феросиліду рекомендовано застосовувати марки феросиліцію ФС 75 та ФС 45 ДСТУ 4127:2002, в яких вміст алюмінію не повинен перевищувати 2%. Застосування феросиліцію інших марок, які мають відхилення у вмісті цього елемента, призводить до утворення газових та усадкових раковин та тріщин, зниження механічних властивостей, що може призвести до збільшення браку лиття до 70%.

Таблиця 1- Вміст газів в процесі плавки феросиліду

№ п/п	Проба металу	Вміст газів		
		Водень, см ³ /100 г	Азот, %	Кисень, %
1	За розплавом	12,2	0,0102	0,0128
2	Пічна перед випуском металу	4,2	0,0096	0,0067
3	Ківшева	3,96	0,0090	0,0059

Із таблиці 1 видно, що основна складова частина газів, які входять в феросилід - водень, який має більшу швидкість дифузії, ніж кисень, азот та інші.

Відомо, що кремній знижує розчинність водню в рідкому залізі. При зростаючій присадці кремнію (до 15%) дифузійна рухливість водню знижується. Ймовірно це відбувається за рахунок того, що атоми кремнію утворюють міцні зв'язки з атомами заліза, сили взаємодії яких значно вище, ніж сили зв'язків атомів заліза з воднем. В процесі кристалізації, кристали що ростуть, містять менше газу, ніж рідкий метал, який безперервно насичується газом. При пересиченні водень видаляється із металу в місцях, які мають контакт з атмосферою.

Специфіка виплавки високоремнистих сплавів заліза заключається в обов'язковому нагріванні (на 150-250 °C вище $T_{кр}$) після введення всіх складових компонентів, що сприяє значному покращенню якості металу.

Для достатньо надійного визначення ступеню дегазації сплаву і раціональних засобів його розливу застосовують експрес-контроль рідкого металу за газовмістом з використанням портативного газоаналізатора типу LGT.

Вміст вуглецю в заевтектичних сплавах призводить до утворення крупних виділень графіту пластинчастої форми.

Вуглець в сплаві повинен відповідати евтектичному складу.

Введення міді та селену сприяє утворенню оболонки високо мідистих фаз, які дозволили ізолювати від матриці дисперсний графіт і неметалеві включення, що ускладнює накопичення і дифузії газів у сплаві і суттєво впливає на такі параметри, як рідинотекучість, теплопровідність, корозійна стійкість та інші.

Марганець відноситься до елементів, які не схильні до пасивації, тому швидкість корозії високоремнистих сплавів в основному визначається вмістом кремнію. Кислотостійкість сплаву системи «твердий розчин – комплексний карбід» вище, ніж системи «твердий розчин – графіт». Так як марганець є аустенітоутворюючим елементом, він значно збільшує розчинність вуглецю в γ – твердому розчині. Отримана в міждендритних проміжках структура перешкоджає утворенню крихкості сплаву.

Модифікування сплаву ванадієм приводить до утворенню в розплаві більшої кількості дрібних тугоплавких часток, що сприяє процесам об'ємної кристалізації. Вміст вільного азоту знижується за рахунок утворення карбонітридів ванадію.

Найбільший ефект дегазації досягається при комплексному модифікуванні сплаву спільно з ітрієм, який забезпечує переведення кисню та сірки із активного стану в пасивний.

Таким чином, проведення дослідів по комплексному легуванню і модифікуванню при термочасовій обробці металу з застосуванням методів контролю показали, що використання раціонального управління металургійними факторами забезпечує високу ефективність при виробництві складно легovanого корозійностійкого лиття.

УДК 621.74

Матвейшин М.В.¹, Петрік С.Ф.¹

¹ аспірант кафедри “МіТЛВ”, НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

РОЗРОБКА ОПТИМАЛЬНИХ РЕЖИМІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ

Високоміцний чавун широко застосовується для виготовлення поршневих кілець, гільз, шестерень та інших деталей, експлуатація яких залежить від зносостійкості та здатності витримувати значні механічні навантаження. Таким чином, вдосконалення технологічних параметрів виробництва литих деталей з високоміцного чавуну з метою їх підвищення є актуальним завданням ливарного виробництва.

Особлива увага серед деталей циліндро-поршневої групи двигунів внутрішнього згорання приділяється поршневим кільцям, які повинні протистояти впливу температури газів, тиску, зношуванню, вібрації тощо. За літературними даними [1], величина зносу поршневих кілець може варіюватися в межах від 0,2 мм до 1,0 мм за 1000 годин роботи. Зазвичай при зменшенні радіальної товщини кільця на (15 – 20) % воно підлягає заміні, що встановлює стандартний термін експлуатації таких елементів на рівні від 5000 годин до 15000 годин.

Метою дослідження є підвищення експлуатаційних характеристик поршневих кілець з високоміцного чавуну шляхом оптимізації технологічних параметрів їх виробництва, зокрема хімічного складу, структури та режимів термічної обробки.

Збільшення зносостійкості та довговічності досягається також через модифікацію поверхневих властивостей, що дозволить зменшити рівень зношування і, відповідно, продовжити термін служби поршневих кілець. Для досягнення мети було розроблено експериментальний підхід, спрямований на дослідження змін у поверхневому шарі поршневих кілець з високоміцного чавуну під впливом тертя. Було виготовлено зразки з високоміцного чавуну, які пройдуть випробування в умовах, що імітують робочі навантаження поршневих кілець у двигунах. Основна увага приділяється модифікації технологічних параметрів термічної обробки, які можуть впливати на зносостійкість поверхневого шару.

Згідно з даними [2] поршневі кільця у двигунах внутрішнього згоряння працюють у складних умовах, оскільки ці деталі піддаються впливу високих температур (від 150°C до 300°C на нижніх кільцях і до (500 – 600) °C на верхньому компресійному кільці), що може призводити до теплового розширення і зміни структури матеріалу. Також тиск в зоні камери згоряння (5 – 10) МПа може створювати значне навантаження на кільця, спричиняючи механічне зношування й обмежене змащування. Поршневі кільця мають тривале тертя із циліндром, що спричиняє інтенсивне зношення, особливо у верхній частині циліндра, де кільце взаємодіє з поверхнею на найближчій відстані. Це спричиняє високий рівень механічного та корозійного зносу. У цій області робоче навантаження найбільш інтенсивне через пікові температури та вплив продуктів згоряння, що підсилює процеси зношування.

Дослідження включає випробування на тертя, аналіз поверхневих змін, порівняння отриманих результатів. Методологія спрямована на виявлення кореляції між обраними технологічними параметрами та змінами зносостійкості, що дозволить обґрунтувати оптимальні умови для виготовлення поршневих кілець з високоміцного чавуну.

Список використаних джерел

1. Зубик С. Дослідження методами сучасної діагностики процесу зношування елементів циліндропоршневої групи суднових дизелів. «Морські дослідження Дунайського регіону: молодь, наука, інновації – 2018» : Матеріали регіон. студент. науково-практ. конф., м. Ізмаїл, 17 квіт. 2018 р. Ізмаїл, 2018. С. 161–164.

2. Maass, E., Hinz, R., Wolters, F. Oil film thickness around piston rings in internal combustion engines: experiment and simulation // Tribology International. – 2023. – Vol. 181. – P. 107014.

DOI: <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2023.107014>.

СЕКЦІЯ «КОЛЬОРОВЕ ЛИТВО ТА СПЕЦМЕТАЛУРГІЯ»

УДК 621.793.7

Єршов А.В.¹, Грабовський В.Я.², Вініченко В.С.², Савонов Ю.Н.²

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

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

ВПЛИВ НАПРЯМКУ РОЗТАШУВАННЯ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ НА ХАРАКТЕР МІЦНІСТІ ПЛАЗМОВОГО ПОКРИТТЯ

Для відновлення спрацьованих поверхонь деталей машин використовують плазмові покриття. Міцність плазмового покриття є важливою експлуатаційною характеристикою захисного шару. Вона визначає можливість розширення засобів механічної обробки, надійність та ресурс роботи механізмів з відновленою поверхнею деталей.

Розглянемо дотичну і нормальну до поверхні основи когезійну міцність покриття. Дотична міцність визначається як напруження руйнування покриття під дією дотичної сили. Нормальну до поверхні основи когезійну міцність зчеплення можна визначити за методом штифтової проби при когезійному характері відриву штифта від поверхні покриття. Попередній аналіз [1-6] показує значну відмінність цих величин, що ставить питання щодо анізотропії плазмових покриттів, яка до цього часу досліджена недостатньо. Дослідження анізотропії відкривають нові можливості прогнозованого формування комплексу фізичних властивостей покриттів. Це підтверджує актуальність теми дослідження.

Розглянемо дані щодо когезійної міцності у напрямку дотичної до поверхні основи. Ця величина корелює зі швидкістю зношування поверхні покриття [1]. Крім того величина когезійної міцності визначає умови руйнування покриття під дією внутрішніх розтягувальних напружень, [2]. Дані вимірювання різних авторів наведено у табл.1.

З випробувань відомо, що когезійна міцність покриттів у напрямку паралельному поверхні основи змінюється в інтервалі 163-290 МПа [1-3] у залежності від умов напilenня та складу покриття, табл.1. Можливою причиною похибок вимірювання когезійної міцності є наявність внутрішніх напружень у покритті. Наведені у [1] дані міцності дещо занижені у порівнянні з вимірюваннями у [2], тому що у [1] вимірювання виконувались при зчепленні покриття з основою, що не дозволило позбавитись внутрішніх напружень у покритті. Вимірювання у [2] виконувались при відшарованому покритті і були практично позбавлені внутрішніх напружень.

Таблиця 1. Механічні характеристики покриттів у напрямку паралельному поверхні основи

Товщина h, мм та матеріал покриття	Когезійна міцність σ_k , МПа	Модуль Юнга, Е, ГПа	Деформація руйнування ϵ_p , %
0,28 (Al ₂ O ₃), [1]	125	54	0,31
0,2...0,5 (12X18H10T), [1]	192	89	0,35
0,35 (ПН65Ю15) [1]	163	69	0,41
1,4 (ПРНХ15СР2) [2]	234	59	0,42
0,15 (ПХ18Н10Т) [3]	178	74	-
0,15 (ПХ20Н80) [3]	92	71	-
0,15 (КХС – Кобальт-хром сплав) [3]	290	72	-

Загальна міцність покриття забезпечується також і міцністю зчеплення з основою. За даними [4-6] ця величина значно менша, ніж когезійна міцність при розтягненні, що видно з табл. 2. і складає 14-52 МПа. При підвищенні міцності зчеплення методом дугової активації було помічено, що відрив покриття має переважно когезійний, а не адгезійний або змішаний характер. Тому середнє значення нормальної когезійної міцності зчеплення можна прийняти в інтервалі 30-50 МПа, оскільки руйнування контакту зчеплення у [6] має переважно когезійний характер.

Таблиця 2. Міцність зчеплення покриття з основою та характер розриву

Матеріал покриття	Міцність зчеплення, МПа	Характер розриву
Чорні метали [4]	21-34, сталева основа (дробострумінна обробка)	Змішаний
Кольорові метали [4]	14-48	Змішаний
Керамічні матеріали [4]	21-41	Змішаний
12X18H9 [4,с.128]	24,5	Змішаний
NiCr [5,с.128]	35,8	Змішаний
Нп-65Г [6, с.35],	52, основа Ст.5 (дробострумінна обробка+дугова активація)	Когезійний

Частинки покриття орієнтовані паралельно поверхні, а їх зчеплення відбувається через проміжний шар оксиду [2,5], який має значно меншу міцність, ніж міцність металевих частинок. При випробуванні покриття на міцність зчеплення за допомогою відриву штифта визначається саме міцність оксидного шару на розрив.

Таким чином, слід відмітити, що когезійна міцність покриття у поперечному до основи напрямку у декілька разів нижча. Покриття характеризується суттєвою анізотропією.

Причина значної відмінності між дотичною та нормальною до основи когезійною міцністю криється, ймовірно, у формі частинок та їх орієнтації відносно поверхні основи. Згідно з даними [5], частинки покриття мають форму дисків, діаметр яких у 10-15 разів перевищує їх товщину. Частинки орієнтовані паралельно поверхні, що призводить до армування покриття у цьому напрямку.

Список використаних джерел

1. Соловых, Е.К. Оптимизация по критериям прочности плазменного напыления эрозионно стойких покрытий [Текст] / Е.К. Соловых, Б.А. Ляшенко, Ю.В. Дмитриев, Ю.С. Борисов // Проблемы прочности. – 2008. – № 6. – С. 136-151.

2. Грешта В. Л. Фізико-механічні характеристики та термічне напруження плазмового покриття [Текст] / В. Л. Грешта, А. В. Єршов, В. Я. Грабовський, В. С. Вінченко, С. В. Сейдаметов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.- 2023.- № 3.- С. 27-33.

3. А.В. Бесов, Н.А. Долгов, І.Й. Перкатюк Фізико-механічні властивості плазмових покриттів із порошків кобальт-хромових сплавів / Фізика і хімія твердого тіла. Т. 9, № 4 (2008) С. 898-900.

4. Корж, В.М. Нанесення покриття [Текст] / В.М. Корж, В.Д. Кузнецов, Ю.С., Борисов, К.А. Ющенко. – К: Аристей, 2005. – 204 с.

5. Кудинов В.В., Иванов В.М. Нанесение плазмой тугоплавких покрытий. М.: Машиностроение, 1981, 192 с.

6. Єршов А.В., Сытников Н.Н., Камель Г.И. Влияние ионно-микродуговой активации подложки на прочность сцепления газотермических покрытий. Вісник СевНТУ, вып.118/2011. Сер.: Машиноприладобудування та транспорт. Севастополь: 2011, с. 32-36.

УДК 544.23:546.11'56'62'74'82'831

Турчанін М.А.¹, Агравал П.Г.²

¹ д-р хім. наук, професор, Донбаська державна машинобудівна академія, Краматорськ-Тернопіль

² д-р хім. наук, доцент, Донбаська державна машинобудівна академія, Краматорськ-Тернопіль

ВПЛИВ ВОДНЮ НА ВЛАСТИВОСТІ ОБ'ЄМНИХ АМОРФНИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ ЦИРКОНІЮ

Розчинення газів у металах і сплавах відіграє важливу роль у перебігу різноманітних процесів. Аморфні сплави, які характеризуються відсутністю кристалічної структури, привертають увагу як потенційні матеріали для різних застосувань, але закономірності розчинення газів в них, як і вплив розчинених газів на їхні властивості не повністю зрозумілі.

Особливий інтерес викликає вплив розчинених газів на властивості об'ємних аморфних сплавів (ОАС), вироби з яких можуть бути одержані методами традиційних ливарних технологій. В таких сплавах розчинені гази можуть сприяти утворенню порожот або дефектів у структурі матеріалу, що може призвести до зниження механічної міцності та тривкості, та викликати хімічну корозію або окислення, що також може вплинути на їхні робочі властивості. Разом з тим, перспективним є розгляд ролі розчинених газів як легуючих компонентів ОАС. Одним з цікавих прикладів є вплив водню як легуючої добавки на властивості ОАС на основі цирконію.

В роботі [1] було досліджено аморфні зразки у вигляді пластини товщиною 2 мм з промислового цирконієвого сплаву Vit-105 MG ($Zr_{52,5}Cu_{17,9}Ni_{14,6}Al_{10}Ti_5$ (ат %)) одержані методом лиття під тиском у мідну форму. Зарядку зразків воднем проводили після загартування електрохімічним катодним методом у розчині сірчаної кислоти. Щільність струму і час зарядки контролювали для запобігання утворення гідридів. Вміст розчиненого водню c_H в досліджених зразках становив $c_H = 0 \dots 0,5$ Н/Ме (відношення водню до металу), причому більшість досліджень було зосереджено на $c_H < 0,29$ Н/Ме, де не спостерігалося розтріскування зразків.

Проведені в [1] дослідження вказують, що розчинення водню впливає на властивості аморфних зразків, виготовлених з сплаву Vit-105 MG. Результати дослідження рентгенівської дифракції виявляє зсув максимумів на кривій інтенсивності, характерних для відстаней найближчих сусідів. У зразку, зарядженому до $c_H > 0,5$ Н/Ме (найвищий вміст водню в цій роботі), положення широких максимумів зміщене до нижчих значень 2θ відносно литого аморфного не зарядженого воднем зразка. Механічні властивості зразків вимірювали за допомогою наноіндентування при кімнатній температурі з використанням індентора Берковича, тоді як локальну

пластичність досліджували за допомогою сферичного вдавнення. Було встановлено, що середні значення мікротвердості і модуля Юнга збільшуються з підвищенням вмісту водню в сплаві. У той же час, водень перешкоджає виникненню пластичних нестабільностей, одночасно допускаючи локальну однорідну деформацію.

В роботі [2] аморфні зразки були досліджені у вигляді стрижнів діаметром 3 мм і довжиною 50 мм зі сплаву $Zr_{64}Cu_{24}Al_{12}$ і у вигляді пластин $50 \times 10 \times 1$ і $60 \times 30 \times 2$ мм³ зі сплаву $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$. Зразки були одержані литтям під тиском у водоохолоджувальні мідні форми і введенням водню в розплав безпосередньо плавленням майстер сплаву у газовій суміші H_2/Ar . Середній вміст водню в аморфних зразках становив ~ 2 ат. % ($c_H \sim 0,02$). Температура склування T_g зарядженого воднем і вільного від нього сплаву $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ становила 694 і 687 К відповідно. Одержані в [2] результати вимірювань і динамічного чисельного моделювання механічних властивостей вказують на збільшення міцності, пластичності і в'язкості зразків, легованих воднем, у порівнянні з зразками, які його не містять.

Таким чином, результати експериментальних досліджень вказують на вплив вмісту водню на структуру, термічну стабільність і механічні властивості ОАС на основі цирконію. Фундаментальною основою для пояснення такого впливу, безумовно, є термодинамічні параметри взаємодії компонентів, які враховують взаємодію кожного з металів, що складають сплав, між собою і взаємодію водню, як легуючої добавки, з кожним компонентом сплаву.

В наших попередніх роботах було показано, що інтенсивність взаємодії металів, що складають ОАС на основі цирконію, є високою [3–5]. Про це свідчать дані про перші ентальпії змішування компонентів $\Delta \bar{H}_{Me}^{\infty}$ в рідких сплавах граничних двокомпонентних систем, представлені в таблиці 1. Для сплавів на основі цирконію в першу чергу необхідно підкреслити великі від'ємні значення першої ентальпії змішування міді, нікелю і алюмінію при розчиненні в ньому. Також інтенсивна взаємодія компонентів спостерігається в подвійних системах титану, міді і нікелю з алюмінієм та титану з нікелем. Саме такий характер взаємодії компонентів визначає термодинамічну стабільність ОАС.

Водень демонструє інтенсивну взаємодію з цирконієм і титаном, на що вказують від'ємні значення його першої ентальпії змішування з цими металами. В системах з іншими компонентами для нього характерні додатні значення ентальпії змішування, і така взаємодія не може додавати до термодинамічної стабільності аморфної фази.

Таблиця 1 – Перші ентальпії змішування компонентів в бінарних рідких сплавах, що входять до складу системи Zr–Cu–Al–Ni–Ti–H. Стандартний стан для металів – рідина, для водню – газ при тиску 1 атм

Система	Me	$\Delta\bar{H}_{Me}^{\infty}$, кДж/моль	Посилання на джерело, що містить відповідну термодинамічну модель
Al–Cu	Al	-102	[6]
	Cu	-52	
Al–Ni	Al	-169	[7]
	Ni	-158	
Al–Ti	Al	-75	[8]
	Ti	-122	
Al–Zr	Al	-131	[9]
	Zr	-157	
Cu–Ni	Cu	14	[3]
	Ni	14	
Cu–Ti	Cu	-48	[3]
	Ti	-20	
Cu–Zr	Cu	-59	[3]
	Zr	-59	
Ni–Ti	Ni	-96	[3]
	Ti	-183	
Ni–Zr	Ni	-105	[3]
	Zr	-209	
Ti–Zr	Ti	-22	[3]
	Zr	-22	
Al–H	H	51	[10]
Cu–H	H	47	[11]
Ni–H	H	18	[12]
Ti–H	H	-45	[13]
Zr–H	H	-52	[14]

Ще одним джерелом термодинамічної стабільності багатоконпонентної аморфної фази є внесок конфігураційної ентропії змішування ΔS_{conf} , яка визначається концентраціями розчинених в ній компонентів. Розчинення в аморфному сплаві водню буде сприяти збільшенню конфігураційної складової і підвищенню термодинамічної стабільності аморфної фази. В таблиці 2 наведені результати розрахунку конфігураційної ентропії аморфного сплаву Vit-105 MG складу $Zr_{52,5}Cu_{17,9}Ni_{14,6}Al_{10}Ti_5$ для різних

ступенів його насичення воднем. Результати розрахунків вказують на збільшення функції ΔS_{conf} при підвищенні вмісту водню до $c_{\text{H}} = 0,29$. При цій концентрації збільшення конфігураційної ентропії аморфної фази за рахунок розчинення водню $\Delta S_{\text{conf}}(\text{H})$ становить 2,0 Дж/(моль·К). При подальшому підвищенні вмісту водню значення ΔS_{conf} і $\Delta S_{\text{conf}}(\text{H})$ зменшуються. В таблиці 2 також представлені результати розрахунку внеску розчинення водню в термодинамічну стабільність аморфної фази, а саме внесок $\Delta G_{\text{conf}}(\text{H})$ в конфігураційну складову її енергії Гіббса. Як видно з розрахунків, максимальний внесок $\Delta G_{\text{conf}}(\text{H})$ при умовній температурі аморфізації $T_{\text{g}} = 700$ К спостерігається для сплаву з $c_{\text{H}} = 0,29$ і становить $-1,4$ кДж/моль.

Таблиця 2 – Внески в конфігураційну складову ентропії і енергії Гіббса аморфних сплавів системи $\text{Zr}_{52,5}\text{Cu}_{17,9}\text{Ni}_{14,6}\text{Al}_{10}\text{Ti}_5\text{-H}$, пов'язані з розчиненням водню

c_{H}	x_{H}	ΔS_{conf} , Дж/(моль·К)	$\Delta S_{\text{conf}}(\text{H})$, Дж/(моль·К)	$\Delta G_{\text{conf}}(\text{H})$, кДж/моль
0	0	10,9	0	0
0,02	0,020	11,5	0,6	-0,4
0,11	0,099	12,5	1,6	-1,1
0,13	0,115	12,6	1,7	-1,2
0,29	0,225	12,9	2,0	-1,4
0,50	0,333	12,5	1,6	-1,1

Таким чином, розчинення водню в ОАС на основі цирконію і пов'язаний з ним внесок в конфігураційну складову енергії Гіббса та інтенсивна взаємодія водню з основою сплаву може призводити до підвищення термічної стабільності переохолоджених розплавів і відповідних аморфних сплавів. На це вказує зазначене вище збільшення T_{g} для сплаву $\text{Zr}_{55}\text{Cu}_{30}\text{Al}_{10}\text{Ni}_5$, зарядженого воднем. Створення спеціальної термодинамічної бази даних може стати дієвим інструментом для оптимізації складу легованих воднем ОАС з метою проектування одночасно більш міцних і пластичних аморфних сплавів.

Список використаних джерел

1. Tian L., Tönnies D., Hirsbrunner M., Sievert T., Shan Z., Volkert C.A., Effect of Hydrogen Charging on Pop-in Behavior of a Zr-based Metallic Glass. *Metals*. 2019. Vol. 10. N 1. P. 1–9.
2. Luo L., Wang B., Dong F., e.o. Structural origins for the generation of strength, ductility and toughness in bulk-metallic glasses using hydrogen microalloying. *Acta Mater*. 2019. Vol. 171. P. 216–230.

3. Turchanin M. A., Agraval P. G., Velikanova T. Y., Vodopyanova, A. A. Prediction of glass formation composition ranges for multicomponent melts in the framework of the CALPHAD method. *Powder Metall. Met. Ceram.* 2018. Vol. 57. N 1–2. P.57–70.
4. Turchanin M., Agraval P., Dreval L., Vodopyanova A. Thermodynamics and Chemical Ordering of Liquid Cu-Hf-Ni-Ti-Zr Alloys. *J. Phase Equilib. Diffusion.* 2021. Vol. 42. N 5. P. 623–646.
5. Turchanin M., Agraval P., Vodopyanova G., Korsun V. Thermodynamic Properties of the Glass-Forming Ternary (Fe, Co, Ni, Cu)–Ti–Zr Liquid Alloys II. Temperature–Concentration Dependence of Thermodynamic Mixing Functions and Chemical Ordering in Liquid Alloys. *Powder Metall. Met. Ceram.* 2024. Vol. 62. P. 722–736.
6. Liang S.-M., Schmid-Fetzer R. Thermodynamic assessment of the Al–Cu–Zn system, part II: Al–Cu binary system. *CALPHAD.* 2015. Vol. 51. P. 252–260.
7. Ansara I., Dupin N., Lukas H. L., Sundman B. Thermodynamic assessment of the Al–Ni system. *J. Alloys Compd.* 1997. Vol. 247. N 1-2. P. 20–30.
8. Witusiewicz V.T., Bondar A., Hecht U., Rex S., Velikanova T.Y. The Al–B–Nb–Ti system: III. Thermodynamic re-evaluation of the constituent binary system Al–Ti. *J. Alloys Compd.* 2008. Vol. 465. N 1-2. P. 64–77.
9. Fischer E., Colinet C. An updated thermodynamic modeling of the Al–Zr system. *J. Phase Equilib. Diffusion.* 2015. Vol. 36. P. 404–413.
10. Palumbo M., Torres F., Ares J., Pisani C., Fernandez J., Baricco M., Thermodynamic and ab initio investigation of the Al–H–Mg system. *CALPHAD.* 2007. Vol. 31. N. 4. P. 457–467.
11. Huang W., Opalka S.M., Wang D., Flanagan T. B. Thermodynamic modelling of the Cu–Pd–H system. *CALPHAD.* 2007. Vol. 31. N 3. P. 315–329.
12. Bourgeois N., Crivello J.-C., Saengdeejing A., Chen Y., Cenedese P., Joubert J.-M. Thermodynamic modeling of the Ni–H system. *J. Phys. Chem. C.* 2015. Vol. 119. N 43. P. 24546–24557.
13. San-Martin A., Manchester F. The H–Ti (hydrogen–titanium) system. *Bull. Alloy Phase Diagrams.* 1987. Vol. 8. N 1. P. 30–42.
14. Zuzek E., Abriata J., San-Martin A., Manchester F. The H–Zr (hydrogen–zirconium) system. *Bull. Alloy Phase Diagrams.* 1990. Vol. 11. N 4. P. 385–395.

УДК 621.74

Треньов М.С.¹, Пономаренко О.І.²

¹ аспірант кафедри ливарного виробництва НТУ “ХПІ” (Харків, Україна)
НТУ “Харківський політехнічний інститут”, Харків;

² доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри ливарного виробництва
НТУ “Харківський політехнічний інститут”, Харків.

ЗАСТОСУВАННЯ ФУЛЕРЕНІВ У АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВАХ

Анотація: Застосування фулеренів в алюмінієвих сплавах, таких як АК12, дозволяє підвищити міцність, зносостійкість і теплопровідність матеріалу. Розроблено метод рівномірного розподілу фулеренів у структурі сплаву, що сприяє поліпшенню його властивостей без ускладнення виробничого процесу. Такий підхід перспективний для використання в авіації та машинобудуванні.

Ключові слова: Фулерени, алюмінієві сплави, АК12, наноматеріали, міцність, зносостійкість, теплопровідність, корозійна стійкість, промислове застосування, авіація, машинобудування.

Abstract: The application of fullerenes in aluminum alloys, such as АК12, enhances material strength, wear resistance, and thermal conductivity. A method has been developed for the uniform distribution of fullerenes within the alloy structure, improving its properties without complicating the production process. This approach shows promise for use in aviation and mechanical engineering.

Keywords: Fullerenes, aluminum alloys, АК12, nanomaterials, strength, wear resistance, thermal conductivity, corrosion resistance, industrial application, aviation, mechanical engineering.

Сучасна металургія стикається з потребою в нових технологіях для вдосконалення фізико-хімічних властивостей матеріалів, оскільки традиційні методи більше не відповідають підвищеним вимогам промисловості. Одним із перспективних напрямків є використання наноматеріалів, зокрема фулеренів, для підвищення міцності, зносостійкості, теплопровідності алюмінієвих сплавів, таких як АК12. Це відкриває можливість створення легших, більш довговічних матеріалів для авіації, машинобудування та інших галузей.

Метою дослідження є розробка інноваційного методу введення наночастинок фулеренів у структуру алюмінієвого сплаву АК12. Завданням є забезпечення рівномірного розподілу частинок у металі для покращення його властивостей без істотних змін у технологічному процесі.

Запропонована технологія включає створення суміші наночастинок фулеренів та алюмінієвого порошку, обробленої тиском. Ця суміш вводиться в розплавленій алюміній за допомогою спеціального пристрою «колокольчик». Дослідження структури отриманих сплавів показало рівномірний розподіл фулеренів, підтверджений дифракційним аналізом та аналізом мікроструктури верхніх і нижніх частин зразків.

Результати дослідження свідчать, що введення фулеренів поліпшує структуру алюмінієвого сплаву, збільшуючи його міцність і стійкість до зношування без ускладнення виробничих процесів. Це робить новий метод перспективним для промислового використання, оскільки він знижує витрати і підвищує якість готової продукції.

Додавання фулеренів надає матеріалу стабільність і довговічність, що є особливо важливим для умов інтенсивної експлуатації. Рівномірний розподіл наноматеріалів у структурі алюмінієвого сплаву дає змогу створювати легші компоненти, які не поступаються в міцності. Такий підхід є особливо корисним для галузей, де необхідна висока надійність і міцність деталей, наприклад, в авіації, автомобілебудуванні та будівництві. Ця технологія має значний потенціал для зниження собівартості продукції і підвищення її експлуатаційних характеристик, роблячи її економічно вигідною для промислових масштабів.

Застосування фулеренів у складі алюмінієвих сплавів, зокрема АК12, є ефективним методом для значного підвищення механічних властивостей матеріалу. Використання наноматеріалів, як-от фулерени, відкриває можливість виробництва більш легких, стійких до зношування компонентів для високотехнологічних галузей, що робить цей підхід привабливим для сучасної промисловості. Їх властивостей сплавів, оскільки традиційні методи більше не задовольняють підвищені вимоги промисловості. Введення наноматеріалів, таких як фулерени, дозволяє підвищити міцність, зносостійкість, теплопровідність та корозійну стійкість сплавів. Це забезпечує можливість створення більш легких і довговічних матеріалів для авіації, машинобудування та інших високотехнологічних галузей.

Список використаних джерел

1. Треньов М.С.. Використання фулеренів у металургії [Електронний ресурс] / М.С. Треньов О. І. Пономаренко // Литво. Металургія. 2024 : матеріали 20-ї, 13-ї Ювілейної Міжнар. наук.-практ. конф., 28-30 травня 2024 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.] ; заг. ред. О. І. Пономаренко. – Електрон. текст. дані. – Харків ; Київ, 2024. – С. 255-256. URI <https://repository.kpi.kharkov.ua/handle/KhPI-Press/79688>.

2. Треньов М.С. Підвищення механічних та фізичних властивостей алюмінієвих сплавів за допомогою використання нанодисперсних матеріалів. / М.С.Треньов, О.І. Пономаренко // Матеріали XXXI Міжнародної науково-практичної конференція «Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я (MicroCAD-2023)» (17-20 травня 2023 р. м. Харків) - Харків <https://web.kpi.kharkov.ua/microcad-2023> та відпрацьовані тези Литво, Металургія 2023 на тему "Підвищення механічних та фізичних властивостей за допомогою нанодисперсних матеріалів.

УДК 669.24.002.8:621.74:23

Єфімова В.Г.¹, Смирнов О.М.²

¹ к.т.н., доцент КПІ імені Ігоря Сікорського, Київ

² д.т.н., професор ФТІМС НАНУ, Київ

ФІЗИКО – ХІМІЧНІ ТА КІНЕТИЧНІ АСПЕКТИ ФІЛЬТРАЦІЇ РОЗПЛАВІВ АЛЮМІНІЮ З ВИКОРИСТАННЯМ КЕРАМІЧНИХ ФІЛЬТРІВ

Відомо, що алюміній та його сплави мають багато переваг та є одним з основних конструкційних матеріалів. При цьому існують чисельні проблеми в досягненні високої чистоти розплавів алюмінію. У роботі висвітлено, що одним з основних способів рафінування розплавів алюмінію є їх фільтрація крізь керамічні фільтри.

Показано, що чисельні наукові дослідження, присвячені фільтрації розплавів алюмінію від неметалевих включень через керамічні фільтри призводить до суттєвої ефективності фільтрації розплаву алюмінію та осадженню їх на стінках фільтру, але при цьому встановлено, що відсутні дані стосовно фізико-хімічного механізму та кінетичних закономірностей видалення неметалевих включень з розплаву алюмінію при його фільтрації.

Отже метою дослідження стало встановлення фізико-хімічних закономірностей, а також кінетичної моделі видалення неметалевих включень з розплавів алюмінію.

Процес фільтрації крізь поруваті фільтри залежить від двох процесів, що відбуваються одночасно: утримання включень і відрив частинок від поверхні фільтра.

Під час фільтрації швидкість течії розплаву збільшується внаслідок зменшення пористості фільтра. У цьому випадку на частинки включень, що осідають на поверхні фільтра, буде діяти сила відриву. Дія цих сил може бути

описана наступним рівнянням : $\tau = \eta \frac{du_{\tau}}{dr} \cos \varphi$

$$\tau = \eta \frac{du_{\tau}}{dr} \cos \varphi \quad (1)$$

де η – в'язкість розплаву метала, Па·с⁻¹; $\frac{du_{\tau}}{dr}$ – градієнт радіальної швидкості, м·с⁻¹; φ – кут орієнтування включень у фільтрі, градуси.

Як можна помітити, місце утримання включень на поверхні фільтра залежить від кута орієнтування включення у фільтрі. Для великих значень φ ймовірність закріплення включення на поверхні фільтра є найвищою.

Отже, як було сказано раніше, тверді включення утримуються на поверхні фільтра з рахунок агломерації, а затримання рідких включень

алюмінієвих розплавів є результатом роботи поверхневих сил.

Тому можна очікувати, що утримання рідких включень фільтром буде більш чутливим до інерційних сил через вищі швидкості розплаву порівняно з утриманням твердих включень. З іншого боку, для рідких включень характер змочування визначає тенденцію до того, що вони залишаються прикріпленими до поверхні фільтра, незважаючи на силу зсуву, що діє на них. Контактні кути, як правило, менше 90^0 для рідких включень, що свідчить про умови змочування.

Отже виходячи з вище розглянутих теоретичних принципів можна зробити висновок стосовно механізму утримання частин включень різного агрегатного стану та розмірів на поверхні фільтра. Він буде складатися з наступних положень:

транспортування включень будь-якого агрегатного стану та розмірів відбувається за рахунок гідродинамічного потоку металу;

включення будь-якого агрегатного стану (тверді, рідкі) розміром до 30 мкм утримуються на поверхні фільтра за рахунок дії поверхневих сил, рідкі включення розміром більше 30 мкм підкоряються таким же закономірностям;

тверді включення розміром більше 30 мкм утримуються силами захоплення. В цьому випадку, включення, що злилися між собою надалі виконують роль нових фільтруючих поверхонь.

Кінетична модель для процесу фільтрації в середині фільтру базується на рівнянні [1] :

$$\frac{\partial}{\partial t}(V + C) + U_p \frac{\partial C}{\partial Z} = 0, \quad (2)$$

де V – об'єм включень, що залишилися на поверхні фільтру, м^3 ; U_p – швидкість потоку рідкого металу, $\text{м} \cdot \text{с}^{-1}$; Z – напрямком потоку; C – концентрація включень, $\text{моль} \cdot \text{м}^{-3}$.

Швидкість зміни захоплених включень в одиницю об'єму $\frac{\partial V}{\partial t}$ є функцією концентрації їх у розплаві:

$$\frac{\partial V}{\partial t} = KC, \quad (3)$$

де C – концентрація включень у розплаві в момент часу t , $\text{мас.}\%$; K – константа рівноваги гетерогенного процесу осадження неметалевих включень, яка визначається як:

$$K = K_0 \left(1 - \frac{V}{V_0} \right), \quad (4)$$

де K_0 - кінетичний параметр, який залежить від властивостей розплаву, поверхні фільтру та природи неметалевих включень; V_0 – початковий об'єм включень у розплаві, м^3 .

Оскільки процес фільтрації на керамічному фільтрі є реакцією

першого порядку, то наведений вище вираз, у поєднанні з масою включень на фільтрі дає нам диференційне рівняння першого порядку в частинних похідних, яке представляє концентрацію включень у розплаві як функцію часу та відстані у фільтрі. Якщо в цьому рівнянні встановити відповідні граничні умови можна визначити концентрацію на виході як функцію часу. При цьому будемо мати на увазі, що поверхня фільтру підлягала дії включень кілька разів, і його фільтруюча здатність більше, ніж сили захоплення, тоді $\frac{V}{V_0} \rightarrow 0$ і рішення диференційного рівняння (17) буде набувати вигляду:

$$\frac{C(Z)}{C_i} = \exp\left\{-\frac{K_0 Z}{U_P}\right\}, \quad (5)$$

де $C(Z)$ – концентрація розплаву на виході (у мас. %) за будь-якої довжина Z у фільтрі, де Z – відстань від входу у фільтр, C_i – початкова концентрація включень у розплаві, мас.%. Таким чином концентрацію включень на вході розплаву, що фільтрується можна виразити як:

На основі рівнянь (4) і (5) для граничних умов, враховуючи, що пористість фільтра залишається постійною під час лиття, можна отримати наступне рівняння для концентрації неметалевих включень у рідкому сплаві.

$$C_0 = C_i \exp\left(-\frac{K_0 L}{U_P}\right), \quad (6)$$

де C_0 – початкова концентрація включень у рідкому розплаві, мас.%.
Коли потік розплаву виходить з фільтруючого шару, $L = Z$, тоді рівняння (6) набуде вигляду [2]:

$$C_0 = C_L \exp\left(-\frac{K_0 L}{U_P}\right), \quad (7)$$

де L – довжина фільтруючого шару, м; C_L – концентрація включень на вході до фільтру, мас.%.
З наведеного рівняння випливає, що найкращі умови фільтрації розплаву створюються за низьких швидкостях. Але в роботах [3] вказано, що довжина фільтра мало впливає на ефективність видалення неметалевих включень, тому у рівнянні (7) довжину фільтра L можна замінити параметром α , що визначається експериментально з даних концентрації неметалевих включень на вході та виході з фільтру за фіксованої швидкості розплаву та довжині фільтру.

Отже початкова концентрація неметалевих включень визначається з рівняння:

$$\varepsilon = \frac{C_0 - C_L}{C_0} = 1 - \exp\left(-\frac{\alpha}{U_P}\right) \quad C_0 = C_L \exp\left(-\frac{\alpha}{U_P}\right). \quad (8)$$

Ефективність видалення неметалевих включень, ε у загальному випадку виглядає як:

$$\varepsilon = \frac{C_0 - C_L}{C_0} = 1 - \exp\left(-\frac{\alpha}{U_P}\right). \quad (9)$$

Для підтвердження кінетичної моделі, а саме що реакція видалення неметалевих включень за рахунок фільтрування через поруваті фільтри має перший порядок, а також визначення впливу швидкості розливання металу на якість фільтрації нами було проведено розливання розплаву алюмінію через керамічний фільтр у лабораторних умовах.

У якості фільтра було використано монолітний кордієрит ($2\text{MgO} \cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{SiO}_2$), загальна пористість якого становила 70 %. Довжина фільтра складала 10 см, $r_{\text{рі}} = 30$. Експериментальний розплав готували з 70 кг алюмінію шляхом нагрівання до 750°C .

В якості індикаторів фільтрації було обрано включення TiB_2 . У розплав алюмінію додавали 5% Ti та 1% B де під дією температури утворювались синтетичні включення.

Титан диборид було використано у якості синтетичних включень з кількох причин:

- 1) розмір частинок і кластерів TiB_2 лежать в діапазоні 1-30 мкм;
- 2) легкість проведення кількісного аналізу Ti і B у алюмінію за допомогою металографічної техніки.

На початку циклу фільтрації розплав енергійно перемішували, щоб запобігти осіданню включень TiB_2 , розплав також систематично відновлювався на протязі експерименту. Періодично відбирали проби з виходу під фільтруючим апаратом. Швидкість потоку вимірювалася за рахунок збирання фільтрату протягом визначеного періоду часу та визначення його ваги. Вважалося, що при температурі фільтрації весь бор був хімічно зв'язаний з титаном.

Відібрані вхідні та вихідні зразки було досліджено металографічним методом Л використанням скануючої електронної мікроскопії.

Результати експериментальних даних наведено у Табл. 1. Значення ефективності фільтрації було розраховано на основі рівняння (9) до і після фільтрації.

Проведені дослідження довели, що дійсно гетерогенний процес фільтрування розплаву алюмінію через керамічні фільтри є реакцією першого порядку, а також дозволили встановити, що ефективність видалення включень зменшується зі спаданням швидкості розливання.

Таблиця 1. Продуктивність фільтрації включень TiB_2 з розплаву алюмінію

Вміст TiB_2 , ppm		Швидкість розплаву, $cm \cdot s^{-1}$	Ефективність фільтрації, %
До	Після		
148	98	0,17	33
164	98	0,16	40
164	54	0,16	65
153	78	0,29	49
184	168	0,61	9
184	153	0,58	16
130	109	1,83	17
130	116	1,22	111
130	110	0,89	15

В результаті проведених досліджень встановлено фізико-хімічний механізм поглинання неметалевих включень різного агрегатного стану та розміру поверхню керамічного фільтру. Доведено, що транспортування всіх включень до поверхні, що фільтрує, відбувається за рахунок гідродинамічного потоку металу. Встановлено, що утримання неметалевих включень розміром до 30 мкм відбувається за рахунок дії поверхневих сил, а включень розміром більше 30 мкм – за рахунок сил захоплення.

Визначено кінетичну модель видалення неметалевих включень з розплаву алюмінію, яка свідчить, що цей процес відбувається за першим порядком. З використанням лабораторних досліджень встановлено вплив швидкості розливання на ефективність процесу рафінування розплавів.

У якості перспективи досліджень необхідно провести більш детальні дослідження крайових кутів змочування керамічних матеріалів, що використовуються при фільтрації алюмінію, а також провести дослідження процесу фільтрації в залежності від товщини фільтру та степені проникнення розплаву у його глибину.

Список використаних джерел

1. Gehre P., Takht Firouzehb S., Schmidta G., Dudcziga S., Kieferb B., Aneziris C.G. (2023). Flame-sprayed alumina molten metal filters for dead-mould casting application. *Open Ceramics*. Vol. (13). pp. 79-94.
2. Ningjie S., Zhe W., Bolin S., Yuan L., Zhancheng G. (2022). Purification of primary aluminum liquid through supergravity-induced filtration. *Chemical Engineering and Processing - Process Intensification*. Vol. 182, no.6, pp.234-357.
3. Hassanabadi M., Berto T., Akhtar S., Aune E. (2023). Hydraulic Characterization of Ceramic Foam Filters Used in Aluminum Filtration. *Materials*. Vol. 16(7). pp. 56-84.

UDK 621.729.92

Efremenko B.V.¹, Lekatou A.², Efremenko V.G.^{1,3,4}, Chabak Yu.G.^{1,3}, Wu K.⁴, Arshad S.⁴, Balalayeva E.Yu.¹

¹ Pryazovskyi State Technical University, Dnipro, Ukraine

² University of Ioannina, Ioannina, Greece

³ Institute of Materials Research, Slovak Academy of Science, Kosice, Slovakia

⁴ International Research Institute for Steel Technology, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan, China

CHEMICAL COMPOSITION OF LAVES PHASE IN 718 INCONEL-TYPE LPBF ALLOY MODIFIED BY SURFACE LASER MELTING

In this work, the morphology and chemical composition of the Laves phase in the Ni-Fe-Cr super-alloy fabricated by the 3D-printing technology of the “Laser Powder Bed Fusion” is studied. The alloy contained 40.47 wt.% Ni, 14.34 wt.% Cr, 2.46 wt.% Mo, 2.10 wt.% Nb, 2.54 wt.% Ti, 0.44 wt.% Al, 0.18 wt.% W, 0.46 wt.% Mn, 0.40 wt.% Si, 0.12 wt.% V, 0.14 % Cu, 0.10 wt.% Co, with Fe as balance. The chemical composition of the alloy was close to that of Inconel 718-type, differing in the reduced contents of Ni, Cr and Nb. 3D-printed specimens were superficially modified through surface melting using a 400 W fiber laser with a scanning speed of 5 mm·s⁻¹. The investigations included scanning electron microscopy (SEM) observations (JSM-7000F JEOL), energy-dispersive X-ray spectroscopy (INCAx-sight, Oxford Instruments), X-ray diffraction (X’Pert PRO, PANalytical, Cu-K α radiation). The structure of the as-printed alloy consisted of a γ -phase (FCC) of cellular pattern, consisting of the “melt pools” left after the powder melting under the laser beam. After additional surface processing by the laser melting, the modified zone formed containing of columnar crystals and discontinuous eutectic network shown in Fig. 1a.

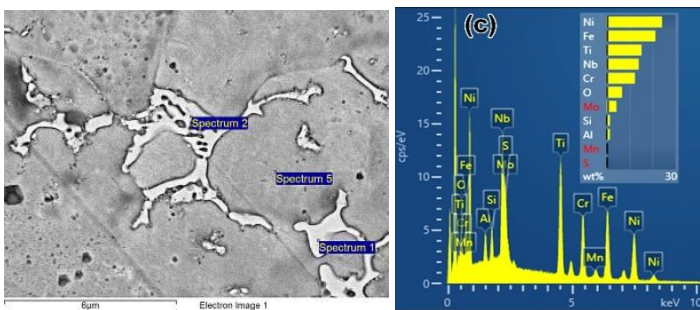


Figure 1. Eutectic inclusions of Laves phase in a laser modified zone (a). The EDX spectra of the Laves phase (b).

Using the point EDX (Fig. 1b) and XRD analyses it was found that the network features the complex-alloyed Laves phase $(\text{Ni,Fe,Cr,Mo})_2(\text{Nb,Ti,Si})$. The average chemical composition of the eutectic particles is (in wt.%): 5.05 ± 3.42 Si, 6.19 ± 0.76 Ti, 14.18 ± 2.18 Cr, 25.55 ± 2.71 Ni, 11.67 ± 1.12 Nb, 3.79 ± 2.18 Mo, 34.70 ± 7.59 Fe, 4.36 ± 2.1 O. The enrichment of eutectic phase with Ni, Nb and Cr was also confirmed by the EDX line-scanning (Fig. 2).

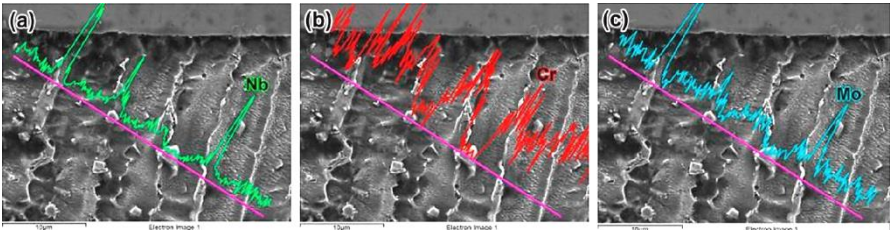


Figure 2. The line distribution of Nb (a), Cr (b) and Mo (c) within the laser-modified layer.

The total distribution of chemical elements in the laser modified layer can be revealed from the EDX maps presented in Fig. 3.

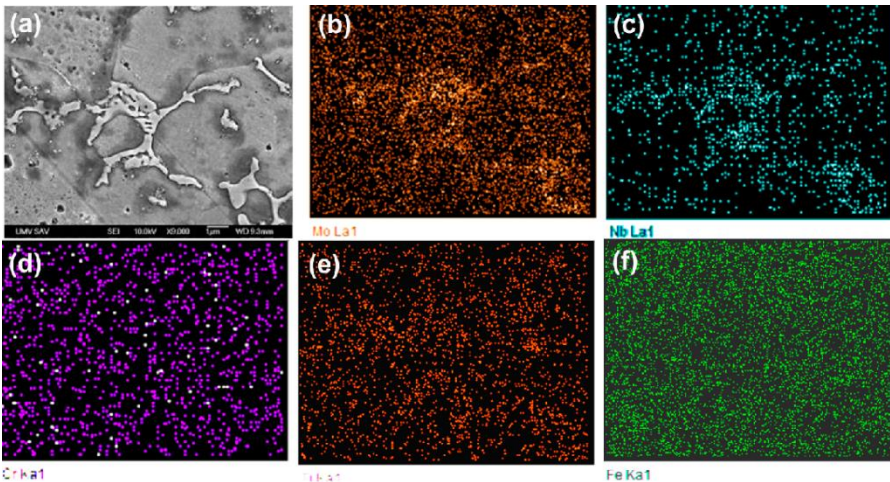


Figure 3. The SEM image of the microstructure (a). The EDX maps of the Mo (b), Nb (c), Cr (d), Ti (e) and Fe (f).

The characterization of the Laves phases (morphology, position, chemical composition) gives an important insight to the behavior of the alloy under mechanical, corrosion and tribocorrosion applications.

УДК 669.7.018

Іванченко Д. В.

асистент кафедри ливарного виробництва, НН ІМЗ ім. Є. О. Патона, КПІ
імені Ігоря Сікорського, Київ

МІКРОСТРУКТУРА СПЛАВУ ТИПУ АК9Ц6 ІЗ ЦИРКОНІЄМ ВВЕДЕНИМ ІЗ ФТОРИДУ

Структура ливарного алюмінієвого сплаву АК9Ц6, складається з розчину кремнію, магнію та цинку в алюмінії та сполук близьких за своїм складом до Mg_2Si . Також у сплаві можуть спостерігатися фази Mg_5Al_8 , $Mg_3Zn_3Al_2$, які знаходяться у рівновазі із α -розчином та фазою Mg_2Si [1]. Введення цирконію у сплав АК9Ц6 дозволить позбавитися крихкої фази Mg_5Al_8 та підвищити механічні властивості даного алюмінієво-кремнієвого сплаву.

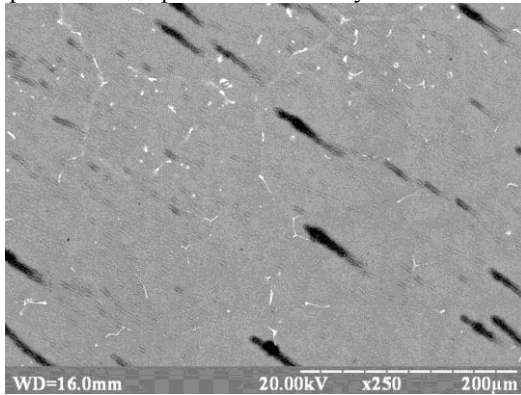
Після введення цирконію мікроструктура литого сплаву являє собою розчин кремнію, магнію та цинку в алюмінії. В наявності є невелика кількість силіциду магнію - Mg_2Si . Окремо утворилася фаза, що містить від 8 до 9 % кремнію та від 8 до 9 % магнію у своєму складі у вигляді зерен округлої форми, зосереджених по межах зерен α -розчину. Цирконій в основному розчинено в цій фазі, де його вміст може складати до 1 %. Введення цирконію дозволяє підвищити міцність сплаву з 161 МПа до 203 МПа у литому стані. Структура литого сплаву представлена на рис 1.

Хімічний склад структурних складових ливарного алюмінієво-кремнієвого сплаву АК9Ц6 зміцненого цирконієм, у литому стані, представлено у таблиці 1 (точки 1 – 3).

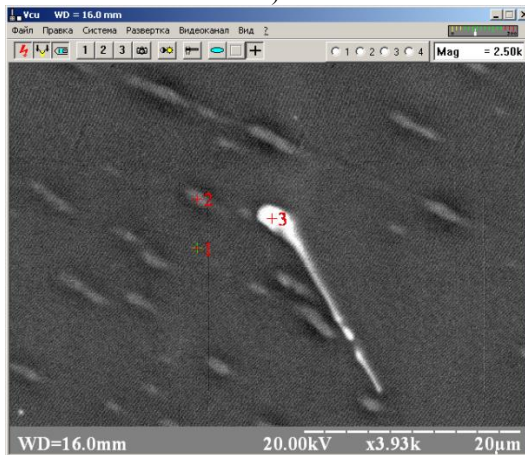
Таблиця 1 – Хімічний склад алюмінієво-кремнієвого ливарного сплаву АК9Ц6 зміцненого цирконієм у литому стані

Точка досліджень	Елементи, %						
	Al	Mg	Si	Fe	Ni	Zn	Zr
точка 1	81,21	8,00	8,62	0,08	-	2,09	-
точка 2	81,00	9,41	7,53	0,1	0,03	1,7	0,23
точка 3	63,26	5,21	10,19	21,1	-	0,23	-

Міцність алюмінієвого ливарного сплаву типу АК9Ц6 із цирконієм у його складі перевершує сплав без цирконію на 20 % при збереженні пластичності на рівні немодифікованого сплаву.



а)



б)

Рисунок 1 – Мікроструктура алюмінієво-кремнієвого ливарного сплаву типу АК9Ц6 зміцненого цирконієм у литому стані: а) загальний вигляд мікроструктури сплаву при збільшенні $\times 250$, б) структурні складові сплаву при збільшенні $\times 3930$.

Список використаних джерел

1. Мондольфо л. Ф. Структура і властивості алюмінієвих сплавів / мондольфо л. Ф.; [пер. З англ. Лещінер л. М., сандлер в. С. Та ін.] - м.: Металургія, 1979. - 639 с.: іл..

УДК 669.715:669.054

Скоробагатько Ю.П.¹, Семенко А.Ю.², Семірягін С.В.³, Горшков А.О.⁴, Ященко О.В.⁵

¹ канд.техн.наук, старший дослідник, ФТІМС НАН України

² канд.техн.наук, старший дослідник, ФТІМС НАН України

³ канд.техн.наук, доцент, ФТІМС НАН України

⁴ науковий співробітник, ФТІМС НАН України

⁵ молодший науковий співробітник, ФТІМС НАН України

ВПЛИВ ЕЛЕКТРОФІЗИЧНОЇ ОБРОБКИ РІДКОГО МЕТАЛУ З ВИКОРИСТАННЯМ ЯВИЩА ПІНЧ-ЕФЕКТУ ТА ЛОКАЛЬНОГО РОЗРІДЖЕННЯ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

Головною умовою одержання високоякісних виливків із алюмінієвих сплавів є мінімальний ступінь їх забрудненості воднем та оксидними включеннями. З цією метою широко використовуються різні способи позапічної обробки алюмінієвих сплавів. При цьому особлива увага приділяється тим з них, в яких застосовуються екологічно чисті фізичні методи на розплав, зокрема електромагнітні поля [1, 2], причому для їх реалізації найбільш прийнятні багатофункціональні електротехнологічні установки магнітодинамічного типу [3, 4]. Це пояснюється тим, що в них органічно поєднуються операції регульованого індукційного нагріву та керованого електромагнітного перемішування рідкого металу, що поєднується з дозованим електромагнітним розливом металу [5].

При використанні такого обладнання в процесах приготування та розливання алюмінієвих сплавів, навіть у відсутності обробки металу реагентами, спостерігається зниження вмісту в металі водню та неметалевих включень. При цьому встановлено, що видалення водню та неметалевих включень відбувається внаслідок впливу на розплав електричного струму, вихрових структур та електродинамічних коливань у каналах магнітодинамічної установки (МДУ) [4, 5].

У даній роботі для підвищення інтенсивності силової імпульсної дії на рідкий метал МДУ використовували явище лінійного пінча, який має місце у провідниках з електричним струмом [6]. Його фізична сутність полягає в тому, що паралельні провідники, якими протікає електричний струм в однаковому напрямку, притягуються. Рідкий метал, що заповнює канал МДУ, можна подати у вигляді великої кількості паралельних провідників, які притягуються один до одного. Якщо щільність струму однакова у всьому поперечному перерізі каналу, то будь-якій точці цього перерізу сила спрямовано до його геометричному центру.

У раніше проведених дослідженнях [7] для створення пінч-ефекту МДУ

застосовували спеціальну неелектропровідну вставку з круглим отвором, розташовану вертикально. При цьому створювалися умови, за яких щільність електричного струму перерізу цього отвору була рівномірною і вищою, ніж у каналі. Тиск у розплаві від дії лінійного пінчу зростає від стінок, що формують рідкий провідник, до його центру, тому металостатичний тиск на стінки послаблюється. Якщо використовувати полярну систему координат, прийнявши центр поперечного перерізу круглого провідника за її початок, то градієнт тиску вздовж радіуса виражається рівнянням:

$$\frac{dp}{dr} = -\frac{\mu_0 \cdot \mu \cdot r \cdot j^2}{2}, \quad (1)$$

де p – додатковий тиск від лінійного пінча, Па; r – відстань від центру рідкого провідника до точки, в якій діє додатковий тиск, м; μ_0 – магнітна стала, Гн/м($4\pi \cdot 10^{-7}$); μ – магнітна проникність розплаву, безрозмірна величина; j – щільність струму в поперечному перерізі рідкого провідника, А/м².

Негативне значення градієнта додаткового тиску обумовлено тим, що його величина зменшується у напрямку від центральної точки, прийнятої за початок координат.

Після інтегрування диференціального рівняння (1) отримаємо залежність величини тиску в рідкому металі від щільності струму та відстані від початку координат:

$$P = -\frac{\mu_0 \cdot \mu \cdot j^2 \cdot r^2}{4} + P_M \quad (2)$$

де P – результуючий тиск у рідкому металі, Па; P_M – металостатичний тиск, Па.

Слід особливо відзначити, що тиск, обумовлений лінійним пінчем, спрямований від стінок циліндричного каналу, в якому знаходиться рідкий метал, до його осі, тоді як статичний тиск, навпаки, впливає на стінки. Якщо негативний доданок у рівнянні (2) перевищить величину металостатичного тиску, відбудеться перетискання рідкого провідника та його розривання. Електричний струм, отже, і сили, викликані лінійним пінчем, в розірваному рідкометалевому витку зникають унаслідок чого відбувається відновлення цілісності витка. У металі знову виникає тиск, який викликається явищем «пінч-ефекту», і відбувається його розрив. Таким чином, в рідкому металі на ділянці, що розглядається, виникає складний періодичний процес розриву рідкометалевого провідника і відновлення його цілісності, що супроводжується виникненням електричної дуги [8], підвищенням температури і пульсацією тиску. Даний ефект реалізується в закритих непроникних для повітря каналах, тому між поверхнею металу і стінкою каналу утворюється область зниженого тиску, в яку можуть дифундувати розчинені в розплаві газу.

При розриванні електричної ланцюга на цій ділянці рідкому металі виникає дуговий розряд, відбувається іонізація газів та адиабатичне нагрівання, тобто. має місце адиабатичний процес, у якому система не поглинає і віддає тепло [8]. Тиск газу в розрядному проміжку зростає, причому його величина може бути визначена:

$$P_2 = P_1 \left(\frac{T_2}{T_1} \right)^{\frac{\gamma}{\gamma-1}}, \quad (3)$$

де P_1, P_2, T_1, T_2 – відповідно початкові та кінцеві величини тиску та температури в розрядному проміжку, Па, К; γ – показник адиабати (для двоатомних газів $\gamma=1,4$).

Для забезпечення теплосилової обробки рідкого алюмінієвого сплаву МДУ зону комплексного впливу на розплав створювали в центральній гілці Ш-подібного каналу магнітодинамічної установки [9]. При цьому за допомогою електромагнітної сили забезпечували багаторазове циркуляційне прокачування рідкого металу через зону зниженого (щодо атмосферного) тиску з ініціюванням у вільно витікаючому струмені, на виході з насадки, що дроселює, явища пінч-ефекту із забезпеченням умов розриву рідкометалевого провідника (струмінь розплаву заданого діаметра) обумовленого пропусканням через розплав змінного електричного струму великої густини (рис. 1).

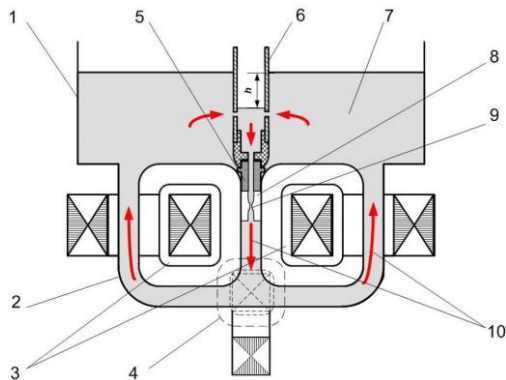


Рисунок 1 - Схема комплексної обробки алюмінієвого розплаву в МДН-6А при створенні розрідження в локальній зоні та ініціювання пінч-ефекту в струмені металу, що вільно витікає: 1 – тигель; 2 – канал; 3 – індуктори; 4 – електромагніт; 5 – змінний дроселюючий насадок з калієвого фторфлогопіту (дросель); 6 – металопровід; 7 – алюмінієвий розплав; 8 – локальна зона розрідження; 9 – ділянка виникнення пінч-ефекту; 10 – напрямок циркуляції розплаву

Слід зазначити, що при розрахунку умов виникнення пінч-ефекту у струмені, що вільно витікає, у вираженні (2) складової можна знехтувати. В результаті в цій зоні періодично спостерігалось виникнення електродинамічних коливань та циклічне виникнення електродугових розрядів при розриванні струменя металу, що є рідкометалевим провідником.

На етапі відпрацювання методики проведення експериментальних досліджень для створення зниженого тиску в герметичному металопроводі центральної гілки Ш-подібного каналу МДУ, над його устям почергово встановлювали змінні неелектропровідні, виготовлені з калієвого фторфлогопіту, дроселіруючі насадки ($\varnothing 5, 10$ і 12 мм).

Фіксацію насадка в усті металопроводу центральної гілки каналу МДН-6А здійснювали за допомогою металопроводу, в якому виконані два бічні отвори, розташовані нижче рівня металу в тиглі. Крім того, металопровід служив для визначення перепаду рівнів металу (h) у тиглі установки та забезпечення циркуляції розплаву через зону обробки. Визначення перепаду рівнів металу в тиглі установки та металопроводі, в якому були виконані отвори заданого перерізу, було необхідним для розрахунку масової витрати розплаву через зону обробки [10-11].

Виконані в бічній поверхні металопроводу отвори підбиралися таким чином, щоб їхній загальний переріз був удвічі більшим, ніж у дроселя. Діаметр отвору дроселі в насадці приймали рівним 10 мм.

Для забезпечення протікання електричного струму через центральну гілку Ш-подібного каналу і створення умов виникнення пінч-ефекту в струмені, що вільно витікає з дроселюючої насадка, індуктора МДН-6А включали в несиметричний за напругою режим. Знижений тиск у локальній зоні центрального каналу МДУ створювали при включенні установки режим всмоктування металу через центральну гілку каналу і нагнітання через бічні. Під встановленим насадком, що дроселює, за рахунок зміни поперечного перерізу металотракту, при русі розплаву виникала область зниженого тиску, в якій створювалися умови для виділення розчиненого в металі газу. Експериментально встановлений час утворення газової порожнини в цій зоні відповідало $15-30$ секунд, а в струмені рідкого металу, по якому протікав індукований електромагнітними системами МДН-6А електричний струм, створювалися умови для ініціювання «пінч-ефекту».

Таким чином, при включенні установки в режим всмоктування під дією електромагнітних сил метал, що знаходиться в металопроводі центральної гілки каналу, виштовхувався у бічні, а з них – на тигель МДН-6А. При цьому розплав з тигля установки, через бічні отвори в металопроводі надходив усередину нього, а далі через отвір в насадці, що дроселює, в центральну гілку Ш-подібного каналу (рис. 1).

Зважаючи на те, що локальна зона зниженого тиску знаходиться під

рівнем металу, а електромагнітний тиск підбирали таким чином, щоб рівень металу в металопроводі був вищим за отвір у насадці, потрапляння газу з атмосфери було виключено. Щоб уникнути розривання рідкометалевого витка в робочій зоні МДУ внаслідок заповнення каналу газом, установку вимикали через кожні 2,5 хвилини роботи в такому режимі, при цьому з металопроводу через отвір насадка виходив пухирець газу.

При проведенні експериментів встановлено, що оптимальним режимам процесу комплексної обробки металу відповідав діаметр отвору в насадці 10 мм, тому що в цьому випадку спостерігалось стійке явище пінч-ефекту. Воно супроводжувалося повним розриванням струменя металу і виникненням дугового розряду в локальній зоні, яка розташована нижче дроселюючого звуження (щільність струму 21 А/мм²), при значенні витрати розплаву 0,7-0,8 кг/с через зону МГД-дії. При цьому маса рідкого металу, що пройшов через зону обробки протягом 15 хв, складала 600-700 кг (близько 7-8 обсягів металу в установці). Використання насадка з меншим діаметром (5 мм) також дозволяло забезпечувати умови стійкого виникнення «пінч-ефекту» та циклічного розриву рідкометалевого провідника з виникненням дугового розряду безпосередньо в дроселюючому отворі (щільність струму – 80-85 А/мм²). Однак при цьому витрата розплаву через зону обробки становила не більше 0,2-0,3 кг/с, що відповідало прокачування протягом 15 хв всього 3-х обсягів металу в установці. Збільшення діаметру насадка до 15 мм призвело до зменшення щільності струму в перерізі отвору до 10-11 А/мм² і зникнення умов виникнення «пінч-ефекту» з розривом рідкометалевого провідника, як в отворі насадка, так і в зоні, розташованій нижче дроселюючого звуження. Крім того, внаслідок збільшення витрати розплаву через зону розрідження до 0,9-1,0 кг/с, відбувалося часткове повторне насичення металу воднем і оксидними включеннями.

Для оцінки ступеня впливу такого способу обробки рідкого алюмінієвого сплаву МДН-6А на його якість було експериментально встановлено, що мікроструктура вихідного металу (рис. 2, а) відповідає типовій структурі силуміну [12]: дендритна структура, всередині зерен спостерігаються точкові виділення до 1 мкм. Середнє значення міжвісьової відстані дендритів α -твердого розчину алюмінію знаходиться в межах 12,5 мкм. Зерна Si дрібні з міжзеренною евтектикою по формі кута закруглені. По межах зерен розташовані скупчення кремнію розміром 18-60 мкм.

Після 15 хвилин комплексної обробки в режимі циркуляційного прокачування металу через зону локального розрідження та ініціювання пінч-ефекту (рис. 2, б), було відзначено подрібнення зерен твердого розчину алюмінію до 7-10 мкм, при цьому скупчення Si зменшилися до 10-15 мкм, чим у вихідному сплаві, і були рівномірно розподілені, хоча залишилися гострі кути. У α -твердому розчині виділилася вторинна фаза, що складається

з темно-сірих включень, рівномірно розподілених по структурі в кількості 1,5%. Розмір цих включень від 16 до 30 мкм. Утворені включення представляють собою світлі скелети у вигляді китайських ієрогліфів, відповідають фазі $Al_8Si_6Mg_3Fe$.

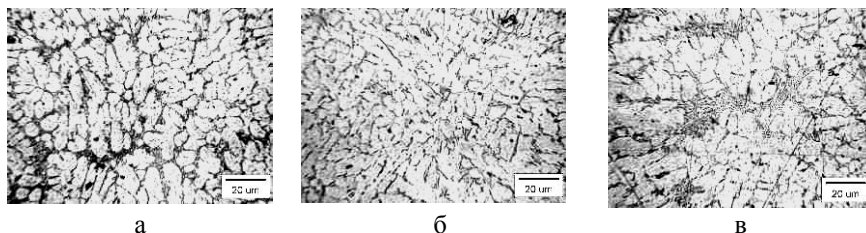


Рисунок 2 - Мікроструктура вторинного алюмінієвого сплаву АК7:

а) вихідного; б) після 15 хв. та (в) 30 хв. комплексної обробки, травлено, $\times 400$

Внаслідок безперервної обробки металу протягом 30 хв (рис. 2, в) розмір зерен α -твердого розчину алюмінію зменшився до 5-8 мкм. Включення Si стали коротшими і компактнішими. У зернах α -твердого розчину спостерігається 2-3% великих (розміром до 20 мкм) темних вторинних включень.

Для оцінки ефективності обробки алюмінієвого розплаву в МДУ із застосуванням комплексного впливу пінч-ефекту та локального розрідження в процесі обробки на якість алюмінієвого розплаву відбирали проби металу для механічних випробувань. Результати механічних випробувань зразків наведено у табл. 1.

Таблиця 1 –Результати механічних випробувань зразків

Номер зразка	Час обробки, хв	Міцність на розрив, МПа	Відносне подовження, %
1	вихідний	88-96	0,7-0,8
2	15	130-135	2,4-2,5
3	30	125-130	1,4-1,6

Аналіз отриманих даних показав, що комплексна обробка рідкого алюмінієвого сплаву шляхом його багаторазового циркуляційного прокачування через зону локального розрідження забезпечувала видалення розчиненого в розплаві водню з 0,6 до 0,05 $cm^3/100$ г металу.

Встановлено, що додатковий теплосиловий вплив, зумовлений проявом пінч-ефекту, сприяє переходу заліза з фази Al_3Fe у фазу – $Al_8Si_6Mg_3Fe$, яка у вигляді світло-сірих скелетоподібних пластин, розміщується по межах зерен α -твердого розчину алюмінію та сприяє дробленню скупчень первинного кремнію та власне подрібненню мікрозерна.

Однак в результаті витримки металу після обробки більше 20 хв, кількість водню поступово (протягом 3-4 годин) повертається до вихідного рівня. Зважаючи на те, що насичення воднем відбувається в основному з атмосфери, а відбір проб здійснювали з поверхні розплаву в тиглі, то об'єктивно судити про відновлення кількості водню у всьому обсязі металу не можна [7, 13].

Згідно з даними, отриманими за допомогою термічного аналізу [14], після 15 хв обробки вміст водню в металі зменшився з $0,3-0,6 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ у вихідному металі до $0,05 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ - в обробленому сплаві.

Комплекс експериментальних досліджень процесу обробки алюмінієвого розплаву марки АК7 з використанням для цих цілей методики термічного аналізу [12] показав, що комбінований вплив на метал у магнітодинамічній установці локального розрідження, високих температур і силових імпульсів тиску призводить до збільшення темпу охолодження в рідкому стані від $6,43 \cdot 10^{-3}$ до $6,76 \cdot 10^{-3}$ 1/с та відношення теплоти кристалізації до теплоємності (L/C) від 378 до 402. Обробка металу протягом 15 хвилин призводить до зменшення вмісту водню з $0,3-0,6 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ металу до $0,05-0,08 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ металу, при цьому вміст неметалевих включень залишається незмінним.

Зниження об'єму включень заліза в пластинчастій формі з $0,37\%$ (у вихідному металі) до $0,002\%$ після 15 хвилин обробки, а також зменшення об'єму евтектики з $88,2\%$ до $65,2\%$, і збільшення її модифікації призводить до збільшення пластичності сплаву в литому стані (без термообробки) з $0,8\%$ до $2,4\%$ та збільшення міцності на розрив з 90 МПа до 130 МПа .

Список використаних джерел

1. В.І. Дубоделов, В.О. Середенко, О.В. Середенко. Вплив електромагнітного поля на фази алюмінієвого сплаву в каналі магнітодинамічної установки. *Металознавство та обробка металів*. 2007. №2. С. 6-10.
2. В.Л. Рейтер, О.О. Бялик. Обробка кристалізованого сплаву електродинамічною вібрацією. Сб. Магнітодинамічні установки для плавлення, обробки та заливки ливарних сплавів. Київ:ІПЛ, 1989. С. 95-97.
3. V.L. Naydek, A.V. Narivsky. Improvement of quality of aluminum and copper alloy castings by plasma-reagent treatment of their melts.alloys by plasma-reagent treatment of their melts. К: Naukova Dumka, 2008. 184 с.
4. L.L. Tir, M.Y. Stolov. Electromagnetic devices for control of melt circulation in electric furnaces. М.:Metallurgy, 1975. 224 p.
5. Cahn J.W., Hilliard J.E. Free Energy of a Nonuniform System. I. interfacial Free Energy. J. Chem. Phys.,1958. Vol. 28. No2. P. 258-267.
6. K.I. Vashchenko, V.S. Shumikhin. Melting and out-of-furnace processing

of cast iron for castings. K.:Vishcha Shk., 1992. 246 p.

7. V.I. Yakimov, B.N. Maryin, V.V. Zelinsky. Zelinsky. Influence of electric current on liquid aluminum alloy. *Metallurgy of Mechanical Engineering*. 2003. №3. P.36-39.

8. Tir L.L., Stolov M.L. Electromagnetic devices for control of metal circulation in electric furnaces. *electric furnaces*. M.:Metallurgy, 1991. 280 p.

9. В.І. Дубоделов, В.О. Середенко, В.М. Фіксен. Оцінка технологічної ефективності режимів комплексної магнітодинамічної і електрогідроімпульсної обробки алюмінієвих сплавів. *Процеси лиття*. 2006. №3. С. 81-86.

10. В.П. Поліщук. Дослідження процесу заливки металу в ливарну форму під дією магнітного поля. Автореф. Дис...канд.техн. наук. Київ, 1962. 24 с.

11. V.P. Polishchuk, B.A. Melnik. X-ray study of the structure of liquid alloys Al-Si, melted in a magnetodynamic furnace *Foundry production*. 1989. №7. P. 6-7.

12. Popel P.S. Metastable microdissolution of liquid alloys and its influence on the structure of a casting. *Foundry production*. 1992. №7. P. 3-6.

13. Brodova I.G. Conditions of formation of metastable phases at crystallization of alloys. *Journal Melts*. 1988. V.6. P. 23-27.

14. Deev V.B., Selyanin I.F., Tsetsorina S.A. About refinement of the cluster model of metallic melts. *melts. Izv. vuzov. Ferrous metallurgy*. 2008. №8. С. 66-67.

УДК 621.745.55

Селівьорстов В.Ю.¹, Доценко Ю.В.², Селівьорстова Т.В.³

¹ д-р техн. наук, професор УДУНТ

² канд. техн. наук, доцент УДУНТ

³ канд. техн. наук, доцент УДУНТ

ВПЛИВ НА ЩІЛЬНІСТЬ ТА МАКРОСТРУКТУРУ ЛИТОГО ВТОРИННОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ AL-SI ДОБАВОК ВИСОКОДИСПЕРСНОГО SiC

Для підвищення якості ливарних сплавів системи Al-Si використовується, в тому числі, технологія обробки порошковими модифікаторами [1]. Окреме місце в цьому сенсі займають вторинні алюмінієві сплави, що поступаються за якістю первинним, однак їх використання залишається перспективним саме з точки зору економічної доцільності. Тому продовжуються дослідження впливу різних методів обробки, в тому числі, модифікування високодисперсним SiC, на якість

отриманого виливка [2]. До значущих властивостей можна віднести щільність сплаву та наявність макродефектів, зокрема шпаристості, в литому модифікованому металі за різних теплофізичних умов затвердіння. Метою роботи було визначення щільності вторинного сплаву системи Al-Si, що модифікований добавками високодисперсного SiC у порівнянні з немодифікованим сплавом при литті в кокіль та об'ємну піщану форму, а також аналіз макроструктури виливків, що отримані за зазначених умов затвердіння.

Для проведення досліджень із вторинного алюмінієвого сплаву (табл. 1) виготовляли виливки циліндричної форми висотою 150 мм та середнім діаметром 60 мм в сталевому витряхному кокілі, а також в піщано-глинистій формі (ПГФ) з тією ж конфігурацією та розмірами робочої порожнини. Вміст модифікатора у розплаві складав від 0,1 до 0,3 мас.%. В якості модифікатора використовували порошкоподібний карбід кремнію марки F1200 фракцією 1 – 3 мкм. Заливку здійснювали при температурі 690 – 700 °С.

Таблиця 1 – Хімічний склад вторинного алюмінієвого сплаву, мас.%

Mg	Cu	Si	Al	Fe	Zn	Mn
0,528	1,124	11.539	84,969	0,905	0,692	0,242

Аналіз макроструктури виливків проводили з використанням шкали шпаристості ВІАМ: бал 1 – дрібна шпаристість; бал 2 – знижена шпаристість; бал 3 – середня шпаристість; бал 4 – підвищена шпаристість; бал 5 – висока шпаристість. Газову шпаристість темплетів виливків визначали на трьох квадратах площиною 1 см² кожний. Кількість пор та їхній розмір визначали як середнє арифметичне трьох вимірів. Ступінь шпаристості макрошліфів в балах встановлювали порівнянням їх з еталонами шкали.

Дослідження щільності сплаву проводили за допомогою гідростатичного зважування зразків на аналітичних вагах WA - 21 в повітрі та в чотирьоххлористому вуглеці з точністю до 0,001 г/см³.

Щільність зразків обчислювали за формулою (1)

$$\rho = \frac{P}{P-Q}(\delta - \lambda) + \lambda \quad (1)$$

де P – маса зразка в повітрі, г;

Q – маса зразка в CCl₄, г;

δ – щільність CCl₄ – 1,5959 г/см³;

λ – щільність повітря – 0,00122 г/см³.

Отримані результати досліджень зразків литого металу (табл. 2) свідчать про те, що процес модифікування збільшує щільність сплаву.

Таблиця 2 – Результати визначення щільності досліджуваних зразків

Умови затвердіння	Маса зразка в повітрі, г	Маса зразка в CCl_4 , г	Щільність сплаву, г/см^3
Кокіль без модифікування	1,164	0,481	2,715
Кокіль+ 0,1SiC	1,516	0,641	2,761
Кокіль+ 0,2SiC	1,873	0,782	2,735
Кокіль+ 0,3SiC	1,414	0,595	2,752
ПГФ+0,1SiC	1,451	0,587	2,673
ПГФ+0,3SiC	0,879	0,356	2,676

Це демонструє зразок литого вторинного алюмінієвого сплаву з кількістю модифікатора 0,1%, щільність якого на 1,6 % більша в порівнянні зі зразком без модифікатора. З підвищенням кількості карбіду кремнію з 0,2% до 0,3% щільність сплаву зростає, проте, залишається меншою, ніж з 0,1% SiC. У зразках, що були відлиті в піщано-глинисту форму, зі збільшенням кількості SiC зміна щільності сплаву майже не відбувається.

Порівняльний аналіз показників щільності металу виливків, залитих в кокіль та піщано-глинисту форму, показав, що теплофізичні умови затвердіння також мають свій вплив. В металевій формі швидкість затвердіння сплаву вища і структура стає більш щільною (щільність зразків виливків, що отримані в ПГФ, на 2,7% менша в порівнянні з виливками, що отримані в кокілі).

Встановлено, що макроструктура литого вторинного сплаву системи Al-Si, що не піддавався модифікуванню та заливався в кокіль, має невелику усадкову раковину та розосереджену шпаристість у всьому об'ємі металу виливка і відповідає 3-ому балу за шкалою ВІАМ. Макроструктура виливків, що модифіковані високодисперсним карбідом кремнію включає концентровану усадкову раковину глибиною 26 – 30 мм з грубими тріщинами 8 – 15 мм в нижній частині раковини. А також зосереджену усадкову шпаристість в верхній частині виливка. Макродефекти в нижній частині виливка відсутні. Загалом, макроструктура виливків з 0,1 – 0,3 мас.% SiC та залитими в кокіль, відповідає 2-му та 3-му балу шпаристості за шкалою ВІАМ.

Дослідження макроструктури виливків, відлитих в піщано-глинисту форму з модифікуванням карбідом кремнію 0,1% та 0,3 мас.%, показали наявність зосередженої усадкової шпаристості в верхній частині виливків та наявність газових пор на бічній поверхні, що відповідає 1-ому балу за

шкалою ВІАМ. Також проведений аналіз показав, що вони не мають яскраво вираженої концентрованої усадкової раковини і вся шпаристість розосереджена з зовнішнього боку виливка, при цьому, в верхній частині обидва виливка мають дрібну зосереджену шпаристість.

Список використаних джерел

1. Куцова В.З. Модифікування алюмінієвих сплавів / В.З. Куцова, О.В. Швець, Т.А. Аюпова // «МОМ». – 2001. – № 1-2. – С. 99-109.
2. Ямшинський М.М., Селівьорстов В.Ю., Лук'яненко І.В., Кивгило Б.В. Вплив модифікування високодисперсним карбідом кремнію на ливарні властивості вторинного сплаву системи Al-Si // Метал та лиття України №1 (30). – Київ, 2022. – С. 77 – 83.

УДК 66. 042: 669.187.56

Петруша Ю.П.

Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя

ПІЧНЕ ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ВІДНОВЛЕННЯ ВЕЛИКОГАБАРИТНИХ ДЕТАЛЕЙ

Устаткування й обладнання ряду галузей промисловості працюють в умовах, які можуть призвести до передчасного руйнування його деталей. Деталі, що вийшли з ладу, утилізуються, сотні тон легованих і високолегованих сплавів надходить в переплав, виникає проблема придбання або виготовлення запасних частин, а все це разом призводить до значних економічних збитків підприємств.

Як правило, в деталях в результаті зносу, знакозмінних механічних, ударних навантажень, впливу агресивних середовищ, високих температур, тиску зношуються шліцьові і різьбові з'єднання, шийки, цапфи та інші елементи, які за масою складають незначну частину деталі. Тому оптимальним варіантом є видалення зношеного елемента деталі і заміна його новим, виготовленого з сучасних високотехнологічних матеріалів, які одночасно мають високі показники міцності, зносостійкості, корозійної стійкості і інших експлуатаційних характеристик.

Це може бути забезпечено застосуванням електрошлакової технології деталей, яка дозволяє отримати необхідну форму заготовки з високою якістю металу.

Пічна установка для електрошлакового відновлення деталей включає апарат для зварювання пластинчатим електродом А-550У-02 з механізмом затискання, переміщення і корекції електроду, джерело живлення –

трансформатор ТШС-3000-1 з короткою мережею та системою управління, устаткування та оснащення для формування електрошлакового зливка.

Механізм затискання, переміщення і корекції електроду призначений для утримання і переміщення електроду в трьох просторових координатах. Механізм забезпечує затискання електроду на вихідній позиції, переміщення його в позицію над кристалізатором, переміщення електроду вниз в початкову робочу точку, робочу подачу електроду в процесі плавки, зупинку електроду в кінці плавки в заданій точці та переміщення залишку електроду в позицію, де відбувається його звільнення від затискання. Механізм забезпечує можливість здійснювати переплавлення витратних електродів масою до 100 кг і довжиною до 1500 мм.

Електрошлакова піч оснащена джерелом живлення ТШС-3000-1. Трансформатор забезпечує ступінчасту зміну робочої напруги за рахунок зміни загального числа витків котушок первинної обмотки. Живлення трансформатора здійснюється від однофазної мережі змінного струму напругою $380 \pm 20\%$ частотою 50 Гц. Включення та виключення трансформатора відбувається в ручному режимі. Джерело живлення забезпечує отримання біметалевих заготовок діаметром до 300 мм.

При електрошлаковому відновленні деталей, маса яких перевищує 100 кг, по деталі виникає значний перепад температур, що призводить до виникнення напруженого стану в металі і, як наслідок, виникнення дефектів і руйнування деталей. Для забезпечення високоякісного відновлення великогабаритних деталей установка була додатково оснащена термостатом, де здійснюється попередній підігрів деталей, їх відновлення і наступне повільне охолодження.

Устаткування та оснащення забезпечує якісне формування електрошлакової заготовки і складається з кристалізатора спеціальної конструкції, який забезпечує бездефектне сплавлення основного (кованого, катаного, литого тощо) і електрошлакового (литого) металів та різних пристроїв технологічного призначення, які забезпечують проведення процесу електрошлакового відновлення деталей [1, 2].

Конструкція кристалізатора, устаткування та оснащення дозволяють отримувати високоякісні електрошлакові заготовки різної форми та маси з різних конструкційних, легованих і високолегованих сплавів.

При цьому необхідно зауважити, що витратний електрод виготовляється з відходів виробництва ковкою, литвом та зварюванням без значних додаткових витрат, а технологічне устаткування і оснащення, що застосовуються прості за конструкцією і не складні у виготовленні. Обладнання та оснащення установки завдяки своїй універсальності може бути використано в будь-якій галузі господарства.

Список використаних джерел

1. АС СРСР № 1160748, МПК С22С В9/18. Пристрій для відновлення відпрацьованих деталей методом електрошлакового наплавлення [Текст] / Б.С. Сперанський, П.С. Кіреев, Ю.А. Шульте та інші. (Україна); заявник ЗМІ ім. В.Я. Чубаря; заяв. 24.11.1982 – 8с.
2. UA № 79985, МПК С22С В9/18. Пристрій для відновлення відпрацьованих деталей методом електрошлакового наплавлення [Текст] / Ю. П. Петруша, В.В. Луцьов, Є.М. Парахневич та інші. (Україна); заявник ЗНТУ; заяв. 13.05.2013, Бюл. №9. – 3с.

УДК 621.74.045

Голтвяниця Ю.Г.¹, Голтвяниця В.С.², Сажнев В.М.³, Торба Ю.І.⁴, Бехтер Р.В.⁵
¹аспірант НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя
²канд. техн. наук, доцент, НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя
³канд. техн. наук, доцент, НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя
⁴канд. техн. наук, ДП ЗМКБ «Прогрес» імені академіка О.Г. Івченка, м. Запоріжжя
⁵ДП ЗМКБ «Прогрес» імені академіка О.Г. Івченка, м. Запоріжжя

ОГЛЯД МЕТОДІВ КОНТРОЛЮ КЕРАМІЧНИХ ФОРМ У ПРОЦЕСІ ЛИТТЯ ЗА ВИТОПЛЮВАНИМИ МОДЕЛЯМИ

Лиття за витоплюваними моделями є одним з основних методів отримання заготовок деталей авіаційних двигунів, в т.ч. лопаток, імелера, моноколів. Однак цей вид лиття потребує прецизійного підходу до організації виробництва. Нажаль вихід придатного при даному виді лиття є нестабільним, і може опускатися до 35%, внаслідок виявлення у виливках, що отримуються, таких невивправних дефектів, як значне сміття, гарячі тріщини, механічні пошкодження, рихлоти, недоливи, «корольок», «спай».

Міжопераційний контроль ускладнений мінімальним набором кількісних показників, які можна виміряти.

Вважається, що одним із найбільш значущих дефектів є «засор», тобто відкриті (зовнішні) або закриті (внутрішні) порожнини в тілі виливка, які заповнені частинками керамічних стрижнів форми, футеровки тигля, тощо. У випадку зовнішніх порожнин, встановити походження раковини практично не є можливим. Треба сказати, що з дефектом типу «сміття» можна сплутати утяжини. Для усунення такого роду дефектів покращують технологічність виливка (використовуючи симуляцію процесу в середовищі комп'ютерного моделювання), а також додаючи до конструкції форми додаткові конструктивні елементи литникової системи.

Статистика виробництва налічує не менше 20 причин, утворення зазначеного дефекту, проте, традиційно, дефекти типу «сміття» пов'язують з дефектами багатощарових керамічних оболонкових форм, такі як тріщини, зниження міцності форми після виплавлення модельної маси та погіршення інших параметрів, що призводять до руйнування лицьового шару вогнетривкого покриття [1].

Існує кілька критичних властивостей керамічних форм, які визначають їхню придатність для лиття за витоплюваними моделями будь-яких сплавів. Основними властивостями, які наразі виділяють як критичні для визначення подальшого застосування керамічної форми, є міцність на вигин, хімічна інертність, пористість, мікроструктура, теплопровідність і теплове розширення. Властивості та методи їх визначення можна конкретизувати як: міцність на вигин (при 3-точковому вигині), морфологія/мікроструктура поверхні, що визначається за допомогою растрової електронної мікроскопії (РЕМ), пористість, що визначається за допомогою інтрузійної порозиметрії, композиція, що визначається за допомогою електронного зондового мікроаналізу, теплове розширення, що визначається за допомогою теплової дилатометрії, коефіцієнт теплопровідності, що визначається за допомогою методу лазерного спалаху, лінійна усадка, контрольована за допомогою розмірних вимірювань. Також у технологічному процесі часто використовують відеозонд, але його застосування обмежене розмірами камери та абсолютною суб'єктивністю контрольного майстра [2].

Виробництво зацікавлене у неруйнівних методах контролю, які допоможуть безпосередньо під час контрольної операції технологічного процесу відсіяти форму, яка з великою імовірністю несе у собі приховані дефекти, що спричинять дефекти у виливку.

Цифрова рентгенографія набуває все більшого поширення, хоча проблеми, пов'язані з стандартами інтерпретування результатів, ще не вирішено остаточно [3].

До неруйнівних методів також можна віднести фотограмметричний, термовізійний, комп'ютерну томографію [4]. Перераховані методи все ж відносяться до громіздких лабораторних.

Існують більш гнучкі методи неруйнівного контролю, пов'язаних з випроміненням звукових коливань. Ехо-імпульсний, резонансно-імпедансний, тіньовий, зеркально-тіньовий, і, зокрема, резонансно-акустичний метод. Перелічені методи, окрім останнього, застосовуються у вітчизняному виробництві.

Резонансно-акустичний метод неруйнівного контролю (NDT-RAM) розроблено та впроваджується компанією «The Modal Shop by Amphenol Company», США, і набув поширення під час інспектування деталей, виготовлених різними методами, литтям, адитивними технологіями та

порошковою металургією.

Резонансно-акустична дефектоскопія вимірює структурну реакцію об'єкта у процесі випромінення звуковими хвилями, та оцінює її у порівнянні з варіацією від контрольного набору якісних деталей до дефектів на екрані пристрою збирання даних. Об'ємний підхід перевіряє всю деталь, як на зовнішні, так і на внутрішні структурні дефекти або відхилення, забезпечуючи об'єктивні та кількісні результати. Ця структурна реакція є унікальною і вимірюваною характеристикою, яка визначається механічними резонансами. Ці резонанси є функцією геометрії деталі та властивостей матеріалу. Вимірюючи резонанси деталі, можна визначити структурні характеристики цієї деталі за один тест. [5].

Дотепер методом резонансно-акустичної дефектоскопії досліджувалися лише металеві деталі, принцип налаштування обладнання для отримання доволі точного висновку про придатність вже описані [6].

Цікаво перевірити на практиці запропонований метод у застосуванні для контролю саме керамічної оболонкової форми, оскільки є кілька факторів, які можуть вплинути на впевненість сегрегації форм на придатні та непридатні – це індивідуальність кожної форми за розмірами, бо форми виготовляються вручну, та неоднорідність структури. Водночас, цих факторів позбавлені металеві прутки вихідного металу, який використовується для виготовлення шихтового матеріалу. Skorиставшись методом NDT-RAM абсолютно точно можливо зробити висновок про наявність шлакових пор у товщині металевих прутків вихідного металу.

Список використаних джерел

1. Репях С. И. Технологические основы литья по выплавляемым моделям. – Днепропетровск: Лира, 2006. – с. 587.
2. Kanyo, J. E., Schafföner, S., Uwanyuze, R. S., & Leary, K. S. (2020). An overview of ceramic molds for investment casting of nickel superalloys. *Journal of the European Ceramic Society*. doi:10.1016/j.jeurceramsoc.2020.07.013
3. Ford, David A. "Future Trends in Investment Casting—Drivers for Development." (2008).
4. Žaba, K., et al. "Application of non-destructive methods to quality assessment of pattern assembly and ceramic mould in the investment casting elements of aircraft engines." *Archives of Metallurgy and Materials* 59.4 (2014): 1517-1525.
5. Stultz, Gail & Bono, R. & Schiefer, Mark. (2005). *Fundamentals of Resonant Acoustic Method NDT*.
6. Obaton, A.-F., Butsch, B., Carcreff, E., Laroche, N., Tarr, J., & Donmez, A. (2020). Efficient volumetric non-destructive testing methods for additively manufactured parts. *Welding in the World*.

УДК 669.71:532.694:539.216

Гнилокурченко С.В.¹, Бякова О.В.², Власов А.О.³, Кітранов Д.С.⁴,

Євіч Я.І.⁵, Цивіліцин В.Ю.⁶

¹ канд. техн. наук, старш. дослідник, Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

² д-р техн. наук, пров. наук. співр., Інститут проблем матеріалознавства ім. І. Н. Францевича НАН України, Київ

³ наук. співр., Інститут проблем матеріалознавства ім. І. Н. Францевича НАН України, Київ

⁴ гол. механік, Інститут проблем матеріалознавства ім. І. Н. Францевича НАН України, Київ

⁵ канд. фіз.-мат. наук, старш. наук. співр., Інститут проблем матеріалознавства ім. І. Н. Францевича НАН України, Київ

⁶ наук. співр., Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ

ПОВЕДІНКА СПІНЕНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ В УМОВАХ СТИСНЕННЯ

Легкі металеві сплави є актуальними для інженерного застосування, зокрема за причини значного зменшення металоємності деталей, вузлів та конструкцій, їх ваги та собівартості. Натепер відомі новітні надлегкі матеріали, які можуть бути одержані введенням у рідкі металеві сплави великої кількості газової фази і швидкого охолодження такої газо-металевої суміші з утворенням будови типу твердої піни - численних комірок, заповнених газом, з металевими перетинками між ними. Найбільш широко досліджуються спінені сплави на основі алюмінію.

Такі сплави з комірковою будовою мають певні переваги перед суцільними матеріалами зокрема завдяки їх властивостям щодо поглинання енергії та винятковій комбінації легкої ваги і комплексу фізико-механічних властивостей [1]. При їх стисненні вони деформуються з утворенням довгої ділянки плато на графіку «напруження-деформація» та виявляють високі значення деформації майже при сталому навантаженні, в чому і проявляється їх здатність поглинати значну енергію. З урахуванням високої питомої жорсткості високопористі металеві матеріали є привабливими для створення елементів для поглинання енергії удару при автомобільних аваріях, застосування в наземних і морських транспортних засобах тощо.

У роботі проводили спінювання сплавів Al1Mg06Si (АД33, аналог сплаву 6061) і високоміцного сплаву Al6Zn2,3Mg (В95, аналог сплаву 7075) способом Alporas [2]. Використовували дешевий карбонат кальцію CaCO₃, як спінювач, замість дорогого гідриду титану TiH₂.

При уведенні добавок у рідкі сплави їх хімічний склад і мікроструктура

після затвердіння змінюються, що відображається і на механічних властивостях. Мікроструктура цих спінених алюмінієвих сплавів була вивчена у попередніх дослідженнях [3], а метою даної роботи було вивчення механічних властивостей спінених зразків при стисненні.

Їх досліджували при одноосьовому квазістатичному стисненні відповідно до стандарту ISO 13314: 2011 з використанням універсальної машини CERAM test System (ІПМ НАН України, Київ, Україна) потужністю 20 кН з постійною швидкістю траверси - швидкістю деформації від 10^{-3} c^{-1} до 10^{-2} c^{-1} .

Шляхом аналізу записаних кривих деформації було оцінено низку ключових механічних параметрів і приведено у відповідність із величиною пористості, θ , випробуваних зразків. Відносна щільність спінених зразків - відношення щільності суцільного матеріалу зразка ρ до цього показника спіненого зразка ρ_s вимірювалась шляхом зважування зразка з відомим об'ємом. Пористість визначалась з рівності $\theta \% = (1 - \rho/\rho_s) \times 100$. Були визначені такі показники ефективності, як структурна жорсткість, яка зазвичай пов'язана з модулем Юнга, а також напруження плато, σ_{pl} , і поглинання енергії W_{50} до 50 % деформації та W_{pl} до кінця плато деформації. На рисунку 1 наведено криві, отримані при стисканні спінених зразків.

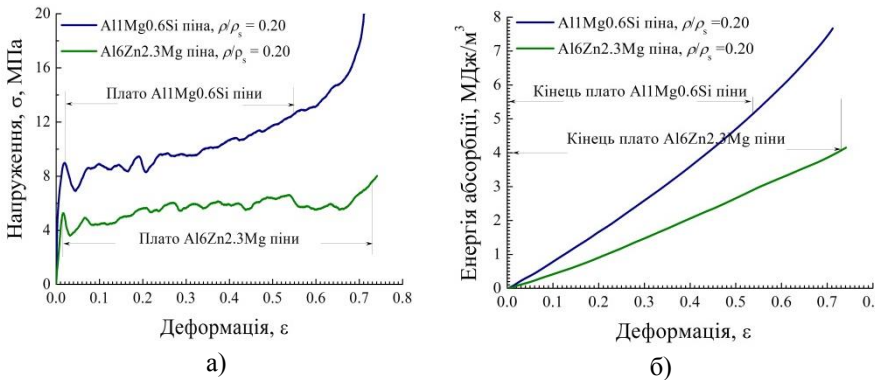


Рисунок 1 - Криві стиснення для спінених зразків, виготовлених зі сплавів Al1Mg0,6Si та Al6Zn2,3Mg в осях а) напруження-деформація та б) енергія абсорбції-деформація.

Форма записаних кривих напруження-деформації для обох типів піни загалом подібна для пружної/пластичної деформації спінених зразків із

закритими порами, однак деякі відмінності помітні в області плато. Зокрема, лише невелика кількість коливань видно на плато пластичної піни $Al1Mg0,6Si$, що свідчить про руйнування комірок через пружне прогинання та ущільнення перетинок комірок [1]. Це узгоджується з вищою швидкістю зміцнення піни $Al1Mg0,6Si$ (перехід ділянки плато від горизонтальної до похилої зі зростання як напруження так і деформації) порівняно з піною $Al6Zn2,3Mg$, хоча відносна щільність, ρ/ρ_s , для обох типів піни однакова. Що стосується зразків на основі відносно пластичного сплаву $Al1Mg0,6Si$, закриті комірки, на які впливає напруга розтягуючої мембрани, що покриває їх із середини, спричиняє підвищення напруження плато [4].

На відміну від цього, виражені коливання плато деформації демонструє піна зі сплаву $Al6Zn2,3Mg$, що вказує на внесок крихких пошкоджень в глобальний колапс комірок. Крім того, плато деформації для піни зі сплаву $Al6Zn2,3Mg$ довше порівняно з тим, що спостерігається для піни на основі відносно пластичного сплаву $Al1Mg0,6Si$.

Таким чином, можна зробити висновок, що механізм пошкодження та подальшого руйнування комірок в умовах стиснення значною мірою контролює показники міцності та структурної жорсткості спіненого матеріалу. Загалом руйнування комірок через пружне прогинання та ущільнення стінок комірок є показником для піни на основі відносно пластичного сплаву $Al1Mg0,6Si$, тоді як ущільнення стінок комірок, що містять крихкі евтектичні домени/надлишкові фази, безпосередньо сприяє геометричному колапсу комірки піни, виготовленої з $Al6Zn2,3Mg$ сплаву. Результати переконливо доводять, що реакція піни на стиснення та поглинання нею енергії радикально визначаються механізмом колапсу комірок, який, у свою чергу залежить від природи структурних складових матеріалу стінок комірок.

Список використаних джерел

- [1] L. J. Gibson, M. F. Ashby, Cellular Solids: Structure and Properties, Cambridge: Cambridge University Press, 1997.
- [2] S. Akiyama, H. Ueno, K. Imagawa, A. Kitahara, S. Nagata, K. Morimoto, T. Nishikawa, M. Itoh, Foamed metal and method of producing same, European Patent 0 210 803, 1989 (1986).
- [3] С.В. Гнилокурченко, О.В. Бякова, А.О. Власов, Д.С. Кітранов. Мікроструктура спієних алюмінієвих сплавів. Матеріали XX Ювілейної міжнародної науково-практичної конференції «Литво. Металургія-2024», 28-30 травня, 2024 р., – Харків-Київ, С. 75-77.
- [4] M. F. Ashby, A. G. Evans, N. A. Fleck et al., Metal Foams: A Design Guide, Butterworth. USA, 2000.

УДК 669.16:504.064.4:658.567.3

Мезенцев С.М.¹, Пономаренко О.І.², Мартиненко О.Г.³

¹ аспірант, НТУ «ХПІ», Харків, Україна

² доктор. техн. наук, професор, НТУ «ХПІ», Харків, Україна

³ здобувач, НТУ «ХПІ», Харків, Україна

ОТРИМАННЯ КОМПЛЕКСНОЇ ЛІГАТУРИ З ВІДХОДІВ ВИРОБНИЦТВА

Анотація. В роботі обґрунтована доцільність переробки вторинної сировини, що містить кольорові метали. Представлені дані електронно-мікроскопічних та петрографічних досліджень. Показана можливість отримати нові легуючі добавки для чавуну та сталей.

Ключові слова: вторинна сировина, легуючі елементи, сталь, чавун, токсичні речовини.

Abstract. The paper substantiates the feasibility of processing secondary raw materials containing non-ferrous metals. The data of electron microscopic and petrographic studies are presented. The possibility of obtaining new alloying additives for cast iron and steels is shown.

Keywords: secondary raw materials, alloying elements, steel, cast iron, toxic substances.

На підприємствах машинобудівного профілю застосовується велика кількість різноманітних виробничих процесів. Ці процеси дозволяють отримувати широкий асортимент товарів народного споживання. Поряд із отриманням готової продукції на виробництві утворюється і певна кількість різних промислових відходів. Останнім часом підприємства машинобудівного комплексу України розвивалися без належного врахування екологічних наслідків на навколишнє природне середовище. Застарілі технологічні процеси, зношеність основного обладнання, відсутність або недосконалість процесів утилізації призводили до утворення відходів. Промислові комплекси розташовуються у великих містах, що тягне за собою вирішення цілого ряду проблем. Забезпечення населення питною водою, поховання та переробка побутових та промислових відходів, вирішення інших екологічних проблем.

На підприємствах машинобудівного комплексу використовується електроерозійний метод обробки деталей зі сплавів кольорових металів. Такий спосіб переробки призводить до накопичення відходів на територіях підприємств. До складу відходів входять сполуки нікелю, вольфраму, молібдену, кобальту, хрому, титану тощо [1].

Основні компоненти відходів є токсичними, що підтверджується значеннями їх гранично допустимих концентрацій. Наприклад, гранично допустима концентрація нікелю та його оксиду в ґрунті становить 4 мг/кг, що

є показником високої шкідливості речовини. Вплив на живі організми сполук, що входять до складу відходів, призводить до негативних наслідків. З'єднання металів, потрапляючи в родючі землі, порушують взаємозв'язок в трофічних ланцюгах і тим самим викликають в них небажані зміни. Канцерогенна дія нікелю пов'язана з його впровадженням у клітини, де він викликає порушення ферментативних і метаболічних процесів.

У той же час відходи електроерозійної обробки деталей із кольорових сплавів є цінною вторинною сировиною, яку можна використовувати як комплексну добавку для легування чавунів та сталей [2, 3]. В Україні практично немає сировинної бази багатьох кольорових металів, а метали, що входять до складу відходів, такі як нікель, хром, молібден, вольфрам, титан є основними легуючими елементами в сталях і чавунах [3].

Значним резервом підвищення якості металевих виробів є легування чавуну і сталі, що дозволяє отримувати металеві матеріали заданого хімічного складу і структури з певними хімічними, фізико-механічними властивостями.

Введення легуючих елементів дозволяє змінювати властивості сплавів, а саме: міцність, пластичність, в'язкість, електропровідність, магнітні характеристики, радіаційну стійкість і стійкість до корозії в різних середовищах.

Легування молібденом покращує в основному всі механічні властивості сірого чавуну. Наприклад, додавання до заліза 0,1% Мо спричиняє збільшення пластичності майже вдвічі. Високий опір і міцність металевої матриці в широкому діапазоні температур досягається, коли чавун з високим вмістом Сг легується 2-3% Мо разом з 3-4% Mn. Нікель підвищує корозійну стійкість сталі до атмосферних впливів, морської води та ґрунту. Ця властивість сталі враховується при виготовленні обладнання для виробництва аміаку, при цьому сталь містить 2,3-2,8% Ni, 0,5-0,8% Cr і 0,3-0,5% Мо.

Для використання відходів при легуванні сталей і чавунів виникла необхідність їх дослідження. Під час електронно-мікроскопічних досліджень встановлено, що відходи електроерозійної обробки містять частинки сферичної або близької до неї форми. Існує чітко визначена межа переходу з однієї області в іншу. Зустрічаються досить великі частинки 0,1-1 мм, переважають частки близько 10^{-3} мм, а також є дуже дрібні частинки 10^{-5} мм, які утворюють пухку пористу масу. Переважна більшість гладких оплавлених форм свідчить про визначальну роль теплових факторів у процесі електроерозійної обробки. Таким чином, великі і середні частинки утворюються з рідкого стану, а дрібні частинки, швидше за все, утворюються з пароподібного стану і в основному складаються з оксидів металів.

Крім електронно-мікроскопічних досліджень відходів проводились

петрографічні дослідження. Фазовий склад відходів вивчали на полірованих шліфах під металографічним мікроскопом. Зразки для аналізу готували наступним чином: відбирали різні ділянки відходів і готували поліроване шліфування. У досліджуваних зразках виявлено металеву та оксидну фази. Петрографічні дослідження під мікроскопом показані на рисунку 1.

Металева фаза спостерігалася у вигляді округлих видовжених утворень неправильної форми. Оксидна фаза добре помітна в центрі зразка і по краях металевої фази. Темні ділянки являють собою пори і тріщини, розміри яких досягають 300 мікрон. Також чітко видно круглу та овальну форму металевої фази. Оксидна фаза розташована по межах металевої фази. Розмір частинок металевої фази коливається від 20 до 200 мкм, максимальний розмір частинок - 500 мкм.

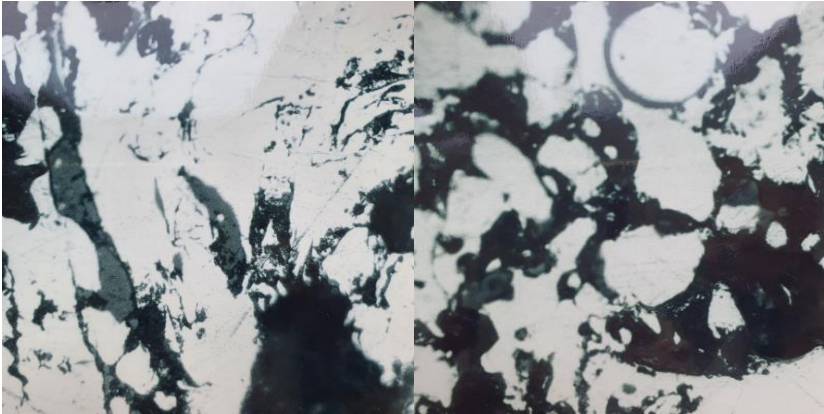


Рисунок 1 – Петрографічний аналіз відходів

Аналіз отриманих даних показує, що основними компонентами відходів є метал (близько 68%) та оксидна фаза (близько 29%). Це дає підстави припускати можливість переробки цього виду відходів на металургійних підприємствах безпосередньо при виплавці сталі або чавуну. Ці легуючі елементи у вигляді оксидних сполук можна видалити в процесі відновлювальної плавки. Слід очікувати відновлення оксидів заліза, нікелю, молібдену та вольфраму з утворенням залізо-хромо-нікелевого сплаву, який можна використовувати як лігатуру при виплавці металевих матеріалів.

Отримання з цих відходів комплексних легуючих добавок є дуже актуальною задачею. Використання вторинної сировини дає змогу вирішити одразу дві проблеми: отримати нові легуючі добавки для чавуну та сталей та захистити навколишнє середовище від шкідливої дії токсичних сполук.

Список використаних джерел

1. Демин Д. А. Оптимизация процесса восстановления продуктов эрозии, полученных после электроэрозионной обработки никелевых сплавов / Д. А. Демин, В. В. Горбенко, И. А. Винник // Процессы литья. – 2001. – № 3. – С. 24-27.
2. Sokolov, V.M. Processing the Ni- And Cr-bearing oxidized scarfing granulates with liquid cast iron / Sokolov, V.M., Gorbenko, V.V., Vinnik, I.A., Mekhed, O.M. // TMS Fall Extraction and Processing Division: Sohn International Symposium, 2006, 1, p. 453–462.
3. Mezentseva I.O. Solid waste processing of enterprises of engineering complex / I.O. Mezentseva, V.V. Gorbenko, I.M. Lubchenko, S.V. Kotlyarova // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2012 - №2/12 – p.8-11.
4. Мезенцев С.М. Особливості легування чавунів та сталей відходами машинобудівних підприємств / С. М. Мезенцев, О.І. Пономаренко, Н.С. Євтушенко, І.О. Мезенцева // Литво. Металургія. 2023 [Електронний ресурс] : матеріали 19-ї, 12-ї Міжнар. наук.-практ. конф., 10-12 жовтня 2023 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.] ; заг. ред. О. І. Пономаренко. – Електрон. текст. дані. – Харків ; Київ, 2023. – С. 135-137.

УДК 621.746.6:669.046.516.4:669.715

Доценко Ю.В.¹, Селівьорстов В.Ю.²

¹ канд. техн. наук, доцент, Український державний університет науки і технології, Дніпро

² д-р техн. наук, професор, Український державний університет науки і технології, Дніпро

ВИКОРИСТАННЯ КОМБІНОВАНОГО ВПЛИВУ НА КРИСТАЛІЗАЦІЮ СПЛАВА СИСТЕМИ AL-SI

Найбільш високі та стабільні за перерізом виливків властивості зазвичай досягаються при отриманні однорідної та дрібнозернистої структури. Чим дрібніші розміри первинних кристалів, тим вищий ряд важливих експлуатаційних та технологічних властивостей виливків. Тому ливарники найчастіше прагнуть отримання найбільш дрібнозернистої і однорідної структури металу.

Одним із найпоширеніших засобів досягнення цієї мети є модифікування. Крім того, до методів активного впливу на формування структури злитків і виливків можна віднести процеси, пов'язані із застосуванням тиску, введення в розплав пружних коливань, вплив концентрованими джерелами енергії. При цьому зазначені процеси мають, у тому числі, певну технологічну специфіку, мають свої переваги і недоліки.

Ефективний спосіб зміни морфології фаз, що кристалізуються - їх затвердіння в різко нерівноважних умовах. У цьому створюються умови подрібнення зерна, значного розширення розчинності у твердому стані, придушення зростання грубих включень первинних інтерметалідів.

Одним з ефективних способів впливу на метал, що кристалізується, є, зокрема, газодинамічний вплив. При здійсненні такого процесу до початку подачі газу на поверхні робочої порожнини ливарної форми повинен сформуватися шар твердого сплаву такої товщини, який може забезпечити герметичність системи аж до повного затвердіння виливки.

У лабораторії сучасних матеріалів Аріельського університетського центру було проведено дослідження впливу змінного газового тиску на структуроутворення металу виливків із сплаву А356. Результати лабораторних досліджень показали підвищення механічних властивостей литого металу та зниження шпаристості циліндричних виливків із сплаву А356 діаметром 50 мм та висотою 100 мм. У порядку технологічних операцій виготовлення виливки були включені такі етапи: проведення рафінування (препарат DEGASAL T 200, введення в робочу порожнину форми пристрою для подачі газу оригінальної конструкції, витримка виливки з пристроєм протягом заданого проміжку часу, подача газу (аргону) з початковими показниками тиску 0,15 - 0,2 МПа, наступне нарощування тиску до 1,3 - 1,4 МПа і витримка під тиском до затвердіння виливки. Наведені дані свідчать, що внаслідок газодинамічного впливу вдалося подрібнити структурні складові, у результаті збільшилися на 20-25% пластичні властивості литого металу і 8-12 % збільшилася його щільність. Таким чином, газодинамічний вплив на метал, що твердне, дозволяє досягти ефекту модифікування, який може бути значно посилений введенням в розплав додаткових центрів кристалізації у вигляді відповідних традиційних модифікаторів або нанокристалічних порошків, отриманих методами механохімії. При цьому можливе зниження кількості модифікатора, що витрачається.

Список використаних джерел

1. Немененко, Б.М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов / Б.М. Немененко - Мн. Технопринт, 1999. – 272 с.
2. Возможность использования комплексного модификатора длительного действия на основе нанопорошков длительного действия для повышения качества отливок из алюминиевых сплавов: *Новые материалы и технологии в машиностроении-2005*. Сб. трудов IV Международной научно-технической конференции. / Брянск: БГИТА - 2005. – С. 17 –23.
3. Селиверстов, В.Ю. Перспективы применения комбинированных способов управления структурообразованием литого металла / В.Ю. Селиверстов, Ю.В. Доценко / Вісник ДДМА. - 2009. - № 1 (15). – С.267-273.

УДК 621.74

Дорошенко В.С.¹, Нейма О.В.²

¹ д-р. техн. наук, старш. наук. співр., ФТІМС НАН України, Київ

² мол. наук. співр., ФТІМС НАН України, Київ

ЗАСТОСУВАННЯ 3D-ДРУКУ В ЛИВАРНИХ ТЕХНОЛОГІЯХ ЯК МЕТОД ЇХ ЦИФРОВОЇ ТРАНСФОРМАЦІЇ

Нові технологічні досягнення змінюють форму ливарного сектору в останні десятиліття. Перехід до 3D-друку підтримує стратегію "Індустрія 4.0", яка фокусується на інтеграції цифрових технологій у традиційні виробничі процеси, роблячи їх більш гнучкими та інноваційними. 3D-друк – це технологія, яка швидко розвивається, і має широкий спектр застосувань, особливо добре підходить для ливарного виробництва, де його можна використовувати для друку піщаних стрижнів, форм і готових виливків [1]. Розвиток 3D-друку у світі стимулюється інвестиціями виробників оригінального обладнання та їх замовників для розширення розмірів, геометричних форм продукції, швидкості та автоматизації конвеєрного процесу, удосконалення матеріалів і вартості застосування. 3D-технології вважаються основою промислової революції XXI століття, тому вітчизняні науково-технологічні та інноваційні підприємства поступово розвивають цей напрямок, щоб ліквідувати вже наявне відставання від наукоємних економік світу. Науковці відділу фізико-хімії ливарних процесів під керівництвом проф. О.Й. Шинського за останнє десятиліття мають ряд публікацій і патентів стосовно промислового використання 3D-друку у виварному виробництві та проводять експериментальні дослідження, зосередившись на друкуванні ливарних моделей для лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ). Приклади друку ливарних моделей, виконаних у відділі, показано на рис. 1. В деяких місцях видно пористу комірчасту структуру моделей.



Рисунок 1 – Друковані моделі корпусу трубної арматури та турбіни (крильчатки) насоса

Хоч ряд проблем навколо 3D-друку тривалий час залишаються незмінними, технології, матеріали та застосування ростуть в геометричній прогресії. Прогнози свідчать [2], що це зростання триватиме, хоча, можливо, в інших напрямках, ніж досі.

Застосування 3D-друкованих моделей для ЛГМ в діючих цехах поки гальмує та проблема, що маса сучасних друкованих моделей на одиницю об'єму вища від традиційних моделей з пінополістиролу (ППС). Відповідно, вища їх газотвірність з ростом пікових тисків утворюваного газу при спробах газифікації у ливарній формі. Також друковані моделі мають більші (ніж моделі з ППС) твердий залишок і зольність, які при їх газифікації у формі нерідко нальотом покривають поверхню форми та погіршують якість виливків. Тому проектування друкованих моделей для ЛГМ-процесу поки є лише предметом досліджень і технологічних розробок для досягнення їх оптимальної легковагої структури. А також більшу кількість газів від друкованих моделей доцільно виводити з порожнини форми при її заливанні металом, що призвело до створення нового напрямку розвитку ЛГМ-технології стосовно раціональної вентиляції як тіла моделей, що газифікуються, так і методів виводу газів від неї по трубчастих випорах в середовище вакуумованого піску форми [3] чи за межі форми крізь синтетичну плівку на верхній піщаній поверхні форми [4].

Список використаних джерел

1. Kerns K. J. An evolution from the direct shell production casting process. 12.08.2024. URL: <https://www.moderncasting.com/articles/2024/08/12/evolution-direct-shell-production-casting-process>.
2. Hendrixson S. 6 Ways Additive Manufacturing Will Change in the Next Decade. 11.02.2022. URL: <https://www.additivemanufacturing.media/articles/6-ways-additive-manufacturing-will-change-in-the-next-decade>.
3. Спосіб лиття металу за 3D-друкованими моделями, що газифікуються у вакуумованих формах з сипкого піску. Рішення від 30.07.2024 про видачу пат. по заявці № u202305216, МПК8 В22 С7/02, В22С 9/04, заявл. 7.11.2023.
4. Спосіб лиття металу за адитивно виготовленими моделями, що газифікуються у вакуумованих формах з сипкого піску, з окисленням продуктів газифікації: пат. 150121 Україна. МПК: В22С 7/02, В22С 9/04. № u202103277; заявл. 11.06.2021. Опубл. 05.01.2022. Бюл. № 1.

УДК 621.74

Євтушенко С.Д.¹, Акімов О.В.², Євтушенко Н.С.³, Пономаренко О.І.⁴

¹ аспірант кафедри ливарного виробництва НТУ “ХПІ” (Харків, Україна)
НТУ “Харківський політехнічний інститут”, Харків;

² доктор технічних наук, професор кафедри ливарного виробництва НТУ
“Харківський політехнічний інститут”, Харків.

³ кандидат технічних наук, доцент кафедри безпеки праці та навколишнього
середовища НТУ “Харківський політехнічний інститут”, Харків.

⁴ доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри ливарного виробництва
НТУ “Харківський політехнічний інститут”, Харків

ВПЛИВ ВЕЛИЧИНИ ТИСКУ НА ЯКІСТЬ ВІДЛИВОК ПРИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ПІД ТИСКОМ

Анотація: Наведено аналіз впливу величини тиску на якість виливків зі сплаву АК12М2МгН ДСТУ2839-94 при кристалізації під тиском. На основі промислового експерименту визначено тиск при якому не виникає усадкових раковин та пористості, вивчено вплив термічної обробки на структуру сплаву.

Ключові слова: лиття з кристалізацією під тиском, виливок, садибна пористість, термообробка, мікроструктура.

Abstract: An analysis of the influence of pressure on the quality of alloy castings is given АК12М2МгН ДСТУ2839-94 during crystallization under pressure. On the basis of an industrial experiment, the pressure at which shrinkage shells and porosity do not occur was determined, and the effect of heat treatment on the structure of the alloy was studied.

Keywords: casting with crystallization under pressure, casting, minor porosity, heat treatment, microstructure.

Литтям з кристалізацією під тиском (ЛКД) отримують щільні заготовки із зменшеними припусками на обробку різанням та високими фізико-механічними та експлуатаційними властивостями. Процес з кристалізацією під тиском полягає в тому, що розплав під дією власної сили тяжкості заливають у матрицю, а потім пуансоном здійснюють остаточне оформлення контурів вилівки та подальше ущільнення (витримка під тиском) до закінчення твердіння [1]. Після вилучення з прес-форми виливку можна піддавати різним видам подальшої обробки (термічної та механічної).

Більшість промислових металів і сплавів зазнає при затвердінні усадки, в результаті якої відбувається зменшення обсягу на 3-6%.

Обсяг сплаву, залитого в ливарну форму, змінюється усім етапам його охолодження, при агрегатних і фазових перетвореннях. Усадка рідкого металу знижує рівень рідини в займаній нею порожнини, що відповідає початку розвитку усадкової раковини у виливку. Усадка, що відбувається при затвердінні розплаву, викликає зменшення об'єму рідини, зосередженої в

міжзеренних просторах затвердіває двофазної області виливки, що також сприяє розвитку усадкової раковини і є причиною утворення усадкових пор.

Обсяг усадкової пористості не піддається точному розрахунку і може бути виражений у вигляді функціональної залежності, запропонованої П. Н. Бідулі:

$$\Sigma V_p = f [(t_{\text{лік}} - t_{\text{сол}}), \nu, \lambda, \frac{1}{\rho}, \frac{1}{b_{\text{ф}}}, \frac{1}{v}, \frac{1}{P}, R_{\text{п}}],$$

де $(t_{\text{лік}} - t_{\text{сол}})$ — інтервал затвердіння сплаву; ν — коефіцієнт в'язкості сплаву; λ — теплопровідність сплаву; ρ — густина сплаву; $b_{\text{ф}}$ — коефіцієнт теплоакмулюючої здатності ливарної форми; v — швидкість кристалізації; P — тиск живлячого сплаву при твердінні; $R_{\text{п}}$ — наведена товщина виливків.

При затвердінні у звичайних умовах ливарники можуть керувати процесом таким чином, щоб мати вибір умов, за яких $V_p \rightarrow 0$. то досягається при збільшенні всіх факторів, що входять у знаменники функції, у тому числі при збільшенні швидкості кристалізації та управлінні температурними факторами лиття (обігрів прибутків, захолодження окремих перерізів складної виливки тощо). Але цих заходів недостатньо для повного усунення усадкової пористості при виготовленні виливків.

По досягненні в тепловому вузлі виливки температури нульової рідкоплинності всяке рух (у макрообсязі) рідкої фази припиняється внаслідок утворення суцільного скелета твердої фази. Для переміщення залишкової рідини необхідно деформувати цей скелет досить великим тиском, що перевищує міцність кристалів, що виростили при зрушенні.

Тиск сприяє остаточному формоутворенню виливка, усунення газоусадкових дефектів (раковин і пор), підвищення щільності та фізико-механічних властивостей та поліпшення якості поверхні. Тиск при формоутворенні виливки залежить від варіанта процесу, виду сплаву та температурних режимів лиття. Чим вище міцність сплаву при високих температурах, тим більшим має бути тиск [2].

Тиск, прикладений ззовні, виконує необхідну роботу для утворення поверхонь розділу фаз і, отже, прискорює процес кристалізації. В результаті впливу тиску на розплав, що кристалізується, у виливках відбуваються структурні зміни. Відбувається зміна складу та характеру розподілу фаз відбувається зменшення середньої величини зерна. При лиття сплаву з кристалізацією під тиском за рахунок пластичної деформації відбувається «заліковування» межкристаллических і стиснення газоповітряних пір, що забезпечує отримання більш щільною виливки. Високі швидкості кристалізації і механічний вплив забезпечують формування дрібнокристалічної структури [3]. Підвищується однорідність за рахунок зменшення ступеня розвитку ліквацийних процесів. Зниження ступеня розвитку ліквацийних процесів сприяє більш рівномірному розподілу

неметалевих включень. За рахунок цих процесів відбувається підвищення фізико-механічних властивостей у сплавах у виливках.

Якість отриманих заготовок з кристалізацією під тиском залежить від багатьох технологічних факторів, головними з яких є: тиск пресування, температура металу, що заливається, початкова температура прес-форми, час витримки розплаву в прес-формі до застосування тиску і під тиском, швидкості формоутворення і пресування виливки [4].

Для того, щоб визначити тиск пресування при якому не виникають усадкові раковини і пористість у виробничих умовах був виконаний комплекс експериментальних досліджень, спрямованих на вибір оптимального технологічного процесу. В якості матеріалу було обрано сплав АК12М2МгН ДСТУ2839-94. Досліджували вплив тиску на виникнення усадкових раковин та мікроструктуру зразків. Одночасно визначали вплив режимів термообробки, таких як старіння 220⁰С, загартування 510⁰С та старіння 250⁰С на мікроструктуру зразків.

Висновки.

При дослідженні зразків всіх варіантів встановлено, що мікроструктура складається з дендритів α -твердого розчину включень евтектики у вигляді колоній і включень на основі кремнію.

На зразках без тиску виявлено дещо грубішу структуру (евтектика має більш грубо голчасту будову, кремній розташовується скупченнями), порівняно з іншими варіантами, на яких відзначається тонкодисперсна структура з більш чітко вираженою переважною орієнтацією дендритів α -твердого розчину вздовж осей.

На зразках із тиском 50 атм відзначається значна коагуляція включень евтектики, їх рівномірній розподіл по полю шліфу, порівняно з іншими зразками. На зразках без тиску та на зразках із тиском 50 атм є дефекти ливарного походження – окремі та сконцентровані рихлоти, розміром до 3 мм. На зразках з тиском 150 атм та 400 атм дефекти відсутні.

Крім того, механічні властивості металу виливків збільшилися в 1,5 рази, а пластичність та ударна в'язкість у 2-4 рази.

Список використаних джерел

1. Євтушенко С.Д. Вибір способу виготовлення поршнів відповідального призначення / С.Д. Євтушенко, О.В. Акімов //Тези доповідей XXXI Міжнародної науково-практичної конференції MicroCAD-2022 «Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я». – Харків: НТУ «ХП», 2023. – С. 290.

2. Євтушенко С.Д. Вплив тиску на процес при кристалізації під тиском. / С.Д. Євтушенко, О.В. Акімов.// Литво. Металургія. 2023 : Матеріали ХІХ-ї Міжнар. наук.-практ. конф., 10-12 жовтня 2023 р. / Нац. техн. ун-т "Харків.

політехн. ін-т" – Харків-Київ, 2023. – С. 88-90.

3. Пономаренко О. І., Євтушенко Н. С. Системна оптимізація процесів у ливарному виробництві. /Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві : матеріали VIII міжнародної науково-технічної конференції, 21–24 вересня 2021 р. – Краматорськ : ДДМА, 2021. – 96-97 с.

4. Євтушенко С. Д. Ливарні дефекти при литті при кристалізації під тиском / С. Д. Євтушенко, О. В. Акімов, О. І. Пономаренко // Литво. Металургія. 2024 : матеріали 20-ї, 13-ї Ювілейної Міжнар. наук.-практ. конф. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.] ; заг. ред. О. І. Пономаренко. — Харків ; Київ, 2024. – С. 93-95.

УДК 621.74

Євтушенко Н.С.¹, Пономаренко О.І.², Масалітіна О.В.³

¹кандидат технічних наук, доцент кафедри безпеки праці та навколишнього середовища НТУ “Харківський політехнічний інститут”, Харків.

²доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри ливарного виробництва НТУ “Харківський політехнічний інститут”, Харків.

³завідувачка навчальної лабораторії кафедри ливарного виробництва НТУ “ХПІ” (Харків, Україна) НТУ “Харківський політехнічний інститут”, Харків

ВИКОРИСТАННЯ 3D-ТЕХНОЛОГІЙ ДЛЯ ВДОСКОНАЛЕННЯ ПРОЦЕСУ ЛИТТЯ

Анотація: Використання 3D-технологій у ливарному виробництві дозволяє підвищити точність і швидкість розробки, оптимізувати витрати матеріалів та покращити якість продукції. Завдяки моделюванню і симуляціям, виробники можуть передбачати потенційні дефекти й коригувати процеси до початку масового виробництва.

Ключові слова: 3D-моделювання, ливарне виробництво, оптимізація процесів, симуляція лиття, підвищення якості.

Abstract: The use of 3D technologies in foundry production allows to increase the accuracy and speed of development, optimize the consumption of materials and improve the quality of products. Through modeling and simulations, manufacturers can anticipate potential defects and adjust processes before mass production begins.

Keywords: 3D modeling, foundry production, process optimization, casting simulation, quality improvement.

Використання 3D-технологій у ливарному виробництві надає численні переваги, які суттєво впливають на весь виробничий процес, від розробки до готового виробу. Однією з ключових особливостей є здатність швидко

створювати високоточні моделі виробів, які можна переглядати й коригувати на початкових етапах проєктування. 3D-моделювання дозволяє не тільки зменшити кількість помилок, а й відслідковувати потенційні проблеми, пов'язані з литтям. Це скорочує час на створення і тестування деталей, адже будь-які зміни можна внести безпосередньо в цифровий макет. Другою важливою перевагою є оптимізація використання матеріалів. Завдяки точним розрахункам і симуляціям, які можна провести на базі 3D-моделей, з'являється можливість зменшити надмірну витрату металу [1]. Коли модель готова, програмне забезпечення дозволяє прогнозувати, скільки матеріалу буде потрібно для кожного лиття. Це не тільки знижує витрати, а й допомагає зменшити обсяг відходів, що особливо актуально для виробництв, орієнтованих на екологічність та ефективність ресурсів. Крім того, 3D-технології полегшують аналіз конструкції виробу. Заздалегідь змодельована деталь може бути ретельно перевірена на міцність, стійкість до навантажень і навіть потенційні деформації під час експлуатації. Інженери та конструктори можуть побачити слабкі місця і внести зміни, які покращать якість кінцевого продукту. Такий підхід особливо важливий у ливарному виробництві, де навіть невелика похибка в конструкції може призвести до значних дефектів або поломок [2]. Четвертим важливим аспектом є швидкість розробки та виходу на ринок нових виробів. Завдяки 3D-моделюванню компанії можуть значно скоротити терміни проєктування та запуску продукції. Це надає перевагу перед конкурентами, які користуються традиційними методами. Використання 3D-моделей скорочує кількість фізичних прототипів, які необхідно створити, щоб перевірити роботу деталі, адже більшість проблем можна вирішити на етапі цифрового тестування. Ще однією важливою перевагою є можливість симуляції процесу заливання металу у форму. Сучасні 3D-програми для ливарного виробництва дозволяють змодельовати, як саме метал буде заливатись у форму, заповнювати її порожнини і тверднути. Це дозволяє інженерам виявити місця, де можуть виникнути дефекти, наприклад, утворення пор або нерівномірне охолодження. Така симуляція дає змогу вчасно скорегувати процес і уникнути помилок, які можуть знизити якість продукції. Завдяки впровадженню 3D-технологій стає простіше стандартизувати виробничі процеси. У випадку масового виробництва використання 3D-моделей гарантує стабільну якість продукції, адже кожна деталь виготовляється на основі єдиного цифрового шаблону. Це знижує ризик похибок і сприяє більшому контролю над якістю кінцевих виробів.

Використання 3D-моделювання також дозволяє виготовляти складніші форми, які неможливо було б реалізувати традиційними методами. Завдяки комп'ютерним моделям інженери можуть створювати деталі з унікальними параметрами, які максимально задовольняють вимоги замовника. Це

розширює межі дизайну в ливарному виробництві та дозволяє випускати продукцію з більш високою функціональністю. Окрім проектування, 3D-моделювання полегшує процес підготовки до виробництва за рахунок інтеграції з іншими сучасними технологіями, такими як 3D-друк [3]. Перші прототипи можна швидко надрукувати і протестувати, що особливо корисно на етапі погодження виробу з клієнтом. Це допомагає уникнути ризиків, пов'язаних із запуском великих серій з потенційними дефектами [4].

Загалом, впровадження 3D-технологій у ливарному виробництві значно знижує рівень ризику, пов'язаного з виходом нових виробів на ринок. Цифрові моделі дозволяють більш ретельно проектувати деталі, оптимізувати процес лиття та підвищити якість продукції. Це робить 3D-технології невід'ємною частиною сучасного виробництва, орієнтованого на високу ефективність та інновації.

Висновки.

В кінцевому підсумку, 3D-моделювання у ливарному виробництві є не просто інструментом, а й стратегічним елементом, що дозволяє підвищити рентабельність та адаптивність виробництва до вимог ринку. Завдяки цьому підприємства можуть швидше реагувати на потреби клієнтів, розширювати асортимент продукції та підвищувати свою конкурентоспроможність.

Список використаних джерел

1. Пономаренко О. І., Євтушенко Н. С. Системна оптимізація процесів у ливарному виробництві. /Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві : матеріали VIII міжнародної науково-технічної конференції, 21–24 вересня 2021 р. – Краматорськ : ДДМА, 2021. – 96-97 с.

2. Olga Ponomarenko; Nataliia Yevtushenko; Oleg Khoroshylov; Stepan Yevtushenko; Tatyana Berlizeva; Mikhailo Vorobyov; Ihor Lukianov. (2023). Using an Object-Oriented Approach in Foundry Production. In: Cioboată, D.D. (eds) International Conference on Reliable Systems Engineering (ICoRSE) - 2023. ICoRSE 2023. Lecture Notes in Networks and Systems, vol 762. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-031-40628-7_48

3. OI Ponomarenko, SD Yevtushenko, NS Yevtushenko, TV Berlizeva, MM Vorobiov. Robust methods for controlling casting processes and the quality of castings. /4th International Conference on Sustainable Futures: Environmental, Technological, Social and Economic Matters (ICSF-2023) 22/05/2023 - 26/05/2023 Kryvyi Rih, Ukraine, 2023 IOP Conf. Ser.: Earth Environ. Sci. 1254 012007 DOI 10.1088/1755-1315/1254/1/012007

4. Yevtushenko N. S. Competences in the digital sphere of mechanical engineering specialists/ Yevtushenko N. S., Vorobyov M. M. // Інформаційні технології у сучасному світі : матеріали Міжнар. наук.-практ. конф. здобувачів вищої освіти і молодих вчених, – Харків : ДБТУ, 2024. – С. 262-263.

УДК 621.746.019

Конончук С.В.¹, Скрипник О.В.²

¹ канд. техн. наук, доцент, Центральноукраїнський національний технічний університет, Кропивницький

² канд. техн. наук, доцент, Центральноукраїнський національний технічний університет, Кропивницький

ЗАСТОСУВАННЯ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ ДЛЯ ЗАПОБІГАННЯ УСТВОРЕННЯ ЛИВАРНИХ ДЕФЕКТІВ

Дефекти усадкового характеру (пористість, раковина, внутрішні напруження) утворюються у виливку внаслідок зменшення об'єму металу в формі під час охолодження від температури заливки до температури навколишнього середовища. До основних методів запобігання утворення усадкових дефектів відносяться: забезпечення направленого затвердіння виливка; застосування підживлювачів для додаткового живлення та холодильників для прискорення кристалізації теплових вузлів виливка; правильно сконструйована ливникова система; якісна підготовка металу перед заливкою (відповідність хімічного складу, рафінування, модифікування); правильно підібрані режими заливки металу (температура, швидкість заливки); можливість регулювання теплового режиму форми, тощо [1].

Велика різноманітність факторів, які впливають на якість литва, підвищені вимоги до умови роботи елементів сучасних конструкцій, складність їх форми а також складність технології їх виготовлення роблять дорогим і тривалим здійснення виробничого або натурального експерименту, особливо, якщо мова йде про дослідження процесів кристалізації і охолодження.

Необхідність впровадження у виробництво найскладнішої техніки в короткий термін спонукає до використання систем комп'ютерного автоматизованого проектування. Комп'ютерне моделювання й оптимізація ливарних технологій є важливим напрямком у розвитку програмних продуктів комп'ютерного інженерного аналізу. Проте, найбільш відомі програми комп'ютерного моделювання ливарної технології такі, як LVMFlow, MAGMASOFT, CastCAE, Procast, Poligonsoft, Wincast, SolidCast є дорогими і не доступними для багатьох вітчизняних підприємств.

З іншого боку, стрімкий розвиток та доступність технологій 3D-друку дозволяють швидко отримати з комп'ютерних моделей готові прототипи виливків, елементи ливникової системи, модельне оснащення, ливарні форми, надаючи можливість огляду об'єктів і їх використання для підготовки виробництва. Таким чином можна побачити і виправити можливі помилки проектування, оцінити кінцевий результат ще до запуску проекту в

виробництво і тим самим значно скоротити витрати на впровадження у виробництво нових виливків [2].

В роботі [3] для дослідження впливу конструкції шлаковловлювача на ефективність затримки шлаку було надруковано на екструзійному 3D-принтері пластиковий ребристий шлаковловлювач, який використали в модельному оснащенні для виготовлення піщано-глинистих ливарних форм. Пластиковий ребристий шлаковловлювач підтвердив ефективність затримки шлаку та показав добру формувальну здатність.

В роботі [4] для запобігання перегрівання центрального стержня при литті в кокіля та забезпечення його регульованого повітряного охолодження було розроблено та надруковано 3D-моделі деталей з різними варіантами каналів і камер, що дозволило розробити нову конструкцію центрального стержня. Нижня частина стержня приєднується патрубком до пневматичної системи через регулюючий вентиль. В середній частині передбачено вертикальні канали однакового діаметру з однаковим кроком та на однаковій відстані від стінок стержня. У верхній частині стержня передбачено виходи з вертикальних каналів таким чином, щоб повітря потрапляло в камеру розташовану в центральній частині стержня і далі видувалося в атмосферу цеху знизу кокіля. Таким чином, розроблена конструкція охолоджуваного стержня дозволяє підвищити продуктивність процесу лиття, підвищити якість литва за рахунок забезпечення направленою затвердіння, а також підвищити ресурс кокіля.

Список використаних джерел

1. Іванова Л.Х. Литникові системи та їх розрахунки. Навчальний посібник / Л.Х. Іванова, В.Є. Хричиков. – Дніпропетровськ: «ДніпроVAL», 2011. – 504 с.
2. Конончук С.В. Перспективи використання 3D-друку в ливарному виробництві / С.В. Конончук, В.В. Пукалов // «Литво-2018»: Матеріали XIV Міжнар. наук.-практ. конф., 22 – 24 травня 2018 р. Запоріжжя. С. 120-122.
3. Конончук С.В. Дослідження впливу конструкції шлаковловлювача на ефективність затримки шлаку в середовищі параметричного моделювання SolidWorks Flow Simulation / С.В. Конончук, О.В. Скрипник, В.В. Свяцький, В.В. Пукалов // Центральноукраїнський науковий вісник: Технічні науки. 2020. Вип. 3(34). С. 108-117.
4. Конончук С.В. Підвищення продуктивності процесу лиття шляхом регулювання теплового режиму кокіля на основі комп'ютерного дослідження потоку повітря в каналах стержня / С.В. Конончук, О.В. Скрипник, В.В. Свяцький, В.В. Пукалов // Центральноукраїнський науковий вісник: Технічні науки, вип. 5(36). – 2022 р.- С. 39-50.

УДК 621.74

Лисенков В. Ю.¹, Дьомін Д. О.²

¹аспірант, НТУ «ХП», Харків

²докт. техн. наук, професор, НТУ «ХП», Харків

АДАПТИВНИЙ МЕТОД ВИЗНАЧЕННЯ ДИНАМІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЦЕСУ НИЖНЬОГО ПРЕСУВАННЯ

Анотація: Запропоновано побудувати метод, який не потребує вимірювання зусиль в системі, а дозволяє отримати динамічні характеристики процесу пресування на основі адаптивного підходу до визначення технологічного зусилля.

Ключові слова: піщана ливарна форма, пресові формувальні машини, ущільнення формувальної суміші

Abstract: Proposed to build a method that does not require measurement of effort in the system, but allows to obtain dynamic characteristics of the pressing process based on an adaptive approach to determining the technological effort.

Keywords: sand mold, press molding machines

Важливо знаходити раціональні режими ущільнення, що складно зробити за відсутності систем автоматизації з контролем усіх необхідних параметрів процесу. Навіть внесення конструктивних змін на основі оптимізації процесів струшування з подальшим підпресуванням [1, 2] не буде ефективним. Тому проведені дослідження мали за мету розробку методу, що дозволяє опосередковано оцінювати динамічні характеристики процесу ущільнення суміші в опоках. Запропонований метод [3] дозволяє оцінювати динамічні характеристики процесу безпосередньо на діючому обладнанні на основі використання D-оптимальних планів та подальшої адаптації процесу знаходження зусилля, що діє на формувальну суміш. Адаптація заснована на попередній оцінці кінематичних характеристик процесу пресування. Результати реалізації методу дозволяють виявити різні етапи процесу пресування та розподіл щільності суміші по висоті стовпа формувальної суміші.

Гіпотеза дослідження полягала у тому, що оцінити динамічні характеристики процесу ущільнення можна у промисловому процесі, не вимірюючи сили, що у системі, при нижньому пресуванні. Це можна зробити незалежно від того, який використовується привід – пневматичний або гідравлічний.

Використовувалася схема процесу нижнього пресування, але у спрощеному поданні для пневматичного приводу. Для визначення кінематичних показників процесу застосовувався спосіб побудови D-оптимальних планів на відрізьку. Динамічні характеристики визначалися виходячи з основного рівняння динаміки у проекції на вісь x:

$$m_{\Sigma} \ddot{x} = \sum_{i=1}^n P_{ix} = P_{tech}, \quad (1)$$

де m_{Σ} – маса частин, що підіймаються, P_{ix} – i -я сила, що діє в системі, P_{tech} – технологічне зусилля, що є рівнодіючою усіх сил, які є в системі в процесі ущільнення.

Пропонований метод складається з 12 кроків та його перевагою є простота оцінювання фактичних показників процесу пресування – зусиль та щільності суміші та їх розподілу по висоті стовпа суміші. Такий підхід дозволяє оцінити величини опорів з боку суміші в динаміці, якщо відомо тиск, що підводиться до пресового поршня. Це може бути цікаво з теоретичної точки зору виявлення механізму деформації суміші, величини її пружності при різних технологічних режимах пресування і для різних параметрів оснастки. З практичної точки зору це може бути корисним для розрахунку коригувального значення тиску пресування, яке може враховуватися та бути закладеним у систему регулювання процесу нижнього пресування.

Запропонований метод дозволяє досить просто оцінювати динамічні характеристики процесу нижнього пресування. Це досягається реалізацією експериментально-промислових досліджень безпосередньо на діючому обладнанні на основі використання D-оптимальних планів та подальшої адаптації процесу знаходження зусилля, що діє на формувальну суміш. Адаптація заснована на попередній оцінці кінематичних характеристик процесу пресування і передбачає розрахунок технологічного зусилля, яке забезпечує досягнення заданого часу координати нижньої площини формувальної суміші, отриманої з рівняння кінетики.

Результати реалізації методу дозволяють виявити різні етапи процесу пресування та розподіл щільності суміші по висоті стовпа формувальної суміші.

Практична реалізація методу може допомогти у налаштуванні системи регулювання процесу нижнього пресування залежно від параметрів оснастки.

Список використаних джерел

1. Frolova, L. V. (2011). Identification provision of energy saving on the basis of audit process moulding machines shaking. *Technology Audit and Production Reserves*, 2 (2 (2)), 8–13. doi: <https://doi.org/10.15587/2312-8372.2011.4859>
2. Frolova, L. V. (2012). Choice of ways to improve design elements of machines moulding shaking. *Technology Audit and Production Reserves*, 1 (1 (3)), 30–34. doi: <https://doi.org/10.15587/2312-8372.2012.4873>
3. Lysenkov, V., Demin, D. (2023). Adaptive method of estimating the dynamic characteristics of the bottom pressing process when making disposable casting molds. *Technology Audit and Production Reserves*, 5 (1 (73)), 6–11. doi: <https://doi.org/10.15587/2706-5448.2023.288152>

УДК 669.245.018.044:620.193.53

Глотка О.А.¹, Грешта В.Л.², Обносів К.В.³

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

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

³ аспірант, НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

УДОСКОНАЛЕННЯ СКЛАДУ ЗМІЦНЮЧОЇ ФАЗИ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ

На теперішній час, в умовах обмежених можливостей використання коштовних матеріалів для розвитку авіабудування, є нерациональним. Тому винахідники, інженери та технологи почали впроваджувати енергоефективні та заощадливі технології та матеріали. Найдорожчими матеріалами в авіадвигунобудуванні є жароміцні сплави на основі нікелю. Нажаль, в Україні не існує місць видобутку даного елемента, тому використання вказаних сплавів дуже обмежено. Важливим напрямом вдосконалення цих сплавів з метою підвищення їх експлуатаційних властивостей є метод комп'ютерного конструювання, який замінив існуючий раніше малоефективний спосіб підбору легуючих компонентів методом [1-2].

Отже, вирішення проблеми вдосконалення хімічного та фазового складу монокристалічних жароміцних нікелевих сплавів є актуальним науково-технічним завданням.

Прогнозуючі розрахунки проводилися за вихідним хімічним складом сплаву з визначенням найбільш ймовірного фаз, а також їх хімічного складу після моделювання процесу кристалізації. Отримані залежності мають досить високі коефіцієнти детермінації $R^2 \geq 0,9$ і можуть використовуватись для прогнозуючих розрахунків. Експериментально склад фаз визначали на растровому електронному мікроскопі РЕМ-106І з системою енергодисперсійного рентгеноспектрального мікроаналізу. Даним методом вивчали морфологію і хімічний склад фаз, що виділилися в структурі сплаву. Для перевірки теоретичних залежностей було обрано сплав (таб.1), який відноситься до системи, що досліджується.

Таблиця 1 – Хімічний склад сплаву

Вміст елемента, % за масою						
Re	Cr	Co	Al	Ru	Ta	W
5.0-6.0	2.5-3.0	6.0-7.0	6.0-7.0	4.0-5.0	4.5-5.5	4.0-5.0

Сплав термічно обробляють за наступним режимом: гомогенізація 1285-1320°C, витримка 26 годин, двоступінчасте старіння 1130°C та 870°C по 32

години витримка. Така обробка суттєво зменшує кількість ($\gamma+\gamma'$) евтектики та збільшує кількість зміцнюючої фази.

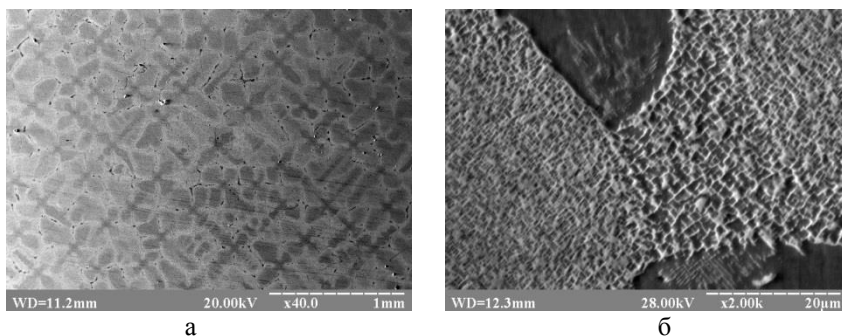
У системі Ni-Al-Re-Ru-Cr-Co-W-Ta залежно від вмісту легуючих елементів можливе утворення безліч фаз, проте основними фазами для цієї системи залишаються такі: γ - твердий розчин; евтектика $\gamma+\gamma'$; інтерметалід типу γ' на основі (Ni3Al). Основними елементами, які утворюють зміцнюючу γ' - фазу, є алюміній і тантал, іноді можлива їх заміна ренієм і рутенієм, але в основному ці елементи знаходяться в γ - твердому розчині. Надалі розглянемо вплив хімічного складу системи на хімічний склад γ - і γ' - фаз, кількість γ' - фази та вплив фазового складу на властивості.

При введенні алюмінію до 3% у досліджувану систему призводить до розчинення його в γ - твердому розчині і не призводить до утворення γ' - фази. Тільки при перевищенні 3% алюмінію у сплаві утворюється зміцнювальна фаза у кількості 21% і поступово зростає до 60% при вмісті алюмінію 6%. Температура розчинення γ' - фази так само пряmlinійно зростає від 863°C до 1235°C відповідно. Порівнюючи зміни легуючих елементів у фазах, можна стверджувати, що збільшення алюмінію в системі призводить до збільшення його в обох фазах. Інші елементи практично не змінюють вміст: кобальт - 91%; рутеній - $6\pm 1\%$; вольфрам - $3\pm 1\%$; реній - 5 ± 1 ; хром - $4\pm 1\%$, крім танталу. Кількість Ta одночасно зменшується і у твердому розчині, і в зміцнюючій фазі, що може бути пов'язане зі зростанням кількості γ' - фази

Незважаючи на збільшення температури розчинення γ' - фази в системі утворюються ТЦП- фази при 3% ренію (HCP_A3: 47.7 Ru, 40.9 Re, 5.0 Co, 2.58Mo) і при 6% ренію (P фаза: 55 Re, 4 Ru, 30 W, 5.8 Ni, 2.4 Co, 1.99 Cr) які значно знижують міцність сплаву. При цьому збільшення кількості рутенію в системі призводить до збільшення кількості γ' - фази всього на 3 % і практично не впливає на температуру її розчинення, проте його кількість зростає з 0.59 до 3.5% у γ' - фазі та з 1.25 до 8.2% у твердому розчині. Додавання рутенію в сплав не призводить до утворення ТСП-фаз.

Вплив ренію та танталу на співвідношення параметрів кристалічних решіток γ' - та γ - фаз (mismatch) при температурі 20°C пояснюється тим, що тантал присутній у γ' -фазі, що збільшує mismatch, а реній великою кількістю знаходиться в твердому розчині, що знижує mismatch. Між 5 і 6% ренію та танталу в сплаві спостерігається рівноваги mismatch.

Отримані вище залежності проходили апробацію на промисловому жароміцному монокристалічному сплаві. За допомогою енергодисперсійного аналізу на растровому електронному мікроскопі РЕМ-106І проведено дослідження мікроструктури (Рис. 1) та визначено хімічні склади фаз. Встановлено, що результат розрахунковим методом має добру збіжність з експериментальними даними.



Риунок 1- Мікроструктура сплаву при збільшенні $\times 40$ (а) та $\times 2000$ (б)

На основі комплексного підходу до системи Ni-Al-Re-Ru-Cr-Co-W-Ta отримані нові регресійні моделі, що дозволяють адекватно прогнозувати хімічний склад фаз по хімічному складу сплаву. Показано, що отримані залежності змінюються від вмісту елемента і тісно корелюють з термодинамічних процесів, що відбуваються в системі, що супроводжують зміною складу фаз.

Встановлено, що при збільшенні концентрації танталу збільшується кількість γ' - фази та температура її повного розчинення. Збільшення вмісту ренію до 3% призводить до утворення ТЦП-фази (НСР_А3), а при 6% ренію (Р-фаза) які значно знижують міцність сплаву. Між 5 і 6% ренію та танталу в сплаві спостерігається рівноваги mismatch. А збільшення кількості ренію та танталу в сплаві призводить до збільшення жароміцності.

Проведено порівняльну оцінку розрахункових результатів, отриманих за регресійними моделями та експериментальними даними, отриманими методом рентгенівської спектроскопії. Аналіз результатів дав хорошу збіжність, що дає можливість рекомендувати їх для використання під час прогнозування структурних складових як у промислових сплавах, так і при розробці нових матеріалів.

Список використаних джерел

1. Glotka O.A. Modelling the composition of carbides in nickel-based superalloys of directional crystallization / O.A. Glotka O.A. // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2020. - № 102/1. – P. 5-15. DOI: <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.6324>
2. Glotka, A.A. Distribution of Alloying Elements in the Structure of Heat-Resistant Nickel Alloys in Secondary Carbides / A.A. Glotka, S.V. Gaiduk // J Appl Spectrosc. – 2020. - №87. – P.812–819. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10812-020-01075-2>

УДК 621.745.56

Скрипник О.В.¹, Конончук С.В.², Янко А.В.³

¹ канд. техн. наук, доцент, Центральноукраїнський національний технічний університет, Кропивницький

² канд. техн. наук, доцент, Центральноукраїнський національний технічний університет, Кропивницький

³ студент гр. ПМ-23М-1, Центральноукраїнський національний технічний університет, Кропивницький

УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА ФІЛЬТРІВ З ПІНИСТОЇ КЕРАМІКИ

Фільтрація металів - це процес очищення розплавленого металу від різноманітних домішок, що можуть негативно впливати на якість кінцевого матеріалу. Зазвичай домішками є оксиди, шлаки, включення нерозплавлених часток, або інші неметалічні матеріали, які потрапляють у розплав під час плавлення, лиття чи обробки [1]. Фільтрація металів здійснюється в більшості випадків за допомогою фільтрів. Вибір типу фільтра залежить від виду металу, умов фільтрації та вимог до чистоти кінцевого продукту. В ливарному виробництві застосовуються такі основні типи фільтрів: керамічні, з пінистої кераміки (foam filters), сітчасті (mesh filters), електромагнітні, вакуумні [2].

Фільтри з пінистої кераміки (foam filters) мають піноподібну структуру з численними порами різного розміру що нагадує губку, завдяки чому отримали назву «спінені».

Процес виготовлення теплоізоляційного фільтруючого матеріалу для фільтрів з пінистої кераміки поділяється на дві основні стадії:

отримання гранульованого напівфабрикату;
формування блокового матеріалу.

Спочатку готують з'єднувальний матеріал, змішуючи рідке скло з газоутворювачем, стабілізатором і отверджувачем. Потім цей з'єднувальний матеріал змішують із гранулами, формують блок і спінюють його в печі надвисокої частоти. У процесі відбувається спікання гранул, а простір між ними заповнюється спіненим з'єднувальним матеріалом, що дозволяє отримати міцний і однорідний теплоізоляційний матеріал [3]. Проте такий метод має недоліки, зокрема: періодичність дії теплового обладнання, велика кількість проміжних операцій, значні енерговитрати.

Для вдосконалення технології автори запропонували вводити газові гідрати діоксиду вуглецю на етапі приготування з'єднувального матеріалу. Газові гідрати діоксиду вуглецю є льдоподібними кристалічними сполуками, складаються з молекул води і вуглекислого газу. Молекули води зв'язуються між собою водневими зв'язками, формують каркаси з просторовими

порожнинами усередині. Хімічні зв'язки між молекулами газу та води не утворюються, молекули утримуються тільки слабкими міжмолекулярними Ван-дер-Ваальсовими силами [4].

Спінення з'єднувального матеріалу сформованого в блок відбувається під час розкладання газових гідратів діоксиду вуглецю під дією теплоти від зовнішнього середовища. Це нововведення дає змогу: спростити технологічний процес шляхом скорочення кількості операцій; знизити собівартість фільтрів за рахунок зменшення енергетичних і матеріальних витрат; підвищити ефективність теплопередачі від теплоносія до сировинної маси; збільшити продуктивність завдяки переходу до безперервної технології, прискорити формування та просування матеріалу в тепловому агрегаті; створити умови для повної автоматизації виробництва теплоізоляційного матеріалу на основі рідкого скла.

Список використаних джерел

1. Michael L. Free Hydrometallurgy: Fundamentals and Applications. – United Kingdom: Southern Gate, Chichester, West Sussex John Wiley & Sons, Ltd, 2013. – 429 p.
2. Ramaswamy, Shri Huang, Huajiang Ramarao, Bandaru. Separation and Purification Technologies in Biorefineries. – United Kingdom: Southern Gate, Chichester, West Sussex John Wiley & Sons, Ltd, 2013. – 584 p.
3. Римар Т. Е. Спінені матеріали на основі рідкого скла // Вісник Східноукраїнського національного університету імені Володимира Даля. – 2013. – №14 (203). – С. 89 – 93.
4. Газогідрати. Гідратоутворення та основи розробки газових гідратів: монографія / В. І. Бондаренко, О. Ю. Витязь, М. Л. Зоценко [та ін.]. – Дніпропетровськ: "Літограф", 2015. – 219 с.

УДК 669.71:621.791.92:621.431

Гнатенко М.О.

PhD, ст. викладач кафедри МіТЛВ, НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

ЗАСТОСУВАННЯ МІКРОПЛАЗМОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ ДЛЯ ВИПРАВЛЕННЯ БРАКУ В ЛИТИХ ВИРОБАХ

При виготовленні деталей методами лиття, можуть виникати дефекти чи брак, що є закономірним явищем для будь-яких технічних процесів. На даному етапі існують такі методи виправлення ливарних дефектів як механічна обробка, зварювання, абразивна обробка. Але дані методи можуть бути недоцільними особливо у випадках коли дефекти є критичними та

розповсюджені на великій площі поверхні деталі.

Метою роботи є впровадження методу усунення ливарного браку шляхом відновлення пошкоджених сегментів виливків мікроплазмовим наплавленням. Дослідження проводилося на роботизованому комплексі Starweld (плазмовий пальник, джерело живлення MagicWave, робот Mitsubishi), наплавлення здійснювалось порошком ЕП648 на поверхню деталі зі сплаву ВХ4Л.

Експериментальні дослідження проведені на кожусі камери згоряння. Параметри наплавлення: товщина шару - 8 мм, висота одиничного шару - 1,2 мм, діаметр - 570 мм. Для досягнення необхідної геометрії нанесено 16 шарів при наступних режимах: струм 50-75 А, швидкість 1.6-1.8 мм/сек, витрата порошку 2.5-3.7 г/хв, фракція 63-160 мкм. Механічні властивості визначались на INSTRON, мікроструктура досліджувалась на Stemi 200-с та Observer.D1m ($\times 100-1000$).



а

б

Рис. 1 – Деталь після відновлення методом мікроплазмового наплавлення. а – загальний вигляд деталі, б – наплавлені шари

Результати: межа міцності наплавленого матеріалу ЕП648 склала 83-100 Н, відносне подовження $\delta=17-20\%$, що відповідає вимогам ОСТ 1 90126-85 для сплаву ВХ4Л-ВИ. Мікроструктура складається з γ -твердого розчину, метастабільних карбідів та нітридів, що забезпечує високі механічні властивості. Наукова новизна полягає в отриманні нікелевих сплавів зі специфічними металургійними фазами на рівні литих фасонних виливків.

Практична цінність дослідження підтверджена успішним впровадженням технології для ремонту великогабаритних деталей з нікелевих сплавів. Метод дозволяє відновлювати геометрію та властивості пошкоджених сегментів виливків з високою точністю та повторюваністю результатів. Подальші дослідження спрямовані на розширення номенклатури відновлюваних деталей та оптимізацію режимів наплавлення для різних типів дефектів.

Таким чином, запропонований метод мікроплазмового наплавлення можна використовувати для різних сплавів, включаючи сталь, алюміній та титан, що робить його універсальним варіантом усунення ряду дефектів лиття. Метод дозволяє усувати дефекти з високою точністю, забезпечуючи точніший і послідовніший результат, ніж традиційні методи, та може використовуватися для усунення широкого спектра дефектів лиття, включаючи пористість, тріщини та шорсткість поверхні.

Список використаних джерел

1. Гнатенко М.О., Чигілейчик С.Л., Сахно С.С. Виготовлення авіаційних деталей з жароміцних нікелевих сплавів методом адитивного плазмового наплавлення. Авіаційно-космічна техніка і технологія. 2021. №5(175). С. 48-51. DOI: 10.32620/akt.2021.5.06

УДК. 669.187.56

Парахневич Є. М.¹, Івахненко Є. І.¹, Березовський К.М.², Березовський Є.К.²
¹канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя
²аспірант НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

ОСОБЛИВОСТІ ТЕХНОЛОГІЙ ВИРОБНИЦТВА БІМЕТАЛЕВИХ ЗАГОТОВОК ЕЛЕКТРОШЛАКОВИМ МЕТОДОМ

В останні роки біметалеві матеріали з особливими експлуатаційними властивостями широко використовується в різних галузях промисловості. Вимоги до деталей постійно зростають і можуть бути досить різними по перетину деталі, тому проблема отримання біметалевих деталей з різними показниками механічних і експлуатаційних властивостей на сьогодні є дуже актуальною. Отримати різні експлуатаційні показники можливо тільки поєднавши різномірні або близькі за хімічним складом сталі. Однією з найбільш ефективних технологій, які надають можливість отримувати деталі з заданими властивостями є технології, що базуються на електрошлаковому процесі (ЕШН) [1].

Найбільш технологічно простою є виготовлення біметалевих заготовок вертикальним електрошлаковим наплавленням, яка не потребує переробки основних вузлів і агрегатів [2]. При цьому з використанням ЕШН формується не біметалевий зливочок, а тільки його поверхневий шар. При відношенні шарів 1:5 споживання електроенергії, витрати флюсу, води, знос обладнання на одну тону продукції (біметалевий зливочок) в п'ять разів менше, ніж при ЕШП гомогенного зливка такої ж маси. Початкові матеріали для електрошлакового наплавлення біметалевої заготовки та енергоносії ті ж самі, що і при ЕШП,

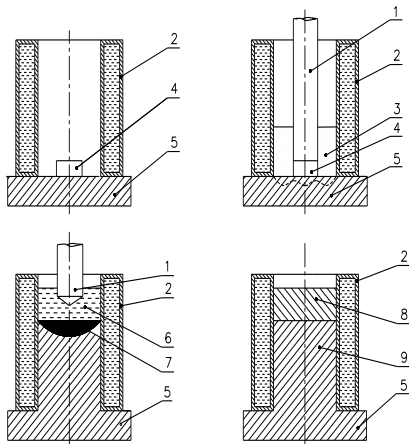
змінюються тільки кількісні показники.

Експериментальні плавки проводили на установці для електрошлакового відновлення, створеної на базі апарату для зварювання пластинчастим електродом А - 550У і трансформатора для зварювання ОСУ – 80/0,5.

Технологія електрошлакового наплавлення розроблена на кафедрі «Машини і технологія ливарного виробництва» Національного університету «Запорізька політехніка» [3].

Підготовлені заготовки встановлювали на спеціальний стіл, який електрично з'єднаний із джерелом живлення. На основу майбутньої біметалевої деталі встановлювали оснащення (електроконтактний елемент, затравку, витратний опір). Місце контакту витратного електрода з витратним опором засипали порошкоподібним флюсом АНФ – 6 - 1.

Процес відновлення деталей відбувається за схемою, яка представлена на рисунку 1. Важкість використання цього способу полягає в тому, що в початковий період процесу (розводки) необхідно отримати якісне з'єднання основного металу з наплавленим. Це досягається за умови розплавлення металу основи по всьому перетину кристалізатора.



1 – витратний електрод; 2 – мідний кристалізатор; 3 – флюс; 4 – витратний опір; 5 – підкладка; 6 – рідкий флюс; 7 – металева ванна; 8 – шлакова шапка; 9 – наплавлена частина біметалевої заготовки.

Рисунок 1 - Схема отримання біметалевих заготовок

Якісне оплавлення всього перетину кристалізатора можливе на максимальній силі струму, яка розрахована для даного перетину. В результаті досягається висока якість зони сплавлення та зон термічного впливу.

Таким чином, ця технологія отримання біметалевих заготовок дозволяє отримати деталі з різними експлуатаційними характеристиками по їх висоті або перетину, які закладені конструктором.

Список використаних джерел

1. Патон, Б.Е. Повышение эффективности производства металла ЭШП [Текст]/Б.Е. Медовар, Л.Б. Медовар, В.Я. Саенко// Проблемы СЭМ. – 2002. - №3. – С. 3-9.

2. Парахневич Є.М. Особливості технології відновлення деталей електрошлаковим методом / Є.М. Парахневич, Ю.П. Петруша, В.В. Луньов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2003. - №1. – С. 60 – 62.

3. Петруша Ю.П. Разработка и внедрение технологии электрошлакового восстановления отработанных деталей железнодорожного транспорта: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.01 / Петруша Юрий Петрович.– Запорожье, 1989. – 225с.

УДК 621.74.045:669.24:21.981

Тьомкін Д.О.¹, Педаш О.О.², Наумик О.О.³, Наумик В.В.⁴

¹ заступник головного металурга Запорізький машинобудівний завод ім.

В.І. Омельченко, Запоріжжя, Україна

² канд. техн. наук. АТ «МОТОР СІЧ», Запоріжжя, Україна

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

⁴ аспірантка НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна

ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ЯКОСТІ ЛИВАНИХ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

Ливарні жароміцні нікелеві сплави широко використовуються в авіаційних газотурбінних двигунах і наземних установках. Високий рівень жароміцності цих сплавів обумовлений γ' -фазою – твердим розчином на основі інтерметалідної сполуки Ni_3Al , частинки якої створюють надійні перешкоди для ковзання та переповзання дислокацій в умовах високотемпературної повзучості. Основна її частина утворюється під час розпаду пересиченого твердого розчину [1–5].

При багатокомпонентному легуванні в γ' -фазі атоми нікелю замінюють хімічні елементи, в наступному порядку за здатністю, що зменшується:

кобальт, залізо, хром, молібден, вольфрам. Імовірність заміщення атомів алюмінію зростає в ряду: хром, молібден, вольфрам і максимальна для титану, гафнію, танталу [5].

У жароміцних нікелевих сплавах вміст основних елементи Ti і Al, що утворюють γ' -фазу, знаходиться на рівні: Ti + Al – близько 4...8 % [1–3].

Проведені розрахунки методом CALPHAD (JMatPro) нікелевих жароміцних сплавів: ВХ4Л-ВІ, ЕП693, ЖСЗЛС, ЖСЗДК-ВІ, ЖС6К-ВІ, ЖС6У-ВІ, показали залежність зростання вмісту γ' -фази від збільшення суми вмісту титану і алюмінію (табл. 1).

Для сплавів, дисперсійно твердіють ВХ4Л-ВІ, ЕП693 в яких виділення зміцнюючої γ' -фази відбувається при проведенні термічної обробки методом старіння:

Сплав	(Ti + Al), %	вміст γ' -фази, %
ВХ4Л-ВІ	1,4 – 2,6	11,63 – 21,60
ЕП693	2,7 – 3,9	21,96 – 31,95

Для інших жароміцних нікелевих сплавів:

ЖСЗЛС	4,8 – 6,0	37,80 – 43,90
ЖСЗДК-ВІ	6,5 – 7,3	54,74–57,76
ЖС6К-ВІ	7,5 – 9,2	65,30 – 72,92
ЖС6У-ВІ	7,1 – 8,9	61,89 – 69,19

Слід зазначити, що при значенні суми Ti + Al більше 8,2 % по межах зерен при металографічному дослідженні можуть виявлятися потовщення (збільшення білої облямівки), грубі виділення карбідної фази, евтектичні виділення.

Автори робіт [1–3, 5] показують, що у нікелевих сплавах обмежується допустимий вміст хрому, молібдену, вольфраму, ніобію та танталу.

Дослідження концентраційних областей сучасних жароміцних нікелевих сплавів демонструє, що в них досягнуто максимального вмісту γ' -утворюючих елементів [1–3, 5]. Надмірне легування нікель-хромистих сплавів ферритоутворюючими елементами: хромом, молібденом, вольфрамом, титаном і алюмінієм веде до появи двофазності ($\gamma+\alpha$) і σ -фази, та інших фаз несприятливої морфології, що різко погіршує властивості сплавів [6].

Відомо [1, 5], що модифікуючий вплив РЗМ на структуру жароміцних сплавів проявляється у подрібненні мікрозерен, зменшенні розмірів дендритного осередку, зміні морфології та розподілу неметалевих включень.

Ітрій як поверхнево-активний елемент, накопичуючись на межі твердої та рідкої фаз, викликає підвищення в'язкості розплаву та уповільнення зростання твердої фази за рахунок гальмування дифузійних процесів [2]. Відомо, що оптимальним вмістом ітрію у сплаві є 0,01%, що забезпечує стабілізацію карбідів типу МС, без утворення самостійних евтектичних фаз [5].

Дослідженнями [7] сплаву ЖС6У-ВІ, який є схильним до утворення виділень по межах зерен, було встановлено, що після обробки нікель ітрієвої лігатурою цього не відбувається. Але слід враховувати, що використання модифікування сплаву призводить до зменшення розміру макрозерна і як наслідок зниження жароміцності.

Відомо [6], що при кімнатних і знижених температурах випробування, характеристики сталей і сплавів міцності більш високі у сплавів з більш дрібним зерном. При вищих температурах сплави з крупнозернистою структурою показують кращу жароміцність.

Запобігання утворення виділень по межах зерен сприяє рафінування розплаву методами переплаву та високотемпературної обробки розплаву (ВТОР).

При проведенні переплаву сплаву досягається перша точка рівноважного стану розплаву, при якій багато тугоплавких включень залишаються в розплаві. Ці тугоплавкі включення, будучи центрами кристалізації, знижують вільну енергію розплаву, що, мабуть, призводить до гальмування виділень за межами зерен.

Під час проведення ВТОР досягається друга точка рівноважного стану розплаву, коли в ньому розчиняється переважна більшість тугоплавких включень, і навіть починається руйнація кластерів.

Необхідно розуміти, що при очищенні зерен модифікуванням РЗМ домішки наявні в розплаві, по межах зерен не виділяються, а залишаються в об'ємі металу. Такий сплав підлягає рафінуванню методами переплаву або ВТОР. Допускається використання кондиційних відходів у кількості до 50 % від маси металозавалювання з обробкою РЗМ при проведенні рафінування методами переплаву або ВТОР.

Висновки

В роботі описано роль γ' -фази та умови її утворення. Розглянуто наслідки перелегування жароміцних нікелевих сплавів титаном та алюмінієм.

Описані способи боротьби з виділеннями по межах зерен та потовщеннями меж зерен. При виплавленні жароміцних нікелевих сплавів рекомендовано проведення модифікування РЗМ та застосування рафінування розплаву методом переплаву та високотемпературної обробки.

Список використаних джерел

1. Sims C.T. and Hagel W.C. The Superalloys. John Wiley & Sons, New York. 1972.
2. Reed R. C. The Superalloys Fundamentals and Applications. Cambridge: Cambridge University Press. 2006. P. 23.
3. Satyanarayana D. V. V. and Prasad N. E. Nickel-based superalloys

Aerospace Materials and Material Technologies. Vol. 1: Aerospace Materials. Singapore: Springer Nature, Pte Ltd., 2017. P. 199–228.

4. Perrut M., Caron P., Thomas M., and Couret A. High temperature materials for aerospace applications: Ni-based superalloys and γ -TiAl alloys. *Comptes Rendus, Physique*. 2018. 8, № 19. P. 657–671.

5. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия). М.: «МИСИС», 2001. 632 с.

6. Химушин Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы. М.: Metallurgia, 1969. 748 с.

7. Тьомкін Д. О., Клочихін В. В., Данілов С. М., Педаш О. О., Наумик О. О., Наумик В. В. Вплив модифікування ітрієм на структуру і властивості виливків, отриманих з вороття сплаву ЖС6У-В1 *Нові матеріали і технології в металургії і машинобудуванні*. 2022. № 2. С. 50–56.

УДК 669.017.16

Шаломеев В. А.¹, Вініченко В.С.², Пархісенко Д.І.³, Іванченко С.Ю.⁴, Єршов А.В.⁵

¹ д-р техн. наук, професор, проректор з наукової роботи НУ «Запорізька політехніка»,

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

³ аспірант НУ «Запорізька політехніка»,

⁴ аспірантка НУ «Запорізька політехніка»,

⁵ д-р техн. наук, професор, професор кафедри фізики НУ «Запорізька політехніка»

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ НЕМЕТАЛІЧНИХ ЧАСТИНОК ДВООКИСУ ТОРІЯ НА СХИЛЬНІСТЬ ДО РОЗШАРУВАННЯ ДРОТІВ ІЗ ВОЛЬФРАМОВИХ СПЛАВІВ

Вольфрам добре відомий для багатьох високотемпературних застосувань у світлотехнічній промисловості, електронно-променевих трубках, катодах та анодах рентгенівських трубок, нагрівачах та екранах печей, а також для бронебійних боеприпасів та в аерокосмічній техніці. Завдяки своїй високій густині (19,250 т/м³), вольфрам є доцільним матеріалом для реалізації радіаційного захисту. Особливо розширило область його застосування використання як матеріалу для виробництва ниток у лампах розжарювання. Це призвело до швидкого зростання кількості досліджень, пов'язаних із матеріалознавством вольфраму.

Його стали розглядати як конструкційний матеріал для передових

технологій, зокрема, у космічних ядерних енергетичних системах. Вольфрамові матеріали викликали великий інтерес у дослідженнях ядерного синтезу. У зв'язку з цим слід відмітити проєкт міжнародного термоядерного експериментального реактора (ITER) і рішення використовувати вольфрам як матеріал броні. Нещодавно було ініційовано всесвітні амбіції щодо демонстраційного реактора термоядерного синтезу (DEMO), які включають проєкти щодо дослідження дії опромінення та експерименти з плазмою. Тому інтерес до вольфрамівих матеріалів з технологічної та наукової точок зору нині високий, як ніколи раніше[1].

Через його високу температуру плавлення, теплопровідність, стійкості до розпилення вольфрам (W) є основним претендентом як конструкційний матеріал для компонентів з високим тепловим потоком в області дивертора термоядерного реактора. Проте залишаються деякі недоліки, пов'язані з термомеханічними властивостями, наприклад, низькотемпературна крихкість, висока температура переходу від пластичності до крихкості, рекристалізаційне окрихчування та окрихчування при нейтронному опроміненні.

Відомі [2] ефекти опромінення в W включають розпухання порожнин, зміцнення, що визначається підвищенням твердості при вдавлюванні або границі плинності, зниження пластичності, що супроводжує таке зміцнення опроміненням, пластичну нестабільність із супутнім падінням плинності, підвищення температури переходу з пластичного стану в крихкий та зниження теплопровідності. Хоча є лише обмежена інформація про механічні властивості опроміненого W, очевидно, що опромінення посилює окрихчування [2]. Зокрема, Краутвассер і Дерц повідомляють, що температура переходу в крихкий стан (ТПК) збільшувалась з ~ 80 °C до опромінення до ~ 900 °C після нейтронного опромінення при $250\text{--}300$ °C для нелегованого W. Цинкл та Віффен прийшли до висновку, що для W, опроміненого при $400\text{--}500$ °C, відбувається майже повна втрата пластичності. Ці автори очікують, що мінімальна робоча температура W складе ~ 900 °C, щоб уникнути серйозної радіаційної крихкості. Така висока мінімальна робоча температура викликає занепокоєння. Фактично, температура рекристалізації нелегованого W нижче 1200 °C, як визначено за допомогою короткочасної термообробки, і, за оцінками, значно нижча за 1000 °C, якщо час роботи збільшується до тисяч годин. Огрубління зерна в результаті рекристалізації негайно призводить до збільшення ТПК.

Відомо [3], що верхня та нижня межі робочої температури компонентів, зокрема, дивертора з використанням вольфрамівих матеріалів будуть визначатися температурою рекристалізації та температурою переходу в крихкий стан відповідно. Однак нейтронне опромінення може збільшити ТПК і може змінити температуру рекристалізації. Таким чином, діапазон

робочих температур, який визначається температурою рекристалізації та ТПК, може бути звужений нейтронним опроміненням. Для вирішення цих проблем протягом останнього десятиліття в рамках спільних науково-дослідних робіт університетів Японії виконувалась розробка радіаційно-стійких матеріалів W з покращеними термомеханічними властивостями. Було розглянуто кілька методів модифікації, наприклад, подрібнення зерна, деформаційне зміцнення, легування та дисперсійне зміцнення, з метою покращення пластичності та в'язкості навіть при нейтронному опроміненні.

Полікристалічний вольфрам зазвичай виробляється методом порошкової металургії та комерційно доступний у багатьох формах. У роботі [4] автори дійшли висновку, що на в'язкість руйнування і температуру крихко-в'язкого переходу полікристалічного вольфраму і вольфрамових сплавів сильно впливають режими виробничого процесу.

Відомо [5], що для зниження температури електродів і, тим самим, збільшення терміну їх служби до матеріалу додають ThO₂ або, La₂O₃. Зокрема, короткодугові лампи оснащені вольфрамовими електродами піддаються високому тепловому навантаженню під час роботи. Номінальні струми становлять понад сто ампер, що призводить до температури кінчика катода близької до точки плавлення вольфраму, а додавання до вольфраму двоокису торію дозволяє знизити температуру нагрівання електроду і тим самим подовжити термін його експлуатації.

Кілька досліджень марок полікристалічного вольфраму показують сильний вплив анізотропної мікроструктури, ступеня деформації та розміру зерен на механічні властивості. Зокрема повідомляється, що більш високі ступені деформації приводять до підвищення міцності та пластичності полікристалічного вольфраму за рахунок зменшення розміру зерна та збільшення співвідношення сторін [6].

Наведений огляд спонукав авторів даної роботи дослідити структуру та властивості промислових дротів із вольфрамоторієвих сплавів марок ВТ7, ВТ10, ВТ15 виготовлених за прийнятою на підприємстві технологією. Їх хімічний склад наведено в таблиці 1.

Таблиця 1 - Хімічний склад досліджених сплавів, % мас.

Марка сплаву	ThO ₂	Fe ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	SiO ₂	CaO	Mo
ВТ-7	0,6	0,0012	0,0018	0,002	0,002	0,004
ВТ-10	1,1	0,0015	0,0016	0,002	0,002	0,005
ВТ-15	1,6	0,0012	0,0016	0,002	0,003	0,004

Статистичний аналіз кількості розшарованого дроту (що з браком) різних марок показав, що найменший процент браку характерний для дроту із сплаву марки ВТ7, а найбільший у дроті марки ВТ15.

Дослідження мікроструктури дроту усіх досліджених сплавів показало, що вона має характерну для даних матеріалів волокнисту будову. У всіх зразках спостерігається порівняно дисперсні частинки ThO_2 , проте в окремих місцях зустрічаються більш крупні частинки ThO_2 . При цьому їх відносна кількість збільшується з підвищенням концентрації ThO_2 (рис. 1).

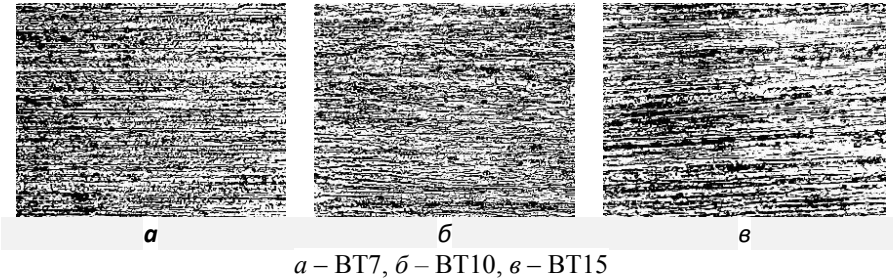


Рисунок 1.- Мікроструктура дротів із вольфрамоторієвих сплавів ($\times 1000$)

З метою уточнення причин з'явлення більш крупних частинок ThO_2 в мікроструктурі дроту при його деформаційному переробленні дослідили структуру штабиків після високотемпературного спікання (рис. 2) та кування їх до діаметра 9 мм із наступним відпалом для вирівнювання структури (рис.3).

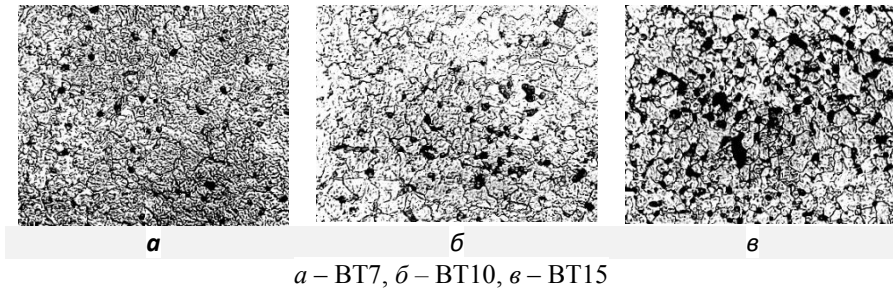


Рисунок 2.- Мікроструктура штабиків із вольфрамоторієвих сплавів ($\times 1000$)

На рисунках 2 і 3 спостерігається та ж закономірність щодо дисперсності частинок ThO_2 що і в дротах, проте вони дещо крупніші. Тобто, ймовірно, при деформаційному переробленні відбувається подрібнення частинок ThO_2 . Крім того видно, що із штабиків з більш крупними

частинками ThO₂ (сплав ВТ15 рис. 2) отримуються дрони теж з більш крупними частинками (сплав ВТ15 рис 1).

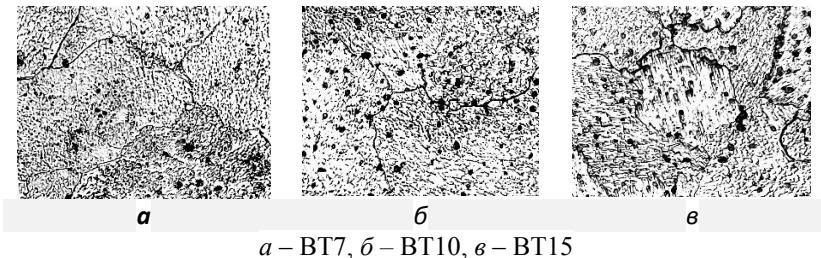


Рисунок 3.- Мікроструктура прутків із вольфрамоторієвих сплавів діаметром 9 мм після кування та відпалу ($\times 1000$)

Таким чином, на основі результатів проведеного дослідження, можна вважати, що одною із ймовірних причин нестабільності властивостей і наявності розшарування дротів є нерівномірний за величиною розподіл частинок ThO₂.

Список використаних джерел

1. Rieth, M., Doerner, R., Hasegawa, A., Ueda, Y., & Wirtz, M. (2019). Behavior of tungsten under irradiation and plasma interaction. *Journal of Nuclear Materials*, 519, 334-368.
2. Katoh, Y., Snead, L. L., Garrison, L. M., Hu, X., Koyanagi, T., Parish, C. M., ... & Hasegawa, A. (2019). Response of unalloyed tungsten to mixed spectrum neutrons. *Journal of Nuclear Materials*, 520, 193-207.
3. Nogami, S., Hasegawa, A., Fukuda, M., Rieth, M., Reiser, J., & Pintsuk, G. (2021). Mechanical properties of tungsten: Recent research on modified tungsten materials in Japan. *Journal of Nuclear Materials*, 543, 152506.
4. Rupp, D., Mönig, R., Gruber, P., & Weygand, S. M. (2010). В'язкість руйнування та мікроструктурна характеристика полікристалічного прокату вольфраму. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 28(6), 669-673.
5. Hoebing, T., Hermanns, P., Bergner, A., Ruhrmann, C., Traxler, H., Wesemann, I., ... & Awakowicz, P. (2015). Дослідження мерехтіння вольфрамівих катодів, легованих La₂O₃ і ThO₂. *Journal of Applied Physics*, 118(2).
6. Conte, M., & Aktaa, J. (2019). Вплив виготовлення на мікроструктуру та механічні властивості руйнування полікристалічного вольфраму. *Nuclear Materials and Energy*, 21, 100591.

УДК 621.74

Пархоменко А.В.¹, Parkhomenko A.²

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

²prof. University of Applied Sciences and Arts, Dortmund

ВИКОРИСТАННЯ ІНФОРМАЦІЙНИХ ТЕХНОЛОГІЙ ДЛЯ ОПТИМІЗАЦІЇ ТА ПРОГНОЗУВАННЯ ВИКОРИСТАННЯ АЛЬТЕРНАТИВНИХ ДЖЕРЕЛ ЕНЕРГІЇ ПРИ ОРГАНІЗАЦІЇ ОСВІТНЬОГО ПРОЦЕСУ ПІДГОТОВКИ ФАХІВЦІВ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Використання лабораторного та напів-промислового обладнання в навчальних цілях є важливою складовою підготовки кваліфікованих фахівців ливарного виробництва та металургії. Важко собі уявити можливість підготовки спеціаліста-ливарника без активного використання практичної складової освітнього процесу. Безумовно необхідною та корисною є практика на реальних підприємствах галузі, але вона не може задовільнити всіх потреб освітнього процесу та слугує скоріш аспектом закріплення в промислових умовах тих практичних навичок, які студент отримує в університеті на лабораторному обладнанні. Національний університет «Запорізька політехніка» є безумовним лідером регіону в підготовці фахівців ливарної галузі. Більш ніж 70-річний досвід, тісні зв'язки з стейкхолдерами та потужна матеріальна база освітнього процесу є запорукою якісної підготовки майбутніх ливарників. Але суворі реалії війни, значне руйнування електрогенеруючих потужностей Запоріжжя, у великій мірі ускладнює цей процес.

Всім відомо, що ливарне та металургійне обладнання є дуже енергоємним. Навіть у лабораторному виконанні споживання електроенергії є дуже значним. Так у використанні на кафедрі «Машини та технологія ливарного виробництва» НУ «Запорізька політехніка» є декілька тигельних індукційних плавильних печей (ємність 10кг, 50 кг, 2x100 кг), номінальне споживання електроенергії такими агрегатами сягає 50-100 КВт/г. Електричні термічні печі, загальне споживання яких сягає до 50 КВт/г. Промислові зразки таких різновидів обладнання, як: валкова дробарка, кульовий млин, сумішеприготувальне обладнання періодичної дії, формувальні машини струшуючого та пресового типу та багато іншого. За постійного використання в навчальних цілях зазначеного обладнання потребувало витрат до 1200-1500 КВт електроенергії на місяць.

Нажаль, значне руйнування електрогенеруючої та енергопоточної інфраструктури в умовах бойових дій не дозволяє користуватися електроенергією в необхідних об'ємах. Задля зменшення залежності від стороннього постачання електроенергії та тепла від зовнішнього

постачальника та забезпечення безперебійного живлення корпусів університету було прийнято рішення про впровадження елементів автономності енергозабезпечення університету. За підтримки партнерських організацій (USAID) університетом було придбано та змонтовано когенераційну установку GENTEC KE-MNG 350 з номінальною електричною потужністю 357 КВт/год та 600 КВт/год теплової потужності.

Це, безумовно, зробило здійснення навчального процесу та загальне функціонування закладу освіти значно гнучкішим та захищеним від дефіциту електроенергії від зовнішнього постачальника. Але, зважаючи на недостатню загальну потужність установки та значні, а головне, нерівномірні навантаження від обладнання та приладів, які потребують живлення в університеті, актуальним стає питання керування процесом споживання електроенергії. Особливо важливим є це питання для здійснення навчального процесу на кафедрах, які готують спеціалістів для металургійної, машинобудівної галузей. Зрозуміло, що нерегульоване одночасне підключення споживачів електроенергії в ливарних лабораторіях, без урахування потреби іншими споживачами університету, в моменти відключення зовнішнього постачальника, майже гарантовано призведе до дефіциту електроенергії та, як результат, відключення деяких споживачів або загального відключення системи.

Тому, задача реалізації інтелектуальних технологій та цифрових інструментів для оптимізації процесів споживання електроенергії є актуальною.

Дослідження показали, що зазвичай інтелектуальні методи та моделі використовуються для вирішення трьох окремих проблем, пов'язаних із підвищенням енергоефективності: оптимізація графіка роботи електроприладів; прогнозування споживання електроенергії; прогнозування виробництва електроенергії.

Створення оптимального графіка енергоспоживання може бути спрямоване на забезпечення максимального споживання електроенергії з альтернативних джерел та мінімального із зовнішньої електромережі за умови забезпечення всіх потреб університету. Вхідні дані для алгоритму оптимізації включають дані про генерацію електроенергії та перелік енерговитратних завдань на наступну добу. Враховується інформація про споживачів, їх номінальна потужність у ватах, кількість годин роботи та можливий інтервал часу для виконання завдань, пов'язаних зі споживанням електроенергії.

На основі проведених досліджень було вирішено використовувати для створення оптимального графіка споживання електроенергії метод рою часток, оскільки він показав кращі результати порівняно з генетичним алгоритмом. Крім того, метод рою часток може бути вдосконалений шляхом

введення системи пріоритетів для завдань споживання електроенергії. Це дозволяє адміністратору системи інтелектуальної підтримки розставити пріоритети завдань і забезпечити стабільну роботу енергосистеми при недостатньому виробництві електроенергії з альтернативних джерел. Екранні форми розробленого інтелектуального помічника з оптимізації розкладу енергоспоживання наведені на рисунках 1 та 2.

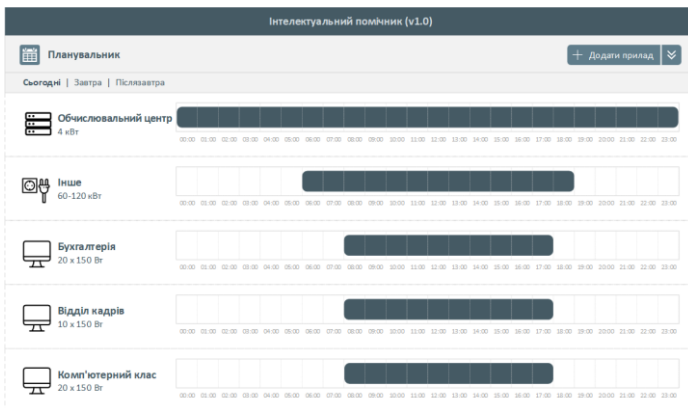


Рисунок 1 – Вікно планувальника роботи енергоспоживачів

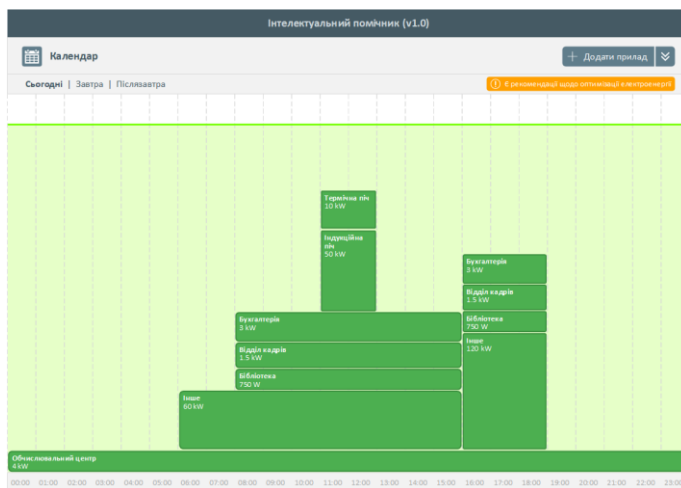


Рисунок 2 – Вікно розкладу роботи енергоспоживачів

Впровадження системи інтелектуальної підтримки дозволить підвищити ефективність використання енергії від альтернативних джерел з урахуванням кількості та потужності споживачів електроенергії в університеті, а також реальних можливостей мережі живлення.

Запропоновані підходи будуть корисними в подальшому не тільки для забезпечення сталого та прогнозованого плину освітнього процесу на спеціальностях, які готують фахівців в галузі металургії, ливарного виробництва, матеріалознавства, зварювальних технологій, так і в загальній концепції розвитку «зеленого університету», яка базується на переході закладів вищої освіти на сучасні енергозберігаючі технології, використання відновних джерел енергоносіїв. Що цілком підпадає під рекомендації Міністерства освіти і науки України (Лист МОН від 05.07.2024 р. №1/12028-24) щодо використання вітрової та сонячної генерації в межах заходів із стабілізації єдиної енергетичної системи України, та загальноєвропейські тенденції розвитку «зелених університетів» в рамках урядової програми, запропонованої Європарламентом в 2019 році - Європейського «Зеленого курсу» (The European Green Deal).

УДК 669.2/.8-034.7

Shalomeev V.V.¹, Ulanov S.O.², Shalomeev A.V.³

¹ graduate student, NU «Zaporizhzhia Polytechnic», Zaporizhzhia

² cand. of techn. sciences, associate professor, NU «Zaporizhzhia Polytechnic», Zaporizhzhia

³ graduate student, NU «Zaporizhzhia Polytechnic», Zaporizhzhia

THE INFLUENCE OF GAS ISOSTATIC PRESSING ON THE QUALITY OF MAGNESIUM ALLOY CASTINGS FOR STRUCTURAL ELEMENTS OF UNMANNED AERIAL VEHICLES

The complexity of the design and the need to increase the technical capabilities of unmanned aerial vehicles (UAVs) lead to the emergence of additional equipment in them, which leads to an increase in their efficiency. UAV manufacturers now widely use alloys based on aluminum and steel, which are not completely effective through their supernatural energy. Therefore, the priority direction of light tracking from the development and design of modern UAVs is changing their focus on the development of new materials [1]. Magnesium alloys are a promising material for the production of various structural elements of UAVs. This is especially important for UAVs, where it is critical for range and maneuverability. At the same time, magnesium alloys have a high strength, which allows them to effectively cope with mechanical stress during polishing [2].

Magnesium alloys have high thermal conductivity, which allows for efficient heat transfer from electronic components and other UAV systems. This is especially important when using highly productive components that generate a lot of heat. In addition, they have good electromagnetic properties, which is important for the use of electronics and radio equipment in UAVs [3,4]. They provide less electromagnetic interference and damage, which ensures stable operation of electronic systems and communications. At the same time, the operational reliability and durability of magnesium alloy castings are significantly affected by defects that form during the manufacture of castings [5]. Such defects include macro- and microporosity, gas cavities and non-metallic inclusions. The most common defect in magnesium alloy casting is porosity. Therefore, eliminating this type of defect is an important and urgent task.

For obtaining critical magnesium casting, the most widely used alloys are Mg-Al-Zn and Mg-Zr-Nd systems, the production of which includes smelting the alloy, refining the melt and heat treatment. At the same time, in castings of complex configuration, there may be areas with microporosity, which leads to the rejection of products and entails a decrease in the yield of suitable castings and an increase in the percentage of defects. One of the promising areas for eliminating the porosity of castings from magnesium alloys can be the use of gas-isostatic pressing (GP) technology. When using this technology, welding of the pore walls occurs as a result of high-temperature creep and diffusion of the metal. At the same time, GP contributes to the grinding of the structural components of the alloy, their more uniform distribution and an increase in the physical and mechanical properties of the metal. The use of GP to correct defects in casting from magnesium alloys requires additional study.

Therefore, testing the technology of GP castings from magnesium alloys to improve their quality and physical and mechanical properties is an urgent task.

One of the important conditions for obtaining high-quality magnesium casting is obtaining a metal of increased density without porosity and looseness. Therefore, castings from magnesium alloys undergo hydrostatic testing, as a result of which some of them do not withstand it and are rejected. The quality of castings from magnesium alloys in industrial conditions was determined by non-destructive testing methods.

X-ray inspection of defects in magnesium alloy castings was carried out using RAP-150/30, RUP 400-5 and MIRA-2D devices.

Luminescent testing of castings was carried out using the LUM-17-P and LUM-K methods, using capillary penetration of a luminescent liquid into the cavity of a product defect.

For color flaw detection of products, a layer of indicator penetrant was applied to the pre-cleaned surface of the product. After holding, as a result of which the penetrant filled the surface defects, the surface was treated with OZ-2

liquid and removed with a mixture of 70% transformer oil or MS-8P and 30% TS-1 or RT fuel. A developer was used to fix the defect.

Samples for metallographic testing and determination of mechanical properties were made from castings containing microporosity before and after HIP. Gas isostatic pressing was carried out in a QUINTUS model gasostatic press at a temperature of 395 ± 5 °C and a pressure of 9.2 MPa for 1.5 hours.

The ultimate strength and relative elongation of the samples were determined on a R5 tensile testing machine at room temperature.

Long-term strength at a temperature of 150 °C and a stress of 80 MPa was determined on an AIMA 5-2 tensile testing machine on samples with a working diameter of 5 mm.

The macro- and microstructure of the alloys under study was studied using «Neophot 32» and «OLYMPUS IX 70» light microscopes.

The low-density sections of the magnesium alloy castings had a uniform fine-grained macrostructure. At the same time, micro-cracks in the magnesium alloy castings were separated by sections with normal density and had a uniform decrease in density.

The microstructure of the heat-treated alloy of the Mg-Zr-Nd system was a δ -solid melt with the presence of a spherical eutectic ($\delta + \gamma(\text{MgZr}_{12}\text{Nd})$). The microstructure of the Mg-Al-Zn alloy was characterized by the presence of a δ -solid solution, eutectic $\delta + \gamma(\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$ and single intermetallics $\gamma(\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$. The size of the intermetallic phase was up to 2.0 μm , and the distance between the axes of second-order dendrites was up to 10 μm .

Metallographic analysis showed that GP did not affect the sizes of macro- and micrograins of magnesium alloy castings. At the same time, metal compaction occurred and micropores were closed. GP contributed to the strengthening of the metal of the surface layers of castings due to their deformation. The microhardness of the metal in the surface zone of the castings was significantly higher than in its central part. The mechanical properties of the alloys under study showed an improvement in their physical and mechanical characteristics and heat resistance after HIP.

HIP of magnesium alloy castings containing microporosity made it possible to eliminate it and obtain a metal with mechanical properties that meet the requirements of regulatory and technical documentation.

Thus, gas isostatic pressing is an effective technology for eliminating some defects in magnesium alloy castings. It has been established that the use of GP eliminates microporosity in castings, increases their density by 10...15%, ultimate strength by ~ 15%, plasticity by ~ 25% and heat resistance by ~ 20%. The use of this technology allows to reduce the percentage of defects and increase the yield of profitable production and ensure reliable and durable operation of aviation equipment.

References

1. Development of a High Strength Magnesium Alloy for Wire Arc Additive Manufacturing. Stefan Gneiger, Johannes A. Österreicher, Aurel R. Arnoldt, Alois Birgmann, Martin Fehlbier. *Metals* 2020, 10(6), 778. <https://doi.org/10.3390/met10060778>
2. Microstructure and Mechanical Properties of Mg–Gd–Y–Zn–Zr Alloy Prepared by Repetitive Upsetting and Extrusion. Zhimin Zhang, Yue Du, Guanshi Zhang, Zhaoming Yan, Jianmin Yu, Mu Meng. *Materials Transaction*, 2018 V. 59, I. 4, P 669-673. <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2017323>
3. Microstructure–Mechanical Properties and Application of Magnesium Alloys. Talal Al-Samman, Dietmar Letzig, Sangbong. *Metals* 2021, 11(12), 1958; <https://doi.org/10.3390/met11121958>
4. Microstructure and Mechanical Properties of Magnesium Matrix Composites Reinforced by In Situ Reduced Graphene Oxide. Feixiang Liu, Zhaohui Wang, Xian Du, Shubo Li, Wenbo Du. *Materials* 2023, 16(6), 2303. <https://doi.org/10.3390/ma16062303>
5. Surface Modification of WE43 Magnesium Alloys with Dopamine Hydrochloride Modified GelMA Coatings. Yang Ji, Mengdie Hou, Jin Zhang, Tianlin Wang, Can Cao, Huazhe Yang, Xiaodong Zhang. *Coatings* 2022, 12(8), 1074. <https://doi.org/10.3390/coatings12081074>

УДК 621.74

Кудін В.В.¹, Бойчук Р.В.², Шалдін О.М.³, Кармазін М.О.⁴

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

² аспірант, НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

³ аспірант, НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

⁴ аспірант, НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

ВДОСКОНАЛЕННЯ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ ГАРЯЧИМ ІЗОСТАТИЧНИМ ПРЕСУВАННЯМ (ГПП)

Жароміцні сплави на основі нікелю є дуже складними, володіють великими властивостями та широко використовуються для виготовлення деталей, що зазнають дії значних температур. З них виготовляються більше 50% деталей сучасних газотурбінних авіаційних двигунів. Ці сплави забезпечують гарне поєднання високої жароміцності, жаростійкості, окалинотійкості та технологічності. Температура працездатності деталей з таких сплавів варіюються з 750°C до 1100°C. Одним із перспективних напрямків для поліпшення та вдосконалення якості виливків відповідального призначення є гаряче ізостатичне пресування (ГПП), яке пов'язано з

видаленням внутрішніх дефектів, таких як пористість, внутрішня усадка та міждендритні тріщини, що утворюються в процесі кристалізації металу. ГПП сприяє тому, що дефекти за рахунок змикання пор за механізмами повзучості, а далі дифузійним зварюванням поверхонь мікропор, виливки набувають гомогенну, повністю щільну структуру.

Вивчали вплив гарячого ізостатичного пресування на установці HIRP 25/70-200-2000 фірми ABRA на робочих лопатках із сплаву ЖС6К-ВІ. ГПП здійснювався по режиму: вакуумування – 1 год.; вирівнювання тиску до (25 ± 5) МПа – 1 год.; нагрів до 1040 ± 10 °С із швидкістю $8-10^{\circ}\text{C}/\text{хв.}$; витримка $(1040\pm 10)^{\circ}\text{C}$ – 1,5 год.; тиск у СВД 1040°C – 120 МПа; нагрів $1210\pm 10^{\circ}\text{C}$ із швидкістю $4^{\circ}\text{C}/\text{хв.}$; витримка при $1210\pm 10^{\circ}\text{C}$ – 1,5 год.; тиск у СВД – 160 МПа; охолодження виливків до 300°C зі швидкістю $26^{\circ}\text{C}/\text{хв.}$; вирівнювання тиску; скидання залишкового тиску в атмосферу.

На поверхні лопаток після ГПП виявлені неметалеві включення темно-сірого кольору характерні для оксидів, що знаходилися на глибині біля 10 мкм, після термічної обробки окислення практично відсутнє, що обумовлено вакуумним очищенням поверхні в процесі ГПП. Рентгеноспектральний мікроаналіз показав, що на поверхні лопаток спостерігався підвищений вміст кисню, алюмінію, титану та вуглецю приблизно у три рази, в порівнянні з концентрацією елементів на поверхні лопаток до проведення ГПП. Застосування ГПП призвело до дифузійного масопереносу від центру до поверхні з утворенням шарів із атомів алюмінію та титану.

Люмінесцентним контролем виявлено, що до проведення ГПП були свідчення у вигляді багатьох мілко яскраво крапок, що світяться (рис. 1 а). В аналогічних перерізах лопаток після проведення ГПП та термічної обробки світіння люмінофора не виявлено (рис. 1 б, в).



а – до ГПП; б – після ГПП; в – після ГПП + термічна обробка.

Рисунок 1 – Вигляд лопаток при ультрафіолетовому кольорі.

При металографічних дослідженнях виявленні невеликі мікропори розміром до 110 мкм (рис. 2 а). Карбіди типу MeC виділялися у вигляді дискретних глобулярних частинок та пластин, розміщених переважно в междендритних просторах та по межах зерен. Після ГП без та термічної обробки лопаток зменшилася кількості пор. В структурі лопаток після ГП мікропори у внутрішніх об'ємах металу практично були відсутні (рис. 2 б).



а – до ГП; б – після ГП.

Рисунок 2 – Мікроструктура робочих лопаток із сплаву ЖС6К-В1, $\times 200$.

При вивченні макроструктури встановили, що ГП та термічна обробка сприяли зміні макрозерна (рис. 3), що позитивно впливало на фізико-механічні властивості та жароміцність робочих лопаток.

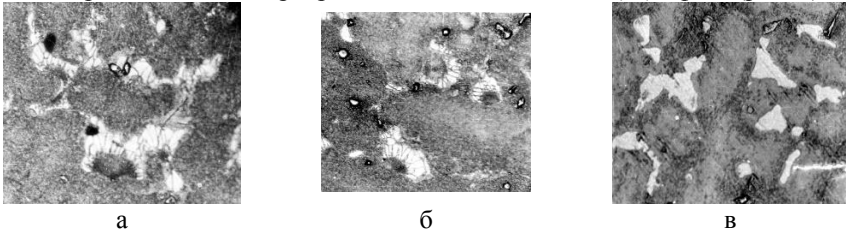


а – до ГП; б – після ГП + термічна обробка.

Рисунок 3 – Макроструктура травлених шліфів лопаток.

Металографічним дослідженням встановлено, що структурними складовими лопаток є: γ -твердий розчин; інтерметалідна γ' -фаза; карбіди; карбонітриди та евтектична ($\gamma+\gamma'$) фаза. Розмір структурних складових, а також відстань між всіма дендритів у лопатках в 2 рази були менше, ніж в лопатках до обробки ГП. В структурі лопаток після ГП спостерігалось

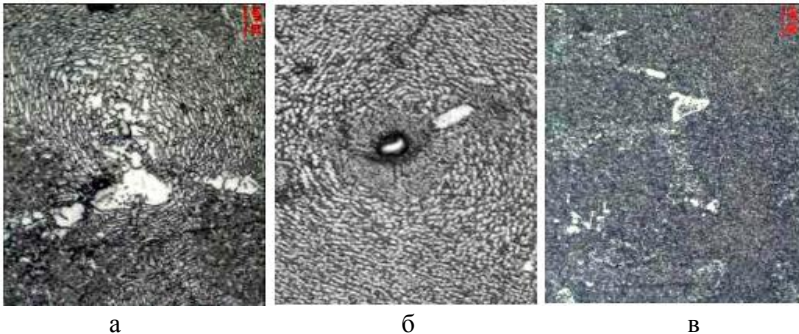
часткове розчинення та перекристалізація евтектичної ($\gamma+\gamma'$) фази (рис. 4).



а – до ГП; б – після ГП; в – після ГП + термічна обробка.

Рисунок 4 – Мікроструктура сплаву ЗС6К-VI та ($\gamma+\gamma'$) фаза, $\times 500$.

Після ГП в місцях «загоювання» мікропор виявлено зони кратерообразної форми у вигляді концентрично розташованих витягнутих частинок інтерметалідної γ' -фази, характерні для «рафт»-структури (рис. 5 а). Дані зони розташовувалися в междендритних просторах та на кордонах зерен. Зони «рафт»-структури також знаходилися довкола деяких карбідів типу MeC (рис. 5 б). Встановлено, що з наближенням до центру зазначених ділянок, відбувалося збільшення щільності та зменшення інтерметалідної γ' -фази, розмір якої знаходився на рівні 0,22 - 0,33 мкм. В результаті пластичної деформації при ГП концентрація структурних компонентів, прилеглих до мікропор істотно зростає. Середній розмір мікрочастинок γ' -фази у віддалених зонах від мікропор становив 0,5 - 0,8 мкм.



а – до ГП; б – після ГП; в – після ГП + термічна обробка.

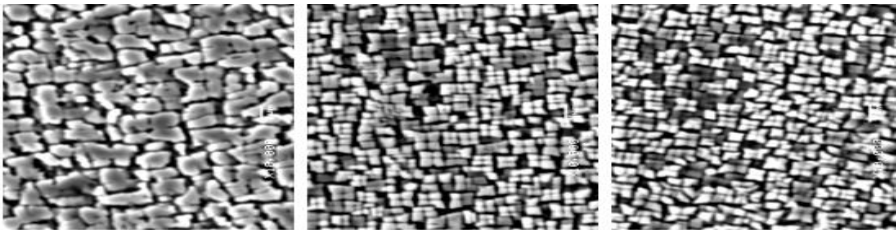
Рисунок 5 – Мікроструктура лопаток із сплаву ЗС6К-VI, $\times 500$.

В зонах «загоєння» мікропор у лопаток поряд з дрібними інтерметалідними частинками спостерігалися скупчення коагульованих та витягнутих частинок γ' -фази розміром 1,1 - 2,2 мкм. Розмір виявлених після ГП поодиноких мікропор становив $\sim 0,25 - 6,0$ мкм, що приблизно у 20 разів

менше порівняно з порами, виявленими у лопатках до проведення ГП.

Таким чином, лопатки піддані ГП мали структурну неоднорідність внаслідок утворення «рафт»-структури у вигляді зональних ділянок, зосереджених у місцях «загоєння» мікропор, а також навколо деяких карбідів. В процесі пластичної деформації при ГП значна кількість пластинчастих карбідів, що розташовувалися в міждендритних просторах, набули дугоподібної форми з орієнтацією в напрямку утворення концентричних кіл. Загоєння мікропор, що розташовуються на поверхні деталей, не відбувалося. Це пояснюється механізмом баротермічного впливу, при якому зменшення мікропор може бути досягнуто тільки для внутрішніх об'ємів металу.

Термообробка після ГП сприяла практично повній перекристалізації інтерметалідної γ' -фази, завдяки розчиненню в γ -твердому розчині та повторному її виділенні у вигляді дисперсних частинок кубічної морфології з наявністю невеликої кількості коагульованої інтерметалідної γ' -фази, що виділялася в міждендритних просторах. Внаслідок зазначених структурних змін відбувалося усунення зональних ділянок «рафт»-структури, що утворювалася в процесі ГП у місцях «загоєння» мікропор та навколо карбідів, що призводило до покращення структурної однорідності (рис. 5 в). Також відбувалося розчинення евтектичної ($\gamma+\gamma'$) фази та карбідів. При дослідженні інтерметалідної γ' -фази в осях та міжвісних просторах дендритів лопаток встановлено, що до проведення ГП частинки γ' -фази мали кубічну морфологію та утворюють блоки з чотирьох частинок (рис. 6 а).



а

б

в

а – до ГП; б – після ГП; в – після ГП + термічна обробка.

Рисунок 6 – Інтерметалідна γ' -фаза в лопатках із сплаву ЖС6К-ВІ, $\times 10000$.

Розмір γ' - частинок в осях дендритів становив 0,25 - 0,50 мкм у міжвісних просторах поруч із частинками розміром 0,3 - 1,0 мкм була значна кількість коагульованої γ' -фази до 2,5 мкм. Суттєвих відмінностей у морфології та величині інтерметалідної γ' -фази, що виділилася у хвостовій частині лопаток в порівнянні з пером, не спостерігалось. В структурі лопаток

після ГПП відбувалося подрібнення інтерметалідної γ' -фази (рис. 6 б) виявлено виділення невеликої кількості мікрочастинок γ' -фази розміром $\sim 0,16$ мкм. При високому тиску переважно у міжвісних просторах дендритів формувалися γ' -частинки з нерівноважною морфологією, що помітно відрізняється від кубічної, з наявністю 60-градусних кутів за їх перерізами, а також у вигляді зональних ділянок «рафт»-структури в місцях «загоєння» мікропор та навколо деяких карбідів типу MeC. Різниця між розмірами γ' -частинок в осях та міжвісних просторах дендритів зменшувалася в порівнянні зі станом γ' -фази у зазначених зонах вихідного металу. В процесі термічної обробки, проведеної після ГПП відбувалося вирівнювання розмірів частинок інтерметалідної γ' -фази в осях та міжвісних просторах дендритів (рис. 6 в). Кількість коагульованих частинок γ' -фази розміром 0,52 - 1,1 мкм було незначне. В лопатках після ГПП (до та після термічної обробки) відбувалося зменшення пластинчастих (евтектичних) карбідів. Товщина карбідних пластин складала: до ГПП – 0,30 - 0,50 мкм; після ГПП – 0,125 - 0,18 мкм; після ГПП + ТО – 0,08 - 0,125 мкм.

Застосування ГПП сприяло підвищенню якості мікроструктури лопаток за рахунок зменшення мікропористості внаслідок «загоєння» мікропор. Термічна обробка після ГПП сприяла підвищенню пластичності лопаток із сплаву ЖС6К-ВІ, що обумовлено підвищенням структурної однорідності та зменшенням напружень, які утворювалися в процесі ГПП. Це позитивно вплинуло на фізико-механічні та жароміцні властивості робочих лопаток газотурбінних двигунів.

УДК 669.295

Голтвяниця В.С.¹, Горна І.Д.²

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

²канд. фіз.-мат. наук, пров. наук співр., Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, м. Київ

ВПЛИВ Sc I Gd НА СТРУКТУРУ І ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЛИТИХ СПЛАВІВ Ti-36Al

Сплави на основі алюмініду титана γ -TiAl характеризуються низькою щільністю, високою питомою міцністю, стійкістю до окислення та високим опором повзучості при температурах понад 600 °С, тому і вважаються одними з найбільш перспективних високотемпературних легких конструкційних матеріалів, які використовують в ключових компонентах аерокосмічних літаків і автомобільних двигунів. Надзвичайно актуальною залишається проблема обмеженої низькотемпературної пластичності γ -TiAl

сплавів і варіювання їх жорсткості. Через обмежену пластичність такі інтерметалідні сплави важко обробляти і деформувати за кімнатної температури [1-3].

Реальні γ -сплави, як правило, завжди містять кисень, який може радикально вплинути на поведінку матеріалів внаслідок великої спорідненості до нього як Al, так і Ti. Кисень, що входить в розплав, головним чином компонентами шихти, зв'язує певну кількість Al в оксиди за механізмом внутрішнього окислення. Для того, щоб утворювався суцільний шар Al_2O_3 , при концентрації Ti, близької до розрахованої, потрібно, щоб Al не приймав участь в утворенні оксидів всередині сплаву. Цього можна досягнути за рахунок введення в γ -сплави елементів, що утворюють оксиди більш активно, ніж Al. Оцінка термодинамічних характеристик фаз, що можуть формуватись при окисленні сплавів γ -TiAl, а також аналіз літературних даних показали високу потенційну можливість Sc і Gd утворювати окисли Ti. Кількість робіт, присвячених впливу Sc і Gd на структуру і властивості γ -TiAl сплавів дуже обмежена, але поява таких досліджень в останні роки свідчить про науковий і практичний інтерес до використання таких елементів для мікролегування γ -сплавів [4-5]. На разі збільшення пластичності цих сплавів є критично важливим для технологічних процесів, таких як екструзія, прокатка, штампування, витяжка та волочіння.

Метою даної роботи є дослідження впливу легування Sc та Gd на структурно-фазовий стан та фізико-механічні властивості сплаву еквіатомного складу Ti-36Al (тут і далі – мас. %).

Інтерметалідний сплав Ti-36Al з домішками Sc і Gd, отримували способом сплавлення спресованих шихтових брикетів (губчастий Ti марки ТГ 90 ГОСТ 17746-79, алюміній марки А8 ГОСТ 11070-74, алюмо-скандієва лігатура з вмістом Sc 2,2 %, металевий Ga виробництва компанії Treibacher Industrie AG) у лабораторній вакуумно-дуговій печі при силі струму близько 420...450 А і напрузі 40...45 В. У початковий період плавки вакуумуванням в камері печі досягали залишкового тиску 0,12. Після цього камеру заповнювали аргоном до тиску 50 кПа. Злитки масою 200 г та розмірами $\varnothing 65 \dots 70 \times 12$ мм отримували в мідному циліндричному водоохолоджуваному кристалізаторі.

Фазовий склад і структуру сплавів вивчали методами рентгенівського аналізу та скануючої електронної мікроскопії (СЕМ). Визначення фізико-механічних характеристик литих сплавів – мікротвердість H, модуль пружності E і пружність η , було проведено методом автоматичного індентування.

Дослідження мікроструктури як нелегованого, так і легованого Sc і Gd сплаву Ti-36Al методом СЕМ показало, що лита структура складається з

крупних пластинчатих дендритів γ -фази, генетично пов'язаних з розташованими поміж ними ламельними колоніями ($\gamma+\alpha_2$). Об'ємна частка α_2 -фази модельного сплаву еквіатомного складу дорівнює $\sim 1\%$.

Було встановлено, що при зі збільшенням вмісту Sc до $0,05\%$ і Gd до $0,7\%$ сплаву Ti-36Al зростає об'ємна частка дендритів γ -фази.

При додаванні $0,05\%$ Sc спостерігали відносно однорідний його розподіл між структурними елементами сплаву Ti-36Al. В той же час зростання вмісту Sc до $0,4\%$ привело до появи в структурі місць з локальним підвищенням його концентрації, що може бути пов'язано з утворенням відповідного оксиду, враховуючи високу спорідненість Sc до кисню. Крім того, підвищена концентрація Sc спостерігається в пластинах дендритів γ -фази, оскільки Sc має більшу розчинність в менш щільній тетрагональній ґратці.

Аналіз розподілу Gd між структурними компонентами литого сплаву Ti-36Al показав, що в структурі сплаву Ti-36Al- $0,09$ Gd відзначаються концентраційні неоднорідності. Тенденція підсилюється зі збільшенням його концентрації. При вмісті $0,7\%$ Gd на границях литих зерен можна спостерігати крупні частки з підвищеним вмістом Gd, які є відповідними оксидами Gd. Такі оксиди «пальцевидної» форми, розташовані по границях кристалітів, можуть бути потрійними сполуками, що описуються формулою Gd_2TiO_5 .

Формування в литому базовому сплаві за рахунок внутрішнього окислення при виплавці злиwkів складних оксидів за участю Sc і Gd призводить до звільнення частини атомів алюмінію, що означає зміни в співвідношенні фаз γ/α_2 в бік γ -фази з більшою концентрацією Al, що, в свою чергу, позначиться на механічних властивостях TiAl-сплавів. Відомо, що фазовий склад, структура і властивості таких сплавів критично залежать від концентрації Al в межах області гомогенності [1].

Таким чином, модифікування литої структури сплаву Ti-36Al може бути пов'язано з утворенням в процесі плавлення дисперсних оксидів Sc і Gd за рахунок їх більш високої розкислюючої дії в порівнянні з Ti та Al.

Аналіз фізико-механічних властивостей показав, що додавання як Sc (до $0,4\%$), так і Gd (до $0,7\%$) приводить до підвищення в порівнянні з базовим сплавом твердості на $\sim 44\%$ і $\sim 33\%$ відповідно. В той же час значення модуля пружності знижується зі 128 ГПа до 125 ГПа для малих концентрацій Sc і Gd – $0,05$ і $0,09\%$. І, якщо подальше збільшення вмісту Sc до $0,4\%$ приводить до зростання модуля, підвищення концентрації Gd до $0,7\%$ визначає невелике зменшення модуля пружності. Очевидно, що складний вплив мікролегування на властивості γ -сплаву Ti-36Al може бути пов'язаний з дією ряду механізмів зміцнення: твердорозчинного, мікроструктурного (модифікування литої структури) та дисперсного (за рахунок утворення

дисперсних оксидів).

Список використаних джерел

1. F. Appel, J. Paul, M. Oehring. Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology. Wiley-VCH, Weinheim, Germany. 2012. Print ISBN:9783527315253 |Online ISBN:9783527636204
2. M. Burtscher, T. Klein, J. Lindemann, O. Lehmann, H. Fellmann, V. Güther, H. Clemens, S. Mayer. An advanced TiAl alloy for high-performance racing applications. Materials. 2020.13(21). 4720
3. H. Clemens, S. Mayer. Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys. Adv. Eng. Mater. 2013. 1. P. 191-215.
4. Mu-Rong Y., Wu S.K. Oxidation resistance improvment of TiAl intermetallics using surface modification. Intermetallics. 2003. Vol.10. P. 489 – 495.
5. Qiang Wang , Xinlin Wu, Zhongkai Bai, Le Gu, Hongsheng Ding, RuirunChen, Jingjie Guo. Microstructures and mechanical properties of a γ -TiAl alloy modified by Gd additions. Materials Science and Engineering: A. 2024.V. 894. 146187

УДК 669; 338

Омельченко О.В.¹, Воденніков С.А.²

¹ аспірант НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

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

ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ 3D-ДРУКУ НА ВЛАСТИВОСТІ ТА ЯКІСТЬ ЛИВАРНИХ ФОРМ

Застосування нових технологій - головний тренд останніх років в будь якій сфері промислового виробництва. Кожне підприємство прагне створювати більш дешево, надійну і якісну продукцію.

У наш час адитивні технології набули широкого використання у сучасному ливарному виробництві, що дає змогу виготовляти майстер-моделі, які використовуються для створення ливарних форм. Такий підхід дозволяє значно скоротити час підготовки, знижує витрати та дає змогу виготовляти складні деталі з високою точністю. Однак, якість та властивості друкованих моделей значно залежать від параметрів та типу 3D-друку. [1]

Найбільш розповсюджені типи 3D-друку, що використовується у ливарному виробництві надані у табл. 1. [2]

Таблиця 1 – Основні типи 3D-друку для ливарного виробництва

Тип друку	Опис	Матеріал	Застосування
Fused Deposition Modeling (FDM)	Моделювання пошаровим наплавленням	Плаستيки (PLA, ABS, PETG, нейлон та інші)	Створення недорогих прототипів для тестових форм, без високих вимог до якості поверхні
Stereolithography (SLA)	Стереолітографія з використанням матеріалів, що тверднуть під дією лазера	Фотополімери	Медичні, ювелірні вироби, моделі з дрібними деталями
Liquid Crystal Display (LCD)	Використовує LCD-екран для створення зображення кожного шару, затверджуючи матеріал під дією УФ-світла	Фотополімери	Друк високодеталізованих моделей, прототипи з гладкою поверхнею

Основні параметри 3D-друку, що впливають на якість майстер-моделей:

1. Висота шару - впливає на рівень деталізації та гладкість поверхні майстер-моделі. Чим менша висота шару, тим кращою буде якість поверхні, але збільшується час друку.

2. Швидкість друку - впливає на точність майстер-моделі. Висока швидкість може призвести до втрати точності та утворення дефектів, таких як деформації або мікро тріщини.

3. Заповнення та щільність друку - рівень заповнення моделі визначає її жорсткість та довговічність. Висока щільність заповнення забезпечує кращу жорсткість і стійкість до механічних навантажень, але збільшує витрати матеріалу.

4. Температурні режими та вибір матеріалу – визначають міцність зчеплення шарів та усієї моделі. Неправильний температурний режим може призвести до розшарування або нерівномірного формування шару.

Висота шару в 3D-друку є ключовим параметром, що визначає рівень деталізації та гладкість поверхні друкованої моделі. Чим менша висота шару, тим точніше 3D-принтер може передати дрібні деталі та складні елементи поверхні. Менший шар дозволяє краще промальовувати деталі та вигини, що важливо для моделей з тонкими елементами чи дрібними написами.

При меншій висоті шару кожен наступний шар стає тоншим, тому перехід між шарами менш помітний. Це забезпечує більш гладку поверхню без видимих шарів, що скорочує потребу в подальшій обробці.

Окрім параметрів друку, які оператор налаштовує у спеціальному програмному забезпеченні, важливу роль в виборі висоти шару відіграють технічні можливості принтеру [3]. На прикладі результатів друку одного прототипу на принтерах Anicubic Mono X (Рис.1) та Phrozen Mighty 8K (Рис.2) можна прослідкувати різницю в якості друку.



а) моделі, виготовлені на принтері Anicubic Mono X (час засвічування 3 с, товщина шару 0,05 мм);
б) моделі, виготовлені на принтері Phrozen Mighty 8K (час засвічування 3 с, товщина шару 0,03 мм);

Рисунок 1 – Порівняння результатів друку прототипів на принтерах Anicubic Mono X та Phrozen Mighty 8K

Висновок

Параметри 3D-друку мають значний вплив на властивості та якість майстер-моделей для ливарних форм. Зменшення висоти шару, налаштування швидкості друку, вибір відповідного матеріалу та температурного режиму дозволяють виготовити моделі з підвищеними міцністю, точністю та зносостійкістю. Це забезпечує виготовлення ливарних форм високої якості та знижує виробничі витрати, роблячи 3D-друк ефективним способом у ливарному виробництві.

Список використаних джерел

1. Савєга В.С., Хричиков В.Е., Матвєєва М.О. Художнє і ювелірнє литво / Учбовий посібник. – Дніпропетровськ, НМетАУ. – Літограф. – 2015.- С. 261.
2. <https://3ddevice.com.ua/3d-друк/види-3d-друку>
3. В. С. Дорошенко, П. Б. Калюжний, С. В. Коломійцев Приклади 3d-технологій виробництва металовиробів і полімерних моделей, Процеси лиття: Процеси лиття №4 (146) 2021.

УДК 621.74:669.2

Солоков С.С.¹, Сергієнко О.С.²

¹ аспірант кафедри МіТЛВ, НУ “Запорізька політехніка”, Запоріжжя

² доцент кафедри МіТЛВ, НУ “Запорізька політехніка”, Запоріжжя

ПІДБІР ЛЕГУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ КОМПЛЕКСУ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ МАГНІЄВОГО СПЛАВУ МЛ-10

Жароміцний магнієвий сплав Мл-10 широко застосовується в авіаційній промисловості для виготовлення корпусних деталей авіадвигунів. Виходячи із росту вимог до експлуатаційної надійності та довговічності авіаційної техніки, з'являється необхідність підвищення властивостей виливків із магнієвих сплавів, що досягається шляхом їх легування з утворенням багатоконпонентних твердих розчинів. З врахування існуючого об'єму досліджень, пропонується застосування рідкоземельних металів, таких як гадоліній та цезій, для забезпечення підвищення довговічності виробів із магнієвого сплаву Мл-10.

Сплави на основі Mg-Gd виявляють швидку реакцію на старіння при високих температурах старіння, що пояснюється зародженням метастабільного осаду з більшою об'ємною часткою. Високі механічні властивості сплаву на основі Mg-Gd зумовлені головним чином

метастабільними та стабільними виділеннями, які залишаються стабільними при відносно високих температурах. Це пояснюється тим, що бінарна фазова діаграма Mg-Gd показує евтектику з розчинністю 23,5 мас. % Gd при температурі евтектики 548 °C і 3,8 мас. % Gd при 200 °C [1].

Таким чином, сплави на основі Mg-Gd під час затвердіння схильні до утворення перенасиченого твердого розчину, що у свою чергу дає можливість оптимізувавши хімічний склад та обравши необхідні режими термообробки, впливати на механічні властивості магнієвих сплавів.

Також серед рідкоземельних елементів, в якості легуючої добавки для покращення механічних властивостей магнієвих сплавів як при кімнатній, так і при високих температурах слід звернути увагу на церій (Ce). Фазова діаграма Mg-Ce демонструє шість інтерметалічних сполук $Mg_{12}Ce$, $Mg_{10,3}Ce$, $Mg_{41}Ce_5$, Mg_3Ce , Mg_2Ce та $MgCe$ які мають різні кристалеві ґратки та по різному впливають на властивості [2, 3]. Таким чином, при легуванні магнієвих сплавів церієм, в залежності від масової частки легуючого елемента, можна очікувати на зміни як механічних так і експлуатаційних властивостей.

Проаналізувавши вплив легування магнієвих сплавів такими рідкоземельними елементами як Gd та Ce, можна вважати доцільним дослідження впливу цих елементів на фізико-механічні властивості сплаву Мл-10.

Список використаних джерел

1. Qiuming Peng, Xiuli Hou, Lidong Wang, Yaoming Wu, Zhanyi Cao, Limin Wang. Microstructure and mechanical properties of high performance Mg-Gd based alloys. *Materials & Design*. 2009. Volume 30. Issue 2. P. 292-296.
2. Zhou D.W., Peng P., Liu J.S. Electronic structure and stability of Mg-Ce intermetallic compounds from first-principles calculations. *Journal of alloys and compounds*. 2007. Volume 428. Issue 1-2. P. 316-321.
3. Zhang X., Kevorkov D., Pekguleryuz M.O. Study on the binary intermetallic compounds in the Mg-Ce system. *Intermetallics*. 2009. Volume 17 Issue 7. P. 496-503.

УДК 539

Івахненко Є.І.¹, Парахнєвич Є.М.¹, Савонов Ю.М.¹

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

ДОСЛІДЖЕННЯ ФЕРРИТО-КАРБІДНИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ГІРНИЧО-ЗБАГАЧУВАЛЬНОГО ОБЛАДНАННЯ

Для деталей гірничо-збагачувального обладнання, яке працює в умовах абразивного впливу при високотемпературному зношуванні (до 1100 °C) необхідно використання високолегованих сплавів, де основним фактором

підвищення їх надійності та довговічності є рівень легованості, а також морфологія структурних складових металу.

Досліджували високолеговані феррито-карбідні сплави марок 100X27C2Л и 100X27H3C2Л, вивчали вплив вуглеця, хрому, кремнія и никеля на твердість (НВ) металу, відносну зносостійкість (E) та корозійостійкість ($h_{\text{вм}}$). Поставлену задачу вирішували в межах наступного хімічного складу: $0,3\% \leq C \leq 1,2\%$, $18,0\% \leq Cr \leq 28,0\%$, $0,5\% \leq Si \leq 2,5\%$, $0,4\% \leq Ni \leq 12,0\%$.

Для якісного фазового аналізу застосовували рентгеноструктурний аналіз. Зразки досліджували на дифрактометрі ДРОН-3М у фільтрованому кобальтовому випромінюванні при режимах сканування $U=26 \text{ kV}$, $I=15 \text{ mA}$. Сканування проводили зі швидкістю 1 град./хвил. В межах випромінювання $4 \cdot 10^4 \text{ імп/с}$ з постійною часу 2,5 с. За результатами сканування проводили якісний фазовий аналіз, згідно якого ідентифікувались фази аустеніта, феррита, карбідних неметалевих включень та інтерметалідних зеднань.

З використанням рентгено-графічного устаткування «Jeol 5» досліджували морфологію карбідів та прикордонні зони структурних складових карбид-феррит, інтерметалід-феррит. Металографічні дослідження проводили використанням оптичних мікроскопів МИМ-8М и МБИ-6 на зразках металу до і після високотемпературних ($1100 \text{ }^\circ\text{C}$) випробувань.

Результати досліджень дозволили вивчити процеси коалесценції и сфероїдизації карбідів. Коалесценція карбідних часток починається разом з їх сфероїдизацією, але й продовжується і після її завершення. Однак з більшою швидкістю вона йде тільки при високих температурах, коли дифузійна рухомість вуглецю стає більшою. Дифузія вуглецю від дрібних до великих часток карбідів утворює умови пересичення елементом аустеніта в навколокарбідних зонах. В результаті спостерігається поступове розчинення дрібних часток карбідів і ріст великих.

Зони біля фаз систем «карбід-феррит» та «інтерметалід-феррит» являють собою низколегований за хромом метал, який інтенсивно окислюється під дією температури. Елементи, які додаємо - кремній і нікель діють не однозначно. Кремній легує метал навколо систем «карбід-феррит» та «інтерметалід-феррит» та знижує швидкість протікання корозійних процесів. Нікель, як елемент не схильний до пасивації, у межах хімічного складу, який досліджували, на корозійні процеси практично не впливає.

Проведена робота дозволить економити дефіцитні легуючі елементи у досліджуваних високолегованих сплавах шляхом зниження їх концентрації в складі металу і дозволить досягти бажаного рівня надійності та довговічності деталей гірничо - збагачувального обладнання.