

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

**НЕМЕТАЛЕВІ ВКРАПЛЕННЯ І ГАЗИ  
У ЛИВАРНИХ СПЛАВАХ**

Збірник тез XVI Міжнародної науково-технічної конференції  
(Запоріжжя, 07-08 жовтня 2021 року)



Запоріжжя, 2021

УДК 669.018.28.002.669.75  
H50

*Рекомендовано до видання Вченою радою  
Національного університету «Запорізька політехніка»  
(протокол № 1 від 11.10.2021р.)*

*Упорядник: Василевська Я.А.*

*Відповідальний редактор:  
Іванов В.Г., д-р техн. наук, доцент*

**Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах:**  
H50 Збірник тез XVI Міжнародної науково-технічної конференції,  
Запоріжжя, 07–08 жовтня 2021р. [Електронний ресурс] / відпов.  
редактор В.Г. Іванов. Електрон. дані. – Запоріжжя : НУ  
«Запорізька політехніка», 2021. – 1 електрон. опт. диск (DVD-  
ROM); 12 см. – Назва з тит. екрана. – 93 с.

ISBN 978-617-529-335-5

До збірника увійшли тези доповідей XVI Міжнародної науково-технічної конференції «Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах», які відображають широкий спектр наукових досліджень в галузі ливарного виробництва, металургії чорних і кольорових металів і сплавів.

**УДК 669.018.28.002.669.75**

ISBN 978-617-529-335-5

© Національний університет  
«Запорізька політехніка»  
(НУ «Запорізька політехніка»), 2021

## ЗМІСТ

### СЕКЦІЯ «СТАЛЕВЕ ЛИТВО»

<b>Іванов В.Г.</b> Роль неметалевої фази у формуванні структур сталей і сплавів .....	6
<b>Дорошенко В.С., Калюжний П.Б.</b> Зменшення тиску газу в ливарній формі при газифікації моделі та вуглецевого залишку, що здатен насичувати вуглецем метал виливка .....	8
<b>Перков О.М., Кузьмичов В.М., Вакуленко І.А.</b> Зміна пластичності сульфиду марганцю від його морфології й структури аустеніту при гарячій деформації вуглецевої сталі .....	11
<b>Воденнікова О.С., Воденніков С.А.</b> Вплив неметалевих краплень на властивості та структуру сталі .....	15
<b>Харченко О.В., Лічконенко Н.В.</b> Про визначення критичного радіусу і складу неметалевих включень в сталі .....	21
<b>Лютий Р.В., Тишковець М.В., Люта Д.В.</b> Технології створення екологічних формувальних матеріалів для ливарного виробництва .....	26
<b>Пономаренко О.І., Радченко О.О., Євтушенко Н.С., Берлизєва Т.В.</b> Кореляційний відбір параметрів для підвищення якості виливків .....	29
<b>Кузовов О.Ф., Малий О.В.</b> Інженерні рішення у проектуванні технології і кокільної оснастки для крупних сталевих виливків .....	30
<b>Кузовов О.Ф., Малий О.В.</b> Розрахунок похибки вимірювання складових об'ємної усадки ливарних сплавів .....	33
<b>Селівьорстов В.Ю., Селівьорстова Т.В.</b> Інформаційна технологія кількісного аналізу цифрових зображень сірчаних відбитків .....	35
<b>Єфременко Б.В., Чабак Ю.Г., Зурнаджи В.І., Петришинець І., Федун В.І., Пастухова Т.В., Єфременко В.Г.</b> Структура та властивості SLM-друкованої сталі 316L біомедичного призначення після імпульсно-плазмової обробки поверхні .....	37
<b>Єршов А.В., Зеленіна О.А.</b> Вплив оксидів у зоні контакту на міцність зчеплення плазмового покриття .....	39
<b>Іванов В.Г., Каргінов В.П.</b> Використання допоміжних матеріалів для підвищення якості ливарної продукції .....	41
<b>Єршов А.В., Зеленіна О.А.</b> Механізм зчеплення плазмового покриття з шаром оксиду на поверхні основи .....	43
<b>Куса Р.О., Зурнаджи В.І., Єфременко В.Г., Бриков М.М., Зурнаджи А.І.</b> Інтенсивність деформаційного зміцнення низьковуглецевих TRIP-Assisted сталей із різним хімічним складом .....	45

## СЕКЦІЯ «ЧАВУННЕ ЛИТВО»

<b>Голинський М.А., Чабак Ю.Г., Журнаджи В.І., Єфременко В.Г.</b> Гібридні мультикомпонентні сплави трибологічного призначення .....	47
<b>Chabak Yu. G., Malyshevskyi A.O., Zurnadzy V.I., Efremenko V.G., Efremenko A.V.</b> Structure of 0.5wt%-boron added high-cr cast iron .....	49
<b>Сергієнко Р.А., Щерецький О.А., Верховлюк А.М.</b> Підбір систем високоентропійних ливарних сплавів для екстремальних умов експлуатації .....	51
<b>Босий М.В., Кропівний В.М., Кузик О.В., Кропівна А.В., Молокост Л.А.</b> Математична інтерпретація теплофізичних і гідродинамічних процесів нагрівання залізобуглецевих сплавів в печах .....	53

## СЕКЦІЯ «КОЛЬОРОВЕ ЛИТВО ТА СПЕЦМЕТАЛУРГІЯ»

<b>Каверинський В.В., Троцан А.І., Сухенко З.П.</b> Про модифікування сплавів системи Al-Si порошком $AgNO_3$ .....	54
<b>Нестеренко Т.М.</b> Про розчинення та пасивацію титанових сплавів у хлоридно-фторидних розчинах .....	59
<b>Петруша Ю. П.</b> Особливості розподілу тепла при електрошлаковому процесі відновлення деталей .....	60
<b>Лысенко Т.В., Ясюков В.В., Тур М.П.</b> Модифицирование литейных сплавов с использованием нанотехнологий .....	61
<b>Парахневич Є.М., Івахненко Є.І.</b> Структура і кристалічна будова металу електрошлакового зливка .....	63
<b>Ямшинський М.М., Лук'яненко І.В., Кивгило Б.В.</b> Модифікування високодисперсним карбідом кремнію вторинного сплаву системи Al-Si .....	66
<b>Пархоменко А.В., Пархоменко А.В.</b> Проектування прототипу спінального імплантату з титанового сплаву .....	68
<b>Доценко Ю.В., Селівьорстов В.Ю.</b> Використання комбінованого впливу на затвердіння виливків зі сплаву системи Al-Si .....	70
<b>Пономаренко О.І., Русабров А.Є., Мариненко Д.В.</b> Нові засоби збільшення газопропускних властивостей керамічних оболонкових форм ...	71
<b>Селівьорстов В.Ю., Доценко Ю.В.</b> Вплив модифікування високодисперсним карбідом кремнію на механічні властивості вторинного алюмінієвого сплаву системи Al-Si .....	73
<b>Глотка О.А., Ольшанецький В.Ю.</b> Еволюція хімічного складу карбідів в залежності від режиму термічної обробки .....	74

<b>Іванченко Є.Ю., Вініченко В.С., Волков Г.П.</b> Дослідження впливу неметалічних частинок двоокису торія на схильність до крихкого руйнування дротів із вольфрамівих низькоренієвих сплавів .....	77
<b>Кудін В.В., Петруша Ю.П., Шустов С.О.</b> Оптимізація поршневого алюмінієвого сплаву за допомогою наночастинок та модифікування.....	80
<b>Клочихин В.В., Касай П.А., Наумик В.В.</b> Исследование качества материала аддитивных образцов из сплава IN718, выращенных из порошка изготовленного методом газowego распыления .....	83
<b>Кивгило Б.В., Лук'яненко І.В., Ямшинський М.М.</b> Вплив різних покриттів на утворення перехідного шару біметалевого виливка сталь-алюміній .....	86
<b>Івахненко Є.І., Парахневич Є.М.</b> Аналіз впливу вібрації на структуру високохромистих сплавів .....	88
<b>Івахненко Є.І.</b> Розробка зносожаростійких сплавів для деталей гірничо-збагачувального обладнання .....	90
<b>Скуйбіда О.Л.</b> Питання захисту здоров'я людини при виготовленні алюмінієвих сплавів з лому та відходів виробництва.....	91

## СЕКЦІЯ «СТАЛЕВЕ ЛИТВО»

УДК 669.131:54-31

Іванов В.Г.

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

### РОЛЬ НЕМЕТАЛЕВОЇ ФАЗИ У ФОРМУВАННІ СТРУКТУР СТАЛЕЙ І СПЛАВІВ

Наявність неметалевих вкраплень у затверділому металі є природнім процесом, що є наслідком протікання фізико-хімічних реакцій, які відбуваються під час плавки, проведенні різних металургійних операцій, кристалізації, твердінні або термічній обробці. Уникнути утворенню продуктів таких реакцій практично нереально, бо рідкий метал контактує з футерівкою, шлаками, атмосферою, спеціальними добавками тощо. Тому для отримання якісного металу необхідно керувати кількісним і якісним складом неметалевої фази, що неможливо без всебічного вивчення механізму утворення неметалевих вкраплень.

Неметалева фаза у сталях і сплавах відрізняється широким різноманіттям за хімічним, фазовим, мінералогічним складом, кристалічній будові, формі та розмірам, оптичним властивостям, а також топографії та іншим ознакам. Тому для діагностування неметалевих вкраплень застосовують широкий спектр методів: металографічний, хімічний, мікрорентгеноспектральний, петрографічний та інші. Вивченню неметалевих вкраплень присвячена велика кількість наукових робіт, але проблема отримання якісного металу залишається актуальним завданням сучасної металургії та ливарного виробництва.

За багаторічний досвід вивчення неметалевої фази (міжнародна конференція «Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах» проводиться кафедрою машин і технологія ливарного виробництва вже майже 50 років) встановлено механізми утворення різних неметалевих вкраплень: оксидів, сульфідів, нітридів, оксисульфідів, оксинітридів, сульфонітридів та ін. Серед усього різноманіття неметалевих вкраплень особливу увагу привертають кисневі сполуки, які представлені у переважаючій більшості різними оксидами.

Прийнято вважати, що під час плавки сталей і сплавів в результаті проходження різних металургійних процесів утворюються окисли високої валентності:  $Al_2O_3$ ,  $SiO_2$ ,  $CaO$ ,  $MgO$ ,  $Fe_2O_3$  тощо. Але наші дослідження останніх років показали, що можливо утворення і оксидів зниженої валентності, так званих субоксидів:  $AlO$ ,  $Al_2O$ ,  $SiO$ ,  $Si_2O$ ,  $Ca_2O$ ,  $Mg_2O$  та інших.

Показано, що у всіх досліджених сталях, чавунах, феросплавах, а також шлаках, вогнетривах та виробих з них утворюються не тільки оксиди, а і субоксиди, структури розпаду окислів та фази (тверді розчини) змінного нестехіометричного складу.

Субсполуки, що виділяються на межах зерен, сприяють дефектам типу «волосовини» (сталь ШХ15), «зколи» (сталь 30ХГСНА), тріщини та ін., знижують якість і службові властивості сталі. Рівномірне розподілення субсполук у електрошлаковому металі формує сприятливу структуру з високими властивостями, і що характерно, субсполуки легко видаляються при рафінуванні металу шляхом наступного застосування вакуумно-дугового або електронно-променевого переплаву.

Субоксиди кремнію у трансформаторній сталі ЕЗ легко видаляються шляхом високотемпературного вакуумного відпалу, а їх рівномірний розподіл сприяє формуванню однорідної структури.

Таким чином, утворення субоксидів відіграють як негативну, так і позитивну роль (подібно оксидам) в формуванні структури металу. Наявність субоксидів дозволило вдосконалити технологічні процеси виплавки сталі, більш обґрунтовано з'ясувати якість металу та утворення того чи іншого дефекту та інше.

Аналогічну роль субсполук спостерігається в чавунах. Так в структурі сірого чавуну виявлені частки монооксиду кремнію ( $\text{SiO}$ ), асоційовані з пластинками графіту, а також дрібні глобулі - тверді розчини нестехіометричного складу. Характерним є те, що вони утворюються в процесі взаємодії кремнію з окисом вуглецю. Встановлено, що монооксид кремнію є основною поверхнево-активною формою кисню в рідкому чавуну і основною формоутворюючою сполукою пластинчатого графіту в сірому чавуні.

Дослідження структури високоміцного чавуну виявили наявність субоксиду магнію  $\text{Mg}_2\text{O}$  та фаз змінного нестехіометричного складу: магнію, заліза та інших елементів.

Більш того, отримані дані показали, що субоксид магнію може виступати основною сполукою, що формує кулясту форму графітних вкраплень у чавунах. Процес формування кулястої форми графіту (крупні, середні, дрібні, правильні, розірвані тощо.) взаємопов'язані з фізико-хімічними умовами рідкого чавуну, зокрема зі швидкістю протікання реакції взаємодії магнію з окисом вуглецю.

Таким чином, роль неметалевої фази у залізобуглецевих розплавах має велике значення у формуванні структури металу і морфології структурних складових.

УДК 621.746.043

Дорошенко В.С.<sup>1</sup>, Калюжний П.Б.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>д-р. техн. наук, старш. наук. співр., ФТІМС НАН України, Київ

<sup>2</sup>канд. техн. наук, старш. наук. співр., ФТІМС НАН України, Київ

## ЗМЕНШЕННЯ ТИСКУ ГАЗУ В ЛИВАРНІЙ ФОРМІ ПРИ ГАЗИФІКАЦІЇ МОДЕЛІ ТА ВУГЛЕЦЕВОГО ЗАЛИШКУ, ЩО ЗДАТЕН НАСИЧУВАТИ ВУГЛЕЦЕМ МЕТАЛ ВИЛИВКА

Спосіб лиття металу за газифікованими моделями (ЛГМ, Lost Foam Casting) попри ряду переваг, зокрема, чи не найнижчій собівартості виготовлення виливків масою 0,2-2000 кг і більше, має недолік щодо підвищення тиску газу (понад атмосферний) від газифікації моделі у порожнині форми (рис. 1), певної пульсації газового тиску і потреби витяжної вентиляції значної потужності при заливанні металу у форму. Під час заливання металу газ рекомендовано [1] підпалювати на поверхні невакуумованої форми (зверху з вантажами). Лиття у такі форми зі зв'язувальними компонентами в піску називають способом Full mold casting. Для вакуумованих форм газ всмоктує форма, пари і сажа з нього конденсуються у піску, а після виключення вакуумування форми потрібно включати вентиляцію, щоб газ не димів у цех.

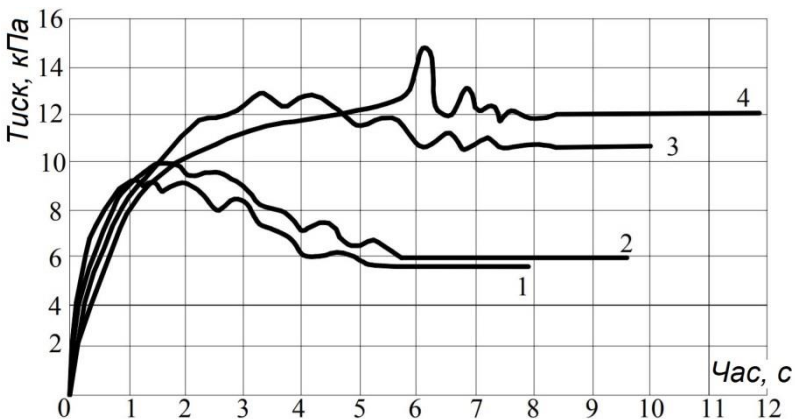


Рисунок 1 – Ріст тиску газу (понад атмосферний) при заливанні металом форми при таких показниках її газопроникності (од.) піску форми: 1 – 55, 2 – 50, 3 – 20, 4 – 10,5 [1].

Період пульсацій газу складає 0,3–1,5 с з першого піку від початку заливки форми металом. Цей пік іноді призводить до виплесків металу з ливникової чаші, загрожує появою дефектів виливків, а газові викиди ведуть до забруднення повітря цеху, для уникнення чого нами розроблено спосіб окислення (знешкодження) продуктів газифікації пінопластової моделі – газу з вуглеводнів шляхом спалювання їх приблизно з таким результатом, як горить природний газ на кухонній плиті.

Для цього нами запропонована, по суті, зміна парадигми газового режиму форми при ЛГМ від принципу (1) «всі гази пропустити крізь пори піску форми, а потім окремо очистити викиди газів і пісок для повторного застосування» [1] до принципу (2) «не пустити гази у форму, а вивести по каналах і спалити нагріті гази поза формою» [2]. За принципом (2) виконали в моделі канали виходу і подачі газу з трубками, які виходять на поверхню форми. Рішення таке. Коли розплав металу заливається та піднімається у формі і заміщує-газифікує модель, то крізь канал в моделі із контактної зони чи зазору між рідким металом і моделлю виводять продукти газифікації крізь випор на верхню поверхню форми. А для стабілізації потоку газу, згладжуючи пульсації (як на рис. 1), в цей зазор по вхідному каналу подають потік повітря. Для дистанційного підпалювання газу над вихідним отвором випора на поверхні форми ставлять електро-запальник, який включають в електромережу перед заливанням форми металом для запалювання газу, що виходить з отвору випора.

Таким методом для середніх і крупних виливків у стінках моделей з пінополістиролу знизу вгору (згідно позиції в піщаній формі) виконували два канали, під'єднували до них трубки (для подачі газу і як випор) прохідним діаметром від 6-10 мм, по першій подавали потік повітря, яке змішувалось з парогазовою фазою продуктів моделі та виходило крізь інший канал і випор. У вакуумованій формі газ може усмоктувати пісок форми і зменшувати тиск у зазорі, але подачею потоку повітря по вхідній трубці у цей зазор досягали стабільного вихідного струменя газу. При цьому кисень повітря, що подається, частково окислює парогазову фазу вуглеводнів моделі, а азот повітря витискає гази на вихід з форми для спалювання на її поверхні, що разом дає стабільний потік з форми газу, який горить факелом без запаху з повним знешкодженням.

Для накачки повітря при литті сталльної деталі масою 105 кг верхній кінець трубки в дослідному випробуванні підключили до компресорного небулайзера CN-02 MY (виробництва Vega Technologies Inc, Тайвань), що продається для медичних інгаляцій. Цей компресорний прилад (з живленням від мережі 220 В) має гнучку трубку діаметром 5 мм та  $L = 2$  м, по якій постачає до 8,0 л/хв повітря з робочим тиском 0,06–0,09 МПа. Як варіант, також мали компресор з продуктивністю 30 л/хв повітря та електро-

живленням 12 В. При практичній перевірці з початку заливання металу у форму за 1-2 с з'явилось полум'я над випором, запалене іскровим запальником, тоді дистанційно включили компресорний небулайзер і відсунули запальник від факелу полум'я, що утворилось і стабільно горіло протягом всього заливання тривалістю 44 с, під кінець потухло з ознаками появи розплаву металу у отворі випора на поверхні форми. Тоді одразу виключили компресорний небулайзер, за 2-3 с після цього долили метал у ливникову воронку і завершили заливку. Виливок отримали якісний. За розрахунком подавали повітря у форму не більше 25-30% від об'єму газу від газифікації моделі. Це мінімально охолоджувало метал, незначно збільшувало об'єм газу при частковому його окисненні (екзотермічна реакція) та підтримувало достатню його горючість.

Газовідвідні канали ДУ 6-10 мм за розробленим нами методом пропаяювали у моделі рухом вздовж її стінки ручного електро-паяльника з нагрітим двоконтактним дротяним жалом (з кільцем чи спіраллю на кінці), яке заглиблювали в стінку моделі, а зовні вздовж моделі отримували щілину шириною до 1 мм і заклеювали її паперовою чи синтетичною смужкою. До ручки паяльника кріпили ролик, що котився по поверхні моделі відповідно до її вигинів для утворення каналів на глибину, рівну відстані між поверхнею ролика і нагрітим жалом. Видалення газу по каналах розширює застосування моделей з пінополімерами підвищеної густини і екструзійного полімеру, які виготовляють на 3D фрезерах, а також 3D друком. Такі моделі мають високі міцність і чистоту поверхні, що, відповідно, підвищує точність і чистоту поверхні виливків. Останній вид моделей рекомендовано одразу адитивно 3D друкувати з каналами і трубчастими виходами, які майже з першого до останнього металу, що заливають у форму, забезпечують продування з одночасним виведенням і спалюванням газів. Зниження тиску газів від термодеструкції моделі переважно вуглеводневого складу за рахунок виходу їх крізь випор, від продування часткове їх окислення в порожнині форми та спалювання дозволить в переважній більшості видалити з форми вуглецеві продукти термодеструкції, вивести їх і спалити, що значно знизить можливість науглецювання виливків, зокрема, зі сталі.

## **СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ**

1. Шуляк В. С. Литьє по газифицируемым моделям. Санкт-Петербург : Професионал, 2007. 405 с.
2. Спосіб лиття металу за моделями, що газифікуються, з окисленням продуктів газифікації: пат. 147217 Україна: МПК В22С 7/02, В22С 9/04. № u202007026; заявл. 02.11.2020; опубл. 24.04.2021, Бюл. № 16.

УДК 621.74

Перков О.М.<sup>1</sup>, Кузьмичов В.М.<sup>2</sup>, Вакуленко І.А.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> канд. техн. наук, ст. научн. сотр. ІЧМ НАНУ

<sup>2</sup> інженер, зав. відділом ІЧМ НАНУ

<sup>3</sup> д-р. техн.наук, професор ДНУЗТ, Дніпро

## **ЗМІНА ПЛАСТИЧНОСТІ СУЛЬФІДУ МАРГАНЦЮ ВІД ЙОГО МОРФОЛОГІЇ Й СТРУКТУРИ АУСТЕНІТУ ПРИ ГАРЯЧІЙ ДЕФОРМАЦІЇ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ**

Дослідженню впливу параметрів кристалізації сталі на дисперсність, морфологічні особливості й розподіл неметалічних включень завжди приділялася досить велика увага [1-2]. Враховуючи, що для переважної більшості сталей істотний вплив на комплекс властивостей надають сульфідні й, зокрема, сульфід марганцю, його здатність пластично деформуватися відіграє значну роль як у процесі гарячої формозміни металу, так і при формуванні комплексу службових властивостей. Однак поведінка неметалічних включень у процесі деформації у величезній мірі залежить від процесів структуроутворення в навколишній матриці металу.

Метою справжньої роботи виявилось дослідження впливу процесів структуроутворення в аустеніті, при гарячому деформуванні вуглецевих сталей, на здатність сульфідних включень до пластичної формозміни.

Матеріалом служили сталі промислового виробництва зі змістом вуглецю 0,08–0,87%, Mn – 0,66– 1,74%, Si – 0,22–0,7%. Склад сталей і їх розкислення вибиралися таким чином, щоб у структурі злитка при його кристалізації формувалася переважно один із трьох відомих типів сульфідів марганцю. Вирізні темплети (зі злитка масою 8–12 т) нагрівалися й витримувалися протягом 15 хв перед першим проходом в обтискній клітці, перед наступними проходами – 10 хв. Обтиснення при одному проході становило 30–60%. Сумарна величина обтиснення варіювалася від 30 до 90%. Температура прокатки змінювалася від 800 до 1250°C, при швидкості деформації близько 30 с<sup>-1</sup>. Аналіз впливу схеми деформації на розмір зерна аустеніту вивчали на колісній сталі з 0,45% С, 0,70% Mn. Обтиснення на пресі із зусиллям 2000 т проводили при температурі 1250°C зі ступенями деформації: одноразова на 30% по висоті заготівлі (використовувана технологія) і триразова з  $\epsilon = 10\%$ , у сумі складова ті ж 30%, далі впливала прокатка залізничного колеса. Мікроструктурні дослідження здійснювали під світловим мікроскопом "Неофот" при збільшеннях 100, 400 і 800. Механічні властивості визначали при розтяганні зі швидкістю деформації 10<sup>-3</sup>с<sup>-1</sup>. Ударну в'язкість і твердість – відповідно на маятниковому копрі МК – 30 і твердомірі ТБ–2.

Як треба з мікроструктурних досліджень, залежно від умов кристалізації й хімічного складу сталі спостережували сульфідні марганцю по

зовнішній будові можна підрозділити на три основні типи<sup>1</sup>, яким властива різна здатність до пластичної формозміни. При малих ступенях обтиснення (до 30–40 %) досить важко виявити особливості пластичного плину сульфідних включень залежно від їхнього морфологічного типу. Починаючи від величини обтиснення при прокатці 60 %, уже стає можливим простежити розходження в зміні величини  $K^2$ , що характеризує участь частки в пластичному плинні [3]. Зі збільшенням ступеня пластичної деформації стали здатність до формозміни для всіх трьох типів сульфідних включень росте. Починаючи від 900 °С, більше високим температурам прокатки відповідають знижені значення пластичності, що погодяться з раніше отриманими результатами [2, 3]. При температурі 900 °С відзначається зміна знака температурної залежності  $K$ , що особливо яскраво проявляється при максимальному ступені обтиснення 90 % (рис. 1).

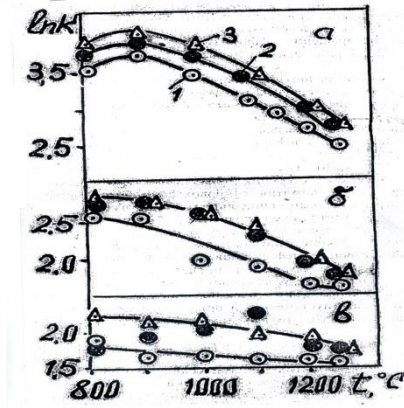


Рисунок 1 - Зміна  $K$  від температури прокатки, ступеня обтиснення (а - 90, б - 75, в - 60 %) і типу включень I-I, II -2, III - 3

Для пояснення екстремальної залежності пластичності сульфідних включень розглянемо поведінку вуглецевої сталі в процесі гарячого деформування. Насамперед, необхідно відзначити, що для виділення як об'єкт дослідження тільки якогось одного типу сульфідів, були спеціально

<sup>1</sup> Сульфиди I типу мають глобулярну форму, II тип – евтектичні включення, представляють собою розгалужений скелет, зростаючий з єдиного центру [3], III тип – сульфідні обмеженої форми.

<sup>2</sup>  $K = l/b$ , де  $l$  – максимальне подовження включення,  $b$  – товщина частки.

відібрані, сталі з різним хімічним складом. Так, для аналізу поводження сульфідів марганцю I типу використовували маловуглецеві сталі зі змістом вуглецю порядку 0,08 % і Mn 1,74 %, для II типу сталь із 0,4–0,5 % C і Mn 0,7–0,9 % і для III типу – сталь із 0,78–0,87 % C, Mn – 0,91– 0,92 %. Таким чином, можна з упевненістю думати, що деформування неметалічних включень буде неминуче залежати від структурних змін при деформації аустеніту сталей з різним складом.

Зі збільшенням температури деформації відносно подовження (як параметр пластичності) мало- і середньовуглецевої сталей змінюється по екстремальній залежності, у той час як для сталі з 0,87 % C відзначається тільки монотонний ріст. При цьому, як величина зниження пластичності назад, так і рівень значень подовження - прямопропорційні змісту вуглецю в сталі. Наведене співвідношення обумовлене не тільки залежністю температурного інтервалу  $\alpha$ - $\gamma$  – перетворення від складу стали, але й пов'язане з розміром зерна аустеніту.

Відомо, що при температурах, що наближаються до моменту початку  $\alpha$ - $\gamma$  - перетворення відзначається різкий приріст пластичності сталі, досягаючи максимуму при найбільш високих температурах існування феритної матриці металу [4]. Поява аустенітної фази супроводжується зниженням зазначеної характеристики [5]. При цьому зміст вуглецю впливає на характер зміни відносного подовження досліджуваних сталей. Дійсно, якщо звернутися до потрібної діаграми стану залізо-вуглець-марганець [6] можна виявити, що температура появи аустеніту приблизно однакова для досліджуваних сталей і становить інтервал 680–700 °C. Однак температура досягнення повністю аустенітної структури у великій мірі залежить від складу металу. Так, для низьковуглецевої сталі температура поліморфного перетворення становить 840–850 °C, а для сталі з 0,8 % C трохи нижче – 800 °C, визначаючи тим самим довжину інтервалу перетворення. Тому й величина падіння пластичності сталі з 0,47 % C у 2-2,5 рази менше, ніж для низьковуглецевого металу.

Аналіз характеру залежності відносного подовження сталей і величини K сульфідних включень (рис. 1) від температури деформування дозволяє припустити про існування взаємозв'язку між ними. Дійсно, після формального, друг проти друга, нанесення значень зазначених характеристик, виявляється обернено пропорційний зв'язок. Із цього треба, що чим пластичніше аустеніт, тим меншої пластичної деформації піддається сульфідне включення. Виконання наведеного співвідношення вказує на температурну залежність натягу плину аустеніту, що побічно пов'язане з розміром зерна й ступенем дефектності його кристалічної будови. При низьких температурах прокатки (до 900 °C) збільшення ступеня обтиснення супроводжується монотонним здрібнюванням аустенітної структури, а темп зниження кількості дефектів кристалічних решіток вказує на часткове

збереження стану гарячого наклепу. Наведені дані вказують, що структура аустеніту формується в результаті протікання як динамічної рекристалізації, так і статичної після закінчення деформації. З іншого боку, деформування при підвищених температурах починає супроводжуватися вже розвитком процесу динамічної полігонізації, у результаті розмір зерна аустеніту міняється менш істотно. Наведені дані підтверджуються й дослідженням впливу схеми деформації на розвиток процесів структуроутворення в аустеніті. На прикладі деформування (1250 °С) колісної заготівлі виявлено, що тільки піддаючи метал дробовій (триразовій) деформації по 10 %, замість однократної 30 % при незмінних інших параметрах виробництва залізничних коліс, досягається приріст пластичності й тріщиностійкості готових виробів. Обумовлено наведену зміну властивостей металу сполученням розвитку динамічних і статичних процесів формування тонкокристалічної будови аустеніту. Спостережуване здрібнювання зерна аустеніту в процесі ізотермічних витримок після деформації вказує на розвиток повторної рекристалізації. Однак, з ростом температури гарячої деформації, зменшуваний рівень накопиченої енергії системи, що є стимулом розвитку рекристалізації, може бути компенсований початком протікання процесів динамічної полігонізації [3]. У результаті одержуємо стан аустеніту із практично незмінним зерном.

Дійсно, як треба з рис. 2, підвищення температури деформування супроводжується прогресуючим ростом величини  $\Delta$ , знаменуючи тим самим прискорюваний приріст пластичності аустеніту в порівнянні із сульфідним включенням.

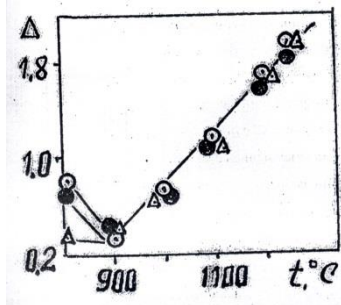


Рисунок 2 - Зміна  $\Delta$  ( $\Delta = \ln\delta - \ln K$ , де  $\delta$  - подовження сталі) від температури прокатки й типу сульфідного включення. Позначення ті ж, що на рис. 1

Відсутність впливу типу включення на зміну  $\Delta$  може бути непрямим доказом незмінності структурного стану в процесі деформування матриці й сульфідної частки. Як тільки з'являться ознаки зміни структурного стану яких-то із згаданих фаз, повинен змінитися й характер співвідношення значень їхньої пластичності. Прикладом правочинності таких міркувань

може служити зміна  $\Delta$  для температурного інтервалу 800–900 °С (рис. 2). Так, залежно від ступеню завершення процесів поліморфного перетворення спостерігається й різне відхилення від залежності ( $\Delta - t$ ), що відповідає повністю аустенітній структурі.

Таким чином, можна думати, що ступень участі сульфідних включень у процесі гарячого деформування сталі в значній мірі (за винятком хімічного складу самого включення) обумовлена пластичністю аустеніту, що у свою чергу визначається результуючим процесом структуроутворення: зміна рівня накопичених дефектів кристалічної будови при деформації або розміру й форми зерна аустеніту.

### СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Бельченко Г.И., Губенко С.И. Неметаллические включения и качество стали. – К.: *Техника*. – 2000. – 168 с.
2. Малиночка Я.Н., Ковальчук Г.З. Сульфиды в сталях и чугунах. – М.: *Металлургия*. – 2008. – 248 с.
3. Куйбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. – М.: *Металлургия*, – 2004. – 264 с.

УДК 669.77/.78-043.2:[669.14-02+669.15-194.5

Воденнікова О.С.<sup>1</sup>, Воденніков С.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> канд. техн. наук, доцент, Запорізький національний університет, Запоріжжя

<sup>2</sup> д-р техн. наук, професор, Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя

### ВПЛИВ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКРАПЛЕНЬ НА ВЛАСТИВОСТІ ТА СТРУКТУРУ СТАЛІ

На сьогодні одним з головних показників якості металу та відповідно якості готової продукції є вміст в них неметалевих включень, при чому значний вплив має не тільки кількість включень, але і їх природа та хімічний склад. Знаючи хімічно-мінералогічний склад неметалевих включень та механізм їх утворення, можна більш ґрамотно прогнозовано управляти процесами формування включень, науково-обґрунтовано проводити технологічні процеси плавки та розкислення металу [1].

Неметалеві включення приймають участь в усіх структурних та фазових змінах в сталях при термомеханічному впливі. Для практичних умов часто важливим є дотримання малої забрудненості сталі включеннями та отримання включень, які мінімально впливають на технологічні та механічні властивості сталі [2]. Для отримання глобулярної форми неметалевих

вкраплень у литому металі та металі, що деформується, застосовують для кінцевого розкислення та модифікування лужноземельні (барій, кальцій, магній) та рідкоземельні елементи у вигляді різного виду лігатур, дротів, дрібнодисперсних та ультродисперсних порошків [3].

Неметалеві вкраплення є дуже небезпечними концентраторами напружень та сприяють зародженню тріщин. Дія неметалевих вкраплень, як концентраторів напружень, значно підсилюється у випадках, коли вкраплення розташовані на межах зерен. Саме тому сульфіди другого типу суттєво знижують пластичні властивості та ударну в'язкість сталі. Більшість неметалевих вкраплень утворюється або в рідкій сталі, або в двофазній зоні. При охолодженні сталі, внаслідок різниці коефіцієнтів теплового розширення неметалевих вкраплень і металу, в останньому виникають значні розтягуючі напруження [4].

Особливу увагу звертає роль дрібнодисперсних неметалевих вкраплень у процесі формування мікроструктури сталі в рідкому та твердому станах. Показано, що вплив дрібнодисперсних неметалевих вкраплень на формування первинної та вторинної мікроструктури сталі обумовлений їх взаємодією в рідкому металевому розплаві з кластерами, а також дією у якості зародків кристалізації та інгібіторів росту первинних кристалів. Поведінка неметалевих вкраплень у твердому металі пов'язана з взаємодією їх з дислокаціями, вакансіями, участю в процесах рекристалізації, впливом на вторинну мікроструктуру сталі [5].

Неметалеві вкраплення істотно знижують технологічні та механічні властивості сталей, сприяючи утворення різного роду дефектів. Одним із шляхів рішення важливого завдання підвищення міцності та пластичних властивостей сталей є зменшення забрудненості неметалевими вкрапленнями, зниження їх розмірів і забезпечення їх рівномірного розподілу. В процесі різних впливів в неметалевих вкрапленнях відбуваються різного роду фазові та структурні перебудови, що сприяє зміні розмірів вкраплень, їх фазового й структурного стану та безумовно впливає на локальні зони сталеві матриці поблизу неметалевих вкраплень. Характер цих змін можуть істотно змінити адгезійні зв'язки на міжфазних межах вкраплення-матриця [6, 7]. Зокрема у роботі [6] проаналізовано структурні, кількісні та морфологічні характеристики неметалічних вкраплень по ходу виробництва прокату.

Проблема контролю неметалевих вкраплень заснована передусім на оцінці не тільки загальної кількості вкраплень, а і впливу критичного розміру вкраплень та оцінці впливу складу і розподілу вкраплень за розмірами [8].

Однією з невирішених проблем теорії металургійних процесів залишається надійний розрахунок маси, розмірів та складу неметалевих вкраплень в сталі. Існує великий масив експериментальних даних по цій тематиці, проте наявні теоретичні розробки можуть претендувати лише на

рішення окремих аспектів проблеми для небагатьох класів неметалевих вкраплень [9]. Так у роботах [10, 11] приведено огляд систем неметалевих вкраплень  $\text{FeO-MnO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ , які найбільше зустрічаються в практиці сталеплавильного виробництва.

У роботі [7] проаналізовано процеси руйнування сталей поблизу неметалевих вкраплень та обговорюються особливості будови вкраплень як фаз впровадження та їх вплив на виникнення термічних і деформаційних напружень. Автором показано вплив природи неметалевих вкраплень на механізм утворення мікроруйнування в сталях при різних умовах деформації, а також в активних середовищах.

У дослідженнях [12-14] встановлено зв'язок між параметрами стійкості металу проти корозії та морфологією неметалічних вкраплень. Зокрема показано, що найважливішу роль в підвищеному експлуатаційному зношенні низьколегованих сталей грають саме локальні види корозії, і причиною їх розвитку є неметалеві вкраплення.

На основі методу хімічних потенціалів Гіббса у роботі [15] отримано термодинамічні співвідношення, що описують зародження та зростання неметалевих вкраплень в сталі.

Вплив неметалевих вкраплень на властивості, структуру різних видів сталей описано в роботах [16, 17]. Зокрема вплив морфології неметалевих вкраплень на руйнування високоміцної корозійностійкої сталі проведено в роботі [18]. У роботі [19] розглянуто умови зменшення вмісту неметалевих вкраплень (оксидних та сульфідних) в корозійностійкій азотовмісній сталі. Авторами роботи [20] запропоновано заходи для зменшення розмірів та кількості неметалевих вкраплень в кордовій сталі, використовуючи методику оцінки неметалевих вкраплень [21], при чому одним з критеріїв оцінки є доля площі, яку займають неметалеві вкраплення.

Авторами роботи [22] розглянуто природу утворення та еволюцію дефекту «полону» за ходом всього металургійного переділу від розливки сталі до холодного прокату листа та розроблено методику препарування дефектів холоднокатаного листа, що дозволяє спостерігати їх первозданну морфологію.

У дослідженні [23] показано, що вміст та розподіл у зливку неметалевих вкраплень залежать від процесів плавлення, розкислення та модифікування сталі, умов розливки та кристалізації металу. При підвищеному вмісті газів у сталі вкраплення можуть концентруватися на межі розплав – газовий пузир. Небезпечними для властивостей сталевих виробів є легкоплавкі вкраплення окисульфідів, які виділяються при кристалізації зливка. Такі вclusions знижують міцність міжзеренних зв'язків, особливо при підвищених температурах (червоноламкість). Велику небезпеку представляють також тугоплавкі вкраплення, що плавляться при температурі вище, ніж температура рідкої сталі. Ці вкраплення мають гострі грані та створюють

концентрації напруг у металі, які є джерелами початку процесів його руйнування. Вкраплення, що мають компактну (сферичну) форму, менш шкідливі для властивостей сталі. Такі вкраплення утворюються у зливках в тому випадку, коли температура їх плавлення невисока і вони погано змочуються металом. Авторами в роботі досліджено вміст, дисперсність та склад неметалевих вкраплень, що утворюються в 142-тонному зливку, який відливали у вакуумі зі сталі 25ХНЗМФА.

Мають місце дослідження впливу неметалевих вкраплень на зміцнення матриці металу при пластичній деформації [24], в яких авторами виконано аналіз розподілу мікротвердості в металевій матриці поблизу неметалевого вкраплення та показано, що при поступовій зміні напряму пластичної деформації від нормального до дотичного, по відношенню до поверхні вкраплення, спостерігається зростання ефекту пом'якшення.

Оцінка великих одиночних неметалевих вкраплень в сталі за допомогою статистики екстремальних значень приведена у роботі [25]. Авторами розглянуто сучасні методи металографічної оцінки неметалевих вкраплень в колісних сталях. Показано, що великі поодинокі неметалеві вкраплення не можуть бути оцінені використовуваними в даний час в промисловості стереологічними методами при аналізі тільки однієї площини шліфа. Для оцінки таких вкраплень в стандарті ASTM E 2283 запропоновано досліджувати чотири різні площини шліфа, а отримані результати обробляти за допомогою математичного апарату статистики екстремальних значень.

Аналіз впливу неметалевих вкраплень у вигляді корунду на механічні та технологічні властивості сталі показує суперечливий характер досліджень. Так автори роботи [26] стверджують, що вкраплення корунду погіршують технологічні властивості сталі, особливо якщо вони утворюють скупчення. А в роботі [2] зазначено, що корунд не робить негативного впливу на технологічну пластичність, а навпаки, навіть підвищує її, тоді як тріщини зароджуються зазвичай у силікатах.

У роботі [27] розглядаються механізми руйнування сталі під час різних операцій механічної обробки та поведінка різних неметалевих вкраплень в зоні різання. Авторами розглянуто вплив хімічного складу, розміру, кількості та морфології неметалевих вкраплень на фактори оброблюваності (зокрема зношування ріжучого інструменту, потужності, що споживається, та інших). Також розглядаються деякі методи модифікації неметалевих вкраплень в рідкій сталі для досягнення бажаного балансу між механічними властивостями та оброблюваністю різних марок сталі.

Саме тому в сталеплавильному виробництві залишається досить актуальним питання розширення досліджень в області вивчення впливу неметалевих вкраплень на технологічні та механічні властивості сталі та її структурування.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Лунёв В. В. Природа неметаллических включений и свойства металла. *Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах* : збірник тез XIII міжнародної науково-технічної конференції (м. Запоріжжя, 9–12 жовтня 2012 р.). Запоріжжя : ЗНТУ, 2012. С. 7–8.
2. Бельченко Г. И., Губенко С. И. Неметаллические включения и качество стали. Киев: Техніка, 1980. 168 с.
3. Лунёв В. В. Неметаллические включения – качественное и количественное эффективное описание. *Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах* : збірник тез XV міжнародної науково-технічної конференції (м. Запоріжжя, 11–12 жовтня 2018 р.). Запоріжжя : ЗНТУ, 2018. С. 7.
4. Бялік Г. А., Гонтаренко В. І., Василевська Я. А. Тексти (конспект) лекцій з дисципліни «Теорія ливарних сплавів» для студентів спеціальності 131 «Прикладна механіка» освітньої програми «Обладнання та технології ливарного виробництва» усіх форм навчання. Частина 2. Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2019. 69 с.
6. Титова Т. М., Полетаев В. П., Бешкенадзе М. С. Роль неметаллических включений в стали. *Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах* : збірник тез XIII міжнародної науково-технічної конференції (м. Запоріжжя, 9–12 жовтня 2012 р.). Запоріжжя : ЗНТУ, 2012. С. 19–20.
6. Губенко С. И., Парусов В. В., Деревянченко И. В. Неметаллические включения в стали. Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2005. 536 с.
7. Губенко С. И. Неметаллические включения и прочность сталей. Физические основы прочности сталей. *Palmarium Academic Publishing*. 2015. 468 с.
8. Григорович К. В., Красовский П. В., Трушников А. С. Анализ неметаллических включений – основа контроля качества стали и сплавов. *Анатилика и контроль*. 2002. Т 6. №2. С. 133–142.
9. Харченко А. В., Синяков Р. В. Физико-химические закономерности формирования неметаллических включений в стали. *Металургія*. 2017. Вип. 1 (37). С. 17–23.
10. Kiessling R., Lange N. Non-metallic Inclusions in Steel. Parts I-IV. London : The Institute of Metals, 1978. 465 p.
11. Kiessling R., Pickering F. B. Non-metallic Inclusions in Steel. Part V. London : The Institute of Metals, 1989. 208 p.
12. Управление процессами образования неметаллических включений при производстве конвертерной стали/ А. А. Казаков и др. *Цветные металлы. Черные металлы. Специальный выпуск*. 2014. С. 91–96.
13. Родионова И. Г., Бакланова О. Н., Зайцев А. И. О роли неметаллических включений в ускорении процессов локальной коррозии нефтепромысловых трубопроводов из углеродистых и низколегированных сталей. *Металлы*. 2004. №5. С. 13–18.

14. Роль неметаллических включений в ускорении процессов локальной коррозии металлоизделий из углеродистых и низколегированных сталей / И.Г. Родионова и др. *Металлург.* 2005. №4. С. 58–61.

15. Харченко А. В., Сняжков Р. В. Термодинамика неметаллических включений в стали. *Металлургическая и горнорудная промышленность.* 2017. № 3. С. 15–21.

16. Влияние раскисления на состав неметаллических включений низколегированной стали / Г. В. Серов и др. *Новые огнеупоры.* 2018. №12. С. 3-8.

17. Неметаллические включения в высокоуглеродистой стали / А.Б. Сычков и др. *Литье и металлургия.* 2012. №4. С. 7482.

18. Влияние морфологии неметаллических включений на разрушение перспективной высокопрочной коррозионностойкой стали 04X20H6Г11М2АФБ / Л. А. Смирнов и др. *Чёрная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации.* 2020. №76(4). С. 372–381. <https://doi.org/10.32339/0135-5910-2020-4-372-381>

19. Снижение содержания неметаллических включений в коррозионностойкой азотсодержащей стали / Крылов С. А., Щербаков А. И., Макаров А. А., Тонышева О. А. *Труды ВИАМ.* 2017. №5(53). С. 3–13.

20. Вплив технологічних чинників на утворення неметалевих включень вуглецевої сталі та технологічні рекомендації по зниженню їх кількості / Л. В. Камкіна та ін. *Сучасні проблеми металургії.* 2014. № 17. С. 106–115.

21. Губенко С. И., Парусов В. В., Дервянченко И. В. Неметаллические включения в стали. Днепропетровск: Арт-прес, 2005. 536 с.

22. Влияние неметаллических включений в низколегированной углеродистой стали на ресурс трубопроводов АЭС / Л. С. Ожигов и др. *Вопросы атомной науки и техники.* 2017. №4(110). С. 59–64.

23. Неметалеві включення у великому ковальському злитку зі сталі 25ХНЗМФА / А.В. Нарівський та ін. *Метал та лиття України.* 2020. №4(28) С. 14–18. <https://doi.org/10.15407/steelcast2020.04.014>.

24. Вакуленко Л. И., Чайковский О. А., Пройдак С.В. Влияние неметаллических включений на упрочнение матрицы металла при пластическом деформировании. *Металлознавство та термічна обробка металів.* 2013. №1 (60). С. 28–33.

25. Казаков А. А., Житенев А. И., Салынова М. А. Оценка крупных одиночных неметаллических включений в стали с помощью статистики экстремальных значений. *Черные металлы.* 2018. №11. С. 70–74.

26. Шпис Х. И. Поведение неметаллических включений в стали при кристаллизации и деформации; пер. с нем. Москва: Металлургия, 1971. 125 с.

27. Ånmark N., Karasev A., Jönsson P.G. The Effect of Different Non-Metallic Inclusions on the Machinability of Steels. *Materials.* 2015. vol. 8(2). pp. 751–783.

## ПРО ВИЗНАЧЕННЯ КРИТИЧНОГО РАДІУСУ І СКЛАДУ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ В СТАЛІ

Одним з найбільш значущих чинників, що впливають на довговічність і працездатність конструкцій і обладнання, є неметалеві включення. Разом з однорідністю складу і мінімальним вмістом шкідливих домішок, неметалеві включення мають вирішальний вплив на весь комплекс службових властивостей сталі, а також можуть викликати утворення тріщин при зварюванні, термічній обробці, динамічному навантаженні деталей і, особливо, при втомному руйнуванні металу [1, 2].

Сучасна техніка дає можливість проведення оцінки об'ємної частки включень, їх складу і морфології. Але, незважаючи на великий масив накопичених експериментальних даних по вивченню неметалічних включень, однією з невирішених проблем теорії металургійних процесів залишається надійний розрахунок маси, розмірів і складу неметалевих включень (НВ) в сталі. Наявні теоретичні розробки можуть претендувати лише на рішення окремих аспектів проблеми для небагатьох класів неметалевих включень [3,4]. Тому в даній роботі запропонована методика, яка на основі методу хімічних потенціалів Гіббса дозволяє за складом металу оцінювати критичний радіус неметалічних включень та їх склад.

На першому етапі вводиться спрощення, згідно з яким всі ендогенні рідкі включення мають сферичну форму. У тексті індекси величин, що відносяться до неметалевих включень, позначені символом  $\langle \rangle$ .

Кривизна поверхні неметалевого включення вимагає введення в вираз для хімічного потенціалу кожного компонента в неметалевій фазі величини  $\lambda_i$ , яку слід вважати індивідуальною для кожного  $i$ -го компонента розчину:

$$\lambda_i = \frac{2\sigma}{r} v_i^M = \frac{2\sigma M_i}{r\rho}, \quad (1)$$

де  $\sigma$  – питома поверхнева енергія неметалевого включення;  $r$  – радіус включення;  $v_i^M$  – молярний об'єм  $i$ -го компоненту;  $M_i$  – молярна маса  $i$ -го компоненту;  $\rho$  – щільність включення (за відсутності точних даних приймаємо  $3000 \text{ кг/м}^3$ ).

Хімічний потенціал  $i$ -го компоненту неметалевого включення складе:

$$\mu_{\langle i \rangle} = \mu_{\langle i \rangle}^0 + RT \ln a_{\langle i \rangle} + \lambda_i = \mu_{\langle i \rangle}^0 + RT \ln x_{\langle i \rangle} \gamma_{\langle i \rangle} + \lambda_i, \quad (2)$$

де  $\mu_{<i>}^0$  – хімічний потенціал чистого компоненту  $i$  в стандартному стані;  $a_{<i>}$  – активність  $i$ -го компоненту в неметалевих включеннях;  $g_{<i>}$  – коефіцієнт активності  $i$ -го компоненту.

В отриманому виразі коефіцієнти активності компонентів доцільно розраховувати по формулі:

$$\ln \gamma_{<i>} = \ln \gamma'_{<i>} + \mu_{<e>} \nu_i = \nu_i \ln \psi_{<i>} + \sum_{j=1}^k x_{<j>} \nu_j (1 - \psi_{<j>} \beta_{<ij>}) + \mu_{<e>} \nu_i, \quad (3)$$

де  $g'_{<i>}$  – коефіцієнт активності  $i$ -го компоненту без врахування електрхімічного доданка;  $m_{<e>}$  – хімічний потенціал електронів (рівень Фермі);  $n_i$  – валентність  $i$ -го елементу;  $\psi_{<i>} = \left( \sum_{j=1}^k x_{<j>} \beta_{<ij>} \right)^{-1}$ ;  $\beta_{<ij>} = \exp\left(-\frac{\varepsilon_{<ij>}}{RT}\right)$ ;  $R$  – універсальна газова стала;  $T$  – абсолютна температура;  $\varepsilon_{<ij>}$  – парні енергетичні параметри взаємодії.

Аналогічно формулюється вираз для різниці хімічних потенціалів елементів в металі і неметалевих включеннях:

$$\Delta\mu_{[i]} = RT \ln K_{[i]} + RT \ln a_{[i]} - RT \ln a_{<i>} - \lambda_i = RT \ln(K_{[i]} a_{[i]} / a_{<i>}) - \lambda_i, \quad (4)$$

де  $\ln K_{[i]} = (\mu_{[i]}^0 - \mu_{<i>}^0) / RT$  – логарифм константи рівноваги в системі «метал-НВ»;  $a_{[i]}$ ,  $a_{<i>}$  – активності  $i$ -го компоненту в металі і неметалевих включеннях.

Умовою термодинамічної рівноваги в системі «метал-НВ» є рівність хімічних потенціалів компонентів в металі і неметалевих включеннях. Крім того, повинна бути забезпечена електронейтральність неметалевої фази. Ці умови формулюються у вигляді системи  $k+1$  рівнянь:

$$\begin{cases} \Delta\mu_{[i]} = 0, \quad i = 1..k; \\ \sum_{i=1}^k x_{<i>} \nu_i = 0, \end{cases} \quad (5)$$

Ця система, як показано в роботі [5], може бути перетворена в еквівалентну систему двох нелінійних рівнянь відносно двох невідомих  $\mu_{<e>}$  і  $L$ :

$$\begin{cases} F_1 = \sum_{i=1}^k \frac{n_i \nu_i}{1 + \exp(-A_{<i>} + L + \lambda_i / RT + \mu_{<e>} \nu_i)} = 0; \\ F_2 = \sum_{i=1}^k \frac{n_i}{1 + \exp(-A_{<i>} + L + \lambda_i / RT + \mu_{<e>} \nu_i)} - \frac{N}{1 + \exp(L)} = 0, \end{cases} \quad (6)$$

де  $A_{<i>} = \ln(K_{[i>}\gamma_{[i]} / \gamma'_{<i>})$  – консолідована константа рівноваги по  $i$ -му компоненту, яка включає безпосередньо константу рівноваги в системі «метал-НВ» і коефіцієнти активності в металі і неметалевих включеннях;  $L = \ln(N_m / N_n)$  – логарифм мольної кратності неметалевих включень;  $N_m$  і  $N_n$  – число молей в металі і неметалевих включеннях,  $N = N_m + N_n$ ;  $n_i$  – загальне число молей  $i$ -го компоненту в системі «метал-НВ».

В результаті рішення системи рівнянь (6) знаходимо невідомі величини  $\mu_{<e>}$ ,  $L$  і рівноважні числа молей в неметалевих включеннях і металі за допомогою наступних виразів:

$$n_{<i>} = \frac{n_i}{1 + \exp(-A_{<i>} + L + \lambda_i / RT + \mu_{<e>} v_i)}; n_{[i]} = n_i - n_{<i>}, i = 1..k \quad (7)$$

З аналізу системи рівнянь (6) випливає, що умовою співіснування в системі металеві і неметалевої фаз при певній температурі є нерозв'язність характеристичного рівняння  $H = 0$  щодо  $\mu_{<e>}$  при деякому заданому радіусі включень:

$$H = \sum_{i=1}^k n_i [1 - \exp(A_{<i>} - \lambda_i / RT - \mu_{<e>} v_i)] = 0 \quad (8)$$

При відсутності рішення рівняння (8) можна підібрати такі значення  $\lambda_i$ , при яких рішення з'являється, а неметалева фаза зникає. Ці значення відповідають критичного радіусу неметалевих включень  $r_c$ .

У структурі виразу для  $\lambda_i$ , (1) зручно виділити величину, постійну для всіх компонентів:

$$\Lambda = \frac{\lambda_i}{RTM_i} = \frac{2\sigma}{r\rho RT}, \quad (9)$$

так що

$$\lambda_i / RT = \Lambda M_i, i = 1..k \quad (10)$$

Таким чином, для визначення критичного радіусу неметалевих включень  $r_c$  необхідно знайти рішення системи рівнянь  $H = 0$  і  $\partial H / \partial \mu_{<e>} = 0$  відносно  $\Lambda$  і  $\mu_{<e>}$ :

$$\begin{cases} H = \sum_{i=1}^k n_i [1 - \exp(A_{<i>} - \Lambda M_i - \mu_{<e>} v_i)] = 0; \\ \partial H / \partial \mu_{<e>} = \sum_{i=1}^k n_i v_i \exp(A_{<i>} - \Lambda M_i - \mu_{<e>} v_i) = 0, \end{cases} \quad (11)$$

в якій друге рівняння визначає координату максимуму кривої  $H(\mu_{<e>})$ .

Визначене критичне значення  $\Lambda_c$  дозволяє розрахувати критичний радіус неметалевих включень із рівняння (9):

$$r_c = \frac{2\sigma}{\Lambda_c \rho RT} \quad (12)$$

Відомий також інший спосіб визначення критичного радіуса неметалевих включень, заснований на тому, що існує максимум енергії Гіббса зародка в залежності від його радіуса [6], згідно з яким:

$$r_c = \frac{2\sigma}{\rho} \cdot \frac{\sum_{i=1}^k x_{<i>} M_i}{\sum_{i=1}^k x_{<i>} \Delta\mu'_{<i>}} \quad (13)$$

На рис. 1 приведено результат розрахунку критичного радіуса неметалевих включень в рідкій сталі 12ГС двома способами в температурному інтервалі 1500-1620°C.

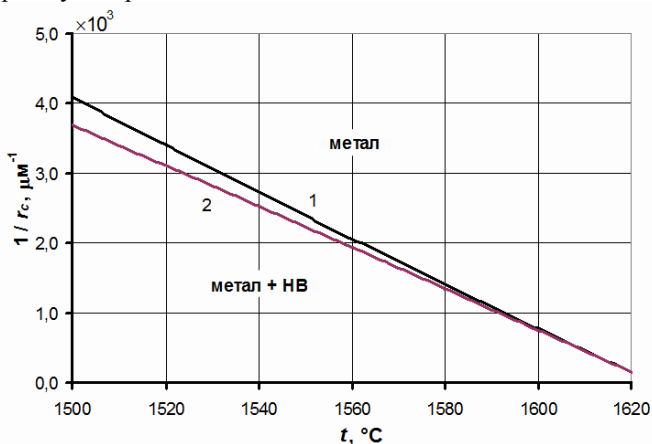


Рисунок 1 – Залежність критичного радіуса неметалевих включень в рідкій сталі 12ГС від температури при охолодженні від 1625°C:  
1 – розрахунок по формулам (11, 12) , 2 – по формулі (13)

Як видно, зворотна величина критичного радіуса неметалевих включень зменшується зі збільшенням температури металу. При цьому з високою точністю спостерігається майже лінійна залежність  $1/r_c(t)$  від температури. При наближенні до початкової температури 1625 °C критичний радіус прагне до нескінченності, оскільки при цій температурі до охолодження метал знаходився в стані термодинамічної рівноваги зі шлаковою і газовою фазами, які за визначенням мають нульову кривизну міжфазної поверхні з металом.

Розрахунок критичного радіуса включення по формулі (13) дає результат того ж порядку, що і (11, 12), проте менш точний, оскільки вимагає припущень про хімічний склад неметалевої фази, який заздалегідь не відомий. Крім того, недолік даного підходу полягає в тому, що він заснований на локальній квазірівновазі в підсистемі «метал-включення», яка не враховує зміни стану системи «метал-НВ» в цілому.

Слід мати на увазі, що при великих переохолодженнях ( $t \sim 1500$  °С) критичний розмір включень стає настільки малим, що для утворення зародка, здатного до зростання, досить агрегування декількох позитивно і негативно заряджених іонів, наприклад, кальцію, кремнію і кисню. Зрозуміло, для таких малих утворень необхідно з обережністю використовувати термодинамічні співвідношення, оскільки в їх основі лежить статистика. Частково цей мікромасштабний ефект компенсується збільшенням поверхневого натягу на межі метал-НВ при зниженні температури розплаву.

*Висновки.* На основі методу хімічних потенціалів Гіббса отримані термодинамічні співвідношення, що описують зародження і зростання неметалічних включень в сталі. Показано, що в вираз для хімічного потенціалу компонента фази необхідно ввести додаток, що залежить від кривизни (радіусу) НВ і питомої поверхневої енергії. Наведено способи визначення критичного розміру неметалічних включень.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Lei Z., Hong Y., Xie J., Sun C., Zhao A.: *Mater. Sci. Eng. A*. 2012. Vol. 558. P. 234–241.
2. Murakami Y., Endo M. Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength. *International Journal of Fatigue*. 1994. No. 16 (3). P. 163-182.
3. Sha Lyu, Xiaodong Ma, Zongze Huang, Zan Yao, Hae-Geon Lee, Zhouhua Jiang, Geoff Wang, Jin Zou, Baojun Zhao. Understanding the formation and evolution of oxide inclusions in Si-deoxidized spring steel. *Metallurgical and materials transactions B*. 2019. Vol. 50B. No. 8. P. 1862-1877.
4. Chengbin Shi, Dingli Zheng, Baoshan Guo, Jing Li, Fang Jiang. Evolution of oxide–sulfide complex inclusions and its correlation with steel cleanliness during electroslag rapid remelting (ESRR) of tool steel. *Metallurgical and materials transactions B*. 2018. Vol. 49B. No. 12. P. 3390-3402.
5. Харченко А. В., Пономаренко А. Г., Довгонюк С. В. Дифференциальные коэффициенты усвоения в компьютерных системах управления плавкой и внепечной обработкой стали. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2002. № 10. С. 131-137.
6. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах. Часть 1. Термодинамика и общая кинетическая теория. Москва : Мир, 1978. 808 с.

УДК 621.742

Лютий Р. В.<sup>1</sup>, Тишковець М. В.<sup>2</sup>, Люта Д. В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> канд. техн. наук, доцент КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ

<sup>2</sup> аспірантка КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ

<sup>3</sup> канд. техн. наук

## **ТЕХНОЛОГІЇ СТВОРЕННЯ ЕКОЛОГІЧНИХ ФОРМУВАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА**

Для забезпечення темпів розвитку технологій формоутворення, які відповідають загальному рівню ливарних процесів, актуальними завданнями є розроблення нових екологічних і економічно ефективних матеріалів із заданим комплексом функціональних властивостей.

Для виготовлення ливарних форм і стрижнів традиційно використовують суміші на основі синтетичних смол. Вони мають ряд відомих недоліків, особливо під час виготовлення сталевих і чавунних виливків. До них відносяться обмежена термічна стійкість (не більше 750 °С), необхідність використання більш дорогих високоякісних наповнювачів [1, 2, 3].

У ряді випадків спостерігається утворення гарячих тріщин через низьку податливість стрижнів [4], ускладнена вибиваємість та складний процес регенерації сумішей. Екологічним недолікам приділяється дедалі більше уваги в останні роки. Викиди шкідливих газів на етапах виготовлення форм та заливання [5, 6] поступово обмежують на законодавчому рівні використання піщано-смоляних сумішей.

Вказані фактори призвели до того, що у провідних країнах світу активізувалися пошуки неорганічних екологічно безпечних зв'язувальних компонентів. Найбільшу увагу вчені приділяють дослідженням силікатних (на основі рідкого скла) та фосфатних систем [7, 8]. Фосфати є більш перспективними з точки зору забезпечення необхідних властивостей стрижневих сумішей, максимально екологічними, доступними. Крім цього, вже відомі приклади їх успішного використання у ливарному виробництві. Однак матеріали, які було застосовано у цих технологіях, були нестабільні за хімічним та мінералогічним складом і не могли забезпечити стабільної якості стрижнів і литих деталей.

Основною метою наших досліджень є створення технології синтезу фосфатних зв'язувальних компонентів та розроблення на їх основі екологічних стрижневих сумішей з підвищеними технологічними властивостями для виготовлення виливків із залізобуглецевих сплавів.

У результаті виконання науково-дослідної роботи теоретично і практично встановлено можливість синтезу фосфатних зв'язувальних компонентів як продуктів взаємодії ортофосфорної кислоти з неорганічними солями алюмінію та натрію. Утворення фосфатів у досліджуваних системах підтверджено

термодинамічними розрахунками, рентгенофазовим та хімічним аналізами. Показано, що синтезовані матеріали характеризуються високою зв'язувальною здатністю, необхідною для успішного застосування у складі стрижневих сумішей.

Уперше досліджено фізико-хімічні процеси, які відбуваються у системі ортофосфорної кислоти із 18-водним сульфатом алюмінію і призводять до утворення нового для ливарного виробництва фосфосульфатного зв'язувального компонента. Незважаючи на термодинамічну та хімічну неможливість прямої взаємодії між вказаними речовинами, встановлено поетапну схему перетворень, яка полягає у частковому розпаді кристалогідратного сульфату алюмінію, утворенням внаслідок цього гідроксиду алюмінію, його взаємодії з ортофосфорною кислотою та утворення фосфату алюмінію. Фазовим аналізом визначено, що фосфат алюмінію, синтезований із його сульфату, має аналогічну будову до тих сполук, які містяться у широковідомих алюмофосфатних зв'язувальних компонентах. Термогравіметричним аналізом фосфосульфатного зв'язувального компонента доведено, що під час нагрівання у його складі відбуваються поступові перетворення кислих фосфатів алюмінію на звичайні (до 400 °C), пряма хімічна взаємодія сульфату алюмінію з  $H_3PO_4$  (після 450 °C) та термічна деструкція залишкового сульфату алюмінію (800...900 °C). Останнє перетворення призводить до суттєвого зниження міцності суміші з цим матеріалом і забезпечує легку вибиваємість ливарних стрижнів.

Також встановлено закономірності утворення фосфатів натрію під час взаємодії його неорганічних солей із ортофосфорною кислотою. Підтверджено, що солі слабких кислот (наприклад,  $Na_2CO_3$ ) вступають у взаємодію при нормальній температурі. Термодинамічним розрахунком показано, що солі сильних кислот (наприклад,  $NaCl$ ) при нагріванні в інтервалі 200...300 °C також здатні хімічно взаємодіяти з ортофосфорною кислотою та утворювати фосфати натрію, що згодом підтверджено практичними даними рентгенофазового аналізу.

Широко досліджено систему триполіфосфату натрію з ортофосфорною кислотою та в результаті вперше синтезовано зв'язувальний компонент із підвищеною питомою міцністю, який представляє собою двозаміщений пірофосфат натрію  $Na_2H_2P_2O_7$ . Його зв'язувальна здатність є найвищою із фосфатів натрію і зумовлена оптимальним співвідношенням іонних радіусів  $Na^+$  та  $P_2O_7^{4-}$ , а також наявністю додаткових водневих зв'язків у молекулі  $Na_2H_2P_2O_7$ .

Виявлено, що всі варіанти синтезу фосфатів натрію із його неорганічних солей призводять до утворення кислих форм, які при незначному підвищенні температури (250...300 °C) перетворюються на звичайний термостійкий ортофосфат натрію та метафосфат натрію  $NaPO_3$  з низькою температурою

плавлення. Термогравіметричним аналізом встановлено, що він плавиться в інтервалі 500...600 °С, що призводить до значного підвищення залишкової міцності ливарних стрижнів після їх нагрівання та охолодження. Вилучення таких стрижнів із виливків, як встановлено, може бути здійснено витримкою виливка у воді, оскільки усі фосфати натрію є водорозчинними.

Для практичного застосування розроблено 2 варіанти синтезу фосфосульфатного та натрійфосфатного зв'язувальних компонентів. Перший варіант передбачає утворення сухих компонентів під час витримки сульфату алюмінію або триполіфосфату натрію з ортофосфорною кислотою при температурі 200 °С, з масовими співвідношеннями 10:1 та 5:1 відповідно. За другим варіантом зв'язувальний компонент утворюється безпосередньо під час теплового сушіння стрижня (150...200 °С) із розчинів сульфату алюмінію (10...20%) або триполіфосфату натрію (20...30%) в ортофосфорній кислоті.

Досліджено основні властивості стрижневих сумішей на основі створених зв'язувальних компонентів, визначено оптимальні рецептури та рекомендації щодо їх застосування. Ливарні стрижні з розробленими зв'язувальними компонентами не потребують використання високоякісних наповнювачів, основою сумішей можуть бути кварцові піски, у т. ч. менш кондиційні та більш дешеві річкові. Проведено лабораторні випробування ливарних стрижнів і отримано пробну партію виливків із залізобуглецевих сплавів.

У результаті лабораторних досліджень встановлено технологічні межі використання розроблених стрижневих сумішей. Стрижні із сухими зв'язувальними компонентами внаслідок вмісту залишкових сульфату алюмінію або триполіфосфату натрію проявляють хімічну активність до залізобуглецевих розплавів і тому потребують нанесення протипригарних покриттів. Стрижні із розчинами вказаних солей у кислоті через максимальне їх перетворення на фосфати є стійкими до утворення пригару і забезпечують шорсткість литих поверхонь не більше 50 мкм при товщині стінок виливків до 40 мм.

## 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. Prokopovitch, S. Reryakh 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 621.744.3

Пономаренко О. Г<sup>1</sup>., Радченко О.О<sup>2</sup>., Євтушенко Н.С<sup>3</sup>., Берлизова Т. В<sup>4</sup>

<sup>1</sup> д-р техн. наук, професор НТУ «ХП», Харків

<sup>2</sup> канд.техн.наук, гол. спеціаліст в НТЦ «Укренергосталь», Харків

<sup>3</sup> канд.техн.наук, доцент НТУ «ХП», Харків

<sup>4</sup> канд.техн.наук, ст. викладач НТУ «ХП», Харків

## **КОРЕЛЯЦІЙНИЙ ВІДБІР ПАРАМЕТРІВ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ВИЛИВКІВ**

Для підвищення ефективності регулювання якості виливків істотне значення має відбір параметрів, що роблять найбільший вплив на якість виробу в цілому. Так при виготовленні сталевих виливків в піщані форми для сільгоспмашинобудування в умовах автоматизованого виробництва основними видами дефектів є: газові раковини, сітовідна пористість, гарячі тріщини, пісочина форми, спай. Тому для побудови системи статистичного регулювання якості виливків розроблена методика щодо вдосконалення параметрів технологічного процесу виготовлення сталевих виливків, що використовує моделі статистичного і фізико-математичного характеру.

Даний підхід до вирішення питань управління процесом виготовлення виливків пов'язані зі значними труднощами проведення експериментальних робіт зі збору статистичних даних, їх обробки, а також труднощами математичного характеру. Однак, з іншого боку, інструментальний апарат цього підходу має великий потенціал, що містить в собі можливість різкого

підвищення ефективності його використання.

Так, для вирішення конкретних технологічних завдань були встановлені статистичні закономірності утворення зазначених дефектів в імовірнісному аспекті шляхом чисельного моделювання параметрів за допомогою обчислювальної техніки і в виробничих умовах сталеливарного цеху. Контрольованими параметрами були фізико-механічні властивості формувальних суміші, ступінь її ущільнення у формі, температура, швидкість заливки ливарних форм рідким металом і ступінь його розкислення. У якості досліджуваних параметрів приймалася частота появи різних дефектів. Обробкою даних на комп'ютері рівнянь, була отримана система рівнянь регресії, що описує залежність частоти появи ливарних дефектів від контрольованих параметрів технології. Аналіз отриманих залежностей дозволив виявити вплив кожного параметра технологічного процесу на утворення дефектів в литві.

Отримані залежності були використані для коригування технічних умов на технологію виготовлення сталевих виливків, середні значення і межі зміни незалежних параметрів були визначені з умови отримання мінімального рівня ливарних дефектів у виливках.

УДК 621.74

Кузовов О.Ф.<sup>1</sup>, Малий О.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

<sup>2</sup> магістр з ливарного виробництва, Запоріжжя

## **ІНЖЕНЕРНІ РІШЕННЯ У ПРОЕКТУВАННІ ТЕХНОЛОГІЇ І КОКІЛЬНОЇ ОСНАСТКИ ДЛЯ КРУПНИХ СТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ**

Для поповнення досвіду використання кокілів для крупних сталевих виливків у дрібносерійному виробництві пропонується даний аналіз технологій, більшість яких розроблені авторами. Основні проблеми, які доводиться вирішувати при проектуванні і подальшої експлуатації оснастки наступні.

Ливникова система повинна забезпечувати нормальне заповнення форми і виключення зварювання виливка з кокілем. Це досягається, у більшості випадків, завдяки оригінальній конструкції ливникової системи, яка забезпечує рух рідкого металу вздовж стінок форми, виключаючи локальний нагрів кокіля у місцях підводу ливників. При цьому лінійна швидкість руху рідкого металу бажано повинна бути мінімальною при повністю відкритому стопорному отвору ковша. Це досягається завдяки розсередженому підводу рідкого металу і розширюючий ливникової системи.

Найкращі конструкції: зверху, або через надливи бокового так і прямого живлення.

Надливи, як правило футеровані формувальною сумішшю, або виконані у піщаній частині форми. При розрахунку надлива слід враховувати важливе теоретичне положення, що швидкість твердіння рідкого металу з боку кокіля практично у два рази більше, ніж з боку піщаної частини форми. І, таким чином, у надливі товщина шару металу, що огортує корисний об'єм рідкого металу для живлення, буде дорівнювати  $T/3$  (для повністю піщаних форм –  $T/2$ ), де  $T$  – максимальна товщина стінки вилівка у місці розташування надлива. Так, модуль вилівка типу плити, буде дорівнювати  $T/3$  (для повністю піщаної форми –  $T/2$ ). Це зменшує витрати рідкого металу на надливи.

Товщина стінки кокіля, як правило, приймається  $(0,8-1,0)T$ , або із міркувань міцності і жорсткості конструкції, тобто у деяких випадках у 3-4 рази більше товщини стінки вилівка. При таких товщинах кокіль нагрівається за рахунок теплоти вилівка не вище  $500-550^{\circ}\text{C}$ . Матеріал кокіля – низьковуглецеві марки сталі 10-15Л з відпалом.

Виливок – «Кюмпельна підкладка» - масою 120 кг із вуглецевої сталі у вигляді ванночки з бортами з внутрішніми розмірами ванночки як утиноті піраміди висотою 131 мм, верхньою основою 717x268 мм, нижньою 570x115 мм, тобто вугол нахилу граней складає 29-30°. Ця величина вугла нахилу отримана шляхом вдосконалення конструкції вилівка для пристосування до умов виробництва. Форма для вилівка повністю металева у тому числі і внутрішній металевий стрижень. Виливок у формі розташований дном униз. Ливникова система – верхня, що складається із піщаної ливникової воронки  $\varnothing 60$  мм, футерованої піщаною сумішшю зумпфа і ливникового ходу 120x15. Останній розташований над верхньою відкритою площиною борта ванни і після заповнення форми залишається не зв'язаним з виливком і не потребує операції відокремлення. Унікальний випадок, коли виливок не потребує обрубочно-очисних робіт. Але головне у цій конструкції кокіля – це вдало вибраний вугол нахилу, що забезпечує самовиштовхування металевого стрижня із вилівка під час охолодження і реалізації ливарної усадки. Розрахунки за допомогою балансу нормальної і дотичної сил при коефіцієнті тертя рівному 0,5 (сталь по сталі з грубою поверхнею) показали теоретичний вугол нахилу – 27°, що співпадає з практикою. Максимальна товщина стінки вилівка (дно) дорівнює 50 мм. Стінки кокіля прийняті із міркувань міцності і жорсткості конструкції – 100 мм [1].

Виливок «Копрова баба 5 т» із сталі 25Л за геометрією – куля діаметром 1100 мм. Ливарна форма повністю металева із 2-х частин з горизонтальним роз'ємом і футерованим піщаною сумішшю товщиною 50 мм відкритим циліндричним надливом діаметром 300 мм унизу, 250 мм уверху і висотою

300 мм. Товщина стінки кокіля – 120 мм, загальна вага – 8600 кг, матеріал – сталь 15 Л. Ливникова система у класичному розумінні – відсутня. Заливка форми – через відкритий надлив. Дно форми у місці падіння струменя рідкого металу футероване рідкосляною піщаною сумішшю глибиною 65 і діаметром 300 мм. Футеровка додатково накрита металевою пластиною товщиною 50-60 мм. При такій товщині стінки кокіля і, відповідно, масі нагрів форми вище температури 550°C не спостерігався.

Виливок «Мульда 1,75 м<sup>3</sup>» для завалочної машини мартенівської печі. Уявляє собою ванну без бортів глибиною 900 мм, довжиною 1800 мм і шириною 900 мм з переважною товщиною стінки 30 мм. Маса – 2300 кг, сталь 25-35Л. Формується дном до верху. Технологія відома з давніх повосенних часів. Форма складається із нижньої піщаної частини з каркасом всередині на металевім піддоні. Верхня частина – кокіль із сталі 15Л товщиною стінки

120 мм, вагою 13000 кг, ливникова система – сифонна: стояк Ø 60 мм і два ливника 20x40 мм. Ливникова система складала проблеми переважно з розливом стояка і зависання у кокілі. Винахідники комбінату «Запоріжсталь» услід за Магнітогірським МК впроваджено у виробництво верхню ливникову систему – футерований отвір Ø 60 мм (стояк) у днищі кокіля і піщаною ливниковою воронкою. Під стояком у піщаному боввані форми «по-сирому» укладена шамотна цеглина проти розливу форми. Така ливникова система вражає ефектом взагалі заповнювальності форми і допустимої технологічної норми висоти падіння рідкого металу.

Виливок «Бронь рухома» із сталі 110Г13Л конусної дробарки. Уявляє собою порожнистий утинутий конус Ø 1100 – унизу, 530 – уверх, висотою – 1050 з товщинами стінок 95 унизу, 50 мм – уверх, масою 1200 кг. Виливок розташований у формі меншим діаметром і меншою товщиною стінки – зверху. Це складає проблему повноцінного живлення вилівка надливами зверху. Ливарна форма уявляє собою нижню піщану частину, розташовану на піддоні: верхня частина кокіль із сталі 15Л з товщиною стінки 90 мм, масою 2560 кг. Оригінальність рішення проблеми живлення вилівка складається з використання так названої нами «U-схеми» живлення. Вона уявляє собою центральний надлив діаметром 220, висотою 1000 мм, розташований всередині піщаного боввану. Знизу надлив з'єднаний з виливком 3-ма живлячими перешейками, які одночасно виконують функцію ливників.

Живлення вилівка здійснюється знизу уверх [2]. Крім того кокіль на половину висоти має зубчасту конфігурацію, але завдяки ідеально витриманій тепловій симетрії ливарної форми і вилівка, защемлення кокілю внаслідок усадки не спостерігається.

Впроваджено у виробництво і успішно використовується, на протязі останніх 10 років, ще чотири позиції вилівоків броней конусних дробарок близьких за вагою і габаритами до останьовказанного вилівка.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Возможности применения крупногабаритных металлических стержней для отливок: Сб. науч. тр. VIII научно-технической конференции «Неметаллические включения и газы в литейных сплавах» / А.Ф.Кузовов, М.С.Шрамко, А.В.Буханов; г.Запорожье, ЗНТУ, 9-11 октября, 1997. – 211 с.
2. «U-схема» питания отливок. Зб. наук. тр. XIII Межд. наук.-техн. конф. «Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах» / А.Ф.Кузовов, А.В.Малий, В.Г.Іванов, В.В.Волик. – Запоріжжя, ЗНТУ, 9-12 жовтня 2012.

УДК 621.74

Кузовов О.Ф.<sup>1</sup>, Малий О.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

<sup>2</sup> магістр з ливарного виробництва, Запоріжжя

### РОЗРАХУНОК ПОХИБКИ ВИМІРЮВАННЯ СКЛАДОВИХ ОБ'ЄМНОЇ УСАДКИ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ

При дослідженні схильності ливарних сплавів до утворення усадкової раковини використовувалась технологічна проба, що була розроблена на ливарній кафедрі НУ «ЗП». Основний елемент технологічної проби – куля діаметром 90 мм, що заливалась зверху через ливник 10 x 10 мм. Не зважаючи на мінімальні розміри ливника деяка частина рідкого металу надходила із вищерозташованої частини виливка в кулю під час її твердіння, що вносило похибку при вимірюванні об'єму усадкової раковини.

Використовуючи отриману авторами залежність /1/:

$$r = \frac{M_{лив}^2}{M_{вил}^2} \cdot Q_{вил}, \quad (1)$$

де  $r$  – частина виливка, що затвердіває одночасно з ливником, кг;

$M_{лив}$ ,  $M_{вил}$  – модулі ливника і виливка, відповідно, см;

$Q_{вил}$  – маса виливка, кг.

Або

$$r = \frac{M_{лив}^2}{M_{вил}^2} \cdot V_{вил}, \quad (2)$$

де  $V_{вил}$  – об'єм виливка, см<sup>3</sup>.

Модуль вилівка – кулі технологічної проби

$$M_{\text{вил}} = D/6 = 9/6 = 1,5 \text{ см,}$$

де  $D$  – діаметр кулі, см.

Модуль ливника

$$M_{\text{лив}} = a/6 = 1/6 = 0,25 \text{ см,}$$

де  $a$  – сторона квадрата перерізу ливника, см.

Об'єм вилівка

$$V_{\text{вил}} = \pi D^3/6 = \pi 9^3/6 = 381,7 \text{ см}^3.$$

Тобто, така частина вилівка отримає живлення через ливник із вищерозташованої частини технологічної проби. Враховуючи величину коефіцієнту сумарної об'ємної усадки у рідкому стані та при твердінні досліджуемого зносостійкого чавуну 320Х20Н, що дорівнює 0,033 (для перегріву  $100^0\text{C}$ ), об'єм усадкової раковини у цій частині вилівка складає:

$$V_{\text{рак}} = 0,033 \cdot 10,6 = 0,35 \text{ (см}^3\text{)}.$$

Таким чином, фактичний об'єм усадкової раковини у кулі зменшився на  $0,35 \text{ см}^3$  у порівнянні, якщо би куля затвердівала автономно (ізолювано від вищерозташованої частини технологічної проби) – це і є величина похивки.

Об'єм раковини ( $V_{\text{рак}}$ ) при автономному затвердінні:

$$V_{\text{рак}} = 0,033 \cdot V_{\text{вил}} = 0,033 \cdot 381,7 = 12,6 \text{ см}^3$$

Рішенням через пропорцію величина похивки складає 2,8 %, що допустимо для технічного експерименту.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Кузовов, А.Ф. Возможности литниковой системы как питающего элемента / А.Ф.Кузовов, А.В. Малий // Информационно-технический бюллетень «Литье Украины». – 2014. - № 2. – С. 11-12

УДК 004.94:004.932:621.74

Селівьорстов В.Ю.<sup>1</sup>, Селівьорстова Т.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> д-р техн. наук, професор НМетАУ, Дніпро

<sup>2</sup> канд. техн. наук, доцент НМетАУ, Дніпро

## ІНФОРМАЦІЙНА ТЕХНОЛОГІЯ КІЛЬКІСНОГО АНАЛІЗУ ЦИФРОВИХ ЗОБРАЖЕНЬ СІРЧАНИХ ВІДБИТКІВ

Для проведення кількісного аналізу сірчаних відбитків розроблений програмний комплекс «ASImprints», який дозволяє обробляти напівтонові і монохромні зображення як цілих сірчаних відбитків, так і їх фрагментів. Використання програми дозволяє отримувати аналітичні дані щодо кількості, розміру і розподілу включень у вихідних зображеннях сірчаних відбитків різного розміру в відтінках сірого при різноманітній, що не повторюється складній формі площ сульфідних включень більш темного кольору, розташованих у випадковому порядку. З огляду на специфіку процесу виготовлення сірчаних відбитків темплетів виливків, нерідко частина площі отриманого зображення виявляється дефектною, що вимагає її виключення при подальшому кількісному аналізі. Тому необхідно переконатися в однорідності розподілу сульфідних включень в межах обраних зон на монохромних цифрових зображеннях, тобто чи може окремий фрагмент, вирізаний із зони, адекватно характеризувати кількісні параметри всієї розглянутої зони.

У модулі «Бінарізація» відбувається перетворення напівтонового зображення сірчаного відбитка в монохромне зображення по заданому порогу, при цьому, розраховується частка площі сульфідних включень у фрагменті (рис. 1).

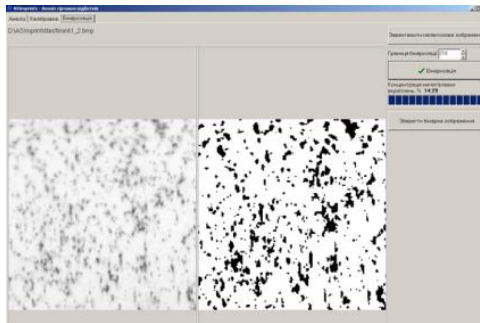


Рисунок 1 - Інтерфейс ПК ASImprints, модуль «Бінарізація» після проведення бінарізації монохромного зображення

Модуль «Аналіз» призначений для визначення площ і кількості включень на монохромному зображенні сірчаного відбитка або його фрагмента з використанням алгоритму рекурсивної заливки гранично-визначеної 4-х пов'язаної області (рис. 2).

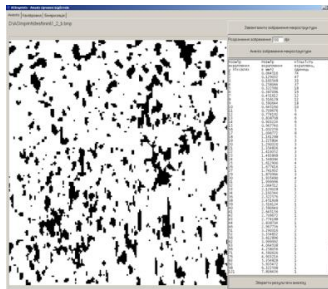


Рисунок 2 - Інтерфейс ПК ASImprints, модуль «Аналіз» після проведення аналізу бінарного зображення

Модуль «Калібрування» призначений для визначення частки площ і кількості включень чотирьох розмірних діапазонів. Модуль надає можливість користувачу в інтерактивному режимі задати в відповідному діалоговому вікні розмірні діапазони включень. Після чого проводиться обробка вихідного зображення, обчислення частки площі і кількості включень, а також візуалізація результату (рис. 3).

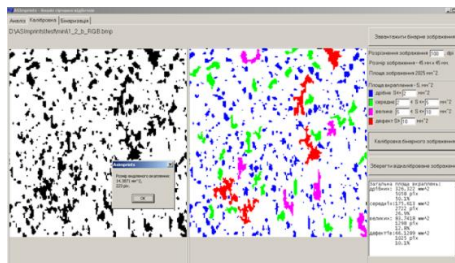


Рисунок 3 - Інтерфейс ПК ASImprints з активною закладкою «Калібрування» з результатами обробки бінарного зображення

Результати калібрування зображення можливо зберегти шляхом натискання кнопки «Зберегти відкалібровані зображення», при цьому використовується стандартне діалогове вікно Windows для збереження графічних файлів.

УДК 669.34

Єфременко Б.В.<sup>1</sup>, Чабак Ю.Г.<sup>1</sup>, Зурнаджи В.І.<sup>1</sup>, Петришинець І.<sup>2</sup>, Федун В.І.<sup>1</sup>,  
Пастухова Т.В.<sup>1</sup>, Єфременко В.Г.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», Маріуполь

<sup>2</sup> Institute of Materials Research, Slovak Academy of Sciences, Kosice, Slovakia

## СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ SLM-ДРУКОВАНОЇ СТАЛІ 316L БІОМЕДИЧНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ ПІСЛЯ ІМПУЛЬСНО- ПЛАЗМОВОЇ ОБРОБКИ ПОВЕРХНІ

Досліджували біомедичну сталь 316L, отриману 3D-друком за технологією SLM (Selective Laser Melting). У вихідному (друкованому) стані зразки сталі малу значну неоднорідність мікроструктури, яка складалась із світлих та темних ділянок довільної форми, розташованих у хаотичному порядку (рис. 1). При більшому збільшенні темні ділянки набували форми завіхрених «крапель» перетином у кілька десятків мікрометрів. В окремих ділянках було виявлено пори, тріщини із вкритою окислами поверхнею, а також частки вихідного порошку, частково оплавлені лазерним променем.

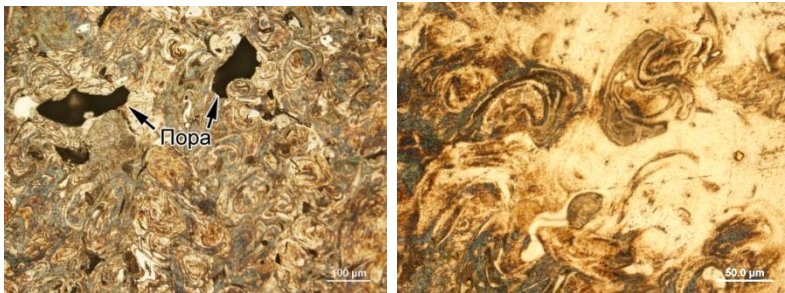


Рисунок 1 – Мікроструктура 3D-друкованої сталі 316L

Неоднорідність мікроструктурного стану 3D-друкованих зразків сталі 316L була пов'язана із нерівномірним розподілом хімічних елементів в об'ємі зразку. Енерго-дисперсійним аналізом було встановлено, що світлі ділянки в середньому вміщують (в мас. %)  $29,38 \pm 1,0$  Ni;  $18,10 \pm 0,35$  Cr;  $2,65 \pm 0,13$  Mo;  $2,68 \pm 0,62$  Ti;  $2,30 \pm 0,24$  Nb;  $0,38 \pm 0,01$  Al;  $43,40 \pm 1,79$  Fe. В темних ділянках зафіксовано:  $25,52 \pm 1,0$  Ni;  $18,30 \pm 0,16$  Cr;  $2,65 \pm 0,25$  Mo;  $1,13 \pm 0,95$  Ti;  $1,98 \pm 0,15$  Nb;  $0,25 \pm 0,07$  Al;  $48,83 \pm 0,57$  Fe. Таким чином, світлі ділянки мають вищий вміст нікелю (на  $\sim 4$  %), титану (на  $\sim 1,5$  %) та ніобію (на  $\sim 0,4$  %). Натомість, в темних ділянках на  $\sim 5$  % було підвищено вміст заліза.

Результати наноіндентування сталі 316L наведено в таблиці 1. Видно, що значення твердості та модуля Юнга мають досить великий розкид, що пов'язано із особливостями формування структури при SLM процесі.

Таблиця 1 – Результати наноіндентування 3D-друкованої сталі 316L

Параметр	Модуль Юнга, ГПа	Твердість, ГПа
Розкид значень	143-243,983	1,286-6,079
Середнє значення	195,198	3,257
Довірчий інтервал	3,68	0,13

Зразки сталі 316L були піддані імпульсно-плазмовій обробці із застосуванням електротермічного аксіального плазмового генератору [1] Після однократного плазмового імпульсу з напругою розряду 2,8 кВ на поверхні зразку утворився тонкий шар товщиною 3-5 мкм більш темного кольору із чіткою границею. Під границею в структурі були наявні полоси ковзання всередині аустенітних зерен, які, напевно, виникли внаслідок термічної деформації при плазмовому нагріві. Плазмова обробка із напругою розряду 4,5 кВ привела до оплавлення поверхні з утворенням зміненого шару товщиною 8-12 мкм з нерівними контурами, без чіткої границі із основою. Шар мав дисперсну структуру, яка після травлення набула темного кольору; зеренна структура в шарі не виявлялась.

Плазмова обробка майже не вплинула на модуль Юнга та твердість 3D-друкованої сталі 316L, але суттєво підвищила однорідність розподілу властивостей: значення модуля Юнга становили 183,590-203,261 ГПа, твердості – 3,240-3,609 ГПа. Оскільки сталь 316L відноситься до аустенітного класу, то підвищення твердості в окремих ділянках структури можна пояснити виникненням додаткових викривлень кристалічної решітки внаслідок накопичення дефектів будови при термічній деформації впродовж циклу «плазмовий нагрів – охолодження», а також розчиненням карбідів титану в аустеніті при оплавленні, що підвищило твердорозчинну складову міцності сталі.

Робота виконана в рамках проекту 2020.02/0064 Національного Фонду дослідження України. Чабак Ю.Г. вдячна за підтримку в рамках НДР (№ держреєстрації 0119U1000080).

## СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Efremenko V.G., Chabak Yu.G., Fedun V.I., K.Shimizu, Pastukhova T.V., Petryshynets I., Zusin A.M., Kudinova E.V., Efremenko B.V. Formation mechanism, microstructural features and dry-sliding behaviour of “Bronze/WC carbide” composite synthesised by atmospheric pulsed-plasma deposition. *Vacuum*. 2021. vol. 185. 110031.

## ВПЛИВ ОКСИДІВ У ЗОНІ КОНТАКТУ НА МІЦНІСТЬ ЗЧЕПЛЕННЯ ПЛАЗМОВОГО ПОКРИТТЯ

Процес взаємодії частинки покриття з основою протікає під час розтікання й охолодження частинки. Процес утворення зв'язку атомів залежить від температури та тривалості взаємодії в зоні контакту. Величина відносної міцності зчеплення при утворюванні зв'язку атомів між ювенільними контактуючими поверхнями оцінюється за формулою кінетики хімічної взаємодії поверхневих атомів

$$\frac{\sigma}{\sigma_0} = 1 - \exp\left[-\frac{V\tau}{\exp(E_a/kT_k)}\right],$$

де  $\sigma$  і  $\sigma_0$  - міцність зчеплення покриття і міцність основи на розтягування;  $V$  - частота власних коливань атомів;  $\tau$  - час теплового контакту при контактній температурі  $T_k$ ;  $E_a$  - енергія активації атомів основи;  $k$  - стала Больцмана.

Величина контактної температури визначається при спільному вирішенні рівнянь нестационарної теплопровідності частинки і підкладки за умови нерозривності теплового потоку в зоні контакту. При контакті напівбескінечних середовищ величина контактної температури визначиться формулою:

$$t_k = \frac{t_1 + t_2 \cdot B}{1 + B},$$

де  $t_1$  і  $t_2$  - температури частинки покриття і основи, відповідно. Було показано, що температури частинки покриття дорівнює температурі кипіння металу. Коефіцієнт  $B = \sqrt{\rho_2 c_2 \lambda_2 / \rho_1 c_1 \lambda_1}$  залежить від співвідношення величин теплопровідності -  $\lambda$ , густини -  $\rho$  і теплоємності -  $c$  для підкладки і падаючої частинки покриття. Тут і нижче теплофізичні коефіцієнти основи позначаються індексом - «2», а коефіцієнти частинки покриття - індексом «1». Оскільки звичайно  $t_2 \ll t_1$ , то при зменшенні коефіцієнта  $B$ , величина  $t_k$  зростає. При розрахунках слід враховувати відмінність теплопровідності рідкої частинки покриття і твердої фази металу основи. Довжина теплової

хвилі, на якій охолодження частинки складе 1% від температури охолодження її на поверхні контакту, визначиться у вигляді:

$$\delta_1 = \sqrt{3,6a_1\tau} .$$

Розрахунки відносної міцності зчеплення в залежності від товщини деформованої частинки та температури контакту показано на рис.1.

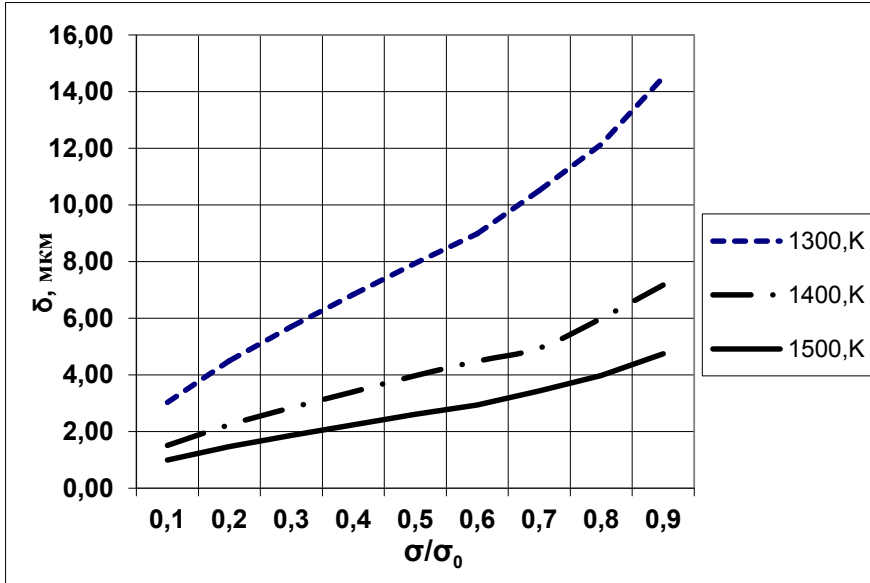


Рис. 1. Товщина деформованої частинки, необхідна для забезпечення відносної міцності зчеплення з підкладкою залежно від температури контакту

Середня товщина деформованих частинок покриття на основі знаходиться в межах 10-15 мкм, а розрахункова міцність зчеплення практично дорівнює міцності матеріалу підкладки. Проте, результати вимірів показують, що реальна міцність зчеплення у 10-12 разів нижче вказаної величини і наближена до міцності оксидного шару. Наявність оксидів у зоні контакту на порядок величини зменшує міцність зчеплення плазмового покриття з основою.

УДК 621.74

Іванов В. Г.<sup>1</sup>, Каргінов В. П.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>доктор техн. наук, доц. НУ «Запорізька політехніка»,

<sup>2</sup>генеральний директор ТОВ «НПП «СОЮЗ».

## **ВИКОРИСТАННЯ ДОПОМІЖНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ЛИВАРНОЇ ПРОДУКЦІЇ**

Виготовлення виливків у піщаних формах залишається основним методом сучасного ливарного виробництва. Тому розробка і використання спеціальних технологічних добавок, які оптимізують властивості формувальних сумішей і рідкого металу та поліпшують їх службові і технологічні властивості, а також підвищують вихід придатного, є вельми актуальним завданням.

ТОВ «НПП «СОЮЗ» спільно з науковцями ливарної галузі розроблено близько трьох десятків допоміжних матеріалів для ливарного виробництва і металургії, які стосуються практично всіх технологічних ланок процесу виготовлення виливків і злитків: від виготовлення ливарної форми і отримання рідкого металу до вибивних і фінішних операцій. Такі сумішеві добавки ефективно і з успіхом застосовуються на підприємствах України, Білорусі, Болгарії, ПАР та інших країн.

Так, для розкислення сталі - найважливішої операції при плавці сталі сприяє зниженню вмісту кисню в металі - був розроблений пакетований раскислювач МК21рс. Він призначений для дифузійного розкислення сталей в дугових печах і установках піч-ківш замість традиційної суміші меленого феросиліцію, коксу і, іноді, алюмінієвого порошку. Містить металевий кремній, електрокальцинований вуглець і ПАР. Ультрадисперсні компоненти, що входять до складу МК21рс, забезпечують ефективне дифузійне розкислення металу і більш низький, у порівнянні з традиційною сумішшю, витрата.

Для зниження в'язкості шлаків і зменшення температури їх плавлення при виплавці сталі застосовують плавиковий шпат. Однак його застосування часто пов'язано з агресивним впливом на футеровку печі і зниженням її стійкості. Крім того, що плавиковий шпат є відносно дорогим компонентом. Розроблена комплексна суміш СК-1р, що отримала назву «Ліквос», показала свою ефективність розрідження основних шлаків при виплавці вуглецевих, низьколегованих і легованих сталей. Застосування присадки СК-1р «Ліквос» на ряді вітчизняних і зарубіжних ливарних підприємств дозволило забезпечити найбільш сприятливі умови для проведення необхідних сталеплавильних процесів у дуговій електропечі з найвищими техніко-економічними показниками.

Одним з найбільш перспективних способів підвищення виходу

придатного литва при виробництві виливків і злитків є використання теплоізоляційних і екзотермічних сумішей для надливів. Це дозволяє знизити обсяг надливів, підвищити ефективність їх роботи, збільшити щільність і герметичність виливків.

Використовуючи власний досвід і спеціально розроблені методики, а також комп'ютерне моделювання, співробітниками ТОВ «НПП «Союз»на ряді вітчизняних підприємств випробувані і впроваджені технологічні процеси отримання виливків і злитків з екзотермічними сумішами, вставками і ригелями.

Розроблена спеціальна екзотермічна суміш СК-4 (Терміт-2) для відкритих надливів, яка аналогічна за своїми властивостями кращим зарубіжним аналогам.

НПП СОЮЗ виробляє також спеціальні фасонні вироби для надливів - екзотермічні вставки, які дозволяють знизити дефекти усадочного характеру, зменшити висоту надливної частини, зменшити головний обріз, підвищуючи тим самим вихід придатного. Наприклад, застосування екзотермічних вставок для виливків залізничного призначення показало підвищення виходу придатного з 60-68 до 72-82% Економія металу на прибутки для масивних виливків з високомарганцевої сталі 110М13Л (передньої стінки ковша екскаватора ЕКГ-5, зуба ковша, конусів дроблять і ін. ) досягала в певних випадках 40 - 50%.

Крім того, НПП СОЮЗ виробляє безліч інших давно популярних матеріалів:

- карбюризатори для синтетичного чавуну і сталі;
- добавки, що знижують відбілювання і пригар у чавунних виливках, що полегшують трудомісткі операції скачування шлаку в індукційних печах або вибивання виливків з піщано - рідкоскляних сумішей;
- покривні та рафінувальні флюси і добавки для кольорового лиття

ТОВ «НПП «СОЮЗ» виробляє зазначені матеріали відповідно до нормативно-технічної документації України або за заявкою споживачів. Надходять сумішеві добавки до замовника в повністю готовому до використання вигляді та узгодженій порціонній кількості.

УДК 621.793.7

Єршов А.В.<sup>1</sup>, Зеленина О.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>д-р техн. наук, професор НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

<sup>2</sup>ст. лаборант НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

## МЕХАНІЗМ ЗЧЕПЛЕННЯ ПЛАЗМОВОГО ПОКРИТТЯ З ШАРОМ ОКСИДУ НА ПОВЕРХНІ ОСНОВИ

Модель міцності зчеплення плазмових покриттів заснована на протіканні процесу хімічної взаємодії між поверхнями в зоні фізичного контакту. При дослідженні цієї проблеми слід враховувати умови змочування поверхні при наявності на ній оксидного шару. Складність завдання полягає в тому, що плівка твердих поверхневих оксидів не змочується рідким металом, і тому фізичний контакт покриття і підкладки відсутній. На поверхні сталевій основи в повітрі утворюється магнетит-  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ , який має орієнтаційну кристалографічну відповідність із зернами подоксидного шару металу. При відсутності змочування поверхневих оксидів металом покриття частинки будуть відскакувати від підкладки при формуванні покриття.

Однією з умов змочування є плавлення поверхневих оксидів у зоні контакту з частинкою покриття. Значення температури плавлення оксидів заліза наведені в табл 1.

Таблиця 1 – Температура плавлення оксидів заліза

Оксиди заліза	$T_{\text{пл}}, \text{K}$	$t_{\text{пл}}, ^\circ\text{C}$
Вюстит, $\text{FeO}$	1647	1374
Магнетит, $\text{Fe}_3\text{O}_4$	1867	1594
Гематит, $\text{Fe}_2\text{O}_3$	1838	1565

Величина контактної температури визначиться

$$t_K = \frac{t_1 + t_2 \sqrt{\rho_2 c_2 \lambda_2 / \rho_1 c_1 \lambda_1}}{1 + \sqrt{\rho_2 c_2 \lambda_2 / \rho_1 c_1 \lambda_1}}.$$

Тут і нижче теплофізичні коефіцієнти оксида позначаються індексом – «2», а коефіцієнти частинки покриття – індексом «1». Наведену формулу можна застосувати для визначення контактної температури покриття з оксидним шаром підкладки протягом часу проходження теплової хвилі через шар оксиду Теплопровідність оксидів у кілька разів менша ніж у металів. Тому температура контакту частинки з оксидною поверхнею основи буде вище. На схемі розподілу температури в момент контакту частинки покриття

з оксидним шаром основи, яка показана на рис.1 видно, що градієнт температури у шарі оксиду значно вище ніж у металі основи.

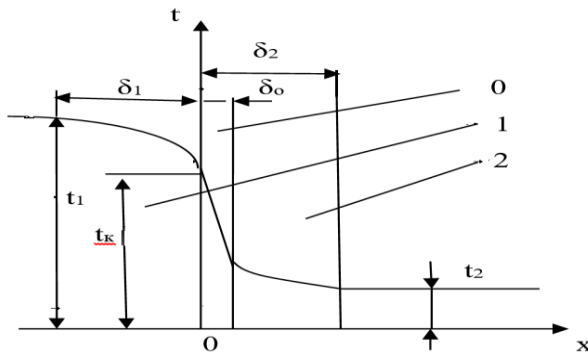


Рисунок 1 – Схема розподілу температури в частці покриття, в шарі оксиду товщиною  $\delta_0$  і в металі основи в момент контакту. Позначення: 0- шар оксиду 1-частка покриття; 2-метал основи.

Розрахункова оцінка контактної температури приведена в табл.2. Контактна температура на поверхневому шарі магнетиту, при температурі основи  $100^\circ\text{C}$  складає  $1853^\circ\text{C}$  що перевищує температуру його плавлення  $1594^\circ\text{C}$ .

Таблиця 2 – Залежність контактної температури від початкової температури основи  $t_2$  при  $t_0 > \tau$ , для частинок покриття з температурою кипіння

	Покриття	Підкладка	$t_2, ^\circ\text{C}$		
			50	100	150
$t_k, ^\circ\text{C}$	Fe	Fe	1257	1285	1312
	Fe	$\text{Fe}_3\text{O}_4$	1840	1853	1870

Отриманий результат пояснює появу змочування поверхневих оксидів та механізм зчеплення частинок покриття з основою при присутності на ній оксидного шару.

УДК 669.716:621.785:669.15-194.2:669.018.295

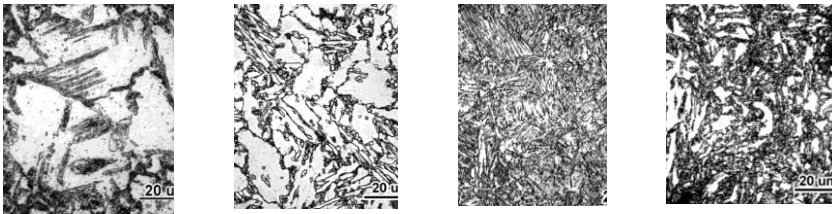
Кусса Р.О.<sup>1</sup>, Зурнаджи В.І.<sup>1</sup>, Єфременко В.Г.<sup>1</sup>, Бриков М.М.<sup>2</sup>, Зурнаджи А.І.

<sup>1</sup> ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», Маріуполь

<sup>2</sup> НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

## ІНТЕНСИВНІСТЬ ДЕФОРМАЦІЙНОГО ЗМІЦНЕННЯ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ TRIP-ASSISTED СТАЛЕЙ ІЗ РІЗНИМ ХІМІЧНИМ СКЛАДОМ

Досліджено поведінку двох TRIP-assisted сталей при деформації розтягненням в стані ізотермічного гартування із межкритичного інтервалу. Хімічний склад сталей становив (мас. %): сталь А – 0,18 С; 1,50 Si; 1,80 Mn; 0,05 Nb; сталь Б – 0,20 С; 1,79 Si; 1,73 Mn; 0,045 Nb; 0,55 Cr; 0,20 Mo; 0,10 V. Сталі було виплавлено в лабораторній індукційній печі, зливки були піддані гарячій пластичній деформації із отриманням смуги товщиною 15 мм. Зразки сталей піддавали термічній обробці, яка складалася із нагріву до 770 оС або 900 оС (що відповідало двохфазній  $\alpha+\gamma$  області), після чого зразки переносили у ванну ПОС-61, де витримували при 300 оС впродовж 20 хв. із охолодженням на повітрі. Така обробка сформувала в сталях феритобейнітну структуру із різним співвідношенням структурних складових в залежності від складу сталі (після обробки від 900 оС сталь А не вміщувала ферит) (рис. 1). До складу бейніту входив залишковий аустеніт (RA) у вигляді плівок між пластинами альфа-фази.



а)

б)

в)

г)

Рисунок 1 – Мікроструктура дослідних сталей А (а,в) і Б (б, г): аустенізація при 770 °С (а,б) і 900 °С (в, г).

Зразки було випробувано на розтягнення; криві розтягнення перебудували таким чином, щоб отримати залежність справжньої напруги (true stress –  $\sigma$ ) від справжньої деформації (true strain –  $\varepsilon$ ). Це дозволило розрахувати інтенсивність деформаційного зміцнення (strain hardening rate – SHR) як  $SHR=d\sigma/d\varepsilon$ . Залежності «true stress» і «SHR» від «true strain» представлені на рисунку 2.

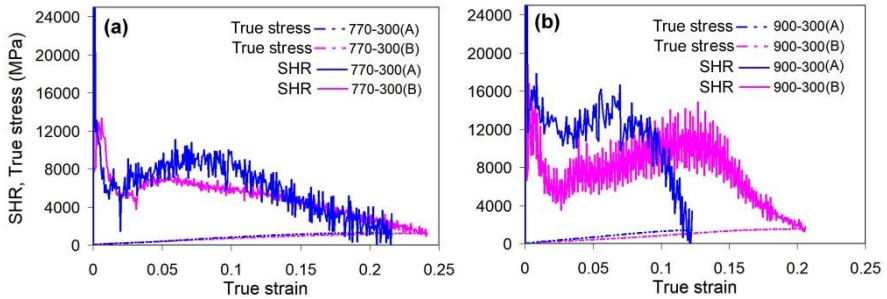


Рисунок 2 – Залежності «true stress» і «SHR» від true strain для різної температури аустенізації; 770 °C (а), 900 °C (б).

Як випливає з рис. 2, початкова стадія деформації (до  $\epsilon \leq 0,025$ ) характеризувалася різким падінням SHR, пов'язаним із кумулятивними взаємодіями рухомих дислокацій та блокуванням щільноупакованих площин ковзання дислокацій. За більшої деформації SHR почав збільшуватися, вказуючи на протікання стадії зміцнення, викликаній проявом TRIP-ефекту, пов'язаним із перетворення RA в мартенсит деформації. Як видно, в обох випадках крива SHR для сталі А досягала більш високих максимальних значень, що свідчило про вищу швидкість деформаційного мартенситного перетворення (ДМП). Різниця в максимальному значенні SHR була більшою для зразків, оброблених при 900 оС (рис. 1,б), що можна пояснити відсутністю доєвтектоїдного фериту в сталі А. Оскільки залишковий аустеніт був єдиною м'якою фазою у сталі А, то пластична деформація почалася саме в аустеніті за меншого ступеню деформації, ніж у сталі Б, яка містила доєвтектоїдний ферит. Крім того, друга фаза деформаційного зміцнення у сталі В тривала до більш високої деформації, вказуючи на більш повільну кінетику ДМП. Така поведінка призвела до відтермінування стану пластичної нестабільності, який відповідає початку формування шийки. Критерієм пластичної нестійкості є досягнення умови  $d\sigma/d\epsilon = \sigma$ , яка знаходиться на перетині кривих SHR та true stress. Як видно на рисунку, для обох режимів термічної обробки сталь Б досягала пластичної нестійкості за більш високої деформації, що є важливою умовою для збільшення рівномірного подовження зразку. Це дозволило припустити, що сталь Б мала RA підвищеної стабільності та повільнішою кінетикою ДМП, що сприяло підвищенню міцності та пластичності сталі. Навпаки, залишковий аустеніт у сталі А перетворювався при деформації швидше, прискорюючи появу пластичної нестабільності. Причиною різної різниці є більше збагачення RA вуглецем в сталі Б (через більш високий вміст Si), а також присутність в складі сталі Сг та Мо, які механічно стабілізували аустеніт до ДМП внаслідок твердорозчинного зміцнення.

## СЕКЦІЯ «ЧАВУННЕ ЛИТВО»

УДК 669.15-196:539.3/5

Голинський М.А., Чабак Ю.Г., Журнаджи В.І., Єфременко В.Г.  
ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», Маріуполь

### ГІБРИДНІ МУЛЬТИКОМПОНЕНТНІ СПЛАВИ ТРИБОЛОГІЧНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

Підвищення експлуатаційної довговічності деталей машин та інструментів залишається актуальним науковим завданням, вирішення якого значною мірою залежить від правильного підбору матеріалу. У багатьох виробничих процесах у гірництві, металургії, виробництві цементу, будівництві тощо традиційно використовуються зносостійкі сплави різних легуючих систем, включаючи білі леговані чавуни, хімічний склад яких продовжує вдосконалюватися за рахунок використання нових підходів. До групи зносостійких чавунів відносяться мультикомпонентні чавуни, запропоновані Matsubara в середині 1990-х. Ці чавуни легують кількома сильними карбідоутворюючими елементами (Cr, V, W, Mo) у приблизно однакових пропорціях (3-7 %), маючи на меті створення багатофазної структури, що складається з карбідів  $M_7C_3$ ,  $M_6C$ ,  $M_2C$ ,  $MC$ , розподілених в мартенситно-аустенітній матриці. Завдяки перевагам композитної структури мультикомпонентні чавуни успішно застосовані в якості матеріалу валків станів гарячої прокатки і подрібнюючих елементів млинів у цементній промисловості.

Іншим напрямком в розробці зносостійких сплавів є створення високобористих чавунів (ВБЧ) - сплавів систем легування Fe-B-C та Fe-B-Cr-C. Концепція ВБЧ, запропонована Lakeland, передбачає введення 1,2-3,5 % В при зниженні вмісту вуглецю до 0,2-0,5 %. Це забезпечує утворення евтектики на основі боридів (карбоборидів) заліза та хрому. Оскільки твердість бориду, як правило, вища у порівнянні з карбідом того ж самого елемента, введення бору забезпечує суттєве підвищення зносостійкості сплавів. Легування хромом покращує в'язкість боридів, що додатково підвищує зносостійкість високобористих сплавів. Значного поліпшення властивостей ВБЧ досягають термообробкою з утворенням вторинних карбоборидів та мартенситу. Недоліком ВБЧ є низька ударна в'язкість внаслідок суцільної евтектичної сітки. Використання РЗМ та Mg приводить до часткового розриву евтектичної сітки, втім крихкість ВБЧ залишається актуальною проблемою. До неї додається обмежена твердість боридів заліза й хрому, що зменшує зносостійкість ВБЧ при зношуванні високотвердим абразивом ( $Al_2O_3$ , SiC, тощо), а також невисока теплостійкість, що робить

високобористі сплави малоефективними при високотемпературному зношуванні.

На основі вищесказаного в даній роботі запропоновано здійснювати розробку абразивно- та ерозійностійких металевих матеріалів нового покоління на основі «гібридного» підходу, який полягає у поєднанні концепцій легування мультикомпонентних чавунів і високобористих чавунів. Практично це реалізується введенням у мультикомпонентний W-Mo-V-Cr-Ti чавун підвищеної кількості бору із пропорційним зменшенням вмісту вуглецю. Це забезпечує формування багатофазної структури, що поєднує карбоборидні евтектики на базі різних зміцнювальних фаз ( $M_2(B,C)_5$ ,  $M_7(C,B)_3$ ,  $M(C,B)$ ), утворених комплексом W-Mo-V-Cr-Ti (рис. 1).

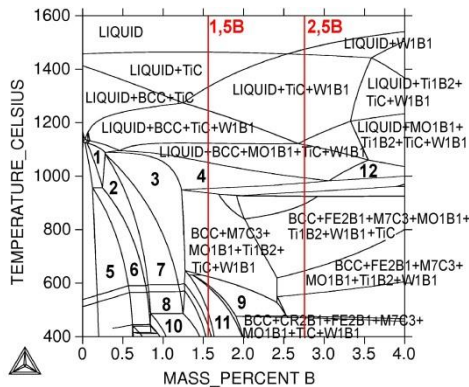


Рисунок 1 - Діаграма стану M-0,75%С-В, де М: (W+Mo+V+Cr+Ti+Fe) (Thermo-Calc)

Вольфрам, молібден та ванадій зв'язують бор та вуглець у боридні та карбоборидні фази, твердість яких (2200-2700 HV) суттєво переважає твердість відповідних карбідів (1500-1800 HV), перевищуючи або наближаючись до твердості таких абразивів, як  $Al_2O_3$  (1800-2400 HV) та SiC (2300-2800 HV) що забезпечує «гібридним» сплавам підвищений рівень зносостійкості в контакті із твердими сортами абразиву.

### СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Chabak Yu.G., Shimizu K., Efremenko V.G., Golinskyi M.A., Kusumoto K., Zurnadzhy V.I., Efremenko A.V. Microstructure and phase elemental distribution in high-boron multi-component cast irons. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2020. on-line: <https://doi.org/10.1007/s12613-020-2135-8>.

## STRUCTURE OF 0.5WT%-BORON ADDED HIGH-CR CAST IRON

The properties of high-chromium cast irons (HHCIs) can be significantly improved by boron addition. It was reported that the microalloying of 17 wt% Cr cast iron with 195 ppm of boron promoted the precipitation of secondary carbides and leads to the improvement of their erosion-corrosion resistance. The addition of ~0.55 wt.% boron to Ni-Hard-4 cast iron (ASTM A532) and directionally solidified HHCI can positively contribute to the hardness and wear resistance of these materials. Boron affects HHCIs by stabilizing the carbide phase, increasing the carbide volume fraction, and refining primary  $M_7C_3$  carbides. However, the influences of boron on the structural properties and phase elemental composition of high-Cr-Mo cast iron are still not studied elaborately. Hence, the present work was dedicated to exploring the microstructural characteristics and phase elemental distribution of 3.6C-15Cr-2Mo-0.5B cast iron.

After 0.50 wt% boron addition, the 3.6 wt% C-15 wt% Cr-2 wt% Mo cast iron acquired a hypereutectic structure consisting of primary carbides and carbide eutectics with a carbide total volume fraction of 51.8 vol%. The XRD study revealed that the as-cast alloy consisted of  $\alpha$ -Fe, austenite, and carbides. The identification of carbide phases was difficult due to the proximity of the PDF data for different phases, such as  $Cr_7C_3$  ( $M_7C_3$ ),  $Fe_3C$  ( $M_3C$ ),  $Cr_{23}C_6$ ,  $Cr_3C_2$ ,  $Mo_2C$  ( $M_2C$ ), and  $Mo_6C$  ( $M_6C$ ). Only one weak peak (422) at  $2\theta = 56.9^\circ$  corresponds to  $M_7C_3$  carbides. No peaks of boride were detected in the XRD pattern. Austenite in amount of 32 vol.% was detected in the as-cast matrix. The carbon content in austenite was calculated as 1.38 wt%. Eutectics were (a)  $M_7C_3$ -based rosette-shaped eutectic, (b)  $M_3C$ -based coarse-net-shaped eutectic, and (c)  $M_3C$ -based Ledeburite-shaped eutectic. The as-cast matrix consisted of austenite (32 vol.%) and  $\alpha$ -Fe (martensite and pearlite). A small amount of micron-sized areas containing 67.5 wt% Mo and 4.6 wt% Si (presumed as  $M_6C$  carbides) was also observed.

Chromium and molybdenum with an opposite phase distribution characteristic were unevenly partitioned in Cr-rich/Mo-depleted areas in the matrix and carbide phases. Austenite areas were Cr-rich/Mo-depleted, martensitic areas were associated with the Cr-depleted matrix next to carbides, and pearlite areas were Cr-rich/Si-rich/Mo-depleted. The uneven distribution of Cr and Mo formed duplex carbides (both primary and eutectic) consisting of a Cr-rich/Mo-depleted core ( $M_7C_3$  carbides) and a Cr-depleted/Mo-rich shell ( $M_3C$  carbides). Duplex carbides appeared from the peritectic reaction between  $M_7C_3$  carbides with the Cr-

depleted melt (Fig. 1). Further, the shell surface acted as an interface for the solidification of binary “A + M<sub>3</sub>C” eutectic.

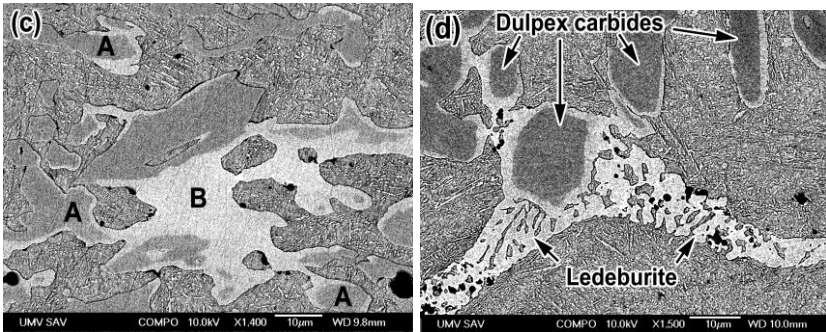


Figure 1 – Duplex carbides in B-containing high-Cr cast iron [1]

The holding of the cast iron at 950°C for two hours led to the precipitation of fine secondary carbides (Fig. 2) in the matrix followed by the martensitic transformation of destabilized austenite upon oil-cooling. This treatment drastically increased the hardness from 672 HV (as-cast) to 1038 HV.

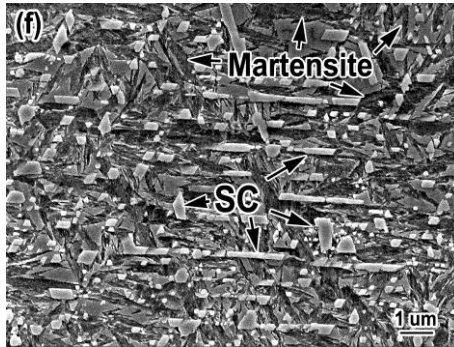


Figure 2 – Secondary carbides in B-containing high-Cr cast iron [1]

### СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Efremenko V.G., Wu K. M., Shimizu K., Petryshynets I., Efremenko B.V., Halfa H., Chabak Yu.G., Malyshevskiy A.A., Zurnadzy V.I. Charakterisierung der Mikrostruktur und Elementzusammensetzung von Gusseisen mit 15 Gew.-% Cr und 2 Gew.-% Mo mit Bor-Zusatz (Characterization of Microstructure and Phase Elemental Composition of 15 wt.% Cr – 2 wt.% Mo Cast Iron with Boron Addition). *Practical Metallography*. 2020. Volume 57. Issue 10. P. 714-742.

УДК 669.018.2, 669.14.018.44:669.13

Сергієнко Р.А.<sup>1</sup>, Щерецький О.А.<sup>2</sup>, Верховлюк А.М.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> канд. техн. наук, ст. наук співр., ФТІМС НАН України, Київ

<sup>2</sup> д-р техн. наук, пров. наук співр., ФТІМС НАН України, Київ

<sup>3</sup> д-р техн. наук, професор, зав. відділу фізико-хімії сплавів ФТІМС НАН України, Київ

## ПІДБІР СИСТЕМ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

Склади перспективних високоентропійних сплавів підбиралися таким чином, щоб забезпечити їх максимальну жаростійкість та зносостійкість. Виконано літературний аналіз та проведено термодинамічні розрахунки, щодо можливостей отримання ливарних високоентропійних сплавів, які містять не менше 5-6 хімічних елементів і мають невеликий інтервал плавлення–кристалізації, тобто сплави близькі до евтектичного складу. Розрахунки проводили за допомогою програмного забезпечення фірми “Thermo-Calc AB” (Швеція) та міжнародних спеціалізованих баз експериментальних термодинамічних даних: COST2, PKP, BIN, SSOL. Літературний аналіз показав, що у високоентропійних сплавах (ВЕС) в залежності від елементного складу формуються переважно однофазні тверді розчини заміщення (ОЦК, ГЦК), а в залежності від методу отримання та обробки сплаву, можливо формування інших впорядкованих та невпорядкованих субмікро-, нанорозмірних фаз. Підвищене значення ентропії змішування і, як наслідок, знижена вільна енергія багатоконпонентних сплавів забезпечують високу термічну стійкість твердого розчину, опір зносу і корозії, високу твердість.

При виборі складів перспективних систем сплавів було застосовано чотири основних критерії для оцінки формування твердих розчинів в високоентропійних сплавах. Перший критерій – це величина ентропії змішування  $11 \leq \Delta S_{\text{mix}} \leq 22$  Дж/(моль·К), який показує ймовірність формування рівноважної однофазної структури на основі твердого розчину і розраховується як:

$$\Delta S_{\text{mix}} = -R \sum_{i=1}^N x_i \ln(x_i), \quad (1)$$

де  $x_i$  – молярна частка компонента розплаву;  $R$  – універсальна газова стала.

Другий критерій – величина ентальпії змішування, який дозволяє оцінити можливість формування саме твердого розчину в структурі і розраховується за формулою:

$$\Delta H_{\text{mix}} = \sum_{i=1; j \neq i} 4 \Delta H_{ij}^{\text{mix}} x_i x_j, \quad (2)$$

де  $\Delta H_{ij}^{\text{mix}}$  – ентальпія змішування двокомпонентного еквіатомного сплаву;  $x_i, x_j$  – молярні частки компонентів у відповідному бінарному сплаві. Цей критерій для ВЕС знаходиться в інтервалі значень  $-22 \text{ кДж/моль} \leq \Delta H_{\text{mix}} \leq 5 \text{ кДж/моль}$ .

Третій критерій – емпіричний параметр, який розраховує різниці атомних розмірів,  $\delta$ , і не повинен перевищувати 8,5 %. Обчислюється як:

$$\delta = \sqrt{\sum_{i=1}^N c_i (1 - \frac{r_i}{\bar{r}})^2}, \quad (3)$$

де  $c_i$  – вміст  $i$ -го компонента в атомних відсотках;  $r_i$  – атомний радіус  $i$ -го компонента;  $\bar{r}$  – середній атомний радіус.

Четвертий критерій – узагальнений безрозмірний термодинамічний параметр ( $\Omega > 1,1$ ), який визначається як ентропійний параметр для середньої температури  $T_m$  плавлення елементів за формулою:

$$\Omega = \frac{T_m \Delta S_{mix}}{\Delta H_{mix}}, \quad (4)$$

На основі розрахунків та аналізу літератури були обрані перспективні системи сплавів, які включають до 5-6 основних елементів, кожен у великій концентрації (від 5 до 35 ат. %) – CoCrFeMnNiCX, CoCrFeCuNiCX, AlCrFeCuNiCX, CoCrFeCuMnNiCX, AlCoCrFeCuNiCX, які додатково леговані вуглецем від 0,5 до 15 ат. %, а також, сьомими і восьмими елементами в кількості менше 4-5 ат. % ( $X = B, Si, Ti, V, Zr, Nb, Mo, W, Sn$ ). Тугоплавкі легуючі елементи, такі як Nb, V, W, Mo і Zr відповідають за жароміцні властивості матеріалу. Легуючі елементи нікель, хром, алюміній, кремній в процесі нагрівання утворюють захисні оксидні плівки (Al, Cr, Fe)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiO<sub>2</sub> і забезпечують жаростійкість сплаву. Для підвищення властивостей ВЕС можливо легування їх рідкісноземельними елементами, а також зміцнення ВЕСів за допомогою оксидів ітрію, цирконію та алюмінію.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Cantor V. Multicomponent and High Entropy Alloys. *Entropy* 2014. vol. 16. P. 4749 – 4768.
2. Трофименко Н.Н., Ефимочкин И.Ю., Большакова А.Н. Проблемы создания и перспективы использования жаропрочных высокоэнтропийных сплавов. *Авиационные материалы и технологии*. 2018. №2, (том 51). С. 3-8.
3. Ремпель А.А., Гельчинский Б.Р. Высокоэнтропийные сплавы: получение, свойства, практическое применение. *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2020. № 3-4, (том 63). С. 248 – 253.
4. Погребняк А.Д., Багдасарян А.А., Якущенко И.В., Береснев В.М. Структура и свойства высокоэнтропийных сплавов и нитридных покрытий на их основе. *Успехи химии*. 2014. № 11, (том 83). С. 1027 – 1061.
5. Щерецький О.А. Високоентропійні сплави, структуроутворення та кристалізація. *Металознавство та обробка металів*. 2013. №1. С. 15-20.
6. Древаль Л.А., Агравал П. Г., Турчанин М.А. Высокоэнтропийные сплавы как материалы, имеющие в основе множество базовых элементов. *ВИСНИК Донбаської державної машинобудівної академії*. 2014. № 1, (том 32). С. 58 – 64.

УДК: 669.046.4

Босий М.В.<sup>1</sup>, Кропивний В.М.<sup>2</sup>, Кузик О.В.<sup>3</sup>, Кропивна А.В.<sup>4</sup>, Молокост Л.А.<sup>5</sup>

<sup>1,5</sup> старший викладач, ЦНТУ, Кропивницький

<sup>2</sup> канд. техн. наук., професор, ЦНТУ, Кропивницький

<sup>3,4</sup> канд. техн. наук., доцент, ЦНТУ, Кропивницький

## МАТЕМАТИЧНА ІНТЕРПРЕТАЦІЯ ТЕПЛОФІЗИЧНИХ І ГІДРОДИНАМІЧНИХ ПРОЦЕСІВ НАГРІВАННЯ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ В ПЕЧАХ

Процес моделювання технологічних процесів нагрівання сплавів та побудова математичних моделей відіграють важливу роль у виробництві виливків та виробів, оскільки потрібне більш точне врахування специфіки протікання теплофізичних процесів при нагріванні сплавів у печах [1].

Показано, що аналіз технологічних та тепломасообмінних процесів нагрівання металу в печі створює теоретичну базу для вдосконалення конструкцій і теплових режимів термічних печей і агрегатів, можливостей впливу на структуру і властивості матеріалів, підвищення якості продукції, зниження витрат палива та шкідливих викидів.

Проаналізовані методи математичного моделювання теплової роботи нагрівальних і термічних печей дозволили враховувати ряд складних теплофізичних і гідродинамічних процесів, які відбуваються при нагріванні металу в печах.

Розглянувши процес нагрівання металу в печі, за умови передачі теплової енергії від печі до металу, згідно із законом Ньютона-Ріхмана, при сталій температурі печі отримали диференціальне рівняння. Розв'язком цього рівняння є математична модель:

$$\tau = (\rho S_{\text{пр}} c 10^8 / C_{\text{пр}} T_{\text{п}}^3) \{ 0,5 [\arctg(T_{\text{м,кім}} / T_{\text{п}}) - \arctg(T_{\text{м,поч}} / T_{\text{п}})] + 0,25 \ln[(1 + T_{\text{м,кім}} / T_{\text{п}}) (1 - T_{\text{м,поч}} / T_{\text{п}}) / [(1 - T_{\text{м,кім}} / T_{\text{п}}) (1 + T_{\text{м,поч}} / T_{\text{п}})] \} \quad (1)$$

де,  $\rho$  - густина металу,  $S_{\text{пр}}$  - відношення об'єму до поверхні;  $c$  – теплоємність металу,  $C_{\text{пр}}$  – приведений коефіцієнт випромінювання;  $T_{\text{п}}$  – температура печі;  $T_{\text{м,кім}}$ ,  $T_{\text{м,поч}}$  – температура металу кімнатна та початкова відповідно.

Отримана модель дозволяє розраховувати час нагрівання виливків із залізовуглецевих сплавів, її можливо використати для підвищення ефективності роботи комплексу обладнання печі, а також для визначення потенціалу використання теплоти відхідних газів нагрівальних печей.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Сабірзянов Т.Г. Кропивний В.М. Теплотехніка ливарних процесів. Кіровоград: КНТУ, 2005. 402 с.

## СЕКЦІЯ «КОЛЬОРОВЕ ЛИТВО ТА СПЕЦМЕТАЛУРГІЯ»

УДК 621.745.435

Каверинський В.В.<sup>1</sup>, Троцан А.І.<sup>2</sup>, Сухенко З.П.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>канд. техн. наук, Інститут проблем матеріалознавства НАН України, Київ

<sup>2</sup>д-р техн. наук, проф., Інститут проблем матеріалознавства НАН України, Київ

<sup>3</sup>Гол. костр., Інститут проблем матеріалознавства НАН України, Київ

### ПРО МОДИФІКУВАННЯ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al-Si ПОРОШКОМ AgNO<sub>3</sub>

**Вступ.** Ливарні сплави системи Al-Si (силуміни) є матеріалом, що знаходить широке використання у різних сферах техніки через малу щільність, високу корозійну стійкість і відносно низьку вартість. За структурою силуміни є природною композицією алюмінієвої матриці і кремнієвих включень, за умов наявності домішок або легування можливі також інтерметалідні та силіцидні фази [1]. На структуру ливарного сплаву можна вплинути за рахунок модифікування – домішок, які впливають на процес кристалізації. Відомо, що такими домішками можуть слугувати тверді частинки, що за параметрами кристалічної ґратки є близькими до основного матеріалу. Одним з таких металів, що потенційно може виступати модифікатором для алюмінію і його сплавів, є срібло.

Дисперсні та ультрадисперсні порошки є дорогим матеріалом, окрім того, при використанні у якості модифікаторів вони потребують особливої технології введення. Тому отримання дисперсних частинок модифікуючого матеріалу *in-situ* є бажаним та перспективним варіантом. У рамках даного дослідження такими частинками мають бути дисперсні частинки срібла. Сіль срібла AgNO<sub>3</sub> – азотнокисле срібло (відоме як ляпіс) здатне реагувати з алюмінієм, при реакції відновлюється срібло у вигляді дисперсних частинок, окрім того, при температурах, характерних для лиття сплавів алюмінію, AgNO<sub>3</sub> розпадається також з виділенням металічного срібла.

**Постановка задачі дослідження:** дослідити вплив додавання порошку AgNO<sub>3</sub> до розплаву силуміну на структуру литого металу у порівнянні з додаванням металічного срібла у вигляді лігатури; перевірити гіпотезу модифікуючого впливу дисперсних частинок срібла, що виділяються при розпаді AgNO<sub>3</sub> у розплаві на основі алюмінію; дослідити здатність модифікованого таким способом силуміну до деформаційно-термічної обробки і вплив такої обробки на морфологію включень кремнію.

**Методика експерименту.** Матеріал дослідження - заевтектичні сплави системи Al-Si, що додатково містять Cu, Mn, Fe. Додаткове легування

сріблом таких сплавів відомо [2] і має позитивний характер. Дія срібла в сплавах на основі алюмінію доволі близька до міді – утворення інтерметаліду і суттєва зміна розчинності у твердому розчині залежно від температури, як наслідок – здатність подібних сплавів до гартування з послідуємим старінням. Але через досить високу вартість срібла використання таких сплавів є обмеженим.

У даному дослідженні до розплаву силуміну додавали ~ 5 % солі срібла  $\text{AgNO}_3$  перед заливанням у форму. Окрім того, до вихідного сплаву було додано близько 2 %  $\text{Cu}$  для наближення хімічного складу з порівняльними зразками, в яких використовувалася  $\text{Ag-Cu}$  лігатура. Після введення капсули, що містила  $\text{AgNO}_3$ , у тиглі спостерігалася бурхлива реакція, яка, імовірно, сприяла більш рівномірному розповсюдженню і перемішуванню дисперсних частинок срібла, що виділяються. Після видимого завершення реакції відбувалося розливання розплаву у глиняну форму.

Для оцінки модифікуючого ефекту частинок срібла, утворених у розплаві вказаним способом, проводився порівняльний експеримент, у якому срібло вводили до аналогічного сплаву у вигляді  $\text{Ag-Cu}$  лігатури у формі дроту діаметром 0,9 мм, що має знижену у порівнянні зі сріблом температуру плавлення (близько  $780^\circ\text{C}$ ).

**Результати експерименту.** Структури відповідних сплавів у литому стані представлені на рисунку 1.

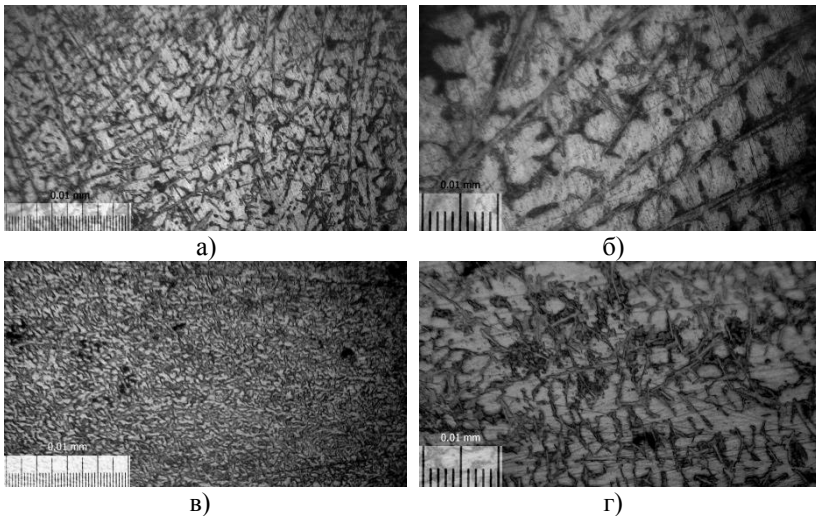


Рисунок 1 – Структури сплаву у литому стані: а) додавання лігатури, що розплавляється,  $\times 40$ ; б) додавання лігатури, що розплавляється,  $\times 100$ ; в) додавання порошку  $\text{AgNO}_3$ ,  $\times 40$ ; г) додавання порошку  $\text{AgNO}_3$ ,  $\times 100$ .

Наведені на рисунку 1 типові мікроструктури зразків наочно підтверджують модифікуючий вплив  $\text{AgNO}_3$  на подрібнення структури силуміну. Так, щільність дендритної литої структури у немодифікованому стані становить  $228 \pm 63 \text{ мм}^{-1}$ , а середній умовний розмір зерна  $73 \pm 7,9 \text{ мкм}$ . Для модифікованого матеріалу ці параметри становлять, відповідно,  $848 \pm 291 \text{ мм}^{-1}$  та  $39,1 \pm 6,9 \text{ мкм}$ .

Слід зазначити, що модифікований сплав виявив добру здатність до деформаційно-термічної обробки, яка, за результатами наших попередніх досліджень [3], може сприяти значному підвищенню пластичності сплаву через подрібнення та сфероїдизацію включень кременію. На рисунку 2 наведені мікроструктури модифікованого зазначеним способом силуміну після деформаційно-термічної обробки – серія деформацій при  $500 - 400 \text{ }^\circ\text{C}$  з охолодженням до кімнатної температури після кожної деформації, сумарний ступінь результуючої деформації  $\sim 47 \%$ .

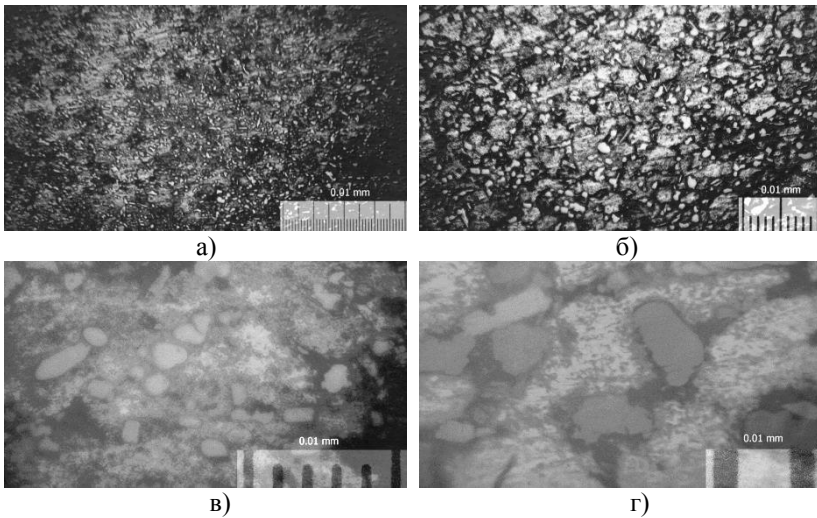


Рисунок 2 – Структури модифікованого Al-Si сплаву після деформаційно-термічної обробки: а)  $\times 40$ ; б)  $\times 100$ ; в)  $\times 400$ ; г)  $\times 1000$ .

На рисунку 2 чітко видно змінення морфології включень кременію у напрямку їх подрібнення і сфероїдизації. Сплав, що не піддавався модифікуванню зазначеним вище способом, а містив срібло, у близьких кількостях додане за допомогою лігатури, що плавиться, виявив меншу здатність до деформаційно-термічної обробки. Зокрема, у зразках, навіть при гарячому деформуванні за аналогічним режимом утворювалися тріщини.

Через відсутність зразків, що успішно витримали аналогічну ступінь деформації, мікроструктури немодифікованого сплаву після деформаційно-термічної обробки не приводяться. Це, в свою чергу, не виключає можливості деформаційно-термічної обробки немодифікованих сплавів системи Al-Si-Ag та Al-Si-Ag-Cu, але за іншим режимом.

**Аналіз результатів дослідження.** Проведене дослідження підтвердило гіпотезу про модифікуючий ефект додавання порошку  $\text{AgNO}_3$  до розплаву на основі алюмінію. Наочно видно суттєве подрібнення дендритної структури литого сплаву, а також зміну форми включень кремнію, які набувають більш розгалуженої форми і дрібнішого розміру. Натомість у матеріалі, до якого срібло додавалося у вигляді лігатури, що плавиться, спостерігається доволі груба дендритна структура, а включення кремнію у площині шліфа мають вигляд рівних витягнутих кристалів. Очевидно, вони мають форму досить великих (сотні мкм) пластин.

Вплив на литу структуру, що спостерігається у даному експерименті, можна пояснити виділенням дисперсних частинок срібла, які потрапляють безпосередньо до розплаву на основі алюмінію перед кристалізацією. Вони мають більш високу температуру плавлення, ніж наявна температура розплаву, тому є відносно стабільними, окрім того за типом і параметрами кристалічної ґратки вони досить близькі до алюмінію. Названі фактори сприяють їх впливу як модифікаторів другого роду. Модифікуючий вплив саме дисперсних частинок, що виділяються, додатково підтверджується тим фактом, що введення у розплав металічного срібла у вигляді лігатури, що плавиться, не чинило ніякого видимого впливу на литу дендритну структуру.

Використання солі срібла (в даному випадку  $\text{AgNO}_3$ , але перспективним є дослідження і інших сполук) у якості модифікуючої присадки має ряд переваг над використанням безпосередньо ультрадисперсних порошоків: частинки виділяються безпосередньо в ході реакції у розплаві (in-situ), що знімає проблеми окремого отримання і зберігання дисперсного порошку, консолідації (злипання) частинок і, в деякій мірі, їх рівномірного розподілення в об'ємі розплаву – бурхливість реакції сприяє перемішуванню. Окрім того, солі срібла технічної якості є значно дешевшим матеріалом, ніж ультрадисперсні порошки металічного срібла.

Структурні зміни у модифікованому металі – подрібнення дендритів і зміна форми включень кремнію є позитивними, так як сприяють одночасному збільшенню міцності, пластичності і ударної в'язкості матеріалу. Окрім того, привнесені домішки срібла і міді можуть сприяти можливості додаткового зміцнення сплаву шляхом гартування з послідуочим старінням. Але, чи достатньою є кількість цих домішок, привнесених при модифікуванні, для отримання суттєвого ефекту від додаткового зміцнення після такої термічної обробки є предметом подальших досліджень. Підвищення пластичності і

ударної в'язкості модифікованого сплаву посприяло його здатності до деформаційно-термічної обробки, спрямованої на подрібнення і сфероїдизацію включень кремнію. Як було встановлено у наших попередніх роботах [3], гаряче багатоетапне кування з охолодженнями і короткими проміжними відпалами між деформаціями значно підвищує пластичність силуміну. Але там нами у якості зразків використовувалися сплави з меншим вмістом кремнію. Збільшений вміст кремнію, що мав місце у даній роботі, значно знижує пластичність. Тому параметри вихідної литої структури починають відігравати важливішу роль. Це підтверджують проведені експерименти. А саме, модифікований матеріал виявився успішно здатним до проходження вищевказаної деформаційно-термічної обробки. Спостерігається радикальна зміна морфології включень кремнію – вони набувають форму дрібних округлих уламків. В свою чергу, немодифікований матеріал виявив схильність до утворення тріщин підчас деформаційно-термічної обробки за аналогічним режимом (особливо у кутових областях зразка). Це свідчить про його значно нижчу пластичність та ударну в'язкість, навіть у гарячому стані.

**Висновки.** Запропоновано метод модифікування сплавів на основі алюмінію, зокрема силуміну, з використанням у якості присадки порошку  $\text{AgNO}_3$ . Даний спосіб виявив високу ефективність у сенсі впливу на структури литого металу, зокрема підвищення щільності дендритної структури у  $\sim 1,9 \dots 6,9$  разів і зменшення середнього умовного розміру дендритного зерна у  $\sim 1,7 - 2,0$  рази. Імовірний механізм впливу модифікатора – виділення дисперсних частинок срібла у розплаві у ході реакції, які стають додатковими центрами кристалізації основного металу.

Модифікований вказаним способом силумін виявив добру здатність до деформаційно-термічної обробки, яка сприяє подрібненню і сфероїдизації включень кремнію, що додатково значно підвищує пластичність даного матеріалу.

Запропонований спосіб може бути більш ефективним і економічним у порівнянні з використанням безпосередньо дисперсних порошків срібла.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. Пер. с англ. - М.: Металургия, 1979. - 640 с.
2. Qing-kun X. Microstructure and properties of Al-Cu-Mg-Ag alloy exposed at 200 °C with and without stress / X. Qing-kun, L. Zhi-yi, L. Yun-tao // Transactions of nonferrous metals society of China. – Vol. 18, No. 4. – 2008. – P. 789 – 794.
3. Каверинский В. В. Повышение пластичности доэвтектического сиумина за счёт деформационно-термической обработки / В. В. Каверинский, А. И. Троцан, З. П. Сухенко // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2020. – № 3. – С. 48 – 58.

## ПРО РОЗЧИНЕННЯ ТА ПАСИВАЦІЮ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ У ХЛОРИДНО-ФТОРИДНИХ РОЗЧИНАХ

На поверхні металевого титану, яка щойно утворилася, виникає тонка оксидна плівка і перешкоджає подальшому окисленню металу. Проте з часом товщина поверхневої плівки повільно зростає, набуває забарвлення, у її структурі накопичуються дефекти. Така поверхнева плівка поступово втрачає функцію захисту поверхні титану від корозії. За відповідних технологічних умов (температура, тиск, склад середовища тощо) крізь нещільності, тріщини, що утворюються у структурі плівки, нові порції окислювачів (кисень, азот із повітря, водень, галогени із агресивного рідкого або газоподібного середовища) здатні вступати у взаємодію з титаном, а, отже, спричинювати корозійне руйнування титанових виробів. Виявлення закономірностей пасивації та активного розчинення титану, сплавів на його основі дозволить припинити корозійне руйнування металу або запропонувати умови для полегшеного подрібнення металу.

Досліджено розчинення і пасивацію титанових сплавів VT1-0, VT5, VT3-1, VT23, TC6 у хлоридно-фторидних розчинах шляхом зняття поляризаційних кривих методом електроду, що обертається. Виявлено, що для досліджених сплавів в 10 % розчинах HCl з додаванням NaF за температури в межах від 30 °C до 60 °C на сумарній анодній кривій відсутня чітка тафелівська ділянка. Тому з урахуванням швидкості розчинення ймовірно, що поверхня титану в активному стані вкрита шаром адсорбованої сполуки (гідриду) або продуктів корозії, що утворюються, внаслідок чого сповільнюється розчинення металу.

На розташування характерних точок анодних поляризаційних кривих впливає тип титанового сплаву. Так, потенціал початку пасивації зрушується в область більш негативних значень від  $-0,12$  В для TC6 (псевдо- $\beta$ -сплав) до  $-0,37$  В для VT5 ( $\alpha$ -сплав). Відповідно зростають струми як в області активного розчинення, так і в області пасивації. Зрушення потенціалу анодного розчинення в негативну область збільшує ймовірність насичення титанового сплаву воднем. В області пасивації швидкість анодного розчинення залежить від концентрації NaF в хлоридному розчині. Вимірюванням ударної в'язкості металу виявлено, що межева концентрація водню, яка забезпечує крихке руйнування титанового сплаву, відповідає певним технологічним умовам (концентрація NaF в розчині, температура).

## **ОСОБЛИВОСТІ РОЗПОДІЛУ ТЕПЛА ПРИ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОМУ ПРОЦЕСІ ВІДНОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ**

Одним з факторів, що впливають на якість відновлення деталей електрошлаковою технологією є розподіл тепла в системі: витратний електрод – рідка шлакова ванна – рідка металева ванна – елемент деталі, що виплавляється – деталь, що відновлюється і який регулюється електричним режимом процесу та конструкцією пристроїв та обладнання, що використовуються при ремонті [1,2].

Для електрошлакового відновлення деталей, як правило, застосовують однофазну електрошлакову піч, спеціальні пристрої та обладнання.

Електрична потужність, що підводиться до шлакової ванни витрачається: на нагрів, плавлення і перегрів металу електроду; підтримування в розплавленому і перегрітому стані шлакової і металевої ван; випромінювання з неекранованої витратним електродом поверхні шлакової ванни; випаровування шлаку; випромінювання з поверхні витратного електроду; нагрів і оплавлення металу деталі, що відновлюється; охолодження рідких шлакової і металевої ван, металу елементу деталі, що виплавляється крізь гарнісаж і стінку кристалізатора.

Значна частина тепла, що надходить в металеву ванну, передається з краплями електродного металу. Особливості плавлення витратного електроду і крапельного переносу металу при електрошлаковому процесі безпосередньо впливають на якість металу елементу деталі, що відновлюється.

Тепло, що витрачається на нагрів, плавлення і перегрів витратного електроду вважається корисним. Частина тепла, що випромінюється з поверхні шлакової ванни, необхідно теж рахувати як корисне тепло, оскільки воно забезпечує попередній підігрів витратного електроду в процесі плавки. Температура витратного електроду з урахуванням нагріву його струмом становить 300-400°C. Середня температура поверхні шлакового гарнісажу, як правило, 600-900°C, для флюсу АНФ-6 вона складає 750 °С. Кількість шлаку, що випаровується за плавку, складає 3% від загальної ваги шлаку, що завантажується. У фтористих шлаках найбільш летучим компонентом є фтористий кальцій ( $\text{CaF}_2$ ).

Потужність, що витрачається випромінюванням з поверхні електроду, визначається значенням осьового потоку тепла по електроду, величиною бокової поверхні електроду і характером розподілу температури по його висоті. Точний розрахунок теплових втрат з поверхні витратного електроду ускладнюється нерівномірністю розподілу температур і коефіцієнтів

тепловіддачі на різних рівнях по висоті електроду.

При електрошлаковому відновленні деталей розподіл тепла, що вноситься, постійно змінюється. На початку процесу відновлення деталі основний вміст тепла направляєтся на її нагрів та формування рідких шлакової і металевої ван. Але рідка металева ванна формується не з металу витратного електроду, а з металу деталі, що відновлюється, на тому місці де буде новий елемент з електрошлакового металу. Від того, як оплавиться основа деталі (глибина і розмір рідкої металевої ванни) і залежить якість відновлення деталі.

### **СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ**

1. Спосіб електрошлакового переплаву: пат. 49674 Україна. № u200910908; заявл. 29.10.2009; опубл. 11.05.2010, Бюл. №9. 6 с.
2. Пристрій для відновлення деталей методом електрошлакового наплавлення: пат. 79985 Україна. № u201212847; заявл. 12.11.2012; опубл. 13.05.2013, Бюл. №9. 3 с.

УДК 621.771.620.18

Лысенко Т.В.<sup>1</sup>, Ясюков В.В.<sup>2</sup>, Тур М.П.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> д-р техн. наук, профессор, ГУ «Одесская политехника», Одесса

<sup>2</sup> канд. техн. наук, приват-профессор, ГУ «Одесская политехника», Одесса

<sup>3</sup> старший преподаватель, ГУ «Одесская политехника», Одесса

### **МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НАНОТЕХНОЛОГИЙ**

Особенность свойств веществ в наноразмерном состоянии ( $1\text{нм} = 10^{-9}\text{ м}$ ) и связанные с этим фундаментальные различия термодинамических и кинетических механизмов кристаллизации расплавов объясняются многими факторами. Среди них следует отметить развитую поверхность с большим количеством дислокаций, плотность которых у наноматериалов несравненно выше, что обуславливает повышенную свободную энергию системы, интенсивное взаимодействие с расплавом. Нанообъекты имеют физическую поверхность раздела с расплавом, что определяет гетерогенный механизм кристаллизации.

Исходя из вышесказанного, применение нанообъектов с целью управления кристаллизационными процессами, протекающими в литевой форме, имеет большое значение. Это может быть как изменение свойств сплава, так и формирование структуры при модифицировании. Качество композиционного литья во многом зависит от получения однородной и

управляемой по геометрическим параметрам контактной зоны двух или более элементов отливки, где протекают сложные физико-химические процессы, часто при нестационарном тепловом режиме. Использование наноматериалов позволяет повысить устойчивость технологического процесса получения таких отливок, обеспечить высокую эксплуатационную надежность литых деталей.

Наноматериалы, применяемые в качестве модификаторов, должны отвечать определенным требованиям. Основными являются высокая температура плавления, наличие смачивания, отсутствие коагуляции и растворения в расплаве, равномерное распределение частиц в объеме модифицируемой отливки. Наличие этих свойств позволяет использовать их для модифицирования сталей путем введения в расплав нанодобавок в составе специальных лигатур. При модифицировании стали 20Л составляли лигатуру из  $\text{SiO}_2$  (аэросил) и SiC на основе алюминия. Полученные результаты свидетельствуют об изменении зерна литой структуры, что является подтверждением механизма гетерогенного зародышеобразования. Это влечет за собой повышение механических свойств (прочности и пластичности одновременно) и уровень сопротивления хрупкому разрушению при динамических нагрузках.

Аналогичные результаты достигнутые при модифицировании сталей с перитектическими превращениями (сталь 20 Гл) нанодисперсными карбидами титана и алюминия в комплексе с микролегированием азотом. В процессе кристаллизации формируется мелкозернистая литая структура, нитриды алюминия при затвердевании ограничивают рост зерна аустенита при рекристаллизации, что особенно важно для вагонного литья. Модифицирование отливок железнодорожного полотна, изготовленных из стали 110Г13Л, наноразмерными материалами улучшает однородность структуры, повышение плотности и изотропности. Это способствует более равномерному распределению внутренних напряжений под нагрузкой, уменьшению трещин, сколов. Для отливок из чугуна, предназначенных для измельчения каких-либо твердых продуктов, наномодифицирование используется для повышения прочности и износостойкости отливок без значительной потери эксплуатационных свойств. Наномодификаторы эффективно влияют на кристаллизацию графитовой фазы, включения стэдита, первичное зерно чугуна, неметаллические включения, используя их в качестве гетерогенных центров кристаллизации. В качестве модификаторов использовали TiCN, TiC,  $\text{B}_4\text{C}$ , SiC, в наноразмерном состоянии. Применение этих соединений повысило прочностные свойства чугуна, способствовало устранению усадочных явлений, полной кристаллизации матрицы.

Наномодифицирование оказывает благотворное влияние на жаропрочные стали и сплавы. Карбонитрид титана в виде наночастиц

смешивается на атриторах с порошком металла основы с последующим брикетированием и вводом брикетов в расплав. Измельчение зерна никелевого сплава приводит к повышению жаропрочностных свойств.

Выводы. Наноразмерные частицы, введенные в расплав, позволяют получать отливки с однокодной мелкозернистой структурой в различных сечениях. Это справедливо для всех сплавов литейного производства. Отличительной особенностью наномодифицирования является одновременный рост прочностных, пластических и служебных свойств отливок. Модифицирование в присутствии наночастиц приводит не только к видоизменению структуры металла, но и сопровождается снижением содержания газов, удалением неметаллических включений, десульфурацией и дефосфорацией, раскислением. Использование наноматериалов при изготовлении композиционных отливок дает возможность повысить устойчивость технологических процессов, обеспечить эксплуатационную надежность литых деталей.

## **СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ**

1. Лысенко Т.В. Использование нанотехнологий при изготовлении отливок / Т.В. Лысенко, В.В. Ясюков и др. // Литье и металлургия. 2019, №4, с. 94-99.
2. Концепция управления формообразованием отливок / Сост. Т.В. Лысенко, В.В. Ясюков, И.В. Прокопович. Одесса: Экология, 2019. 272 с.

УДК 669.187.56

Парахневич Є. М.<sup>1</sup>, Івахненко Є.І.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

<sup>2</sup>канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

## **СТРУКТУРА І КРИСТАЛІЧНА БУДОВА МЕТАЛУ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ЗЛИВКА**

Якість машинобудівної продукції залежить від якості вихідного металу і рівня технології, яку застосовують при виробництві заготовок і деталей. Сьогодні стан заготівельного виробництва в машинобудуванні обумовлює загальний технічний рівень продукції.

Великі можливості ефективності заготівельного виробництва відкриваються завдяки застосуванню електрошлакової технології, зокрема, електрошлакового переплавлення (ЕШП). В процесі ЕШП в результаті рафінування активним шлаковим розплавом метал, який переплавляється, очищується від шкідливих домішок, газів, неметалевих вкраплень, а

направлена знизу догори кристалізація зливка обумовлює формування щільної структури [1].

Кристалічна структура електрошлакових злиwkів більш однорідна у порівнянні зі зливками, отриманими за звичайною технологією. Їх макроструктура характеризується наскрізною транскристалізацією й відображає високу стабільність теплофізичних умов затвердіння металу. Тільки в крупних електрошлакових зливках, діаметр яких більше 500 мм, спостерігається двохзонна будова – периферійна область стовбчастих кристалів і центральна область рівновісних кристалів. Якість металу зони рівновісних кристалів у зливках ЕШП набагато вища у порівнянні зі звичайними зливками. Це пов'язано з тим, що в зоні рівновісних кристалів ліквацийні й усадкові процеси виражені значно менше, тому що метал більш чистий по домішкам і кристалізація металу цієї зони проходить не в замкненому об'ємі, а при наявності постійного підживлення, “розбавлення” металеві ванни порціями металу електрода і відводу в цю ванну лікватів [2].

Електрошлаковий зливок відрізняється від звичайного різким підвищенням фізичної однорідності. Сумарна площа пор, які утворені неметалевими вкрапленнями, в електрошлаковій сталі в декілька разів менша, ніж у звичайній, а розмір одиничних пор не перевищує 30 мкм. Завдяки цьому питома щільність литої електрошлакової сталі перевищує питому щільність деформованої сталі звичайного виробництва. Висока фізична однорідність електрошлакових злиwkів забезпечила можливість використання їх у литому стані для виготовлення різних виробів [3]. В електрошлакових зливках з однорідною транскристалічною структурою зональна хімічна неоднорідність відсутня. Макроструктура характеризується рівномірним розподілом основних і легувальних елементів, а також домішок – сірки, фосфору, кисню й неметалевих вкраплень. У крупних електрошлакових зливках, діаметр яких більше 1000 мм, при рівномірному розподілі сірки по перетину зливка спостерігається деяке укрупнення сульфідних вкраплень у зоні рівновісних кристалів [3].

ЕШП покращує кристалічну структуру зливка (дендритний остов). Так, якщо осі дендритів займають у сталі ШХ 15 відкритої виплавки 65 % об'єму зливка, то в металі ЕШП цей показник підвищується до 80 %, а дендритна ліквация в зливках ЕШП на 10...30 % менша [4].

У литому металі ЕШП спостерігаються два типи меж: чітко окреслені межі кристалітів, які проходять по міждендритним об'ємам без грубих виділень надлишкових фаз і без зубчатого характеру меж, а також більш тонкі субмежі всередині кристалітів. Фізико – хімічна макронеоднорідність металу ЕШП набагато менша ніж у металі відкритої виплавки [5].

Ріст тонких кристалів в електрошлаковому металі відбувається, як правило, при великій швидкості кристалізації і температурному градієнті

перед фронтом затвердіння [4]. Дисперсність структури (відстань між осями другого порядку) у литому металі електрошлакового переплавлення на 20% менше ніж у металі звичайного виробництва. Наприклад, якщо в електрошлаковій сталі ШХ15 осі дендритів займають до 80% об'єму зливка, то в металі відкритої виплавки цей показник знижується до 65% [4]. Розміри гілок дендритів у центральній зоні злиwkів ЕШП діаметром до 2300 мм у 3...4 рази менші, ніж у зливках звичайної виплавки. Менші розміри гілок дендритів у металі ЕШП призводять до більш рівномірного розподілу неметалевих вкраплень у міждендритних зонах.

В залежності від електричного режиму і температури ЕШП напрямок росту кристалів змінюється від 1...10° до 40...50° до осі зливка [6]. При низькій температурі шлакової ванни швидкість наплавлення зливка співставна зі швидкістю кристалізації, дендрити витягаються вздовж осі. Навпаки, при високій температурі ЕШП умови кристалізації зливка наближаються до звичайних, які характерні для розливання у виливницю. Змінюючи температурний режим процесу, можна керувати кристалізацією зливка і отримувати потрібну структуру зливка.

Таким чином, завдяки застосуванню електрошлакової технології виплавки металу деталі для машинобудування мають набагато вище рівень експлуатаційних показників, що призведе до збільшення ресурсу роботи деталей.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Рябцев И.А. Наплавка деталей машин и механизмов / И.А. Рябцев, / - К: Екотехнологія, 2004. – 160 с.
2. Ключев М.М. Электрошлаковый переплав / М.М. Ключев, С.Е. Волков – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.
3. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали / Ефимов В.А. – М.: Металлургия, 1976. – 552 с.
4. Особенности тонкого строения электрошлакового слитка: докл. междунар. симпоз. по спец. электрометаллургии [Специальная электрометаллургия], (Киев, июнь 1972 г.) / Киев, 1972. - ч. 1. - С. 177 – 181.
5. Оно А. Затвердевание металлов / Оно А. – М.: Металлургия, 1980. – 152 с.
6. Шульте Ю.А. Производство отливок из стали / Шульте Ю.А. – К.: Вища школа, 1983. – 184с.

УДК 621.745.55

Ямшинський М.М.<sup>1</sup>, Лук'яненко І.В.<sup>2</sup>, Кивгило Б.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> д-р. техн. наук, доцент, КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ

<sup>2</sup> канд. техн. наук, ст. викладач, КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ

<sup>3</sup> аспірант, асистент, КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ

## **МОДИФІКУВАННЯ ВИСОКОДИСПЕРСНИМ КАРБІДОМ КРЕМНІЮ ВТОРИННОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ AL-SI**

На сьогоднішній день алюміній та сплави на його основі є одним з основних конструкційних матеріалів, які знайшли своє широке застосування у різних галузях сучасної промисловості. За об'ємом виробництва алюміній та сплави на його основі посідають друге місце в світі після сплавів на основі заліза. Однак в чистому вигляді алюміній має ряд недоліків, таких як, низькі твердість та температура плавлення. Значно підвищити характеристики алюмінію дозволяє введення в нього різних легувальних елементів та модифікаторів.

У зв'язку з сучасним прогресом та постійним розвитком галузі авіабудування та транспортної промисловості в цілому, до конструкційних матеріалів висуваються все більш високі вимоги. Щоб відповідати вимогам сучасного світу потрібно постійно проводити дослідження та намагаться знаходити нові шляхи поліпшення якості та підвищення властивостей конструкційних матеріалів.

Актуальною проблемою є також розроблення методів поліпшення якості вторинних сплавів на основі алюмінію. Виробництво первинного алюмінію є досить коштовним та енерговитратним процесом. Значно знизити витрати на виробництво алюмінієвих сплавів дозволяє перероблення алюмінієвого лому. При використанні 1 т високоякісних вторинних сплавів на основі алюмінію під час виготовлення виливків замість первинного алюмінію, заощаджується, залежно від марки сплаву та області його застосування, від 230 до 490 кг первинного алюмінію, від 24 до 197 кг кристалічного кремнію, від 1,1 до 4,6 т бокситів, від 0,4 до 1,8 т глинозему. Але якість вторинної сировини поступається якості первинних сплавів. Основною причиною низької якості вторинних сплавів є їх висока забрудненість різними шкідливими домішками.

В роботі досліджено вплив модифікатора SiC у кількості до 0,2%, рис. 1.

Підвищення температури призводить до підвищення рідкотекучості внаслідок збільшення температури перегрівання над лінією ліквідус.

Встановлено, що додавання 0,1% SiC покращує рідкотекучість вторинного сплаву внаслідок очищення від неметалевихз вкраплин з 560 до 630 мм для ПГФ та з 230 до 295 мм для кокіля. Подальше підвищення вмісту SiC до 0,2 % не призводить до явного підвищення ливарних властивостей, з 630 до 645 мм для ПГФ та з 295 до 350 мм.

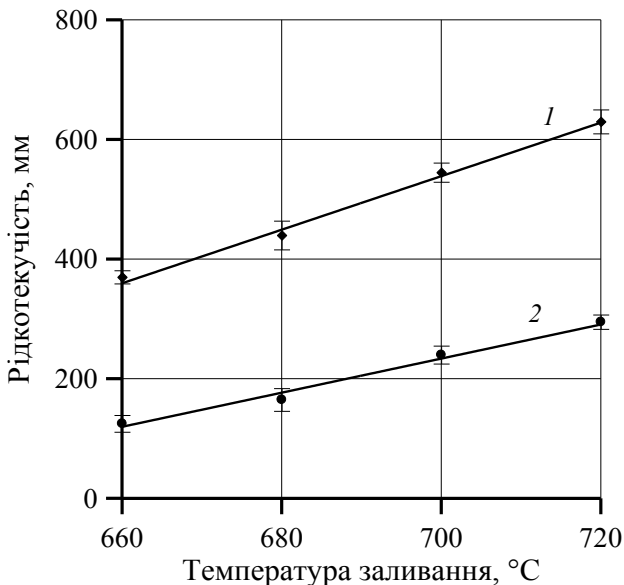


Рисунок 1 – Вплив температури заливання на рідкотекучість вторинного сплаву АК12 залежно від температури, кількість модифікатора 0,2%; 1 – ПГФ; 2 – кокіль

В той же час дослідження лінійної усадки показують підвищення з 1,15 до 1,69% при температурі заливання 680°C.

Мікроструктура сплаву АК12 містить велику кількість дрібних мікропор, розмір яких становить 10...15 мкм. Модифікування сплаву АК12 високодисперсною сполукою SiC в кількості 0,1...0,2 мас. % призводить до подрібнення евтектичної структури сплаву АК12 з одночасним зменшення об'ємної частки кристалів первинного Si. Розмір кристалів первинного Si при цьому зменшується із збільшенням вмісту модифікатора. Мікроструктура модифікованого сплаву АК12 містить значно меншу кількість дрібних мікропор у порівнянні із вихідним сплавом.

Підвищення лінійної усадки призводить до зменшення об'єму усадкової раковини і як наслідок представлений комплекс заходів сприяє зменшенню щільності виливків із вторинного сплаву АК12.

УДК 621.74

Пархоменко А. В.<sup>1</sup>, Пархоменко А. В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

## ПРОЄКТУВАННЯ ПРОТОТИПУ СПІНАЛЬНОГО ІМПЛАНТАТУ З ТИТАНОВОГО СПЛАВУ

Використання в медичній практиці сучасних стабілізуючих конструкцій та різноманітних імплантів збільшується з кожним роком. Цьому сприяє не тільки швидкий розвиток суто медичних можливостей а й поява сучасних матеріалів, що демонструють свою ефективність та безпеку використання в людському організмі разом з провідними методами проєктування та виготовлення імплантів.

Об'єктом дослідження обрано Soflex® – імплант у формі латинської букви «U» (Рис.1). Це типова стабілізуюча конструкція для підтримки хребта після хірургічного втручання. Форма імпланта розроблена ще в 90-і роки у Франції (Dr. Jacques SAMANI) та використовується сьогодні в 60 різних країнах. Кількість пацієнтів, які на сьогодні використовують в світі цю конструкцію наближається до 200 тис. [1-2].



Рисунок 1 – Спінальний імплант Soflex

Імплант Кофлекс виготовляється зі сплаву Ti-6Al-4V (маркування UNS R56400, іноді використовують назву TC4, Ti64 або ASTM Grade 5), що є альфа-бета титановим сплавом с високим відношенням міцності до маси та значною корозійною стійкістю. Це один з найбільш часто використовуваних титанових сплавів, який застосовують там, де необхідні мала щільність та висока корозійна стійкість, наприклад, в аерокосмічній промисловості та біомедицині (імплантати и протези). Хімічний склад сплаву: Ti - основа, Al - 6%, V - 4%, Fe - 0.25%, оксиди - 0.2%. Цей матеріал протягом багатьох років випробувань в медицині завдяки чудовій біосумісності. Задля забезпечення високих механічних характеристик, імплант Кофлекс виготовляється шляхом фрезерування виробу з єдиного полікристалу з хаотичним розташуванням зерен, Даний виріб має п'ять

стандартних розмірів залежно від міжкостистої відстані, але інші розміри не регламентовані та можуть значно змінюватися в залежності від персональних даних пацієнта. Тож проєктування та створення віртуального прототипу майбутнього імпланта стає кропіткою та тривалою задачею.

Розглянуто можливість використання інтегрованого середовища розробки віртуального прототипу спінального імпланта. На першому етапі вхідні дані для проєктування індивідуального імпланта отримуються від лікаря, який на основі даних томографії приймає рішення про особливості протезування та формулює вимоги щодо модифікації базової конструкції імпланта хребта. Другий етап процесу проєктування – розробка віртуального прототипу спінального імпланта в середовищі тривимірного моделювання. Наступним етапом є створення параметричної 3D моделі для подальшої регенерації індивідуального дизайну відповідно до значень параметрів, отриманих від лікаря. Після верифікації параметричної моделі її можна застосовувати для проєктування окремого імпланта хребта. Архітектура інтегрованого середовища розробки базується на організації взаємодії Creo Parametric з інструментами Excel Analysis та Program (Рис. 2) [3].

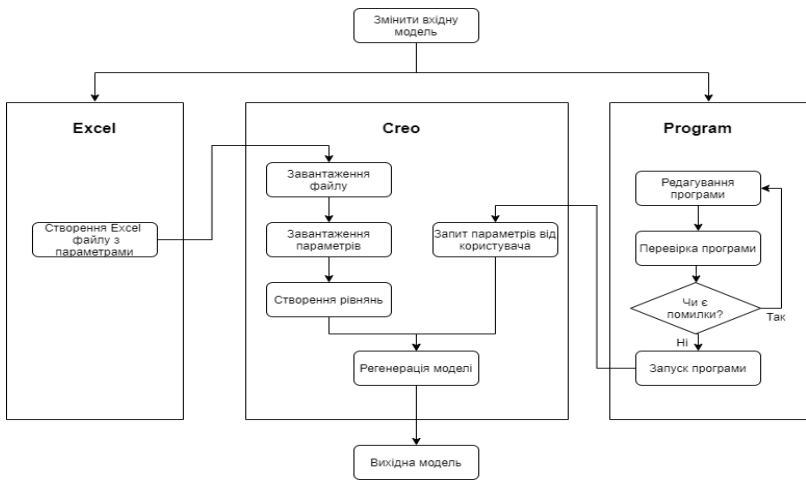


Рисунок 2. - Архітектура інтегрованого середовища розробки

Інтегроване середовище дозволяє значно скоротити час на створення 3D моделі імпланта, з урахуванням особливостей кожного пацієнта, шляхом використання нескладної процедури внесення необхідних геометричних параметрів в таблицю значень, які трансформуються в вихідну геометричну модель.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Минимальное вмешательство со значительным результатом – вот новая концепция лечения по стабилизации позвоночного столба с помощью импланта Coflex® (Кофлекс®) [Электрон. ресурс]. – Режим доступа: <http://mst.ru/information/patients/spine/degen/coflex/>.
2. What is coflex? [Electronic resource]. – Access mode: <https://coflexsolution.com/about-coflex/what-is-coflex/>.
3. Adaptation of CAD-system Creo for Development of Individual Spinal Implant [Text] / [O. Gladkova, A. Parkhomenko, N. Myronenko et al.] // 16th International Conference on The Experience of Designing and Application of CAD Systems, Lviv, Ukraine, 22–26 February 2021: proceedings. – Los Alamitos: IEEE, 2021. – P.1-5

УДК 621.746.6:669.046.516.4:669.715

Доценко Ю.В.<sup>1</sup>, Селівьорстов В.Ю.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> канд. техн. наук, доцент НМетАУ, Дніпро

<sup>2</sup> д-р техн. наук, професор НМетАУ, Дніпро

### ВИКОРИСТАННЯ КОМБІНОВАНОГО ВПЛИВУ НА ЗАТВЕРДІННЯ ВИЛИВКІВ ЗІ СПЛАВУ СИСТЕМИ AL-SI

Найбільш високі і стабільні по перетину виливків властивості зазвичай досягаються при отриманні однорідної і дрібнозернистої структури. Чим дрібніше розміри первинних кристалів, тим вище ряд важливих експлуатаційних і технологічних властивостей виливків. Тому ливарники найчастіше прагнуть до отримання найбільш дрібнозернистої і однорідної структури металу.

Одним з найбільш поширених 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, впливу концентрованими джерелами енергії. При цьому, зазначені процеси мають, в тому числі, певну технологічну специфіку, мають свої переваги і недоліки.

Ефективний спосіб зміни морфології фаз, що кристалізуються, їх затвердіння в різко нерівноважних умовах. При цьому створюються умови для зменшення розмірів зерна, значного розширення розчинності в твердому стані, пригнічення росту грубих включень первинних інтерметалідів.

Одним з ефективних способів впливу на метал, що кристалізується є, зокрема, газодинамічне вплив. При здійсненні такого процесу до моменту 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 виливка.

В лабораторних умовах були проведені дослідження впливу змінного газового тиску на структуроутворення металу виливків зі сплаву А356. Результати лабораторних досліджень показали підвищення механічних властивостей литого металу і зниження шпаристості циліндричних виливків зі сплаву А356 діаметром 50 мм і висотою 100 мм. В порядок технологічних операцій виготовлення виливка були включені наступні етапи: проведення рафінування (препарат DEGASAL Т 200, введення в робочу порожнину форми влаштування для подачі газу оригінальної конструкції, витримка виливка з пристроєм протягом заданого проміжку часу, подача газу (аргону) з початковими показниками тиску 0,15 - 0,2 МПа, подальше нарощування тиску до 1,3 - 1,4 МПа і витримка під тиском до повного затвердіння виливка. Наведені дані свідчать про те, що в результаті газодинамічного впливу вдалося подрібнити структурні складові, в результаті чого збільшилися на 20-25% пластичні властивості литого металу і на 8-12% збільшилася його щільність. Таким чином, газодинамічний вплив на метал, що твердне дозволяє отримати ефект модифікування, який може бути значно посилений введенням в розплав додаткових центрів кристалізації у вигляді відповідних традиційних модифікаторів або нанокристалічних порошоків, отриманих методами механохімії. При цьому можливе зниження кількості витраченого модифікатора.

УДК 621.74

Пономаренко О.І.<sup>1</sup>, Русабров А.Є.<sup>2</sup>, Мариненко Д.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> д-р техн. наук, професор, НТУ «ХП», Харків

<sup>2</sup> аспірант, НТУ «ХП», Харків

## **НОВІ ЗАСОБИ ЗБІЛЬШЕННЯ ГАЗОПРОПУСКНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ КЕРАМІЧНИХ ОБОЛОНКОВИХ ФОРМ**

Відома проблема при литті методом ЛВМ в гарячі керамічні оболонкові форми є низька газопроникна властивість форми. Одним з поширених методів утворення керамічної оболонки є технологія з використанням гідролізованої супензії на основі ЄТС-40, спирту, сірчаної кислоти, та наповнювачем, якою покривається обезжирена модельна маса, з наступним покриттям плакіровочним шаром та сушкою в конвекційній аміачно-кисневій камері [1]. Такі технології створення керамічних оболонок характеризуються низькою газопроникністю [2], яка зв'язана з щільним приляганням елементів наповнювача, та зв'язаним їх гідролізом.

Існує ряд методів для поліпшення цієї проблеми, але немає універсального способу[3]. Для кожного підприємства існує необхідність експериментального виявлення оптимального методу, яке пов'язано з внутрішніми технологічними особливостями, матеріалами, виливками що виробляються.

На підприємстві ДП “ПФ “БМР-Сервіс” було вперше проведено експериментальне дослідження впливу на газопровідність додавання крохмаліту (ТУ 10-04-08-64-87) до плакіровочного слою. в об'ємних долях 1%,4%,8%. Результати дослідження приведені в таб.1. Дослідження проводилось на пристрої для перевірки газопровідності 042М та пристрої SLB 51030 для випробування міцності при вигині рухомою призмою знизу. Теоретичною основою припущення є особлива форма крохмаліту, тонка невелика пластинка, яка згорить при прокалюванні керамічною оболонки створюючи допоміжні канали для виходу кисню.

Оскільки показання приборів є відносною величиною, та фактичної цінності не несуть, нам потрібна інформація відносного впливу на міцність та газопропускну властивість зразків вироблених по існуючій на підприємстві технології. Усього було вироблено та апробовано 5 зразка кожного типу, дані у таблиці є середній результат між ними. Результат міцності та газопровідності зразків по існуючій технології було прийнято за одиницю (табл. 1).

Таблиця 1 – Міцність та газопровідність зразків в залежності від процентного вмісту крохмаліту

	стандартний зразок	1% крохмаліту	4% крохмаліту	8% крохмаліту
міцність	1	1.05	0,93	0,63
газопровідність	1	0,98	1,38	4,21

Згідно з отриманими даними можна зробити висновок що додавання 1% відсотку крохмаліту не дає значних змін на керамічну оболонку, додавання 4% крохмаліту збільшує газопровідність на 38% при зменшенні міцності всього на 7%. Додавання 8% відсотків сильно зменшує міцність.

Таким чином додавання крохмаліту є перспективним напрямком для подальшого дослідження засобів покращення газопропускну властивостей керамічних оболонкових форм.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Соболевский, В.М. Состав растворов, полученных при гидролизе ЭТС-32, ЭТС-40 и ЭТС-50 / В.М. Соболевский, С.И. Клещевникова, Г.А. Дубровская и др. // Литейное производство. – 1974. - №9. – С.27-29.
2. Гуляева, Т.Б. Этилсиликатные суспензии для керамических форм / Т.Б. Гуляева, М.А. Иоффе, В.Н. Максимков, Г.И. Вечерская // Литейное производство. – 1992. - №6. – С.18-33.
3. Фирсов, В.Г. Живучесть этилсиликатных связующих / В.Г. Фирсов, В.Ф. Гаранин, В.А. Озеров // В сб. Повышение качества и эффективности литья по выплавляемым моделям. М.:МДНТП. – 1989. – С.21-53.

УДК 669.715

Селівьорстов В.Ю.<sup>1</sup>, Доценко Ю.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> д-р техн. наук, професор НМетАУ

<sup>2</sup> канд. техн. наук, доцент НМетАУ

## ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ ВИСОКОДИСПЕРСНИМ КАРБІДОМ КРЕМНІЮ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВТОРИННОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ AL-SI

Вплив модифікування на механічні властивості вторинного алюмінієвого сплаву (мас. %: 0,528 Mg, 1,124 Cu, 11,539 Si, 84,969 Al, 0,905 Fe, 0,692 Zn, 0,242 Mn) без термічної обробки визначали шляхом введення карбіду кремнію марки F1200 з розміром частинок 1-3 мкм у кількості 0,1, 0,2, 0,3 мас. %. Для проведення досліджень виготовляли виливки циліндричної форми.

Заливку здійснювали безпосередньо в сталевий витряхний кокіль з середньою товщиною стінки 20 мм, середнім діаметром 55 мм та висотою робочої порожнини 150 мм. Внутрішню поверхню кокілю, підігріту до температури 380 – 400 °С, покривали ливарною фарбою на основі дистен - силіманіту. Механічні властивості досліджували на універсальній дослідній машині 2161 Р-5 на заздалегідь виготовлених зразках типу Ш (рис. 1, табл. 1).

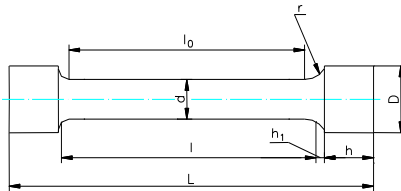


Рисунок 1 - Пропорційний циліндричний зразок (ГОСТ 1497-73)

Таблиця 1 - Розміри пропорційного циліндричного зразка, мм

d	$l_0=5d$	I	D	h	h1	r	L
6	33	$l_0+(0.5-2)d$	12	11	2	1.5	$l+2(h1+h)$

Встановлено, що міцність немодифікованого сплаву ( $\sigma_b$ ) становить 110 - 120 МПа. При вмісті SiC в сплаві від 0,1% до 0,2% показники  $\sigma_b$  збільшуються від 130-145 МПа до 155-166 МПа відповідно. Збільшення вмісту SiC до 0,3% призводить до зменшення значень  $\sigma_b$  в межах 117 - 127 МПа. Показники твердості (НВ): немодифікований сплав - 42 - 43, сплав з вмістом 0,1% SiC - 43 - 44, з вмістом 0,2% SiC - 46 - 47, з вмістом 0,3% SiC - 43 - 44.

Отримані результати свідчать про перспективність проведення подальших досліджень, що спрямовані на вдосконалення технології модифікування вторинних алюмінієвих ливарних сплавів, а також розробку нових технологій комплексної обробки розплаву з метою підвищення їх механічних властивостей.

УДК 669.245.018.044:620.193.53

Глотка О.А.<sup>1</sup>, Ольшанецький В.Ю.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> канд. техн. наук, доцент, НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

<sup>2</sup> д-р техн. наук, професор, НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

## ЕВОЛЮЦІЯ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ КАРБІДІВ В ЗАЛЕЖНОСТІ ВІД РЕЖИМУ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Аналіз сучасних публікацій показує, що велика кількість робіт спрямована на дослідження проблеми прогнозування властивостей жароміцних матеріалів, однак вони є розрізнені та не охоплюють всього комплексу властивостей. Також в існуючих наукових роботах практично відсутня інформація про специфіку розподілу легувальних елементів в ЖНС. Основний напрямок цих робіт, це дослідження коефіцієнтів ліквіації між  $\gamma$  та  $\gamma'$ - фазами, при цьому майже не згадується про інші фази, що існують в сплавах даного типу. Стає очевидним, що сучасна наукова спільнота звертає увагу лише на зміцнювальну  $\gamma'$ -фазу, однак в процесах зміцнення та підвищення жароміцності приймають участь і карбідні фази, в яких розподіл легувальних елементів майже не вивчений.

Для виплавляння експериментального сплаву ЗМІ-М8 використовувалися стандартні шихтові матеріали. Хімічний аналіз тестових і промислових плавок здійснювався стандартними методами, відповідно до вимог ТУ 14-1689-73 і ОСТ 1.90127-85. Спектральний хімічний аналіз

проводився на оптичному емісійному приладі ARL-4460. Термічну обробку зразки проходили по наступному режиму: гартування  $1180 \pm 15^\circ\text{C}$ , витримка 4 години, охолодження на повітрі; старіння при  $900 \pm 10^\circ\text{C}$ , витримка 16 годин, охолодження на повітрі.

Для ідентифікації фаз, визначення їх масової частки і хімічного складу використовувався метод локального мікрозондового аналізу. Дослідження складу фаз здійснювалося на приставці до растрового електронного мікроскопу марки PEM-106I з системою енергодисперсійного рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА). Даним методом експериментально оцінювався хімічний склад фаз в структурі розробленого сплаву ЗМІ-М8. Відносна похибка методу становила  $\pm 1\%$  за масою.

Морфологія виділень після повного циклу термічного оброблення є типовою для сплавів даного класу, чітко просліджуються первинні карбіди, у вигляді окремих блоків, та вторинні карбіди переривчастих блокової і пластинчастої форми.

Таблиця 1 – Хімічний склад карбідів експериментально отриманий зі сплаву ЗМІ-М8 при  $20^\circ\text{C}$

Склад карбідів	Вміст елементу, % по масі									
	Ti	Nb	Ta	Hf	Co	W	Mo	Ni	Cr	C
МС (після литва)	19,3	31,23	24,51	2,73	-	1,07	4,1	-	8,36	8,7
МС (після гартування)	13,61	42,98	29,04			0,63	0,21		0,2	10,5
МС (після повного циклу ТО)	12,19	36,1	25,26	14,85		0,42			0,79	10,0
$M_{23}C_6$ (після повного циклу ТО)	-	-	-	-	1,5	4,34	11,26	7,3	70,57	5,1

Склад карбідів МС, отриманий експериментально методом РСМА за допомогою електронного мікрозонду добре узгоджується з розрахунковими результатами. Так, експериментально встановлено, що до складу первинних карбідів входять ніобій, тантал, гафній, титан, вольфрам, хром (табл.1), спектр випромінення приводяться нижче (Рис. 1). До складу вторинних карбідів входять хром, молібден, нікель, вольфрам та кобальт (Табл. 1), спектр випромінення наводяться на рисунку 1

Експериментальні дані добре узгоджуються між собою практично за всіма елементами після повного циклу термічного оброблення. Це дозволяє зробити висновок, що отриманий сплав ЗМІ-М8 розроблений доволі коректно.

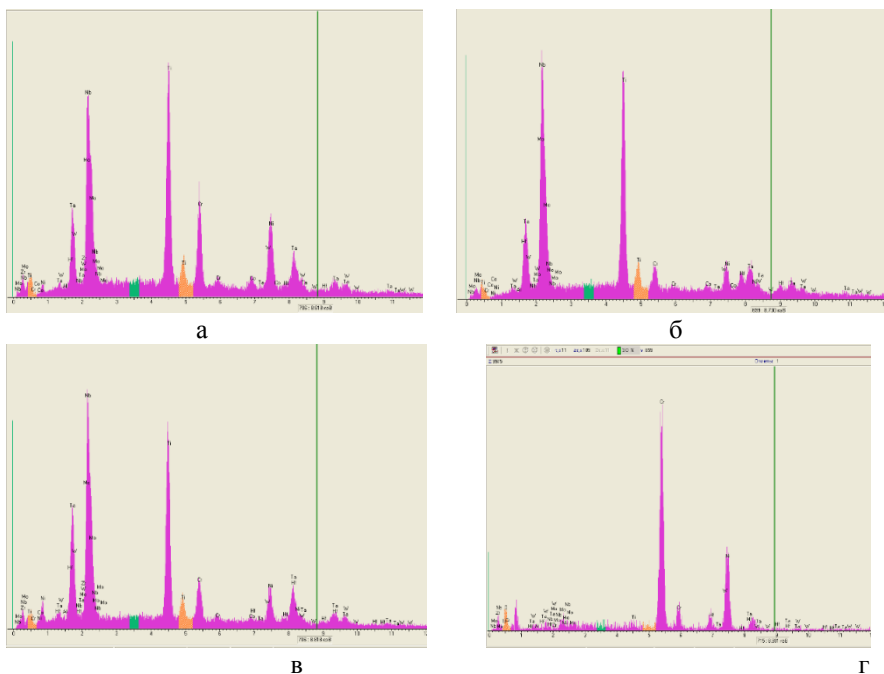


Рисунок 1 – Спектри отримані від первинних карбідів після литва (а), гартування (б) та повного циклу термічного оброблення (в) і вторинних карбідів після повного циклу термічного оброблення (г) сплаву ЗМІ-М8

## СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Glotka O.A. Modelling the composition of carbides in nickel-based superalloys of directional crystallization / O.A. Glotka // *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. -2020.- №102/1 Pp. 5-15. <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.6324>.
2. Glotka A.A. Prediction thermo-physical characteristics heat-resistant nickel alloys directional crystallization/ A.A. Glotka, V.E. Ol'shanetskii // *Acta metallurgica Slovaca*. – 2021. -Vol. 27, No. 2. – PP. 68-71 ,DOI 10.36547/ams.27.2.813
3. Ol'shanetskii V.E. Prediction of carbide liquidus and carbide composition of the Ni-14Cr-9Co-5Ti-3Al-3Ta-3.5W-1.5Mo-0.15Hf-0.1C system/ V.E. Ol'shanetskii, A.A. Glotka, V.V. Klochikhin // *Functional materials*. – 2021. - Vol. 28, No. 2. – PP. 359-365 <https://doi.org/10.15407/fm28.02.359>

УДК 669.017.16

Іванченко С.Ю.<sup>1</sup>, Вініченко В.С.<sup>2</sup>, Волков Г.П.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> ст. лаб. кафедри М і ТЛВ НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

<sup>2</sup> к.т.н., доцент кафедри ФМ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

<sup>3</sup> к.т.н., доцент кафедри ДМ і ПТМ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

## **ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ НЕМЕТАЛІЧНИХ ЧАСТИНОК ДВООКИСУ ТОРІЯ НА СХИЛЬНІСТЬ ДО КРИХКОГО РУЙНУВАННЯ ДРОТІВ ІЗ ВОЛЬФРАМОВИХ НИЗЬКОРЕНІЄВИХ СПЛАВІВ**

Вольфрамові низькоренієві сплави (що містять менше 10 % ренію), зміцнені частинками двоокису торію, до теперішнього часу застосовуються для виготовлення найрізноманітніших деталей (пружин, гачків, катодів генераторних ламп), де потрібні міцність і пружність при високих температурах, а також підвищені емісійні властивості. Стимує розширення виробництва подібних матеріалів те, що незважаючи на велику кількість наукових розробок, дроти з вказаних сплавів, що випускаються промисловістю, схильні до крихкого руйнування при звичайних температурах. Схильність до крихкого руйнування при технологічних згинаннях дротів може призводити до поломок і, тим самим, знижувати важливий економічний показник - вихід придатного. Тому проблема зменшення схильності дроту з низькоренієвихвольфрамоторієвих сплавів до крихкого руйнування досі актуальна.

Однією з причин підвищеної схильності до крихкого руйнування дроту з низькоренієвихвольфрамоторієвих сплавів вважають наявність неметалічних частинок двоокису торію, які спеціально вводяться з метою стабілізації дислокаційної структури сплаву при підвищених температурах і зниження енергії виходу електронів. Відомо, що ці сплави в рекристалізованому стані мають температурний поріг холодноламкості вище 20 °С, що сильно утруднює технологічні операції, необхідні при виготовленні з них, зокрема, деталей електровакуумної техніки.

Пластичність при звичайних температурах таких сплавів підвищують створенням волокнистої структури шляхом наклепу в процесі деформаційного перероблення. При цьому оскільки з'явлення ділянок з рекристалізованою структурою призводить до крихкого руйнування дротів, наприклад, при необхідних технологічних їх вигинах, важливо не допускати процесу рекристалізації, який може відбуватися під час виконання технологічних відпалів і пластичногодеформування. Однією з причин, які призводять до появи місць з рекристалізованою структурою в подібних дротах, за нашою гіпотезою, можуть бути частинки двоокису торію. В роботі [1] повідомляються подібні результати про те, що відносно великого розміру

неметалічні частинки, при пластичній деформації можуть призводити до локальних концентрацій спотворень кристалічної ґратки, а це збільшує швидкість утворення зародків рекристалізації поблизу таких включень. Дане припущення було експериментально підтвержене Леслі із співробітниками на серії розбавлених твердих розчинів Fe - O, що містять неметалічні включення різного розміру. Ними було показано, що збільшення кількості частинок прискорює зародження і, відповідно, увесь процес рекристалізації в цілому. Вони також зазначають, що у разі дуже малих розмірів частинок зародження може бути навпаки ускладнено, наприклад, у разі, коли субзерно, що зародилося і розвивається, стикається з частинкою включення раніше, ніж стає здатним до зростання.

З приведених міркувань виходить, що вивчення явища прискорення рекристалізації великими частинками оксидів і затримка її дрібними актуальна для низькоренієвихвольфрамоторієвих сплавів. Особливо ця проблема актуальна для сплавів зі змістом ренію, який не забезпечує зниження порогу холодноламкості нижче 20 °С. Зокрема, для сплаву марки ВР10Т2, що випускається промисловістю. Тому метою цієї роботи було дослідження структури промислових дротів із сплаву ВР10Т2 на наявність ділянок з рекристалізованою структурою в місцях присутності частинок двоокису торію відносно великого розміру. Хімічний склад сплаву, що використовували в даній роботі наведено в таблиці.

Таблиця - Хімічний склад сплаву

Марка сплаву	Масова частка елементів, %						
	ThO <sub>2</sub>	Re	SiO <sub>2</sub>	CaO	Mo	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
ВР10Т2	1,85	9,9	0,002	0,002	0,003	0,0014	0,0017

Наявність ділянок з крихкою рекристалізованою структурою у дроті оцінювали шляхом проведення випробування зразків дроту на спіралізуємість. Виявлені проблемні ділянки піддавали металографічному аналізу за допомогою оптичного і електронного мікроскопу.

Результати досліджень наведено на рисунку, із якого видно, що у місцях крихкого руйнування дроту, яке спостерігалось при випробуванні на спіралізуємість, були виявлені ділянки з рекристалізованою структурою (рис.1а), крупні фасетки сколу (рис. 1б) та відносно крупні частинки двоокису торію (рис.1в).

Аналіз технології введення ThO<sub>2</sub> в даний сплав показав, що однією з причин наявності окремих крупних частинок у структурі дроту, може бути те, що в процесі прокалювання паравольфраму у печах з муфелем, що обертається, відбувається зчеплення окремих частинок порошку WO<sub>3</sub> у більш

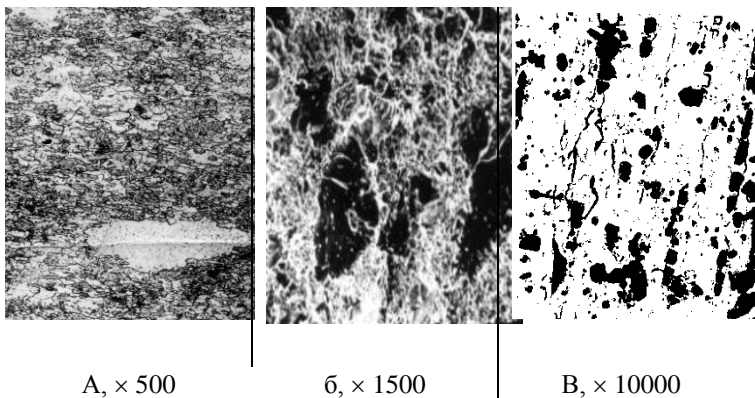


Рисунок 1 – Структура дроту зі сплаву ВР10Т2 у місці розташування крупних частинок  $\text{ThO}_2$ ; а – мікроструктура; б - поверхня зламу; в – частинки  $\text{ThO}_2$

крупні утворення - конгломерати, і, як наслідок, збільшення розміру пустот між ними відносно пустот між окремими порошинками. При хімічному способі введення  $\text{ThO}_2$  у цих відносно крупних пустотах між конгломератами із частинок вольфрамового ангідриду може накопичуватися розчин азотнокислого торію у кількості, достатній для утворення при наступному випаровуванні води окремих крупних частинок  $\text{ThO}_2$  порівняно з частинками, що утворюються в пустотах між окремими порошинками (не зчепленими в конгломерати). Це призводить до того, що в сплаві на ділянках, де утворились відносно крупні конгломерати із частинок, рекристалізація буде починатись при нижчих температурах порівняно з ділянками, де присутні тільки відносно дрібні частинки. Ця обставина, утруднює вибір температури відпалу, який би забезпечив зняття наклепу і в той же час не призводив до з'явлення рекристалізованих і відповідно крихких ділянок у місцях дроту, де присутні відносно крупні частинки  $\text{ThO}_2$ .

Таким чином можна припустити, що зменшення кількості рекристалізованих ділянок, а відповідно і випадків крихкого руйнування дротів, можливо досягти шляхом удосконалення технології введення  $\text{ThO}_2$  в напрямку запобігання утворення крупних частинок даної зміцнювальної фази.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Leslie W. C., Michalak J. T., AulF/ M., Iron and dilute solid solutions, Intersci. Publ., New York, 1963, p.119.

УДК 621.74

Кудін В.В.<sup>1</sup>, Петруша Ю.П.<sup>2</sup>, Шустов С.О.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> канд. техн. наук, доцент, НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

<sup>2</sup> канд. техн. наук, доцент, НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

<sup>3</sup> завідувач лабораторії, НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

## **ОПТИМІЗАЦІЯ ПОРШНЕВОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ ЗА ДОПОМОГОЮ НАНОЧАСТОК ТА МОДИФІКУВАННЯ**

Алюмінієві сплави широко використовуються у багатьох галузях промисловості від машинобудування до авіабудування. Тому питання оптимізації хімічного складу, мікроструктурного стану та рівня механічних властивостей алюмінієвих сплавів є завжди актуальним при використанні їх у різних галузях. Інститутом електрозварювання імені Е.О.Патона проведені роботи по отриманню наноструктурованих матеріалів у вигляді алюмінієвих пластин, які містять 40% наночастинок  $Al_2O_3$ . Партія такого матеріалу була використана як модифікатор при введенні в розплав алюмінієвого сплаву АК7ч, призначеного для виготовлення поршнів двигунів внутрішнього згорання.

Дослідження відбувалися в лабораторіях кафедри «Машини і технологія ливарного виробництва» НУ «Запорізька політехніка». Плавки алюмінієвого сплаву АК7ч проводили в порційній індукційній печі (вага кожної плавки становила 15 кг) з введенням різних модифікаторів. Заливку рідкого металу здійснювали у металевий кокіль для виливка «Поршень». Проведені дослідні плавки з наступним введенням наночастинок та модифікуванням:

- базовий сплав АК7ч (пл. №0);
- наночастки  $Al_2O_3$  у вигляді пластин в кількості 0,05% (пл. №1) та 0,5% (пл. №2) (концентрація  $Al_2O_3$  розрахована по масі розплаву);
- пресовані пігулки, що складаються з подрібнених в порошок алюмінієвих пластин, що містять 40%  $Al_2O_3$ , модифікатора  $K_2ZrF_6$  і порошку алюмінію марки ПА-4 в кількості 0,05%  $Al_2O_3$  та 0,2%  $K_2ZrF_6$  (пл. №3), а також 0,5%  $Al_2O_3$  та 1,0%  $K_2ZrF_6$  (пл. №4).

Зразки дослідних плавок піддали термічній обробці по режиму: гартування при  $T = 500 \pm 5^\circ C$ ,  $\tau = 3$  години, охолодження в воді; старіння при  $T = 175 \pm 5^\circ C$ ,  $\tau = 5$  годин, охолодження на повітрі.

З метою оптимізації мікроструктури та властивостей поршневого алюмінієвого сплаву досліджували хімічний склад, механічні властивості та жароміцність, а також мікроструктуру зразків, як з базового алюмінієвого сплаву АК7ч, так і сплавів з різними варіантами модифікування.

Рівномірність розподілу хімічних елементів визначали в різних зонах

макротемплетів (з боків, та в центрі), виготовлених в поперечному перерізі стандартних зразків. Вміст елементів в досліджуваних зонах всіх плавок знаходився приблизно на одному рівні та відповідав вимогам ДСТУ 2839-94, тобто ліквіація по хімічному складу відсутня. Метал щільний, бал загальної газової пористості відповідав 1-му балу шкали пористості.

Дослідження результатів випробувань механічних властивостей та жароміцності показали, що всі зразки дослідних плавок відповідали вимогам стандарту ДСТУ 2839-94 (табл. 1). Випробування зразків на жароміцність при підвищеній температурі проводили по режиму: температура випробування  $T = 300^{\circ}\text{C}$ ,  $\sigma = 5 \text{ кг/мм}^2$ .

Таблиця 1 – Механічні властивості та жароміцність дослідних плавок

Матеріал	№ плавки	Механічні властивості при кімнатній температурі							Жароміцність, (витримав годин до руйнування)
		$\sigma_{\text{в}}$ , кг/мм <sup>2</sup>			$\delta$ , %			Твердість, НВ	
AK7ч	0	30,5	28,6	29,2	2,8	3,0	–	117	61 <sup>00</sup>
AK7ч + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	1	28,1	27,4	26,1	2,7	2,4	2,9	119	59 <sup>00</sup>
	2	31,3	31,0	30,6	3,2	3,4	3,1	124	61 <sup>00</sup>
AK7ч + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + K <sub>2</sub> ZrF <sub>6</sub>	3	31,4	31,3	30,7	3,6	3,7	3,5	130	65 <sup>30</sup>
	4	33,4	33,7	34,1	4,2	3,8	4,1	138	76 <sup>00</sup>
ДСТУ 2839-94		≥ 19			–			114-130	≥ 50

Аналіз результатів показав (табл. 1), що в зразках (пл. №2, 3, 4) відбулося підвищення твердості в порівнянні з базовим зразком (пл. №0), значення межі міцності, відносного подовження та жароміцності також збільшилися, особливо зразка (пл. №4), що незначно перевищують вимоги стандарту. Деяке зниження міцності зразка (пл. №1) можна пояснити наявністю ливарних дефектів, газової пористості, виявленої в зламах, що підтвердилось також при дослідженні мікроструктури.

Металографічний аналіз мікроструктури проводили за допомогою світлового мікроскопа NEOPHOT-32, після травлення шліфів в реактиві Келлера (2 мл –HF, 1мл - HCl, 1 мл – HNO<sub>3</sub>, 80 мл – H<sub>2</sub>O). При дослідженні встановлено, що мікроструктура зразків представляла собою дендрити алюмінієвого твердого розчину (Al), в міждендритних просторах – алюмінієво-кремнієва евтектика (Si-Al) та інтерметалідні з'єднання у вигляді компактних виділень  $\alpha$ -фази типу (FeMn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>Al<sub>15</sub> та  $\beta$ -фази типу (FeSiAl<sub>5</sub>). Мікроаналіз, виконаний на растровому електронному мікроскопі JSM 6360LA з системою РСМА показав, що до складу  $\beta$ -фази входили Al, Si, Fe, Mn; до складу  $\alpha$ -фази - Al, Si, Fe, Mn, Cr, Cu. в межах чутливості методу вимірювання.

Порівняльний аналіз мікроструктур базового сплаву із сплавами з введенням наночастинок та модифікуванням показав (рис. 1), що в мікроструктурі зразків (пл. №1) та (пл. №2) помітних змін в розмірах дендритів Al-твердого розчину та евтектичних складових не відбулося. В мікроструктурі зразків (пл. №3) та (пл. №4) в результаті введення в сплав модифікатора  $K_2ZrF_6$  зменшилися розміри колоній евтектики з формуванням тонкої диференційованої глобулярної форми виділень евтектичного кремнію.

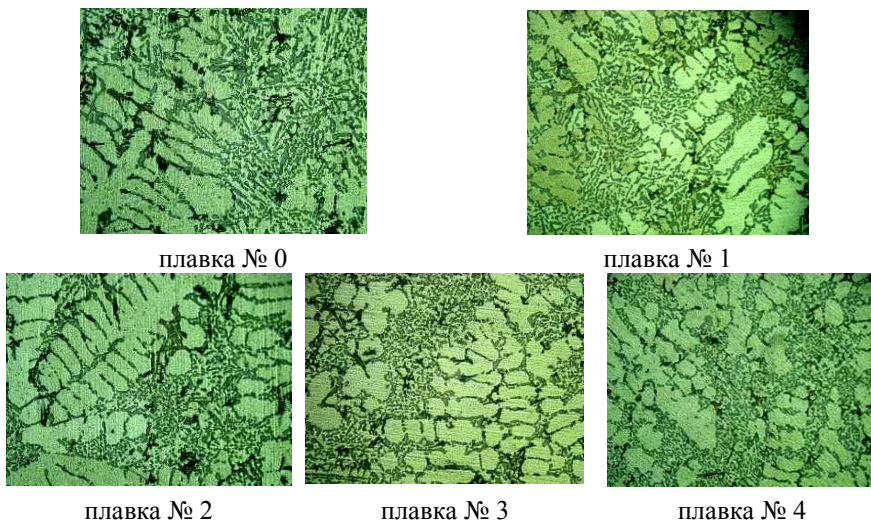


Рисунок 1 – Мікроструктура зразків дослідних плавок,  $\times 500$ .

Дослідження по оптимізації поршневого алюмінієвого сплаву показали, що найкращі показники механічних властивостей та мікроструктури спостерігалися в зразку (пл. №4), в який було введено 0,5% наночастинок  $Al_2O_3$  та 1,0% модифікатора  $K_2ZrF_6$ . Так межа міцності в термічно обробленому стані підвищилася на 12,8%, відносно подовження майже на 40%, твердість на 18%, а жароміцність на 24,6%, в порівнянні з зразками із базового алюмінієвого сплаву АК7ч. Таким чином, вказані переваги дозволять забезпечити більш високий рівень механічних властивостей та жароміцності виливків з алюмінієвого сплаву АК7ч, та рекомендувати розроблену технологію введення в сплав 0,5% наночастинок  $Al_2O_3$  та 1,0% модифікатора  $K_2ZrF_6$  в серійне використання при виробництві поршнів для побутової техніки.

УДК 621.74

Клочихин В.В.<sup>1</sup>, Касай П.А.<sup>1</sup>, Наумик В.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> АО «Мотор Сич», Запори́жжя

<sup>2</sup> д-р техн. наук, профессор НУ «Запорожская политехника», Запорожье

## **ИССЛЕДОВАНИЕ КАЧЕСТВА МАТЕРИАЛА АДДИТИВНЫХ ОБРАЗЦОВ ИЗ СПЛАВА IN718, ВЫРАЩЕННЫХ ИЗ ПОРОШКА ИЗГОТОВЛЕННОГО МЕТОДОМ ГАЗОВОГО РАСПЫЛЕНИЯ**

Существенными недостатками широко распространённых для получения заготовок деталей методов литья являются ликвационные процессы. В результате последних развивается химическая неоднородность отливок и образуются различные усадочные дефекты, что приводит к снижению уровня физико-механических свойств изделий. Широко распространён целый комплекс технологических воздействий, таких как, ускорение охлаждения отливки, направленная кристаллизация, и т.д., позволяющих снизить негативный эффект от указанных процессов. Радикальным решением указанных проблем является применение аддитивных технологий (послойная наплавка, 3D-печать).

Построение таких деталей осуществляется в процессе перемещения лазерного или электронного луча в различных направлениях системы координат XYZ и послойного селективного сплавления порошка.

На базе АО «Мотор Сич» провели комплекс исследований образцов, изготовленных 3D-принтингом из сплава Inconel (IN718) на установке «EOS M400» из порошка производства фирмы «LPW» (Великобритания), изготовленного методом газового распыления.

Построение опытных образцов осуществляли в направлении XY, а также в направлении Z. Образцы изготавливали как цилиндрические (Ø14мм), так и прямоугольные с сечением квадрата (□ 12 мм). Все образцы имели малорельефную окисленную поверхность.

Механические и жаропрочные свойства определяли на образцах до термообработки, после термообработки, а также после операции горячего изостатического прессования и термообработки.

Термическую обработку выполняли, в соответствии с требованиями технических условий на авиационно-космические материалы AMS 5662M в динамическом вакууме по режиму:

– отжиг на твердый раствор под воздействием температуры 954 °C (1750 °F) в течение 1 часа на 25мм (0,98 °F) толщины с охлаждением в потоке аргона;

– старение при температуре 718 °C (1325 °F) в течение 8 часов с медленным охлаждением в печи до температуры до 621 °C (1150 °F); выдержка под воздействием температуры до 621 °C (1150 °F) в течение

суммарного времени упрочнения 18 часов с последующим охлаждением в потоке аргона.

Операцию горячего изостатического прессования (ГИП) проводили по следующему режиму:

- начальное давление –  $25 \pm 5$  МПа;
- нагрев со скоростью 8-10 °С/мин. до температуры  $1040 \pm 10$  °С (выдержка 1 ч.), рабочее давление в СВД – 120 МПа;
- нагрев со скоростью 3-5 °С/мин. до температуры  $1150 \pm 10$  °С (выдержка 3-4 ч.), рабочее давление в СВД – 160 МПа;
- скорость охлаждения до температуры 800 °С – 60-100 °С/мин, далее – не регламентировано.

Исследуемый никелевый сплав IN718 представляет собой порошок из жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава, предназначенный для обработки на установках для прямого лазерного спекания металлов.

Исследования проводили в сравнении с аналогичным Ni-Fe-Cr деформированным сплавом ЭП718-ВД (ИД) (ХН45МВТЮБР), предназначенным для изготовления высоконагруженных деталей горячей части газотурбинных двигателей, работающих при температурах до 700 °С [1].

Проведенными исследованиями установлено, что химический состав образцов, изготовленных из сплава Inconel (IN718) методом 3D-принтинга на установке «EOS M400» из порошка производства фирмы «LPW» (Великобритания), соответствует требованиям AMS 5662M для сплава IN718.

Установлено, что механические свойства при комнатной температуре (20 °С) образцов из сплава IN718 (как горизонтальных, так и вертикальных) соответствуют требованиям AMS 5662M.

Проведение термообработки способствует повышению и стабилизации механических свойств. При газостатировании с последующей термообработкой (ГИП + т/о) наблюдается повышение пластических характеристик материала и модуля Юнга.

Установлено, что для вертикальных образцов (выращенных в направлении Z) характерно некоторое снижение прочностных свойств ( $\sigma_b$ ,  $\sigma_{02}$  – в пределах требований AMS 5662M) и повышение пластических ( $\delta$ ,  $\Psi$ , KCU) в сравнении со значениями горизонтальных образцов (выращенных в направлении XY).

Следует отметить, что механические свойства образцов из сплава IN718 (как вертикальных, так и горизонтальных), испытанных при 20 °С, значительно превышают свойства сплава ЭП718-ВД (ИД).

Кратковременные испытания механических свойств при температурах 500 °С, 600 °С и 700 °С (как термообработанных образцов, так и образцов после ГИП и последующей термообработки) показали, что повышение температуры испытания приводит к снижению, в основном, значений

прочностных характеристик сплава IN718.

Механические свойства образцов из сплава IN718 (как вертикальных, так и горизонтальных), испытанных при 500 °С, 600 °С и 700 °С, превышают свойства сплава ЭП718-ВД(ИД) при указанных температурах

Жаропрочные свойства термообработанных образцов (выращенных как в направлении XY, так и в направлении Z) соответствуют требованиям AMS 5662M; время до разрушения ~4,5 раза превышает требования AMS 5662M. При этом следует отметить, что значения длительной прочности горизонтальных образцов (выращенных в направлении XY) в ~ 1,6 раза ниже, чем вертикальных (выращенных в направлении Z).

Макроструктура образцов, изготовленных методом 3D-принтинга, после ГИП и термообработки – плотная, однородная, характеризуется мелкозернистым строением с наличием макрозёрен, вытянутых в направлении роста образца.

Материал образцов до проведения операции горячего изостатического прессования (как в горизонтальных, так и в вертикальных) характеризуется наличием микропористости с размером пор до ~20 мкм, а также локальных несплошностей на границе раздела со сферическими частицами. Кроме того, в образцах имеются оксидные включения размером до ~12 мкм – в горизонтальных образцах и до ~35 мкм – в вертикальных.

Проведение операции горячего изостатического прессования (ГИП) с последующей термообработкой по указанным выше режимам способствует практически полному «залечиванию» пор и микронесплошностей, сосредоточенных во внутренних объёмах металла. При этом в зонах «залечивания» выявлены глобулярные и (или) плёночные окислы.

Микроструктура образцов, изготовленных методом 3D-принтинга, до проведения термообработки имеет дендритное строение, представляет собой Ni-Fe-Cr  $\gamma$ -твёрдый раствор с наличием карбидов и карбонитридов, характерна для сплава IN718. В микроструктуре исследуемых образцов (выращенных как в направлении XY, так и в направлении Z) наблюдается структурная неоднородность, обусловленная формированием зёрен, вытянутых в направлении роста образца, а также зон послыойного сплавления.

Микроструктура материала поступивших на исследование образцов, изготовленных методом 3D-принтинга после проведения термообработки характерна для сплава IN718 в нормально термообработанном состоянии; перегрева нет. Термическая обработка способствует получению более однородной структуры за счет выравнивания химического состава между зонами послыойного сплавления.

Микроструктура сплава IN718 после проведения операции горячего изостатического прессования (ГИП) с последующей термообработкой по указанным выше режимам более однородна за счет гомогенизации твердого

раствора.

Проведение кратковременных испытаний механических свойств при температурах 500°C, 600°C и 700°C показало, что с повышением температуры испытания происходит некоторое огрубление структуры вследствие коагуляции интерметаллидных фаз.

## СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Авиационные материалы [Текст]: справочник / под ред. Р.Е. Шалина. – 6-е изд., перераб. и доп. – М.: ОНТИ, 1989. – С.182–193.

УДК 621.745.55

Кивгило Б.В.<sup>1</sup>, Лук'яненко І.В.<sup>2</sup>, Ямшинський М.М.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> аспірант, асистент, КПП ім. Ігоря Сікорського, Київ

<sup>2</sup> канд. техн. наук, ст. викладач, КПП ім. Ігоря Сікорського, Київ

<sup>3</sup> д-р. техн. наук, доцент, КПП ім. Ігоря Сікорського, Київ

## ВПЛИВ РІЗНИХ ПОКРИТТІВ НА УТВОРЕННЯ ПЕРЕХІДНОГО ШАРУ БІМЕТАЛЕВОГО ВИЛИВКА СТАЛЬ-АЛЮМІНІЙ

Останнім часом сучасний світ все більшу увагу приділяє новим матеріалам, які будуть мати високу міцність, зносостійкість, високу теплопровідність, оброблюваність та інше. Основною метою таких матеріалів буде: зниження ваги машин і зменшення витрат матеріалів на одиницю потужності двигуна. Всім цим вимогам повною мірою не може задовольнити ні один з наявних металів і сплавів.

Тому неабияку зацікавленістю користується виготовлення біметалічних деталей з алюмінієвих та залізних сплавів методом лиття. Постає можливість до поєднання легкої ваги алюмінію при міцності та формувальності сталі, що є досить важливою характеристикою для теплонавантаженої вузлів машин і провідників струму.

Велику кількість робіт присвячено вивченню біметалів, однак по більшій мірі спостерігається відсутність даних по технології отримання біметалевих виливків, немає систематизованого викладу теорії і технології одержання біметалевих виливків алюміній – залізо, їх міцності і експлуатаційних властивостей, будови і фазового складу. Крім того, багато робіт містять суперечливі практичні рекомендації.

Сплави з цим матеріалом все ширше знаходять застосування в промисловості, виробництві та відновленні зношених деталей в хімічній, нафтохімічній, харчовій та загальномашинобудівній промисловості. Завдяки отриманню унікальних комплексів властивостей: висока міцність, жаростійкість,

корозійна стійкість, електропровідність, теплопровідність, технологічність та ін., якими не володіють складові композиційні матеріали окремо.

Для дослідження було обрано біметал залізо-алюміній, а саме його виробництво методом лиття у піщано-глинясті форми. Згідно з літературними даними, даний метод виробництва біметалевих й досі залишається малодослідженою. Для поліпшення склеювання біметалевих виливків були проведені різні методи обробки, і виходячи із результатів, були зроблені висновки, і надана перевага одному з методів обробки, що в свою чергу, дає можливість скоротити технологію отримання біметалів методом лиття, та зменшити собівартість виливка.

Тому дослідження виробництва біметалевих виливків з алюмінієвих та залізних сплавів методом лиття із різними методами оброблення є актуальною задачею у наш час.

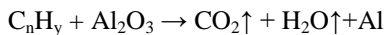
Отримання якісного біметалевого виливка насамперед залежить від утворення бездефектного перехідного шару. Основною метою роботи є дослідження впливу різних покриттів та флюсів на утворення такого шару.

Погана змочуваність поверхні заліза розплавленим алюмінієм зумовлена утворенням на поверхні алюмінію оксидної плівки  $Al_2O_3$ , яка утворюється під час контакту алюмінію з повітрям.

Щоб усунути плівки оксиду алюмінію було використано різномірні покриття:

- пересичений розчин парафіну у гасі;
- розчин мінеральної оливи в насичених вуглеводнях;
- пересичений розчин хлориду амонію із наступним алітуванням.

Перші два покриття багаті на вуглеводні, котрі при взаємодії із  $Al_2O_3$  вступають з ним в реакцію перешкоджаючи утворенню оксидної плівки. Загальна схема може бути описана наступним чином:



Як видно зі схеми, кисень звільнюється і видаляється у вигляді газоподібної речовини, що забезпечує прямий контакт двох металів – алюмінію та заліза.

Розчин мінеральної оливи і розчин парафіну у гасі багаті на вуглеводні, які не містять кисню або не мають його у своєму складі. Також ці вуглеводні мають високі температури плавлення, що в свою чергу дозволяє залишатись на поверхні заліза до моменту змочування поверхні виробу розплавленим алюмінієм, а не випаровуватись при легкому нагріванні. Також перевагою цих речовин є висока стійкість при нагріванні.

За результатами дослідження встановлено, що найкращим покриттям виявився розчин мінеральної оливи у насичених вуглеводнях, найгірший – розчином хлориду амонію та алюмінієм.

Визначено залежність критерію якості отриманого з'єднання від діаметру сталеві вставки при пересиченні різними розчинами.

УДК 669.018.28:621.9.048.6

Івахненко С. І.<sup>1</sup>, Паракшевич С. М.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> канд. техн. наук, доцент НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

## АНАЛІЗ ВПЛИВУ ВІБРАЦІЙ НА СТРУКТУРУ ВИСОКОХРОМИСТИХ СПЛАВІВ

Метою даної роботи є – вивчення впливу режимів вібрації (частоти та амплітуди) на властивості високохромистого сплаву марки 100X27H3C2Л. Хімічний склад вказаного сплаву знаходиться в межах промислового випробування.

Рідкий метал виплавляли у печі ІСТ – 0,06 з основною футеровкою. Температура металу у печі перед заливкою складала 1470...1490 °С. Сплав заливали у кокілі для отримання відливків розмірами 115x115x115 мм та експериментальних відливків порогових плит і без болтових полок печей спікання глинозему.

Зовнішній вплив проводили механічним вібратором інерційного типу ВКСР – 200, закріплювали кокілі на вібраційний стенд з вже заданими параметрами. Досліджувані межі частоти коливання форми складала 60–190 Гц, амплітуда вібрації 0,2...0,01 мм. Визначали густину, твердість і міцність металу досліджуваних плавок.

Результати випробувань показали, що для високохромистого сплаву використання вібрації забезпечує підвищення густини та міцності при деякому підвищенні твердості.

Встановлено, що для високохромистого сплаву (100X27H3C2Л) оптимальні параметри вібрації – частота 70 Гц, амплітуда до 0,2 мм.

Металографічне дослідження структури металу литих у кокілі зразків показали, що вплив вібрації проявляється у різкій зміні зерен фериту, більш рівномірному розподілу карбідів у матриці, глобуляризації та дроблення неметалевих включень. Протяжність зони стовбчастих кристалів зменшується в 3 – 4 рази порівняно з аналогічними зразками, залитими у кокілі без накладення вібрації. Середній розмір рівноосних кристалів зменшується при цьому у 2 – 3 рази.

Спеціально проведені дослідження показали, що оптимальні товщини стінок, забезпечують найвищу ефективність впливу вібрації, для високохромистого сплаву складає 70...90 мм.

Результати проведених експериментів, підтверджують дані [1,2] по досліджуваному питанню, дозволяє припустити, що ефект зовнішнього впливу у значній мірі визначається декількома основними факторами. Один з цих факторів проявляється у тому, що коливання сприяють підвищеному контакту змочування розплавом поверхні форми та відповідно більш інтенсивному тепловідводу (більш ніж на 12%) через стінку форми, що

сприяє підвищеній кристалізації та подрібненню мікроструктури. У звичайних умовах поверхня розплавів покривається оксидною плівкою, знижуючи однорідність контакту розплаву з стінкою форми.

Вібрація інтенсивно руйнує оксидні плівки, підвищуючи цим змочування поверхні форми, у результаті швидкість охолодження розплаву підвищується та зерно фериту зменшується у 2 – 3 рази.

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

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

Результати проведених досліджень дозволяють зробити висновок, що позитивний вплив зовнішнього впливу на кристалізацію високохромистого сплаву ефективно проявляється при відливанні виробів з товщиною стінок понад 70 мм.

## **СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ**

Гончаревич И.Ф., Теория вибрационной техники и технологии./ Фролов К.В. – М.: Наука, 1981. – 318 с.

Гуляев Б.Б., Специальные способы литья. / Липницкий А.М. – Л.: Машиностроение, 1973. – 264 с.

## РОЗРОБКА ЗНОСОЖАРОСТІЙКИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ГІРНИЧО-ЗБАГАЧУВАЛЬНОГО ОБЛАДНАННЯ

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

Досліджували високолеговані ферито-карбідні сплави марок 100X27C2Л и 100X27H3C2Л, де вивчали вплив вуглецю, хрому, кремнія і никеля на твёрдість (НВ) метала, відносну зносостійкість ( $\epsilon$ ) і корозійностійкість (гум). Визначену задачу вирішували з обмеженнями вида:  $0,3\% \leq C \leq 1,2\%$ ,  $18,0\% \leq Cr \leq 28,0\%$ ,  $0,5\% \leq Si \leq 2,5\%$ ,  $0,4\% \leq Ni \leq 12,0\%$ .

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

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

Результати досліджень дозволили вивчити процеси коалесценції і сфероїдизації карбідів. Коалесценція карбідних часток починається разом з їх сфероїдизацією, але продовжується і після її завершення. Однак з більшою швидкістю вона йде тільки при високих температурах, коли дифузійна рухомість вуглецю стає більшою. Дифузія вуглецю від мілких до крупних часток карбідів створює умови пересичення елементом аустеніта в навколокарбідних зонах. В результаті спостережується поступове розчинення мілких часток карбідів і рост великих.

Міжзеренні зони карбід-ферит та інтерметалід-ферит являють собою низколегований по хрому метал, який інтенсивно окислюється під дією температури. Додаваємі елементи - кремній та нікель діють не однозначно. Легуючи метал навколокарбідної зони, кремній знижує швидкість протікання корозійних процесів. Никель, як елемент не схильний до пасивації, у

вивчасмих межах на корозійні процеси майже не впливає.

Проведена робота дозволить економити дефіцитні легуючі елементи у вивчасмих високолегованих сплавах шляхом зниження їх концентрації у складі металу та досягнути бажаного рівня надійності та довговічності деталей гірничо-металургійного обладнання.

УДК 614.7:504.05:669.715

Скуйбіда О.Л.

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

### **ПИТАННЯ ЗАХИСТУ ЗДОРОВ'Я ЛЮДИНИ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ З ЛОМУ ТА ВІДХОДІВ ВИРОБНИЦТВА**

Для зменшення в складі сплавів системи Al-Si вмісту водню та оксидів алюмінію здійснюють рафінування розплаву. Флюсове рафінування є ефективним, простим, технологічним і економічним методом очищення сплавів, отриманих рециклінгом лому та відходів. Найширшого використання знайшли флюси на основі хлоридів та фторидів натрію і калію, калієвого кріоліту, фтористого алюмінію, кремнійфтористого натрію і калію, фтористого та хлористого літію тощо. Відомим є використання препарату «Дегазер» (90 % гексахлоретану  $C_2Cl_6$ , 10 % хлористого барію  $BaCl_2$ ). Позитивний вплив на неметалеві вкраплення і гази у ливарних алюмінієвих сплавах показали рафінувальні суміші  $KBF_4+KCl$  та  $NaF+NaCl+KCl+Na_3AlF_6$ .

Високу ефективність при обробці Al-Si сплавів показало модифікування, яке проводиться з метою покращення структури та підвищення механічних і службових властивостей. Достатньо широкого розповсюдження як модифікатори вторинних алюмінієвих сплавів отримали дрібнодисперсні порошки (карбіди кремнію, ніобію, танталу, карбіди та нітриди титану, ванадію, гафнію, цирконію тощо) та солі ( $Na_2CO_3$ ,  $BaCO_3$ ,  $K_2TiF_6$ ,  $K_2ZrF_6$ ,  $KBF_4$  та ін.).

При виборі складу як для флюсового рафінування, так і для модифікування, потрібно враховувати не лише властивості отриманого матеріалу, але і вплив їх складу на здоров'я та безпеку виробничого персоналу, жителів міст, а також стан природного навколишнього середовища.

Використання препаратів типу «Дегазер» призводить до виділення особливо токсичних продуктів і відноситься до 3-го класу небезпечності. Згідно з класифікацією Міжнародного агенства з дослідження раку *International Agency for Research on Cancer* гексахлоретан є потенційним канцерогеном (в людському організмі виникають додозалежні

новоутворення), впливає на центральну нервову систему і відноситься до групи 2Б. Концентрації гексахлоретану за хронічного інгаляційного впливу враховуються при оцінці ризиків для здоров'я населення від забруднення атмосферного повітря.

Хлорид барію, карбонат барію, фторид натрію, барій-титан-цирконат, барію тетратитанат відносяться до 2-го класу небезпечності; карбонат калію, фторид кальцію, нітрид титану, хлориди калію, натрію та кальцію – до 3-го класу небезпечності; карбонат стронцію – до 4-го класу небезпечності. Особливостями біологічної дії компонентів рафінувальних флюсів можуть бути фіброгенна, подразнювальна, алергенна, канцерогенна дія тощо. Наприклад, хлорид калію характеризується високою мутагенною активністю, є пожежо- і вибухонебезпечною речовиною; хлорид кальцію здатний викликати гостре отруєння. Фториди призводить до порушення функціонування основних регуляторних систем організму – імунної, нервової, ендокринної систем, а також безпосередньо впливають на органи і тканини організму людини (флюороз зубів, порушення мінералізації кісткової тканини).

Відповідно до Вимог до роботодавців щодо захисту працівників від шкідливого впливу хімічних речовин [1] суб'єкти господарювання повинні вживати заходи для виключення або зменшення до мінімуму шкідливого впливу хімічних речовин, які у разі контакту з організмом працівника викликають ураження, захворювання або відхилення у стані здоров'я, які можуть бути діагностовані як протягом трудового стажу, так і у віддалені періоди його життя або життя наступних поколінь. Зокрема, це – запровадження способів ведення робіт, які не призводили б до перевищення граничнодопустимих концентрацій шкідливих хімічних речовин, забезпечення працівників засобами колективного та індивідуального захисту, скорочення до мінімуму тривалості і інтенсивності впливу хімічних речовин на працівників, зменшення до мінімуму кількості хімічних речовин на робочих місцях, заміна технологічних процесів, у яких передбачено застосування шкідливих хімічних речовин, такими процесами, під час яких не застосовуються і не виникають шкідливі хімічні речовини тощо.

Розробка технологій рафінування та модифікування із застосуванням хімічних речовин, які не мають класу небезпечності або відносяться до малонебезпечних, є актуальним питанням сучасного матеріалознавства алюмінієвих сплавів.

## **СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ**

1. Вимоги до роботодавців щодо захисту працівників від шкідливого впливу хімічних речовин [Електронний ресурс] – Затверджено Наказом МНС України 22.03.2012 № 627 – К.: МНС України, 2012. – Режим доступу: <https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/z0521-12#Text>

Наукове електронне видання  
Можна використовувати в локальному та  
мережному режимах

## **НЕМЕТАЛЕВІ ВКРАПЛЕННЯ І ГАЗИ У ЛИВАРНИХ СПЛАВАХ**

Збірник тез XVI Міжнародної науково-технічної конференції  
(Запоріжжя, 07-08 жовтня 2021 року)

Один електронний оптичний диск (DVD-ROM);  
супровідна документація.  
Тираж 100 прим. Зам. № 890

Видавець і виготовлювач  
Національний університет «Запорізька політехніка»  
Україна, 69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64  
Тел.: (061) 769–82–96, 220–12–14

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 6952 від 22.10.2019.