



Рис. 1. Приклади моделей, отриманих АВ, та виливка по одній з них

Література:

1. Kuester E. The Impact of Additive Manufacturing on Investment Casting. 15. 01. 2021. URL: <https://www.foundrymag.com/molds-cores/media-gallery/21152545/>

Дорошенко В.С.
(ФТІМС НАН України, м. Київ)
ПРО ЦИФРОВУ КУЛЬТУРУ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА
E-mail: doro55v@gmail.com

Серед стратегічних цілей Національної економічної Стратегії на період до 2030 р., затвердженої постановою Кабміном України від 3.03.2021 № 179 відзначено, що «цифрові технології – основа добробуту України; світ, де створюються наші нові можливості; сфера, що визначає суть трансформацій у країні для кращого життя, роботи, творчості, навчання». В

цьому документі «стрімкий розвиток цифрової економіки» вказано серед низки факторів, що «створюють як виклики, так і нові можливості для України», а «досягнення стратегічних цілей дасть змогу забезпечити цифровізацію економіки та інших сфер життя та сприяти пришвидшенню економічного зростання», а «розвиток цифрової економіки» є «один із драйверів економічного зростання України». Серед «викликів і бар'єрів на шляху досягнення стратегічних цілей» названо «відсутність національних принципів та моделей здійснення цифрових трансформацій», а також відсутність «дотримання принципу «цифрове за замовчуванням (digital by default)». Цим, по суті, в країні створюється цифрова культура (digital culture), що за визначенням компанії Microsoft означає – «загальні основоположні і глибоко вкорінені базові припущення, цінності, переконання і норми, що характеризують те, як організація заохочує і підтримує використання технологій для найбільш ефективного застосування в роботі» [1]. Для ливарного виробництва, як технологічного феномену, вищесказане означає необхідність створення цифрової технологічної культури.

Література:

1. Digital Culture: Your Competitive Advantage. 2017. URL: <https://news.microsoft.com/uploads/2018/02/EEE-Insights-Report.pdf>.

Дорошенко В.С.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

**ПРИНЦИП ВИДУВАННЯ ПО U-ПОДІБНОМУ КАНАЛУ
ПРОДУКТІВ ГАЗИФІКАЦІЇ ПІНОПОЛІМЕРНОЇ МОДЕЛІ ТА
ЇХ ЗНЕШКОДЖЕННЯ**

E-mail: doro55v@gmail.com

Для лиття металу за газифікованими моделями (ЛГМ) удосконалено спосіб (пат 67906 UA, 2007), який при заливанні металу у форму включає виведення газових продуктів термодеструкції моделі за межі форми по газовидних каналах у моделі і спалення цих газових продуктів на поверхні форми. Але цей спосіб призначено переважно для форм із піщаних сумішей зі



Рис. 1. Робоча поверхня зразка для випробувань на триботехнічні властивості (\varnothing 10 мм)

Випробування, які проводили на машині тертя 2070 СМТ-1 при терті в парі зі сталевим контртілом без змащення при навантаженні $6,4 \text{ кг/см}^2$ і швидкості $0,2 \text{ м/с}$, показали, що на робочій поверхні присутні зони ковзання з невидаленими продуктами зносу (так званого третього тіла). Це вказує на хорошу припровуваність матеріалу при сухому терті за рахунок ефекту самозмащення.

Дослідження показали, що зносостійкість зразків композиційного матеріалу армованого мідної стружкою в $1,7 - 1,8$ рази вище, ніж у зразків з матричного сплаву ($6,9 \text{ см}^3/\text{м}$, матриця – $12,33 \text{ см}^3/\text{м}$).

Література:

1. Спосіб виробництва виливок з макрогетерогенного композиційного матеріалу // Патент України на корисну модель №78534. від 25.03.2013.

Затуловський А.С., Щерецький В.О.
(ФТІМС НАН України, м. Київ)
ТРИБОТЕХНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ШАРУВАТИХ
МАТЕРІАЛІВ СИСТЕМИ СТАЛЬ-АНТИФРИКЦІЙНИЙ
КОМПОЗИТ

E-mail: kompozit@ptima.kiev.ua

Для задоволення вимог сучасної промисловості необхідно розробити нові матеріали з підвищеним в $2-5$ разів рівнем зносостійкості. Особливо завдання актуальне для вузлів тертя, що експлуатуються в екстремальних умовах підвищених навантажень, температур, швидкостей ковзання в умовах сухого тертя, впливу абразивних частинок. Істотний техніко-економічний

ефект може бути отриманий за рахунок використання нового зносостійкого двошарового композиту: сталь – основа, зносостійкий литий дискретноармований композит (ЛКМ) – плакувальний шар. Перевага біметалевих деталей полягає в тому, що робоча поверхня виробу має високу антифрикційність, характерну для композиту ЛКМ, а основний (опорний) шар – міцність сталевих виробів [1, 2]. Тестування на знос проводили на установці МТ-68 за схемою: випробуваний зразок висотою 15 мм і діаметром 10 мм в парі зі сталевим (Ст. 65Г) контртілом, без подачі мастила в зону контакту, швидкість ковзання 5 м/с, навантаження 50 Н; час випробування 1800 с. Зразки біметалів мали різну товщину плакувального шару, виконаного з бронзи або ЛКМ. Для порівняння використовували зразки з моносплавів бронзи і ЛКМ. Визначали інтенсивність зношування і коефіцієнт тертя. Як показує аналіз отриманих результатів (табл. 1), біметали системи «сталь + ЛКМ» мають значні переваги як антифрикційний матеріал в порівнянні з іншими матеріалами, наприклад, з біметалом «сталь + бронза», моносплавом – бронзою БрА9Ж4 ($I = 370 \text{ мг/км} \cdot \text{см}^2$, $f = 0,32$). Це пояснюється підвищеною конструкційною міцністю основи (сталь), шаруватою будовою біметалу та гетерогенністю структури плакувального ЛКМ. В якості перешкод, які блокують зародження і особливо розвиток тріщин при навантаженні композитів, служать зміцнювальні частинки, межі зерен, блоків та ін. Ще більшою мірою блокувальний вплив надаватимуть границі розділу шарів у біметалах. Поєднання в робочому шарі деталі (ЛКМ) твердих і пластичних складових може різко уповільнити утворення мікротріщин, зрушення твердих армувальних гранул і окремих мезофрагментів матриці. Біметалічні підшипники ковзання «сталь + антифрикційний ЛКМ» використовують у важко навантажених вузлах тертя металургійного, гірничодобувного, транспортного та іншого обладнання. Застосовуючи біметалічні втулки, можна досягти значної економії дефіцитних кольорових сплавів, при одночасному збільшенні у 2-5 разів довговічності надійної роботи вузлів тертя.

Таблиця 1 – Результати трибоіспитів біметалів

№ зразка	Товщина плакувального шару, мм	Інтенсивність зношення, I, мг/км·см ²	Коефіцієнт тертя, f
Біметал «сталь + ЛКМ»			
1	2,0	8,45	0,35
2	2,8-3,0	11,43	0,33
3	4,6-5,1	14,12	0,31
4	7,8-8,0	15,1	0,31
Біметал «сталь + бронза»			
5	2,0	32,99	0,34
6	2,7-3,0	47,79	0,28
7	3,9-4,3	117,2	0,27
8	7,3-6,2	124,39	0,28

Література:

1. Найдек В.Л., Затуловский А.С., Затуловский С.С. // в кн. «50лет в Академии наук Украины», К.: ФТИМС НАНУ, 2008. – С. 349-377.
2. Чепурко М.И. и др. Биметаллические материалы. – Л.: Судостроение, 1984. – 272 стор.

Затуловський А.С., Щерецький В.О.
(ФТИМС НАН України, м. Київ)

**ОДЕРЖАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ АНТИФРИКЦІЙНИХ
МАТЕРІАЛІВ НА БАЗІ СПЛАВІВ Al-Sn ТА Al-Sn-Si**

E-mail: Shcheretskyi@nas.gov.ua

Сплави системи Алюміній-Олово з найбільш вживаними легувальними елементами ливарних алюмінієвих сплавів, такими як Si, Cu, Zn, Mg, Mn наразі вивчені недостатньо. Тоді як алюмінієві сплави, що містять олово, потенційно можуть замінити в багатьох легко та середньо навантажених вузлах олов'яні бронзи, а в разі реалізації твердо-рідкофазного контактного легування

(повне або часткове заміщення в структурі твердого розчину олова на свинець) то і свинцевих бронз у вузлах з високими антифрикційними вимогами.

Одержання такого сплаву з заміною олова на свинець з одного боку неможливо шляхом класичних ливарних технік через розшарування розплавів алюмінію та свинцю і їх значної різниці в густині, з другого боку, механічні властивості такого «сплаву» (композиційного матеріалу) мали б дуже низькі значення. Проте, такий матеріал можливо отримати шляхом контактної легування (твердо-рідинного суміщення матриці алюмінієвого сплаву з рідким свинцем), а зміцнення матриці алюмінієвого сплаву здійснити за рахунок екзогенних зміцнювальних фаз.

Для перевірки можливості одержання матеріалу з поверхнею псевдосплаву Al-Si-Pb було виготовлено модельний сплав алюміній-олово з 19,8 мас. %. Мікроструктура такого сплаву має двофазний склад твердих розчинів олова та алюмінію (рис. 1, а). З модельного сплаву були виготовлені циліндричні зразки для металографічного аналізу мікроструктури та контактної легування в розплав свинцю. Свинець марки С1С (ДСТУ ГОСТ 3778-98) розплавляли в алундовому тиглі і нагрівали до температури 400 °С. Зразок модельного сплаву занурювали шліфованим торцем під дзеркало розплав свинцю, з витримкою 3 години в ізотермічному режимі. Контактна зона зразків перешліфовувалась, товщина шару, що знімався дорівнював ≈ 1 мм, поверхню шліфа досліджували та растровому електронному мікроскопі.

Шляхом мікрозондового спектрального аналізу вивчали елементний склад фаз та встановили, що сформовані поверхневі шари зразку містять 3,56 мас. % Sn та 8,62 мас. % Pb по площині поверхні, при цьому вкраплення на основі свинцю в матриці твердого розчину алюмінію після контактної легування містять 16-35 мас. % Sn. Таким чином свинець не тільки дифундував в олов'яну фазу, але фактично замінив її в матриці твердого розчину, сформувавши фазу на основі свинцю. Морфологія вкраплень такої фази в твердому розчині алюмінію змінилась з розгалуженої по границям дендритів фази твердого розчину олова на глобулярну фазу твердого розчину свинцю

(рис. 1, а, б). Таким чином у сплаві на основі Al-Sn було створено композиційний матеріал Al-Sn+Pb.

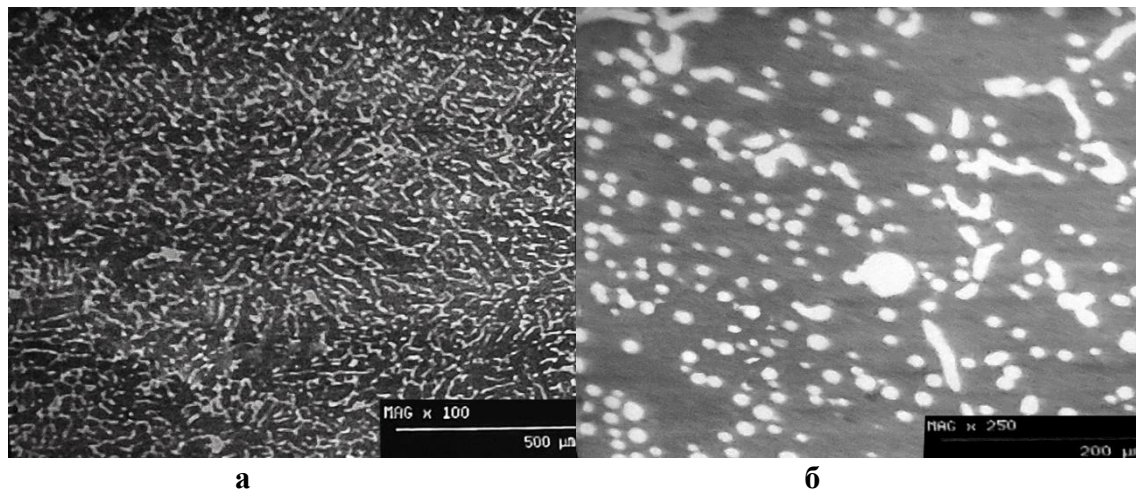


Рис. 1. SEM зображення мікроструктури сплаву Al-19,8 мас. % Sn до контактного легування свинцем (а) та після (б)

Наступний крок одержання шляхом контактного легування композиційного матеріалу із свинцем на основі сплаву системі Al-Sn-Si.

Иванова Л.Х., Колотило Е.В.
(*НМетАУ, г. Днепр*)

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ МЕЛЮЩИХ ШАРОВ

E-mail: ivanovalitvo@gmail.com

Целью исследований являлась разработка состава смеси для модифицирования и легирования железоуглеродистых сплавов, использование которой при обработке расплавов позволит получить отливки с высоким уровнем ударостойкости и прочности.

В лабораторных условиях при разработке составов смеси исходили из следующего. Для достижения поставленной цели необходимо стабильно получать сплавы с перлитной матрицей, при этом карбидная фаза должна быть представлена пластиночной эвтектикой. Кроме того, для увеличения износостойкости в структуре должно выделяться необходимое количество специ-

альных высокотвердых равномерно распределенных карбидов. Подавление выделения ледебурита и создание условий для образования пластиночной эвтектики достигалось модифицированием расплава лигатурой на базе РЗМ, стабильное получение перлитной матрицы – легированием медью, повышение износо-, ударостойкости и прочности дополнительным легированием ниобием, титаном, хромом и алюминием.

Серией лабораторных исследований было установлено, что для получения необходимого уровня свойств сплав должен содержать, мас. %: углерода 3,0...3,6, кремния 1,2...1,8, марганца 0,5...1,0, хрома 0,3...0,8, титана 0,15...0,30, ниобия 0,3...0,7, алюминия 0,1...0,3, меди 0,2...0,4, РЗМ 0,2...0,3, железо – остальное. Именно получение таких соотношений ниобия, титана, меди, алюминия и РЗМ должна была обеспечить обработка расплава оптимальной смесью из трех компонентов: 1) лигатура на основе редкоземельных элементов марки ФС30РЗМ30; 2) отходы производства сверхпроводников состава, мас. %: титан 25-30, ниобий 25-30, медь 40-50; 3) отходы плавки ниобия состава, мас. %: ниобий 60-70, алюминий 30-40, углерод 0,1-0,5, железо 1,0-1,5.

Дополнительно провели лабораторные исследования: плавку расплавов осуществляли в электрической печи при температуре 1450 ± 5 °С, расплавы выпускали в разливочные ковши с предварительно загруженными исследуемыми смесями (табл. 1) в количестве 2,5% от массы расплава. Затем при температуре 1320...1340 °С осуществляли заливку литейных форм.

Таблица 1 – Составы исследованных смесей

Номер смеси	Соотношение компонентов в смеси, %		
	лигатура ФС30РЗМ30	отходы сверхпроводников	отходы плавки ниобия
1	50	32	18
2	40	40	20
3	40	35	25
4	45	36	19
5	60	25	10
6	20	45	35

Из полученных отливок вырезали образцы для проведения металлографического анализа, определения механических и специальных свойств. Ударостойкость испытывали на установке, принцип действия которой основан на свободном падении шара на наковальню с высоты 6,5 м.

Результаты проведенных исследований показали, что применение оптимальной смеси для модифицирования и легирования (см. табл. 1 №№1...4) позволило достичь поставленной комплексной цели. Так, ударостойкость и прочность чугуна, полученного обработкой расплава смесью, содержащей отходы плавки ниобия 18...25%, отходы сверхпроводников 32...40 и лигатуру ФС30РЗМ30 40...50%, повысились в среднем на 22 и 5%, соответственно.

Іванченко Д.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

**ВИЗНАЧЕННЯ ТЕОРЕТИЧНОЇ КІЛЬКОСТІ ЦИРКОНІЮ,
ЯКУ МОЖНА ПЕРЕВЕСТИ ІЗ ТЕТРАФТОРИДУ ТА
ДІОКСИДУ ЦИРКОНІЮ У АЛЮМІНІЙ З
ВИКОРИСТАННЯМ ФЛЮСОВИХ СУМІШЕЙ, ЩО
ВМІЩУЮТЬ ЦИРКОНІЙ У СВОЄМУ СКЛАДІ**

E-mail: cortdm77@gmail.com

Є відомим спосіб отримання лігатури Al-Zr із діоксиду цирконію [1] на основі реакцій взаємодії у системах ZrO_2 -KF-AlF₃, ZrO_2 -NaF-AlF₃-KCl через утворення фторцирконатів калію та натрію, з наступним відновленням цирконію алюмінієм.

З урахуванням викладеного у [1] вибір складу флюсу, як правило, полягає у підборі таких компонентів та їх співвідношення, які б дозволили отримати якомога більший вихід цирконію із його фториду та оксиду у алюмінієвий розплав при мінімальній ціні.

Елементи 4А-групи, до яких належить і цирконій, утворюють із фтором дуже міцні хімічні сполуки. Тетрафторид цирконію, при введенні до алюмінієвого розплаву, не дивлячись на термодинамічну можливість відновлення алюмінієм, не дисоціює та не насичує алюмінієвий розплав цирконієм при

температурах 650–950 °С. Отже, виникає необхідність у виборі таких складових флюсу та їх співвідношення у розплаві, які дозволять відновити цирконій у середовищі рідкого алюмінію. З метою вибору таких компонентів була розглянута система NaF-LiF-ZrF₄. Діаграма відповідної системи представлена на рис. 1. Особливістю відновлення цирконію із його діоксиду було те, що перед відновленням діоксид змішувався з тетрафторидом цирконію [2].

Співвідношення між компонентами флюсу підбиралося таким чином, щоб забезпечити мінімальну температуру плавлення суміші, що зміцнює, та наявність такої сполуки у шлаковому розплаві як Li₂ZrF₆ (Na₂ZrF₆).

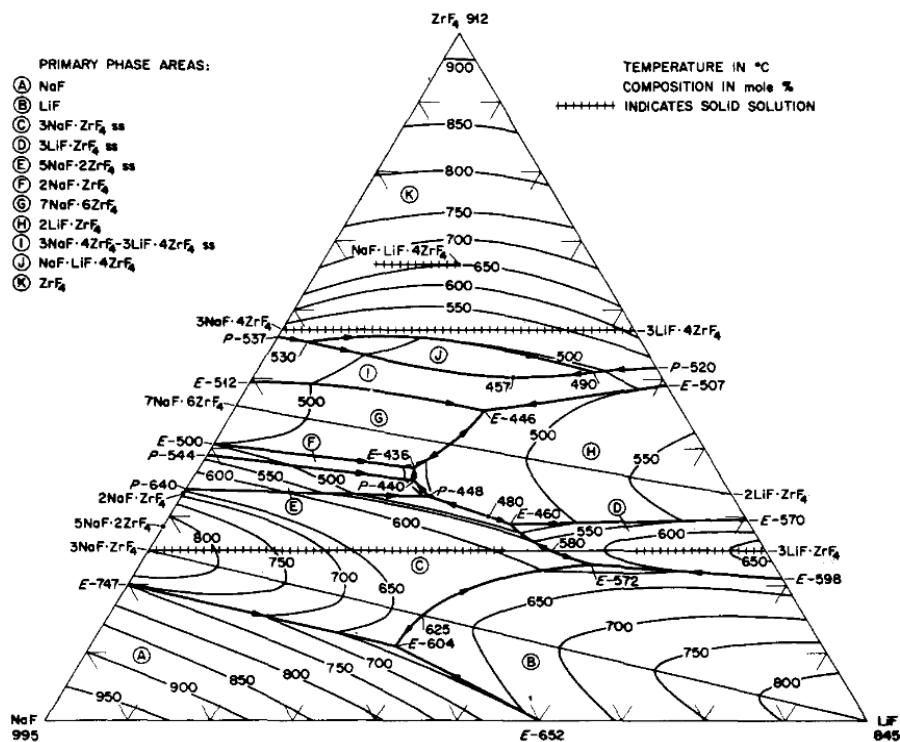


Figure 1. The system LiF-NaF-ZrF₄

Рис. 1. Діаграма стану NaF-LiF-ZrF₄ [3,4]

Із діаграми видно, що одним із найбільш оптимальних варіантів насичення алюмінієвого розплаву цирконієм є суміш, співвідношення між компонентами якої при температурі 436 °С складають: LiF – 26 мол. %, NaF – 37 мол. %, ZrF₄ – 37 мол. %, де в результаті евтектичних перетворень є можливим утворення сполук Li₂ZrF₆ та Na₂ZrF₆.

Визначимо співвідношення між компонентами флюсової суміші у масових відсотках.

Із періодичної таблиці елементів Менделєєва беремо атомну масу елементів: F – 18,998; Zr – 91,22; Li – 6,941; Na – 22,99; F – 18,998.

Розраховуємо молекулярні маси хімічних сполук, які входять до складу флюсової суміші:

$$\begin{aligned}m_{\text{mol LiF}} &= 6,941+18,998=25,939; \\m_{\text{mol NaF}} &= 22,99+18,998=41,988; \\m_{\text{mol ZrF}_4} &= 91,22+18,998*4=167,212.\end{aligned}$$

Розрахуємо масові відсотки складових флюсу, представлених у наступному співвідношенні (26% LiF; 37% NaF; 37 % ZrF₄):

$$\begin{aligned}m_{\text{LiF}} &= 25,939*0,26*100/(25,939*0,26+41,988*0,37+167,212*0,37) = 8,02\%; \\m_{\text{NaF}} &= 41,988*0,37*100/(25,939*0,26+41,988*0,37+167,212*0,37) = 18,46\%; \\m_{\text{ZrF}_4} &= 167,212*0,37*100/(25,939*0,26+41,988*0,37+167,212*0,37) = 73,52\%.\end{aligned}$$

Окремо встановимо, скільки у сполуках ZrF₄ та ZrO₂ цирконію у масових відсотках. Загальна маса $m_{\text{ZrF}_4} = 91,22 + 75,992 = 167,212$.

$$\text{Zr} = (91,22*100)/167,212 = 54,55\% \text{ ат.}$$

$m_{\text{Zr}} = 91,22*0,5455*100/(91,22*0,5455+75,992*0,4545) = 59,03\%$ мас. цирконію у сполуці ZrF₄

Прийmemo: $m_{\text{Zr}} = 91,22$; $m_{\text{O}_2} = 2*15,999 = 31,98$. Загальна маса $m_{\text{ZrO}_2} = 91,22 + 31,98 = 123,2$.

$$\text{Zr} = (91,22*100)/123,2 = 74,04\% \text{ ат.}$$

$m_{\text{Zr}} = 91,22*0,7404*100/(91,22*0,7404+75,992*0,2596) = 77,39\%$ мас. цирконію у сполуці ZrO₂

Отже із флюсової суміші (8,02% LiF; 18,46% NaF; 73,52% ZrF₄) можна теоретично перевести до алюмінієвого розплаву ту кількість цирконію, яка складає 43,4% від маси суміші.

Література:

1. Москвитин В. И. Термодинамические основы алюминотермического восстановления циркония из ZrO₂ в хлоридно-фторидных солевых расплавах / Москвитин В. И., Попов Д. А., Махов С. В. // Цветные металлы. – 2012. – № 4. – С. 43–46. – Библиогр.: 6 названий.
2. Деклараційний патент на корисну модель № 10924, С22С1/06, С22В9/16 Модифікатор алюмінієвих сплавів / Чернега Д. Ф., Сороченко В. Ф., Іванченко Д. В. – Заявл. 10.06.2005; опубл. 15.12.2005, Бюл. №12, 2005.
3. Thoma R. E. The Condensed System LiF-NaF-ZrF₄-Phase Equilibria and Crystallographic Data / Thoma R. E., Insley H., Friedman H. A., Hebert G. M. // Journal of chemical and engineering data. – 1965. – №3. – P. 219-230. – Bibliogr.: p. 230 (21 titles).
4. Williams D. F. Assessment of candidate molten salt coolants for the advanced high-temperature reactor (АНТР) / Williams D. F., Toth L. M., Clarno K. T. // Tennessee: Oak Ridge, 2006. – P. 86. – Bibliogr.: p. 62 – 66 (77 titles).

**Калюжний П.Б., Ворон М.М., Михнян О.В., Нейма О.В.,
Тимошенко А.М., Янголь О.А.
(ФТІМС НАН України, м. Київ)
ВИКОРИСТАННЯ 3D-ДРУКОВАНИХ МОДЕЛЕЙ ДЛЯ
ВИГОТОВЛЕННЯ ОБОЛОНКОВИХ КЕРАМІЧНИХ ФОРМ
E-mail: kpb.ptima@gmail.com**

Для одержання складнопрофільних тонкостінних виливків з високотемпературних сплавів (зокрема, на основі титану) в одиничному та малосерійному виробництві перспективною є технологія лиття в керамічні оболонкові форми з використанням пластикових, порошкових, фотополімерних моделей, виготовлених за допомогою адитивних технологій (3D-друку).

Авторами роботи було відібрано та досліджено зразки разових моделей різної конфігурації, що виготовлені методом 3D-друку, з наступних видів широко розповсюджених матеріалів: полілактиду (PLA), акрилонітрілбутадієнстиролу (ABS), полікарбонату (PC), поліетилентерефталату (PET), кополіетилентерефталату (Co-PET), поліаміду PA-12 та фотополімеру. При виборі матеріалів 3D-друкованих моделей враховували такі характеристики, як розмірна точність, чистота поверхні, зольність, коефіцієнт термічного розширення при випалюванні, міцність, усадка та вартість. Встановлено, що найкращу якість поверхні мають зразки з поліаміду PA-12 та фотополімеру, а найкращу розмірну точність та низьку усадку – PLA пластик.

Для проведення лабораторних випробувань була виготовлена партія керамічних оболонок за даними моделями. Керамічні форми виготовляли на основі корунду за технологічними етапами сучасного способу лиття за моделями, що витоплюються. Для видалення моделей з керамічних форм запропоновано та випробувано спосіб двохетапного випалювання.

Первинне випалювання виконували в камері лабораторної сушильної електрошафи СНОЛ 67/350 протягом 2 годин. Форми одночасно завантажували та піддавали термічному обробленню при поступовому підвищенні температури від 20 до 350 °С з метою компактування, розм'якшення, розкладання та первинного газовиділення матеріалу моделей. При цьому моделі з PLA пластику майже повністю газифікувалися з невеликим зольним залишком. Пластики PC, PET, Co-PET частково витоплювалися, не призводячи до розтріскування оболонок, тоді як моделі з ABS, поліаміду PA-12 та фотополімеру не витоплювались, а викликали розтріскування керамічних оболонок внаслідок неконтрольованого тиску газів всередині форми та підвищеного термічного розширення моделей. Для уникнення цих дефектів рекомендується друкувати моделі з неповним заповненням та використовувати вихідні канали та промивники в оболонковій формі.

Високотемпературна фаза випалювання (2 етап) проводилася в електричній муфельній печі марки СНОЛ-1,6.2,5.1/11-И2 одночасно з процесом

прожарювання оболонки форми за режимом: нагрівання до температури 1000...1100 °С зі швидкістю 120...130 °С/год і наступною витримкою протягом 2-х годин. В інтервалі температур 500...600 °С спостерігалось підвищене газовиділення. Високотемпературний етап випалювання дозволяє в повній мірі видалити залишки модельного матеріалу з форми.

На основі отриманих результатів було розроблено оптимальні з технологічної точки зору режими видалення обраних полімерних моделей з керамічних форм, а саме, двохетапне випалювання моделей в термічній печі.

З урахуванням проведених досліджень, а також екологічності та вартості для виготовлення разових моделей можна рекомендувати полілактид PLA, зниження шорсткості якого може бути досягнуто за рахунок нанесення тонкого шару воскоподібного матеріалу. PLA є одним із найбільш широко використовуваних термопластиків й повністю біорозкладним матеріалом, який при випалюванні газифікується без виділення їдких речовин.

З обраного матеріалу способом 3D-друку було виготовлено модель ендопротезу «вертлюжної западини» тазової кістки, за якою отримано керамічну форму та проведено заливання титановим сплавом ВТ 1-0 в електронно-променевої ливарній установці ЕПЛУ-4.

Квасницька Ю.Г., Максюта І.І., Михнян О.В., Нейма О.В.
(ФТІМС НАН України, м. Київ)

**ВПЛИВ ФІЛЬТРУВАННЯ РОЗПЛАВІВ ЖАРОМІЦНИХ
СПЛАВІВ НА РІВЕНЬ ЗАСМІЧЕНОСТІ ПРИ ЗАЛИВАННІ В
ОБОЛОНКОВІ ФОРМИ, ОТРИМАННІ З ВИКОРИСТАННЯМ
ПІС МОДЕЛЕЙ**

E-mail: mixnyan@ukr.net

З метою вдосконалення процесу рафінування багатокomпонентних жароміцних сплавів проводиться аналіз отриманих результатів дослідно-промислових випробувань розроблених композицій керамічних фільтрів та технологічних особливостей їх використання у складі конструкцій внутрішньо-

формених вузлів різного типу, зокрема, при рівновісній або орієнтованій кристалізації виливків. При виборі складу інгредієнтів керамічних вогнетривів для фільтрувальних вузлів та їх конструктивних особливостей керувалися факторами, що визначають механічні характеристики, пропускну здатність, термо- та хімічну стійкість, екологічні та вартісні показники отримання виробів.

Завданням роботи було встановлення оптимальних термо-кінетичних параметрів технологічного процесу фільтрування в залежності від складу сплавів, температури плавлення, габаритів та геометричних особливостей виливків.

В якості матеріалу фільтрів були використані 2 типи вогнетривів, як на основі корунду, також на основі кварцу, комплексно модифіковані добавками дисперсних порошків металів. Експерименти проводились з розробленими у ФТІМС НАН України жароміцними сплавами типу ХН60КМЮВТ на базі марок СМ88У (% мас.): Ni основа – 0,07 С – 15,9 Cr – 3,05 Al – 4,6 Ti – 11,0 Co – 2,0 Mo – 5,1 W – 0,2 Nb – 0,05 Zr – 0,3 Fe та СМ104 – ВІ (% мас.): Ni основа – 0,10 С – 20 Cr – 3,05 Al – 3,5 Ti – 11,0 Co – 0,6 Mo – 3,5 W – 0,25Nb – 0,05 Zr – 0,15 В, до складу яких, з метою підвищення експлуатаційних характеристик, вводилися елементи додаткового легувального комплексу.

На даний час проведено лабораторно-промислові випробування матеріалу фільтрів при отриманні відповідальних деталей ГТД, таких, як робочі та соплові лопатки компресорів з двох вищезазначених марок сплавів та оформлено патентну документацію у ФТІМС НАН України. Ефективність фільтрування встановлювали, регулюючи товщину, площу та температуру підігріву при постійній питомій поверхні фільтру, масі розплаву та швидкості заливання. Під час експериментів використовували фільтри різної товщини (20, 30, 40 мм) з діаметром пор 1...5 мм. У результаті досліджень було встановлено, що при товщині 40 мм, незалежно від показників пористості, в структурі фільтрів досить швидко проходить процес закупорювання каналів у всьому діапазоні температур. Це можна пояснити охолодженням маси розплаву у процесі протікання через отвори фільтру, початком процесу часткової

кристалізації та утворенням так званих «мостів» з застиглому металу поміж гідроканалами при наближенні температури поверхні фільтру до T солідусу сплавів. При товщині 20, 30 мм та діаметрах 2...5 мм розплав протікає через фільтр досить вільно у всьому діапазоні температур.

На базі отриманих емпіричних даних ефективності випробування фільтрів обох типів на основі корунду та кварцу, варіюванні їх технічних параметрів (товщина, пористість), зміни технологічної температури підігріву фільтру в залежності від T солідусу сплавів, що досліджувались, проводиться робота з застосування методу математичного планування експериментів з метою отримання регресійних рівнянь для виявлення ступеню впливу технологічних параметрів на ефективність рафінування.

Використання розроблених у ФТІМС НАН України (відділ фізико-хімії ливарних процесів) спільно з ДП НВКГ «Зоря» – «МАШПРОЕКТ» (м. Миколаїв), різних видів вогнетривів для ливарного оснащення з модифікованої кераміки, дозволило при отриманні виливків знизити брак за тріщинами та оксидними плівками, усадковою пористістю, що стають концентраторами напружень та здатні ініціювати зародження тріщин та руйнування конструкцій під час експлуатації деталей.

Квасницька Ю.Г., Максюта І.І., Михнян О.В., Нейма О.В.
(ФТІМС НАН України, м. Київ)

**ЗМЕНШЕННЯ НЕГАТИВНОГО ВПЛИВУ СІРКИ В
РОЗПЛАВАХ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ ПРИ ОТРИМАННІ
ДЕТАЛЕЙ ГТД**

E-mail: mixnyan@ukr.net

Велику значущість в якості жароміцних нікелевих сплавів для литих деталей ГТД цільового призначення, а також спрямованого формування необхідних властивостей і структури деталей з них, займає врахування ступеню рафінування розплавів заготовок та виливків від газів та шкідливих домішок.

Метою та завданнями представленої роботи було виявлення за допомогою теоретичних уявлень та фізичного моделювання ефективних засобів рафінування розплавів жароміцних сплавів від шкідливих домішок, у даному випадку, від сірки, для підвищення властивостей литих виробів.

Об'єктом досліджень були розроблені за участю авторів у ФТІМС НАН України жароміцні сплави типу ХН60КМЮВТ та виливки з них для деталей ГТД, отриманні з застосуванням процесу, який включає рафінування розплаву внутрішньоформеним фільтруванням з кристалізацією виливків в оболонкових формах, отриманих за допомогою ППС-моделей, що розчиняються.

Визначено умови ефективного видалення з розплаву сірки різними методами: фазово-структурним – введенням хімічно активних добавок рідкоземельних металів (лантану), кінетикою процесу, тобто управлінням температурою і тривалістю рафінування розплаву, технологічним з використанням керамічних фільтрів для осадження сполук домішок з рафінувальними добавками у пористих каналах фільтрів. Визначено геометричні особливості внутрішньої будови гідравлічних каналів для фіксації найбільш імовірної локації осадження твердих частинок. Проведено в лабораторних умовах моделювання рухів потоку рідини підвищеної в'язкості з частинками домішок, що імітують рух металевого розплаву з домішковими сполуками в гідроканалах фільтру. Після вимірювання швидкості переміщення твердих частинок-імітаторів домішок введені поправочні коефіцієнти, що враховують в'язкість рідини-імітатора та металевого розплаву при високих температурах фільтрування, також масу частинок-імітаторів і масу домішкових частинок у розплаві. Дана оцінка рівню тиску, що діє на частинки різних розмірів і форм з боку розплаву.

Результати фізичного моделювання гідропереміщення твердих домішкових частинок з урахуванням теоретичних положень гідромеханіки дали можливість запропонувати фізико-хімічний критерій фільтрування частинок неметалевих виділень з розплавом гідроканалами фільтру ретикулярної будови для обґрунтованого вибору кінетичних параметрів процесу фільтрування та геометрії фільтру.

Аналіз вмісту газів (кисню, азоту, водню), вуглецю і сірки в твердому металі проводився на аналізаторах фірми «Леко» (США): RO-17, TN15, RH2, CS-144. Відносна помилка не перевищувала 10%. Нижня межа визначуваних концентрацій (мас. частка елементів, %) за киснем, азотом і воднем становить $(1 - 2) \cdot 10^{-4}$ і $4 \cdot 10^{-6}$, за вуглецем та сіркою – $1 \cdot 10^{-4}$. Швидкість потоку розплаву приймалася рівною 0,01 м/с, щільність розплаву жароміцного сплаву $8,7 \text{ кг/м}^3$, в'язкість розплаву, $0,64 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2/\text{с}$ при температурі заливання $1560 \text{ }^\circ\text{C}$. В процесі моделювання отримано розподіл швидкостей руху частинок розплаву в перетинах гідроканалів. При масі виливків 10 кг, швидкості 1,1 кг/с, оптимальну результативність очищення від сірки вдалося отримати при висоті фільтру 20 мм і діаметрі 50 мм (табл. 1).

Таблиця 1 – Вплив комплексного рафінування (модифікування + фільтрування) на рівень забрудненості сіркою (% мас.) виливків сплавів

Сплави	Вміст сірки у шихтових заготовках	Вміст сірки у виливках після рафінування	Вміст сірки у тиглі (до/після фільтрування)	Вміст сірки у фільтрі (до/після фільтрування)
СМ88У	0,0017	0,0008	0,0029/0,0092	0,0004/0,0019
СМ104	0,0019	0,0009	0,0027/0,0089	0,0005/0,0022

Кивгило Б.В., Ямшинський М.М.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВИРІШЕННЯ ПРОБЛЕМИ ЗМОЧУВАННЯ ТА СПОСІБ ВИГОТОВЛЕННЯ БІМЕТАЛУ СТАЛЬ-АЛЮМІНІЙ

Виготовлення виливків способом литтям на тверду заготовку передбачає ряд проблем – такі як незмочуваність з наступними проблемами, які витікають. Незмочуваність твердої металевої заготовки відбувається за рахунок отримання окисненого шару заготовки з утворенням окисних плівок, які мають високі температури плавлення і мають властивість захищати метал від

подальшого окиснення. Такий ефект добре захищає вироби під час експлуатації деталі, і погано при хімічному, термічному, механічному з'єднанні твердої заготовки з розплавом. Велика кількість дослідників вивчає проблему виготовлення біметалевих виливків [1-5]. Однак мало інформації в літературних джерелах щодо біметалевих виливків зі сталі та алюмінію із стабільним бездефектним перехідним шаром, а якщо отримують то це, як правило лабораторний спосіб. Однак у роботі [1] проведено дослідження по з'єднанню алюмінієвого сплаву зі сталевією заготовкою трьома способами оброблення твердої заготовки. Циліндричні сталеві вставки обробляли з використанням різних методів оброблення поверхні: алюмінієве гаряче занурення, нанесення модифікатора поверхні та модифікатора поверхні + алюмініування. Виливки без оброблення поверхні були виготовлені за тих же експериментальних умов. Технології оброблення поверхні наступні:

а) гаряче алюмініування: циліндричні сталеві вставки занурювали в розплав алюмінієвого сплаву ZL114A при 780 °С протягом 200 с. Потім сталеві вставки швидко поміщали всередину металевої форми для заливання;

б) модифікатор поверхні покриття: циліндричні сталеві вставки занурювали в розчин хлориду амонію при 80 °С протягом 600 с з наступним сушінням при 120 °С. Сталеві вставки розміщували всередині металевої форми для заливання;

в) модифікатор поверхні + алюмініування: спочатку обробляли циліндричні сталеві вставки з використанням технології (б), а потім за технологією (а).

Аналіз отриманих зразків дозволив зробити наступні висновки.

Технологія алюмініування трохи покращила з'єднання у біметалевому виливку порівняно з необробленими виливками, де спостерігався зазор на межі розділу, що призводило до поганого з'єднання шарів.

Нанесення модифікатора поверхні покриття покращило несумісні з'єднання між сталлю та алюмінієм, а зазор на межі розділу значно зменшився. Результати дифузії елементів вказують на механічне зчеплення між сталлю і алюмінієм.

Нанесення модифікатора поверхні у поєднанні з алюмініванням сприяє змочуванню та покращанню якості з'єднання.

Металографічний аналіз показав [1], що поєднання двох технологій дозволяє отримувати бездефектний перехідний шар.

Загальними недоліками більшості технологій виготовлення двошарових виливків є необхідність попередньої підготовки металевої вставки або виплавляння різних сплавів, що потребує двох плавильних агрегатів. Крім того реалізація такої технології у виробництві потребує чіткої синхронізації процесів виплавляння сплавів та їх заливання.

Аналіз літературних джерел дозволяє нам розширити можливості пошуку різноманітних модифікаторів з метою отримання різнорідних біметалевих виливків різного функціонального призначення.

В подальшому цей напрямок дослідження потребує розвитку для зменшення витрат на оброблення металевої вставки.

Література:

1. Jiang, Wenming, Fan, Zitian, Li, Chi, Improved steel/aluminum bonding in bimetallic castings by a compound casting process. Journal of Materials Processing Technology <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.06.032>
2. Bouche', K., Barbier, F., Coulet, A., 1998. Intermetallic compound layer growth between solid iron and molten aluminium. Mater. Sci. Eng. A 249, 167-175.
3. Bouayad, A., Gerometta, Ch., Belkebir, A., Ambari, A., 2003. Kinetic interactions between solid iron and molten aluminium. Mater. Sci. Eng. A 363, 53-61.
4. Hajjari, E., Divandari, M., Razavi, S.H., Homma, T., Kamado, S., 2012. Microstructure Characteristics and Mechanical Properties of Al 413/Mg Joint in Compound Casting Process. Metall. Mater. Trans. A 43A, 4667-4677.
5. Liu, Y., Bian, X.F., Zhang, K., Yang, C.C., Feng, L., Kim, H.S., Guo, J., 2014. Interfacial microstructures and properties of aluminum alloys/galvanized low-carb on steel under high-pressure torsion. Mater. Des. 64, 287-293.

Кропівний В.М., Кузик О.В., Кропівна А.В., Босий М.В.
(ЦНТУ, м. Кропивницький)
ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИВАРНИХ ФОРМ І
СТРИЖНІВ ТА ЇХ ЕКОЛОГІЧНІ НАСЛІДКИ

На сьогодні в ливарному виробництві застосовується велика кількість технологічних процесів виготовлення форм і стрижнів, видів сполучних і типів антипригарних покриттів. Хімізація ливарного виробництва широким впровадженням піщано-смоляних сумішей і технологій виготовлення з них форм і стрижнів обумовила високий ступінь загазованості як всередині цехів, так і за їх межами. Внаслідок цього в повітрі робочих дільниць цеху викидається понад 50 найменувань шкідливих речовин, що регламентуються санітарними нормами.

Для створення адгезійних зв'язків між зернами наповнювача і надання суміші необхідної міцності використовують сполучний матеріал. В даний час відомо велике різноманіття сполучних матеріалів, що відрізняються один від одного як природою походження, так і властивостями.

Серед сучасних технологій виготовлення стрижнів у ливарних цехах, особливо масового і великосерійного виробництва, переважне місце займають так звані «холодні» (Cold-box) технології виготовлення стрижнів, які успішно витісняють процеси, що засновані на застосуванні пічної сушки і навіть підігрівання оснастки.

З холодно-твердіючих сумішей з газоподібною продувкою найбільш ефективними є технологія виготовлення стрижнів Cold-box-amin-процесом, що розроблена фірмою Ashland (США). Ущільнену суміш стрижня продувають аміно-повітряною сумішшю, наприклад, триетиламіном ($C_2H_5)_3N$, який легко випаровується. В результаті цього здійснюється протікання процесу ступінчастої полімеризації сполучного матеріалу з утворенням твердої уретанової смоли, що зв'язує зерна стрижневої суміші. Реакція уретаноутворення каталізується третинними амінами, що не містять вільних атомів водню і є каталізаторами. В якості каталізаторів можуть служити: триетиламін та

діметилетиламін, які легко випаровуються та є токсичними рідинами. Тому система сполучних матеріалів в сукупності з каталізатором при продувці і затвердіння стрижня є екологічно небезпечним об'єктом Cold-box-амін-процесу.

Розглядаючи ті чи інші сполучні матеріали, формувальні і стрижневі суміші, необхідно враховувати їх екологічні показники, тому що саме вони мають вирішальний вплив на навколишнє середовище. Крім того, газотвірність сполучних матеріалів і сумішей істотно впливає на якість виливків, особливо на ймовірність утворення в них газових дефектів на межі «метал-стрижень».

Встановлено, що використання в якості сполучних матеріалів різних синтетичних смол може призводити до перевищення концентрації шкідливих речовин до 20 разів. Питоме газовиділення залежить, в першу чергу, від виду сполучного матеріалу, стрижневих сумішей і виду технологічної операції виготовлення виливків. При аналізі екологічної ситуації в ливарному цеху важливо враховувати не тільки кількісний, але і якісний склад газів, що виділяються. Наприклад, оксиди металів у різних поєднаннях виконують роль окислювача і адсорбенту.

Таким чином, гази, що містять аміни, перед випуском в атмосферу повинні в обов'язковому порядку бути очищені. Для цього необхідно використовувати їх збір і допалення, нейтралізацію сірчаною або фосфорною кислотою, а також очищення повітря, що містить аміни.

Незважаючи на те, що питання захисту персоналу при впровадженні сучасних способів в умовах серійного і масового виготовлення форм і стрижнів в цілому вирішені за рахунок герметизації і автоматизації процесів, а відпрацьовані гази-каталізатори проходять нейтралізацію. Але найбільш радикальними заходами щодо зниження екологічної небезпеки відходів ливарного виробництва є: використання сумішей, що не містять токсичних компонентів; систем регенерації формувальних пісків; вторинне використання сумішей для виготовлення будівельних матеріалів тощо.

Левченко О.Г.¹, Безушко О.М.², Гончарова О.М.²
(¹КПІ ім. Ігоря Сікорського; ²ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, м. Київ)
ПРОЦЕСИ УТВОРЕННЯ ШКІДЛИВИХ РЕЧОВИН ПРИ
РУЧНОМУ ДУГОВОМУ ЗВАРЮВАННІ МІДІ ТА ЇЇ СПЛАВІВ
E-mail: olgapaton60@ukr.net

Мідь та її сплави широко застосовують при виготовленні виробів різного призначення: трубопроводів, хімічної апаратури, електричних пристроїв та ін. Серед усіх способів зварювання ручне дугове зварювання характеризується значним виділенням зварювального аерозолю (ЗА) в зону дихання зварювальника [1]. В залежності від зварювальних матеріалів, які використовуються, в складі ЗА при зварюванні міді та її сплавів можуть бути такі шкідливі речовини як сполуки міді, алюмінію, цинку, марганцю, сірки, фосфору, розчинні та нерозчинні фториди, а також газоподібні HF і SiF₄ та інші. Ці речовини у різній мірі можуть викликати отруєння, хронічні захворювання органів дихання, центральної нервової системи, сприяють розвитку ракових клітин. Існуючі засоби захисту від ЗА не дають повного усунення шкідливих речовин з зони дихання зварювальника через технологічні особливості способу зварювання. Значну увагу приділяють дослідженням, які спрямовані на мінімізацію виділень шкідливих речовин шляхом вибору оптимального складу зварювального матеріалу, який би задовольняв технологічним вимогам зварювального шва та гігієнічним характеристикам повітря робочої зони. Для цього необхідно вивчити процеси, які відбуваються в зоні зварювання. Значну частину явищ зварювального процесу можна розглядати як реакції хімічної взаємодії. Питання тієї чи іншої хімічної реакції, про напрямок її протікання і про межі, до якої вона прямує, вирішуються за допомогою термодинаміки. Швидкість утворення пари при високій температурі залежить від пружності компонентів пари, температури поверхні випаровування, а також від її площі. Експериментально було доведено, що утворення аерозолю під час зварювання залежить від тривалості формування краплі розплавленого металу, її розмірів та довжини зварювальної дуги [2]. Крапля електродного металу утво-

рюється в результаті дії тепла дуги на торці електрода й утримується силами поверхневого натягу. Відбувається часткове випаровування не тільки металу, але й покриття. Випаровується відносно невелика частина металу в результаті високої температури кипіння металу ($T_{\text{кип}}(\text{Cu}) = 2595 \text{ }^\circ\text{C}$) і значної теплоти випаровування ($\Delta H(\text{Cu}) = 304 \text{ кДж/моль}$) [3]. Частина парів втрачається, попавши в атмосферу, яка оточує дугу, де пари металу конденсуються в крапельки, окислюються і переходять в дрібні тверді частинки оксидів металу, які утворюють дим і завжди оточують зварювальну дугу. Газовиділення, яке відбувається при плавленні електрода, призводить до інтенсивного газового дуття, яке направлене від електрода до ванни. По мірі збільшення краплі в результаті дії сили тяжіння і електромагнітних сил, крапля замикає дуговий проміжок. Після цього частина краплі перетікає у ванну, а інша частина на торці електрода знову починає рости. Розбризування відбувається за рахунок дрібних крапель, які у значній кількості вилітають за межі зварювальної ванни. Пари та дрібні краплі дає не тільки електродний, але й основний метал. Втрати на розбризування збільшуються зі збільшенням сили струму.

Література:

1. О. Г. Левченко. Сварочные аэрозоли и газы: процессы образования, методы нейтрализации и средства защиты. – К.: Наукова думка, 2015. – 247 с.
2. Левченко О. Г., Безушко О. М. Мінімізація виділень зварювальних аерозолів / НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського». GlobeEdit, 150 (2020).
3. Таблицы физических величин: Справочник / под ред. И. К. Кикоина. – Москва: Атомиздат, 1976. – 1008 с.

Лук'яненко І.В., Гурія І.М., Ямшинський М.М., Лобода П.І.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ЖАРОСТІЙКІ СПЛАВИ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ СКЛОФОРМ

Виробництво скла в Україні є однією із складових частин економіки, яка відіграє важливу роль у формуванні макроекономічних показників держави і відноситься до галузі промисловості, що виробляє будівельно-технічне, тарне, хімічно-лабораторне та приладобудівне, господарсько-побутове та інші види скла, скловолокно, мистецькі вироби зі скла і кришталю. Значну питому вагу в товарообігу займає скляна тара [1].

Варто відзначити, що останнім часом скляна тара набирає популярність у зв'язку з домінуванням тенденції до використання екологічних матеріалів. Це дозволяє стверджувати, що ринок склотари залишатиметься перспективним і буде спостерігатися подальше зростання обсягу його споживання.

Незважаючи на зростаючий попит, виготовлення скляної тари відбувається на оснащених (деталі склоформи), яке виготовлено із закордонних матеріалів. Розроблення сучасних вітчизняних матеріалів, які забезпечують експлуатаційні характеристики на рівні закордонних аналогів, є актуальною науково-технічною проблемою ливарного виробництва.

Аналіз умов експлуатації деталей склоформ на виробничій лінії дозволив авторам [1-4] встановити, що основними факторами які впливають на стійкість деталей склоформ, є:

- висока температура робочого шару 750-850 °С;
- знакозмінні напружини в поверхневих шарах, які контактують із скломасою (градієнт температур поверхневого шару впродовж 1 циклу виготовлення (загальна тривалість процесу «скломаса → готовий скловиріб» не перевищує 2-7 с) становить приблизно 50 °С, а градієнт температур за перерізом склоформи – до 650 °С);

– зміна структури в процесі експлуатації (за життєвий цикл спостерігається коагуляція графітових вкраплин та процеси рекристалізації металевої матриці).

Одним із напрямів суттєвого підвищення стійкості даних деталей, на думку авторів [5, 6], є необхідність регулювання хімічного складу чавуну і ступеню його структурізації, який можна забезпечити за рахунок утворення структур у різних частинах вилівка за різними механізмами кристалізації та дифузії окремих хімічних елементів.

Одним із найбільш суттєвих ціноутворювачів кінцевого продукту є металева прес-форма для виготовлення склотарної продукції – склоформа.

В роботі поставлено за мету вдосконалення хімічного складу жаростійких чавунів.

Створення конкурентоспроможності вітчизняної продукції закордонним аналогам можливо двома способами:

– зниження собівартості виробництва готових деталей склоформуального комплексу за рахунок раціоналізації процесів на виробництві литих заготовок, їх подальшого термічного та механічного оброблення;

– створення комплексу необхідних властивостей на рівні закордонних склоформ: термостійкість; жаростійкість; окислостійкість.

Авторами роботи визначено найбільш поширені хімічні склади закордонних та вітчизняних жаростійких чавунів для склоформ та розглянуто основні легувальні елементи та мікродобавки, які входять їх складу. За результатами проведеної роботи визначено три групи сплавів, об'єднані близьким хімічним складом за окремими елементами:

– група 1 – сплави з високим вмістом нікелю, які характеризуються аустенітною структурою та діапазоном робочих температур до 1100 °С;

– група 2 – містить у своєму складі 4,5-5,5% кремнію, який забезпечує жаростійкість сплаву до 700 °С та утворення феритної структури металевої матриці;

– група 3 – містить легувальні елементи у незначній кількості, які підвищують в комплексі складові властивості жаростійкості та міцність матеріалу.

На підставі вищезазначеного найбільший інтерес представляє чавун легований кремнієм, у якому за допомогою додаткового мікродозування іншими хімічними елементами забезпечується формування необхідної структури в литому стані.

У переважній більшості робіт, що присвячуються легованим чавунам, відзначають негативну дію надмірного вмісту кремнію в розплаві [7]. Це пов'язано із несприятливим впливом на властивості пластичності сплаву. Але ці негативні ефекти не проявляються за вмісту кремнію менше 4,5%, оскільки у цьому діапазоні переважає феритизувальний вплив кремнію на металеву матрицю чавуну [8].

Вибір хрому, нікелю та алюмінію як додаткових легувальних елементів, відповідно до аналізу літературних джерел, забезпечує покращення комплексної характеристики чавунів – жаростійкості. Жаростійкість необхідно розглядати як сукупність окремих властивостей матеріалу: тріщиностійкість, ростостійкість і окалиностійкість.

На підставі висновків авторів [9], умов експлуатації склоформ, з метою економії легувальних елементів та дослідження впливу легувальних елементів на структуру та властивості чавуну, можна рекомендувати сплави з вмістом кремнію 2-3%, марганцю 0,5-1% та нікелю до 36%.

За результатами досліджень найкращий комплекс властивостей виявлено у чавуну марки 220ЖЧН35.

Література:

1. Леушин И. О. Теплофизические параметры эксплуатации деталей чугуновых стеклоформ / И. О. Леушин, Д. Г. Чистяков // Литейное производство. – 2013. – № 1 (13). – С. 50-52.

2. Леушин И. О. Влияние структурообразования и фазового состава чугуновых отливок стеклоформ на эксплуатационные свойства готовых изделий / И. О. Леушин, Д. Г. Чистяков // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2013. – № 5. – С. 19-23.

3. Попов В. М. Термостойкость чугунов с различной формой графита / В. М. Попов, Б. Л. Коган // Литейное производство. – 1991. – № 2. – С. 34.

4. Леушин И. О. Повышение эксплуатационной стойкости деталей чугуновых отливок стеклоформ путем совершенствования технологии их изготовления и контроля / И. О. Леушин, Д. Г. Чистяков, С. Н. Марфенин // Труды Нижегородского государственного университета им. Р.Е. Алексеева. – 2014. – № 1 (103). – С. 212-224.

5. Александров М. В. Разработка химических составов и технологии получения низколегированных термостойких чугунов для деталей стеклоформ: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.16.04 "Литейное производство" / Александров М. В. – Нижний Новгород, 2013. – 18 с.

6. Леушин И. О. Влияние структуры чугуна на образование эксплуатационных дефектов стеклоформующей оснастки / И. О. Леушин, Д. Г. Чистяков, В. А. Володин // Наука и Образование МГТУ им. Н. Э. Баумана. – 2015. – №11. – С. 111–123.

7. Loper C. R. Jr. Structure of Spheroidal Graphite in Cast Iron / C. R. Loper Jr., K. Fang // American Foundry Society [Schaumburg]. – 2008. – №. 08-066 (05). – P. 1–10.

8. Александров М. В. Повышение эффективности модифицирования чугуна для отливок стеклоформ интенсификацией процесса графитообразования / М. В. Александров, Д. Г. Чистяков // Литейщик России. – 2013. – №5. – С. 19-21.

9. Александров М. В. Влияние химсостава и микроструктуры чугуновых отливок на термостойкость деталей стеклоформ / М. В. Александров // Литейное производство. – 2012. – №8. – С.15-19.

Лысенко Т.В., Тур М.П., Ясюков В.В.
(ОНПУ, г. Одесса)

**КОМПОЗИЦИОННЫЕ ЛИТЫЕ РОТОРЫ АСИНХРОННЫХ
ДВИГАТЕЛЕЙ**
E-mail: tuma@bk.ru

В асинхронных электродвигателях основные детали выполняются литьем: короткозамкнутые роторы, статоры, крышки. Короткозамкнутая обмотка ротора (беличье колесо) состоит из стержней (алюминиевых, либо медных), замкнутых накоротко с торцов двумя кольцами. Такую конструкцию получают путем заливки алюминиевого сплава в пазы сердечника ротора, который представляет собой пакет магнитомягкой электротехнической тонколистовой стали. Таким образом, ротор – это композиционная отливка, контактные процессы в которой определяются механическими связями. Эти связи возникают в результате усадки жидкого металла; вполне возможно протекание тех или иных физико-химических процессов а, следовательно, имеется взаимодействие с формированием остаточных напряжений. Эти напряжения могут иметь механический характер за счёт различной пластичности материала и термический характер вследствие различия коэффициента термического сжатия составляющих композицию. Условия эксплуатации электродвигателей должны учитывать также изменения температуры, вибрации. Всё это может создавать зазоры между элементами, что ухудшает электрические и магнитные свойства ротора. В качестве материала для стержней и колец использовали доэвтектический силумин, который плавил на установке ЛНД в тигле из тигельного графита в смеси с огнеупорной глиной, содержащей $Al_2O_3 + TiO_2$, изготовленный методом пластичного формования. Металлопровод футеровался трубками из графита. Основаниями для выбора сплава АК12 является близость к эвтектике ($\alpha+Si$), незначительное количество α -твердого раствора кремния в алюминии (1,65% при 557 °С с уменьшением равновесной растворимости до 0,05% при 200 °С). Сплав обладает лучшими литейными свойствами: высокой жидкотекучестью

(420 мм, прутковая проба при 700 °С); малой усадкой (объемная усадка $\Delta V/V \cdot 100\% = 3$; линейная усадка 0,8%); низкая склонность к образованию горячих трещин; минимальная плотность (2650 кг/м³); у модифицированного силумина $\sigma_b = 180$ МПа, $\delta = 6\%$, что вполне удовлетворяет требованиям эксплуатационной надежности.

В сплаве алюминия для намагничивания (малое значение плотности магнитного потока $B = \mu_0 (H+M)$, где H – внешнее, M – внутреннее магнитное поле; μ_0 – магнитная постоянная) нежелательны дислокации и остаточные напряжения, которые устраняются термообработкой в конце технологического процесса. Также вредны примеси, образующие газовые, газоусадочные раковины, неметаллические включения, а также собственные мелкодисперсные фазы. Все это затрудняет вращение векторов намагничивания. Поэтому был проведен комплекс мероприятий по обработке расплава перед заливкой.

На степень загрязнения расплава газом и твердыми неметаллическими включениями оказывают влияние примеси, находящиеся в исходных шихтовых материалах. В чушковом силумине может содержаться водород 0,57-1,34 см³/100г; Al₂O₃ 0,027-0,070%. Следовательно, количество неметаллических включений и газов в расплаве складывается из содержания их в шихте и примесей, образующихся в процессе плавки. Поэтому наряду с рафинированием необходимо предусматривать следующие мероприятия:

- плавка в индукционных печах;
- использование покровных флюсов;
- просушивание влажных солей и их надлежащее хранение;
- обеспечение минимального перегрева расплава над линией ликвидус;
- сушка и подогрев раздаточных ковшей и плавильного инструмента;
- при модифицировании расплава солями натрия следует учитывать повышенную газонасыщенность отливок с одновременным ростом пористости.

Применение наноразмерных материалов позволяет получать отливки с однородной межкристаллической структурой в разных сечениях. Нанообъ-

екты имеют физическую поверхность раздела с расплавом, что определяет гетерогенный механизм кристаллизации. Поэтому использование наночастиц с целью управления кристаллизационными процессами, протекающими в литейной форме, а также положительное влияние на содержание газов и неметаллических включений (НВ) изменяет свойства сплава, количество и морфологию НВ, создает благоприятную структуру. При модифицировании силумина АК12 ультрадисперсным модификатором TiCN отливки короткозамкнутой обмотки ротора характеризуются низкой пористостью, однородной структурой, повышенными прочностью и пластичностью.

Также отливки возможно подвергать термообработке по режиму T2 без риска образования раковин и трещин.

Лютий Р.В., Прилуцький М.І., Кривик О.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

**ПЕРІОД ТЕПЛОВОЇ ІНЕРЦІЙНОСТІ – ОСНОВА ДЛЯ
РОЗРАХУНКУ ТЕПЛОВИХ ПОЛІВ ЛИВАРНИХ ФОРМ І
СТРИЖНІВ**

E-mail: rv12005@ukr.net

Часто у науково-технічній літературі зустрічаються з першого погляду цілком логічні твердження, що для заливання сталі, яке відбувається при температурі 1500...1600 °С, не можна використовувати формувальні матеріали з низькою термостійкістю. Однак на практиці тонкостінні сталеві виливки успішно виготовляють із використанням стрижнів із найменш термостійкими (наприклад поліуретановими) смолами. Їх термічна деструкція починається вже при 400 °С. При цьому виливки не мають поверхневих дефектів, тому що деструкція суміші навіть у поверхневому шарі стрижня відбувається вже після остаточного затвердіння виливка.

Більше того, ураження виливків гарячими тріщинами та утруднена вибиваємість піщано-смоляних стрижнів указують на те, що наскрізної термічної деструкції у більшості стрижнів не відбувається. Отже, при

залиття сплаву з температурою 1600 °С стрижень у центрі не завжди нагрівається навіть до 400 °С. Наведений приклад є наслідком хибних міркувань про те, що температура стрижня завжди близька до температури кристалізації сплаву. На цих же принципах побудовано програми комп'ютерного моделювання ливарних процесів.

З іншого боку, якщо термічна деструкція зв'язувального компонента відбувається до затвердіння поверхневого шару виливка, з'являються такі дефекти як пригар, газові раковини та пористість, в окремих випадках – порушення конфігурації.

Для того, щоб відбулися фізико-хімічні, дифузійні, термічні процеси між розплавом і поверхнею стрижня, які призводять до вказаних дефектів, достатньо мінімального часу – в межах однієї секунди. Сучасні методи розрахунків дають значні похибки і по часу (десятки секунд) і по температурі (сотні градусів). Тому встановити реальний стан речей можна тільки розробивши новий комплексний метод розрахунку.

Теплове поле стрижня, як правило, визначають методом кінцевих елементів [1]. Стрижень умовно поділяють на декілька розрахункових шарів, вибирають інтервал часу та визначають сітку температур. Для цього потрібно досить небагато: у кожній момент сітки часу температура на одному боці (поверхня стрижня) і на другому (центр стрижня).

Температура поверхні залежить від температури поверхні виливка, яка також є змінною. Але цим, як правило зневажають. Вибирають один із наступних варіантів:

- 1) температура поверхні стрижня в початковий момент дорівнює температурі залиття;
- 2) температура поверхні стрижня в початковий момент дорівнює середньому значенню між температурами ліквідусу (T_l) і солідусу (T_c);
- 3) температура поверхні стрижня в початковий момент дорівнює температурі солідусу.

Як правило, протягом усього періоду твердіння виливка вважають температуру на поверхні стрижня постійною. У крайньому випадку передбачають її лінійну зміну від температури заливання до солідусу.

Очевидно, що температура контактної поверхні стрижня не може миттєво досягти температури поверхні виливка. Для цього процесу потрібен певний час, який ми назвали **періодом теплової інерційності**.

Для його встановлення використано критеріальне рівняння Фур'є [2, 3]:

$$\frac{T_B - T}{T_B - T_{СТР}} = f\left(Fo; \frac{X}{X_2}\right), \quad (1)$$

де T_B – температура поверхні виливка;

$T_{СТР}$ – температура стрижня на відстані X_2 від поверхні виливка;

X – відстань розрахункової точки від поверхні виливка;

T – температура у розрахунковій точці.

Також відомо, що критерій Фур'є визначається за формулою:

$$Fo = \frac{a_{СТР} \cdot \tau}{X_2^2}, \quad (2)$$

де $a_{СТР}$ – коефіцієнт теплопровідності стрижня, м²/с;

τ – час, с.

Критерій Фур'є приймає значення 1,000, коли ліва частина рівняння (1) мінімальна, а це відбувається при максимальному наближенні температури T у розрахунковій точці стрижня до температури T_B виливка або їх зрівнюванні.

Відстань розрахункової точки X від поверхні виливка приймаємо за практичними даними середніх розмірів часток стрижневої суміші [4]. Для контактної передачі тепла між частинками всередині стрижня необхідною умовою є прогрівання одиничного поверхневого шару. Внаслідок нерівномірності упаковки зерен піску під час виготовлення стрижня, його поверхня не має ідеально рівної форми, що підтверджено спостереженнями на мікроскопі.

Тому при середньому діаметрі часток наповнювача 0,2 мм відстань $X = 0,3$ мм. Наприклад, для стрижня із кварцовим наповнювачем:

$$\tau = \frac{X_2^2}{a_{СТР}} = \frac{0,003^2}{61 \cdot 10^{-8}} = 15с.$$

Цей час названо **періодом теплової інерційності τ_i** . Основна його властивість, виходячи із цього, полягає у тому, що поверхня стрижня досягне такої ж самої температури, як поверхня виливка, через τ_i від початку їх контакту. Після цього температура поверхонь стрижня і виливка буде однаковою або максимально близькою.

Важливо і те, що даний час не залежить ні від початкової температури розплаву та стрижня, ні від швидкості охолодження виливка. Він залежить виключно від теплових властивостей матеріалу стрижня. Принцип теплової інерційності може бути запроваджено як для процесу швидкого нагрівання, так і швидкого охолодження поверхонь двох тіл, які перебувають у щільному контакті.

Очевидно, що протягом періоду теплової інерційності нагрівання поверхні стрижня не є лінійним. Миттєві значення температури протягом цього періоду можна визначити за формулою Шварца [5]. Зміну температури у центрі стрижня також можна визначити за цією формулою. Визначивши температури на поверхні та у центрі стрижня, методом кінцевих різниць розраховується його теплове поле.

Література:

1. Кривандин В.А., Молчанов Н.Г., Соломенцев С.Л. *Металлургические печи.* – Москва: *Металлургиздат*, 1962. – 600 с.
2. Медведев Я.И., Валисовский И.В. *Технологические испытания формовочных материалов.* – Москва: *Машиностроение*, 1973. – 310 с.

3. Кочешков А.С., Лютий Р.В. Расчет температурных полей в литейных формах для точного литья // Металл и литье Украины. – 2005, № 6. – С.42...43.

4. Борсук П.А. Особенности структуры формовочных смесей // Литейное производство, 2015. – №1. – С.28...30.

5. Могилатенко В.Г., Пономаренко О.І., Дробязко В.М., Кочешков А.С., Ямшинський М.М.. Теоретичні основи ливарного виробництва. –Харків.: НТУ «ХП», 2011. – 288 с.

Лютий Р.В., Тишковець М.В., Люта Д.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

**НАУКОВІ ОСНОВИ УТВОРЕННЯ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ
КОМПОНЕНТІВ ІЗ ОРТОФОСФОРНОЇ КИСЛОТИ І
НЕОРГАНІЧНИХ СОЛЕЙ МЕТАЛІВ**

E-mail: rv12005@ukr.net

Важливою для ливарного виробництва особливістю фосфатів є зв'язувальна здатність, яка проявляється у поєднанні з різними матеріалами [1-4]. Ця особливість пояснюється кристалічною будовою, що у свою чергу зумовлено положенням фосфору у періодичній системі елементів: як елемент 4-ої групи він має в тетраедрі PO_4 d – p зв'язок за наявності максимальної кількості d-орбіталей [5].

Зв'язувальні властивості мають практично усі фосфати, але значною мірою відрізняються за цим показником.

Найбільш поширеною технологією синтезу фосфатних зв'язувальних компонентів (ЗК) є приготування широкого спектру розчинів на основі ортофосфорної кислоти [1, 6, 7]. Схеми синтезу в роботах середини-кінця ХХ ст. і сучасних (2015-2021 рр.) принципово не відрізняються. Вони полягають у додаванні до нагрітого розчину H_3PO_4 наступних матеріалів: гідроксиду алюмінію, оксидів хрому, бору, магнію, цинку, кальцію та деяких інших [8, 9].

У результаті утворюються алюмофосфатні, алюмоборфосфатні, кальцій-магній-алюмофосфатні та інші ЗК.

Усі відомі варіанти синтезу фосфатних ЗК у різних галузях техніки зводяться до наступних схем:

- 1) взаємодія металу з H_3PO_4 ;
- 2) взаємодія оксиду металу з H_3PO_4 (переважна більшість сумішей у ливарному виробництві);
- 3) взаємодія гідроксиду металу з H_3PO_4 (основна схема приготування алюмофосфатних і комплексних ЗК);
- 4) взаємодія середнього фосфату з H_3PO_4 ;
- 5) взаємодія солі слабкої кислоти (титаніт, силікат, цирконат) з H_3PO_4 [10].

Взаємодію ортофосфорної кислоти із матеріалами іншої хімічної природи не вивчено.

Новим науковим напрямом, якому присвячено нашу роботу, є дослідження взаємодії ортофосфорної кислоти з неорганічними солями таких кислот як сірчана, соляна та азотна. Вказані кислоти сильніші за ортофосфору, і тому вона не має витіснити їх із солей. Це твердження абсолютно коректне при нормальних умовах, але дослідження при підвищених температурах призвели до інших висновків.

У наших експериментах використано неорганічні солі металів, які вже мають приклади застосування у ливарному виробництві. Ці матеріали у значній кількості наявні у цехах, не є дефіцитними або дорогими. Перспективи синтезу із них фосфатних ЗК є безперечними.

Вперше проведено термодинамічні розрахунки для широкого ряду хімічних реакцій взаємодії ортофосфорної кислоти з неорганічними солями різних металів та встановлено теоретичні передумови синтезу нових ЗК. Встановлено вплив температури на здійснення вивчених хімічних реакцій та показано можливість утворення деяких ЗК при нормальних умовах, а деяких – при нагріванні, визначено температури зміцнення стрижнів тепловим сушінням або у гарячому оснащенні.

Установлено можливість синтезу фосфатних ЗК у композиціях ортофосфорної кислоти із карбонатами *Li*, *Na*, *Ca*, *Ba*. Хімічні реакції взаємодії цих карбонатів з H_3PO_4 відбуваються при нормальній температурі, але внаслідок особливостей продуктів реакцій (виділення H_2O) для зміцнення стрижнів необхідним є нагрівання до температури близько 150 °С. При цьому підтверджено, що тільки фосфати натрію мають високий зв'язувальний потенціал і придатні для виготовлення ливарних стрижнів, забезпечуючи міцність при стисканні на рівні 3,0 МПа і більше [11].

Теоретично встановлено і практично доведено можливість взаємодії H_3PO_4 із деякими солями більш сильних кислот – сульфатами, хлоридами та нітратами. Утворення фосфатних ЗК у системах із хлоридами *K* і *Na*, а також із бромідом *K* відбувається внаслідок прямої хімічної взаємодії, яка стає термодинамічно можливою після нагрівання до температури вище 200 °С [12-14]. Рентгенофазовим аналізом встановлено утворення відповідних фосфатів.

Показано принципову різницю в параметрах хімічної взаємодії з H_3PO_4 неорганічних солей у безводному та кристалогідратному станах. Виявлено, що для усіх досліджених солей (хлориди магнію, кальцію і марганцю; сульфати заліза, кобальту, магнію, алюмінію і марганцю) при переході від безводної до кристалогідратної форми температура можливої взаємодії з H_3PO_4 знижується, а в окремих випадках (хлориди *Mg* і *Ca*) утворення фосфатів можливе при нормальній температурі. Вказане відкриття значною мірою розширює можливості синтезу фосфатних ЗК.

Установлено, що у композиціях кристалогідратних сульфатів *Al* і *Mn* з ортофосфорною кислотою взаємодія відбувається після відокремлення частини кристалогідратної H_2O з утворенням проміжних фаз (гідроксидів), які вступають у хімічну взаємодію з кислотою. Рентгенофазовим аналізом підтверджено факт утворення у цих системах нового класу неорганічних ЗК – фосфосульфатів. Вони являють собою поєднання неорганічних солей сірчаної та ортофосфорної кислот.

Виявлено, що більшість нітратів металів здатна вступати у хімічну взаємодію з ортофосфорною кислотою. Внаслідок низької температури розпаду або деструкції нітратів, ортофосфорна кислота взаємодіє не з ними безпосередньо, а із утвореними продуктами. Детально проаналізовано процеси у системі 9-водного нітрату алюмінію з H_3PO_4 і показано, що після ряду перетворень нітрату, які відбуваються під час нагрівання до 200...250 °С, продуктами реакції являються ортофосфати алюмінію, які забезпечують високу міцність (не менше 2,0 МПа при стисканні) стрижневої суміші [15].

Таким чином, у результаті комплексу наукових робіт створено принципово нову схему синтезу і ряд високоефективних зв'язувальних компонентів на основі ортофосфорної кислоти для виготовлення ливарних стрижнів.

Література:

1. Судакас Л.Г. Фосфатные вяжущие системы. – Санкт-Петербург: РИА «Квинтет», 2008. – 260 с.
2. Сычев М.М. Неорганические клеи. – Ленинград: Химия, 1974. – 160 с.
3. Фрейдин А.С. Полимерные и водные клеи. – Москва: Химия, 1985. – 144 с.
4. Копейкин В.А., Петрова А.П., Рашкован И.Л. Материалы на основе металлофосфатов. – Москва: Химия, 1976. – 200 с.
5. Бутт Ю.М., Каушанский В.Е. Неорганические материалы, 1973. – 263 с.
6. Илларионов И.Е. Разработка интенсивных технологий и оптимизация составов активированных песчано-глинистых и фосфатных смесей: Дис. д-ра техн. наук: 05.16.04. – Чебоксары, 1988. – 503 с.
7. Пат. 2017036316 Китай, МПК В 22 С 1/18 ; В 33 Y 70/00. Неорганический композитный фосфатный связующий компонент для 3D-друку з піском і спосіб його отримання / Син Цзиньлун, Хан Вен. – заявл. 19.08.16, опубл. 09.03.17.
8. Пат. 108907069 Китай, МПК В 22 С 1/18. Фосфатний зв'язувальний компонент, модифікований сульфатом заліза, і спосіб його отримання / Чжан

Юшу, Лю Донг, Хіа Лу, Рен Янжен, Цай Пенг, Чжоу Лей. – заявл. 27.07.18, опубл. 30.11.18.

9. Пат. 106734858 Китай, МПК В 22 С 1/02, В 22 С 1/18, В 22 С 9/02. Спосіб приготування модифікованої жароміцної фосфатної ливарної піщаної форми / Ян Ян. – заявл. 25.12.16, опубл. 31.05.17.

10. Сычев М.М. Твердение вяжущих веществ. – Ленинград: Стройиздат, 1974. – 80 с.

11. Лютий Р.В., Стрижакова К.В. Стрижнева суміш з неорганічною зв'язувальною системою ортофосфорної кислоти і карбонату натрію / Нові матеріали і технології в машинобудуванні. – Київ, 2014.– С.118...119.

12. Лютий Р.В., Кеуш Д.В., Гурия И.М. Упрочнение стержневых смесей с ортофосфорной кислотой и солями металлов // Литейное производство, 2015. – №7. – С.27...29.

13. Лютий Р.В., Кеуш Д.В., Анісімова О.А., Смольська В.С., Шалай І.О. Нові суміші з фосфорними солями калію для виготовлення ливарних стрижнів у гарячому оснащенні // Вісник ДДМА, 2014. – №1 (32). – С. 99...104.

14. Лютий Р.В., Гурия И.М., Кеуш Д.В., Смольская В.С. Стержневые смеси с новыми неорганическими связующими на основе ортофосфорной кислоты и солей щелочных металлов // Литейное производство, 2014. – №5. – С. 28...31.

15. Liutyi R., Skyrdenko M., Liuta D. Foundry core mixtures with ortho-phosphoric acid and different aluminum-containing compounds // Physics and chemistry of solid state. – 2020. – V. 21, N1. – P. 176-184.

Малинов В.Л.

**(ПІИ ООО «Бюро Веритас Україна», г. Мариуполь)
ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ПОРОШКОВЫЕ ЛЕНТЫ ДЛЯ
НАПЛАВКИ ДЕТАЛЕЙ, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ
АБРАЗИВНОГО И УДАРНО-АБРАЗИВНОГО
ИЗНАШИВАНИЯ**

E-mail: malinov.v.l@gmail.com

Материалы, применяемые для наплавки деталей, работающих в условиях ударно-абразивного износа, существенно отличаются по типу и степени легирования, а дорогие легирующие элементы зачастую используются неэффективно. Целью работы являлось исследование твердости, технологической прочности, абразивной и ударно-абразивной износостойкости наплавленного металла на основе Fe-Cr-Mn-C и Fe-Cr-Mn-Nb.

Состав шихты порошковых лент рассчитывался таким образом, чтобы обеспечить варьирование в наплавленном металле содержания легирующих элементов в следующих пределах: углерода 1,8-3,2%, хрома 13-20%, марганца 6-8% и ниобия 0-2%.

Структура наплавленного металла в зависимости от степени легирования являлась доэвтектической, эвтектической или заэвтектической. Металлическая основа во всех случаях представляла метастабильный аустенит. При легировании ниобием в ней также имелись дисперсные карбиды NbC.

Установлено, что по мере увеличения содержания в наплавленном металле углерода твердость и абразивная износостойкость возрастают, а ударно-абразивная износостойкость и технологическая прочность снижаются. Трещины в количестве от 1 до 5 имелись во всех составах наплавленного металла на Fe-Cr-Mn-C основе без ниобия. Увеличение содержания марганца от 6 до 8% снижает абразивную и повышает ударно-абразивную износостойкость. При этом повышается технологическая прочность. Так, например, в наплавленном металле, содержащем 1,8% C и 13% Cr, количество трещин уменьшается с 2 до 1. Дополнительное легирование ниобием повышает твер-

дость, абразивную, ударно-абразивную износостойкость и технологическую прочность наплавленного металла. В наплавленном металле, содержащем 1,8% С и 13% Cr, при легировании 1% Nb трещины отсутствовали. В исследованном диапазоне содержаний легирующих элементов влияние хрома на структуру наплавленного металла обусловлено смещением влево точки предельной растворимости углерода в аустените. В наплавленном металле, содержащем 2,4% С, 6% Mn, 2% Nb, увеличение содержания от 13 до 20% Cr привело к переходу от доэвтектической к заэвтектической структуре. При этом абразивная износостойкость возросла, а ударно-абразивная – снизилась. В обоих случаях трещины в наплавленном металле отсутствовали. В наплавленном металле, содержащем 20% Cr, 6% Mn, 2% Nb, при увеличении содержания от 2,4 до 3,3% С абразивная износостойкость еще более возрастает, ударно-абразивная износостойкость снижается, а количество трещин составляет 2. Технологическая прочность является существенным фактором при выборе материала для наплавки деталей, работающих в условиях ударно-абразивного воздействия. В случае умеренной интенсивности ударов наличие трещин может быть допустимо, а при сильных ударах они являются причиной отколов. Для наплавки деталей, работающих в условиях умеренной ударной нагрузки, разработана экономичная порошковая лента, обеспечивающая получение наплавленного металла на Fe-Cr-Mn-C основе, который по ударно-абразивной износостойкости в 2 раза превосходит наплавленный лентой ПЛ-АН 101 (ПЛ-Нп-300Х25С4Н2Г2), широко применяемой в производственной практике. При интенсивных ударах предложено применять порошковую ленту, обеспечивающую получение металла на Fe-Cr-Mn-C-Nb основе. Дополнительное легирование ниобием повышает ударно-абразивную износостойкость на ~10% и позволяет исключить трещины в наплавленном металле. Это очень важно для наплавленного металла с высоким содержанием углерода.

Малинов Л.С., Мальшева И.Е., Бурова Д.В.

(ГБУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**ПОВЫШЕНИЕ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ
ЦЕМЕНТРУЕМЫХ СТАЛЕЙ ПОЛУЧЕНИЕМ В ИХ
ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ МЕТАСТАБИЛЬНОГО
ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА**

E-mail: leonid.s.malinov@gmail.com

Обычно для повышения износостойкости цементации подвергают специально разработанные для этого малоуглеродистые стали. В их поверхностном слое стремятся получить мартенситно-карбидную структуру, обеспечивающую наиболее высокую твердость. Однако известен ряд работ, в том числе авторов, показывающих положительную роль в повышении абразивной износостойкости остаточного аустенита, получаемого в структуре поверхностного слоя после термообработки. Однако такие работы немногочисленны.

Данная работа посвящена изучению абразивной износостойкости сталей после цементации, последующей закалки с повышенных температур, обычно не применяемых на практике, и низкого отпуска. Объектом исследования служили стали 10Г2ФБ, 25ХГТ, 25Х1М1Ф, 40Х. Их цементировали при 930 °С в течение 10 ч. Образцы закаливали после нагрева в интервале температур 850-1100 °С и отпускали при 180 °С. Проводились дюрOMETрические, металлографические и рентгенографические исследования. Испытания на абразивную износостойкость осуществляли на установке типа Бринелля-Хаурорта. Абразивным материалом служил корунд с размером частиц 0,3 мм. В качестве эталона выбрана соответствующая сталь после закалки с обычно принятой для нее температуры.

После закалки от 850 °С во всех исследованных сталях вблизи поверхности микроструктура поверхностного слоя представляет собой отпущенный дисперсный мартенсит, расположенные в нем карбиды и небольшое количество (10-15%) остаточного аустенита, что соответствует максимальной твер-

дости (60-62 HRC). По мере повышения температуры нагрева под закалку от 850 до 1100 °С количество остаточного аустенита в поверхностном слое возрастает, а количество отпущенного мартенсита и карбидов уменьшается. Это приводит к снижению твердости.

При повышении температуры нагрева под закалку абразивная износостойкость в исследованных сталях изменяется по кривой с максимумом, который достигается при определенной для каждой стали температуре, более высокой, чем типовая, зависящей от химического состава стали и ее исходной структуры. Наиболее высокие температуры нагрева под закалку (1000-1100 °С) требуются для достижения максимума износостойкости у сталей, содержащих сильные карбидообразующие элементы. Указанная закономерность может быть объяснена тем, что после закалки от оптимальной для каждой стали температуры обеспечивается в поверхностном слое наиболее благоприятная структура: углеродистый отпущенный мартенсит, не растворившиеся карбиды и определенное количество метастабильного остаточного аустенита, интенсивно превращающегося в мартенсит деформации при воздействии абразивных частиц. Об этом свидетельствуют данные рентгеновского анализа, согласно которым почти весь аустенит на изнашиваемой поверхности превращается в мартенсит.

Закалка от температур, превышающих оптимальную для каждой стали, приводит к более полному растворению карбидов, что увеличивает количество аустенита и повышает его стабильность по отношению к динамическому деформационному мартенситному превращению, что снижает сопротивление стали изнашиванию. В том же направлении влияет рост зерна и укрупнение кристаллов мартенсита. Абразивная износостойкость исследованных цементированных сталей после закалки с повышенных, оптимальных для каждой из них температур, возрастает в 1,3-1,7 раза по сравнению с ее уровнем после термообработки по типовому режиму.

Малинов Л.С.
(ГБУЗ «ЛГТУ», г. Мариуполь)
ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ МАРГАНЦОВИСТОЙ СТАЛИ
КОМБИНИРОВАННЫМИ ОБРАБОТКАМИ,
ВКЛЮЧАЮЩИМИ ПОЛУЧЕНИЕ В ЕЕ СТРУКТУРЕ
МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА
E-mail: leonid.s.malinov@ gmail.com

Приведены результаты исследований по повышению свойств стали 06Г8 за счет применения комбинированных деформационно-термических обработок, обеспечивающих получение структуры, в которой наряду с другими составляющими получают повышенное количество метастабильного аустенита. После упрочнения он частично превращается в мартенсит, а оставшаяся его часть при нагружении в процессе испытаний механических свойств или эксплуатации претерпевает динамические деформационные мартенситные превращения.

Фазовый состав определялся рентгеновским методом на установке ДРОН-3. Механические испытания на растяжение проводились по ГОСТ 9457-88. Сталь 06Г8 после закалки от 900 °С и низкого отпуска (250 °С, 1 ч) имеет в структуре 100% α -мартенсита (α') и следующий уровень механических свойств: $\sigma_{0,2} = 850$ МПа, $\sigma_B = 1100$ МПа, $\delta = 10\%$, $\psi = 45\%$. Холодная пластическая деформация (ХПД) с обжатием 7% приводит к возрастанию $\sigma_{0,2}$ и σ_B на 100 и 150 МПа, соответственно, и существенно снижает пластичность ($\delta = 3\%$; $\psi = 10\%$). Большая, чем указанная выше, степень ХПД приводит к образованию трещин и не может быть использована. Комбинированная обработка этой стали, включающая нагрев в межкритический интервал (МКИТ) температур (630 °С, 1 ч), для получения в структуре наряду с α -фазой 30-40% вторичного метастабильного аустенита, последующую после охлаждения ХПД ($\varepsilon = 10\%$) и низкотемпературный отпуск при 250 °С в течение

ние 1 ч, позволяет обеспечить хорошее сочетание прочностных и пластических свойств: $\sigma_{0,2} = 1100$ МПа, $\sigma_B = 1200$ МПа, $\delta = 25\%$, $\psi = 54\%$. Это обусловлено получением в α -фазе повышенной плотности дислокаций и развитой субструктуры, появлением межфазных границ большой протяжённости в связи с образованием вторичного аустенита (микродуплексная структура). Кроме того, после ХПД сохраняется 18% аустенита, количество которого уменьшается до 8% за счет превращения его в мартенсит в процессе испытаний механических свойств на растяжение до образования шейки (эффект самозакалки при нагружении). Это является важным фактором повышения временного сопротивления и сохранения повышенной пластичности.

Проведение предварительной ХПД рассматриваемой стали ускоряет образование вторичного аустенита при нагреве в МКИ температур. Так деформация на 10% позволяет получить после выдержки 20 мин в нем такое же количество вторичного аустенита, как и после часа без предварительной ХПД. Комбинированная обработка стали 06Г8, включающая двукратное ХПД ($\varepsilon = 10\%$) с промежуточным нагревом в межкритический интервал температур (МКИТ) 630°C и выдержкой 15-20 мин, обеспечивает механические свойства: $\sigma_{0,2} = 1180$ МПа, $\sigma_B = 1300$ МПа, $\delta = 15\%$, $\psi = 50\%$. У стали 06Г8 аустенит в структуре может быть получен проведением деформации в МКИТ. Так деформация стали 06Г8 при 630°C на 20% позволяет получить в структуре наряду с α -мартенситом 40% метастабильного аустенита. Последующая ХПД на 10% вызывает частичное его превращение в α -мартенсит. Доля последнего в структуре возрастает на 25%. Заключительной обработкой для уменьшения уровня внутренних напряжений является низкий отпуск (250°C , 1 ч).

Указанная комбинированная обработка обеспечивает повышенный по сравнению с закалкой и низким отпуском уровень механических свойств: $\sigma_{0,2} = 1120$ МПа, $\sigma_B = 1330$ МПа, $\delta = 14\%$, $\psi = 45\%$.

Малинов Л.С.¹, Малинов В.Л.², Бурова Д.В.¹
(¹ГВУЗ «ЛГТУ»; ²ПІИ ООО «Бюро Веритас Україна», г. Мариуполь)
ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ НАПЛАВЛЕННОГО
МЕТАЛЛА МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА НАГРЕВОМ В
МЕЖКИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕРАТУР
E-mail: leonid.s.malinov@gmail.com

Проблема повышения долговечности деталей машин, восстанавливаемых наплавкой, актуальна. Многие наплавочные материалы, используемые для этого, содержат в своем составе в повышенном количестве дорогие легирующие элементы (Ni, Cr, Mo, W, Nb и др.). Широко применяемые в промышленности малоуглеродистые наплавочные материалы Нп30ХГСА, ПП-Нп18Х1Г1М не обеспечивают высокой долговечности восстанавливаемых ими деталей. Малоуглеродистые наплавочные материалы на Fe-Cr-Mn-C основе, позволяющие получить наплавленный металл с метастабильным аустенитом, существенно повышающие эксплуатационную стойкость деталей, дороги и зачастую трудно обрабатываются резанием. Применение при наплавке экономнолегированных наплавочных материалов повышенной износостойкости решает основную задачу современности – ресурсосбережение.

Данная работа посвящена изучению структуры и свойств металла, наплавленного более экономичными порошковыми материалами системы Fe-Mn-C с целью выяснения возможности их практического применения. Наплавленный металл после термообработки должен иметь многофазную структуру, в которой метастабильный аустенит является лишь одной из составляющих, а не основной структурой, как в случае использования известных материалов на Fe-Cr-Mn-C основе.

В отличие от многих известных наплавочных материалов, обеспечивающих получение в наплавленном металле полностью или преимущественно структуры метастабильного аустенита, рассмотренные в данной работе материалы позволяют получить преимущественно структуру малоуглеродистого мартенсита, содержащего ~6-8% марганца, а последующий высокий отпуск,

обычно используемый для снятия возникших после наплавки напряжений, проводимый с нагревом в межкуритический интервал температур (МКИТ), приводит к образованию вторичного метастабильного аустенита, равномерно распределенного в структуре, и небольшого количества карбидов. Образуется своеобразная композиционная многофазная структура, в которой участки повышенной прочности чередуются с участками вторичного аустенита невысокой твердости. В большом числе работ этот аустенит рассматривают как стабильную структуру, поскольку он при охлаждении до отрицательных температур не превращается в мартенсит. Однако он метастабильен при нагружении и превращается в мартенсит деформации (эффект самозакалки при нагружении). В результате этого повышается износостойкость.

Вторичный метастабильный аустенит является внутренним ресурсом самого материала, который за счет превращения в мартенсит деформации при изнашивании позволяет ему адаптироваться к внешним нагрузкам и обеспечивает самоповышение свойств при нагружении и самозащиту от разрушения. Рассмотренные наплавочные материалы, в отличие от широко применяемых, позволяют получить повышенную износостойкость наплавленного металла после высокого отпуска, снижающего твердость. Важно подчеркнуть, что это происходит в отсутствие повышенного количества дорогих элементов – хрома, молибдена, вольфрама, ванадия, выделение специальных карбидов которых при высоком отпуске вызывает дисперсионное твердение.

Новые наплавочные материалы технологичны при наплавке, наплавленный металл после высокого отпуска удовлетворительно обрабатывается резанием. Экономичность, технологичность и повышенная износостойкость наплавленного металла позволят им найти применение в промышленности.

Можно полагать, что нагрев в МКИТ применим и для наплавленного металла не только мартенситного, но и других классов, например бейнитного.

Малинов Л.С.

(ГБУЗ «ЛГТУ», г. Мариуполь)

**ПОВЫШЕНИЕ ИЛИ ПОЛУЧЕНИЕ НОВЫХ СВОЙСТВ
СПЛАВОВ ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕХНОЛОГИЙ
ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ, СОЗДАЮЩИХ
ГРАДИЕНТЫ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ**

E-mail: leonid.s.malinov@ gmail.com

Одним из перспективных инновационных научно-прикладных направлений в ресурсо- и энергосбережении является предложенное автором еще в середине 70-х годов прошлого века и интенсивно развивающееся в настоящее время создание в сплавах градиентов структурно-фазового состояния (ГСФС) с применением технологий дифференцированной обработки (ТДО) для повышения свойств сплавов или придания им новых свойств. Это был принципиально новый подход к обработке сплавов, позволяющий в мономатериале получать участки или слои с разнообразной многоуровневой (макро-, микро-, нано-, тонкой) структурой, механическими и физическими свойствами.

Технологии дифференцированной обработки были предложены в качестве альтернативы известным способам получения армированных материалов, в основе которых лежит соединение в одном материале различных по свойствам металлов и сплавов с применением литья, прокатки или сварки. Новые технологии реализуют дизайн материалов. При их проведении могут быть получены волнистые, зигзагообразные, сетчатые, шахматные и другие узоры на поверхности или создана слоистая структура. В ряде случаев такими обработками в материалах могут быть созданы участки с противоположными свойствами (твердые и мягкие, магнитные и немагнитные, с небольшим и большим коэффициентом линейного расширения и т. п.). Между участками с различными структурами имеет место либо постепенный переход от одной структуры к другой, либо резкий – скачкообразный. Важными характеристиками ГСФС являются не только разнообразные свойства, но и размеры, форма, характер распределения структурных составляющих и фаз

на поверхности и/или в объеме материалов. В ТДО внешние воздействия осуществляются вначале на весь материал (во многих случаях при его изготовлении литьем, прокаткой, ковкой и т. п), а затем лишь на отдельные его части (участки), что сокращает энергозатраты и является их большим преимуществом. Кроме того, снижается уровень внутренних напряжений и склонность к трещинообразованию, что особенно важно для крупногабаритных изделий из малопластичных материалов. ГСФС могут создаваться и при изготовлении изделий, например, отливкой. Большие возможности в повышении свойств сплавов открывает применение технологий обработки, в которых использованы разнообразные сочетания полей (механического, теплового, химического, электрического, магнитного, акустического, радиационного и др.). В настоящее время направление по получению ГСФС применением ТДО интенсивно развивается, о чем свидетельствует большое число публикаций и патентов, подчеркивающих их эффективность для значительного повышения долговечности многих деталей и инструментов. Особенно большое внимание уделяется технологиям с использованием источников концентрированной энергии: лазерных или электронных лучей и струи плазмы. В литературе приводятся данные о существенном повышении долговечности за счет создания ГСФС листового проката, деталей двигателя внутреннего сгорания, рельсов, направляющих металлорежущих станков, чугунных плит, валков, инструмента и др., показана возможность получения в мономатериале слоев с различными свойствами, в том числе биметалла. Преимуществами ТДО являются экологичность, возможность создавать в зависимости от условий эксплуатации требуемый узор в расположении участков с различной структурой и свойствами, снижение энергозатрат, поскольку воздействию подвергается не все изделие, а лишь его отдельные участки, слои.

Малинов Л.С.

(ГБУЗ «ЛГТУ», г. Мариуполь)

**ПРЕРЫВИСТАЯ ЗАКАЛКА С ОХЛАЖДЕНИЕМ ПО СХЕМЕ
ВОДА-СЫПУЧИЙ МАТЕРИАЛ, НАГРЕТЫЙ НА ЗАДАННУЮ
ТЕМПЕРАТУРУ**

E-mail: leonid.s.malinov@gmail.com

При проведении прерывистой закалки нагретое до температуры аустенитизации изделие предварительно охлаждают в воде до температуры, расположенной выше M_n (до 300 – 200 °С), а затем в масле. Такая закалка применяется в основном для инструмента с целью снижения внутренних напряжений и исключения появления трещин. Недостатком этого способа является применение неэкологичной и пожароопасной охлаждающей среды. Предложена прерывистая закалка по новой схеме вода – нагретый до заданной температуры сыпучий материал с низкой теплопроводностью, в частности песок. Ее преимуществом является то, что она исключает применение масла и обеспечивает получение в структуре исследованных сталей наряду с бейнитом и/или мартенситом, карбидами, метастабильного аустенита, претерпевающего динамическое деформационное мартенситное превращение.

Ранее с аналогичной целью были разработаны ступенчатая и изотермическая закалка, проводимые охлаждением после аустенитизации по схеме вода – печь. Однако их применение возможно в том случае, когда печи для аустенитизации и выдержки при постоянной температуре после охлаждения до нее в воде расположены близко друг от друга. Если это не реализуемо, то целесообразно проведение прерывистой закалки по новому способу. Она была опробована на сталях 12ХН3А (после цементации), 9ХФ, 75ХФТЛ, 30Х13, 95Х18. Во всех случаях при рациональных режимах ее проведения для каждой стали обнаружено повышение абразивной износостойкости (в 1,2-1,4 раза) по сравнению с термообработкой по типовой технологии (закалка и низкий отпуск).

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**СОЗДАНИЕ СПЛАВОВ И УПРОЧНЯЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ,
ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ МЕТАСТАБИЛЬНУЮ СТРУКТУРУ С
ЭФФЕКТОМ САМОЗАКАЛКИ ПРИ НАГРУЖЕНИИ**

E-mail: leonid.s.malinov@gmail.com

Обобщены результаты исследований в перспективном научно-прикладном направлении, предложенном и развиваемом автором по созданию экономнолегированных сплавов различных структурных классов многоцелевого назначения и упрочняющих технологий. При этом использован принцип, заключающийся в том, что в сплавах создается метастабильная структура, управляемо самотрансформирующаяся при охлаждении на воздухе и/или при нагружении в процессе испытаний механических свойств и эксплуатации. Основным во многих случаях является превращение аустенита в мартенсит (эффект самозакалки) и динамическое старение при нагружении. Могут также протекать другие структурные и фазовые превращения. При этом важно управлять структурой и развитием превращений, оптимизируя их применительно к конкретным условиям. Это позволяет существенно повышать долговечность деталей машин и инструмента. Динамические фазовые превращения являются в ряде случаев не только механизмом упрочнения, но и, что также важно, – релаксации напряжений. На развитие этих превращений расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия и, соответственно, ее меньшая доля идет на разрушение. Наряду с динамическим деформационным мартенситным превращением реализуются другие различные факторы упрочнения (изменение плотности дислокаций, диспергирование структуры, выделение упрочняющих фаз и др.) а также сопротивления разрушению (создание прослоек вязкой составляющей на границе фаз высокой прочности, уменьшение блокировки дислокаций, двойникование и др.). Реализация указанного выше принципа позволяет создавать сплавы и наплавочные материалы различных структурных классов и назначения, не содер-

жацие дорогих легирующих элементов или имеющие их в значительно меньших количествах, чем в применяемых. При этом обеспечивается хорошая технологичность (свариваемость, малая склонность к образованию трещин и короблению, повышенное сопротивление разупрочнению при нагреве и др.), а также высокие эксплуатационные свойства. Разработаны следующие материалы с эффектом самозакалки: низко- и малоуглеродистые стали общего и специального назначения с эффектом самозакалки преимущественно при охлаждении; низкоуглеродистые стали общего и специального назначения с эффектом самозакалки при охлаждении и нагружении; низко-, средне-, и высокоуглеродистые сплавы с эффектом самозакалки при нагружении; наплавочные материалы многоцелевого назначения, обеспечивающие в наплавленном слое эффект самозакалки при охлаждении и/или нагружении. Разработаны на принципе реализации эффекта самозакалки упрочняющие технологии, которые применимы не только к разработанным, но и широко используемым в промышленности сталям и чугунам, а также в ряде случаев к наплавленным материалам. Они позволяют сократить расход материалов, снизить затраты на изготовление сменно-запасных деталей и инструмента. Ниже приведены некоторые из разработанных упрочняющих технологий: механико-термо-механическая обработка (МТМО) аустенитных метастабильных сталей, включающая сочетание двукратной холодной пластической деформации с промежуточным и окончательным отжигами; деформация в интервале прямого и обратного мартенситных превращений; закалка с повышенных температур; изотермическая, ступенчатая, прерывистая закалки, предусматривающие предварительный нагрев в межкритический или подкритический интервалы температур и последующую кратковременную аустенитизацию; комбинированные обработки, включающие получение избыточного количества метастабильного аустенита, последующее его упрочнение и частичное превращение в мартенсит и др.

Малинов Л.С
(ГВУЗ «ЛГТУ», г. Мариуполь)
ИЗНОСОСТОЙКИЕ СТАЛИ И ЧУГУНЫ С
МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ
E-mail: leonid.s.malinov@gmail.com

В промышленности для деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания нашла широкое применение аустенитная сталь 110Г13Л. Ее высокая износостойкость обусловлена сильным упрочнением аустенита под влиянием динамических нагрузок, динамическим старением и двойникованием. Однако она имеет ряд недостатков. К ним относятся сравнительно невысокий уровень прочностных свойств, невысокая абразивная износостойкость в отсутствие ударов и плохая обрабатываемость резанием. Кроме того, высокое содержание марганца при выплавке этой стали загрязняет окружающую среду токсичными окислами марганца. Последнее особенно нежелательно. Для деталей, эксплуатирующихся в условиях интенсивного воздействия, используются белые чугуны, зачастую содержащие такие дорогие легирующие элементы, как никель, молибден, вольфрам и др. В связи с этим разработка более экономичных, технологичных и более экологических является важной задачей.

Созданы износостойкие стали, содержащие меньше марганца, чем сталь 110Г13Л, в которых получают метастабильный аустенит, претерпевающий динамическое деформационное мартенситное превращение (эффект самозакалки при нагружении). Этот эффект целесообразно использовать для повышения абразивной износостойкости сталей, когда под влиянием абразивных частиц мартенситное превращение интенсивно протекает в поверхностном слое, что повышает сопротивление разрушению. По мере изнашивания поверхности в работу вступает нижележащий слой, в котором снова в процессе самозакалки возникает мартенсит, и это повторяется многократно. Образно говоря, внешнее воздействие само против себя создает броню. Новые стали обеспечивают лучшую экологию при выплавке, меньшую стои-

мость литья и более высокую абразивную износостойкость, чем 110Г13Л. Другими преимуществами этих сталей являются возможность измельчения в них зерна при термообработке, что повышает их ударную вязкость. Предложены технологии, улучшающие обрабатываемость резанием. Новые стали внедрены на ряде металлургических комбинатов. Значительную часть шихты при их выплавке составляют изношенные детали из 110Г13Л. Это является примером использования вторичных ресурсов.

Предложен новый класс низкоуглеродистых марганцовистых и хромомарганцовистых цементуемых сталей с эффектом самозакалки при охлаждении и нагружении, которые в отличие от 110Г13Л хорошо обрабатываются резанием. Их особенностью является сочетание высокого уровня механических свойств сердцевины и износостойкости поверхности, имеющей структуру метастабильного аустенита, армированного карбидами и карбонитридами.

Разработаны низкоуглеродистые марганцовистые стали, в которых метастабильный аустенит и эффект самозакалки при нагружении реализуется в поверхностном слое после цементации и последующей термообработки. Их особенностью является более высокий уровень прочностных свойств, чем у стали 110Г13Л при сохранении хорошей пластичности и ударной вязкости. Кроме того, что очень важно, они в отличие от нее хорошо обрабатываются резанием и могут использоваться для изделий, подвергающихся механической обработке.

Созданы износостойкие экономнолегированные хромомарганцовистые чугуны с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении, имеющие высокую абразивную износостойкость и превосходящие в этом отношении сложнолегированные дорогие чугуны.

Термообработкой разработанных сталей и чугунов управляют количеством и стабильностью аустенита.

Мовчан О.В., Черноіваненко К.О.

(НМетАУ, м. Дніпро)

**ФОРМУВАННЯ КОМПОЗИТНИХ СТРУКТУР ПРИ
НАВУГЛЕЦЮВАННІ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Fe-V-Cr-C**

E-mail: ekatmovchan@gmail.com

Вперше формування колоніальних аустенітно-карбідних структур евтектоїдного типу при науглецюванні спостерігали в сплаві заліза з 0,2% С, 8% W, 1% Мо, 3,5% Cr і 1,5% V в твердому карбюризаторі при 1200 °С [1]. Колонії формувалися шляхом переміщення в фериті від поверхні в напрямку дифузії вуглецю аустенітно-карбідного фронту. В результаті формуються бікристалічні стовпчасті зерна, що складаються з аустенітної матриці, пронизаної пластинчасто-стрижневими карбідними волокнами.

Подальші дослідження показали, що у подвійних сплавах Fe-W, Fe-Мо, Fe-V, Fe-Ti, Fe-Cr ростуть аустенітно-карбідні колонії при науглецюванні [2].

Вирішуючи проблему додаткового легування залізних сплавів, що містять кілька карбідоутворювальних α -стабілізуювальних елементів, була виявлена можливість зростання трифазних колоній $A + K_1 + K_2$ у науглецюваному шарі [3].

Колоніальна структура має високий комплекс властивостей: високу твердість, зносостійкість, теплостійкість, термічну стабільність.

При науглецюванні дослідних сплавів системи Fe-V-Cr-C спостерігається утворення різних типів структур в залежності від температури науглецювання і ступеню легування сплаву ванадієм.

Досліджуючи мікроструктуру науглецюваних сплавів, встановили оптимальні температурно-концентраційні параметри науглецювання сплавів, при яких утворюються структури колоніального типу. Подібні перетворення спостерігали в сплаві складу 0,05% С; 3,3% V; 14,5% Cr, інше Fe при температурі науглецювання 1100 °С. Навуглецювання цього сплаву призводить до утворення спрямованих аустенітно-карбідних колоній від поверхні вглиб зразка. Колоніальна структура утворюється шляхом розпаду фериту на

аустеніт і карбіди по реакції: $\Phi \rightarrow A + MC + M_{23}C_6$. Карбід MC являє собою VC , а $M_{23}C_6$ – $Cr_{23}C_6$. Карбід ванадію більш тонкодиспергований в порівнянні з карбідом $Cr_{23}C_6$. Карбідні волокна розташовуються паралельно один одному в межах одного аустенітно-карбідного зерна і витягнуті в напрямку дифузії вуглецю (рис. 1).

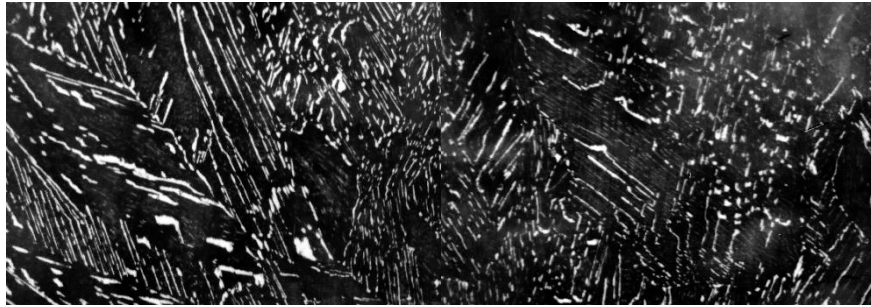


Рис. 1. Композитна структура сплаву системи Fe-V-Cr-C; x500

Підвищення або зниження температури науглецювання і зменшення вмісту ванадію в сплаві призводить до зміни структури науглецюваного шару.

Література:

1. Бунин К.П. Формирование пластиночно-стержневых колоний в Fe-W-Mo-V-Cr сплавах / К.П. Бунин, В.И. Мовчан, Л.Г. Педан // Изв. вузов. Чёрная металлургия, 1973. – №2. – С. 123-126.
2. Мовчан В.И. Рост карбидных волокон при диффузионном науглероживании железных сплавов / В.И.Мовчан, В.П.Герасименко, Л.Г. Педан // МиТОМ, 1983. – №9. – С.19-21.
3. Мовчан О.В. Закономірності формування трифазного композиту при науглецюванні сплавів системи Fe-W-V-C / О.В. Мовчан, К.О. Чорноіваненко // Металургійна та гірничорудна промисловість, 2019. – №5-6. – С. 76-83.

Пилипенко С.С.¹, Воденнікова О.С.²
(ФДБОУ ВО «Норильський державний індустріальний інститут», м. Норильськ, Російська Федерація; ²Запорізький національний університет, м. Запоріжжя, Україна)
УМОВИ ЕФЕКТИВНОЇ РОБОТИ ГІДРОПРИВОДУ ЗА РІЗНИХ СТУПЕНІВ РЕДУКЦІЇ ТА МУЛЬТИПЛІКАЦІЇ
E-mail: oksana_vodennikova@ukr.net

На сьогодні підвищення ефективності роботи насосного мультиплікаторного приводу за рахунок розширення зони регулювання тиску на ділянках із низьким навантаженням є досить актуальним напрямом досліджень у галузі машинобудування.

У роботі проведено аналіз роботи діючих гідроприводів, зокрема простого насосного приводу та приводу з використанням акумуляторів. Показано доцільність використання ступеневого регулювання робочого тиску насосів при збереженні їх постійної подачі. Запропонована конструкція приводу з регулюванням режиму роботи шляхом включення до складу приводу проміжного гідравлічного мультиплікатора, який функціонує на ділянках високого навантаження. Встановлено можливість використання насосів низького тиску, тобто за рахунок використання гідравлічного редуктора забезпечує регулювання тиску і на ділянках із низьким навантаженням.

Для промислового гідравлічного преса запропоновано гідропривід із чотирма ступенями тиску і швидкості. Загальна кількість ступенів тиску (n), що забезпечується редуктором-мультиплікатором, визначається числом вихідних циліндрів (m) зі співвідношення: $n = 2^m - 1$. Схема преса забезпечує також додатковий ступінь тиску, при якому рідина в силовий циліндр подається від насосів безпосередньо.

Визначено умови ефективної роботи гідроприводу за різних ступенів редукції та мультиплікації. Показано, що внаслідок зниження нерівномірності навантаження насосів підвищується термін служби гідроприводу і розширюються можливості технологічного процесу.

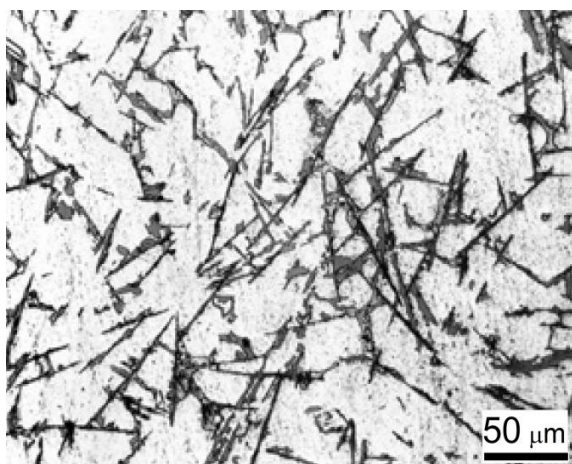
Пригунова А.Г., Кошелєв М.В., Бабюк В.Д., Жидков Є.А., Шеневідько Л.К.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

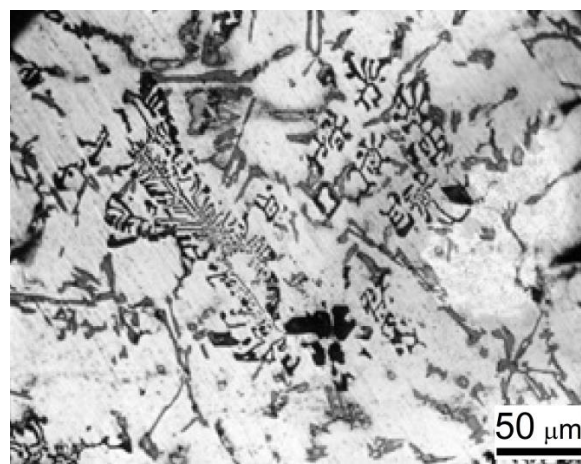
ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ ЗАЛІЗОВМІСНИХ ФАЗ У СПЛАВІ АК9М2 ПРИ ПЕРЕГРІВІ ДО ТЕМПЕРАТУР СТРУКТУРНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ У РОЗПЛАВІ

E-mail: adel_nayka@ukr.net

При охолодженні сплаву АК9М2 від температур 650...740 °С основною залізовмісною фазою є β -FeSiAl₅ голкоподібної форми (рис. 1, а), що негативно впливає на механічні властивості. Кристалізація починається з реакції: $P \rightarrow Al_{\alpha}$.



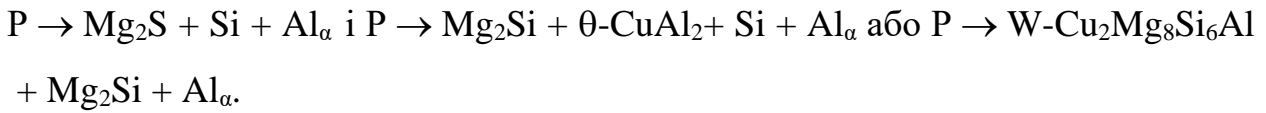
а, 650 °С



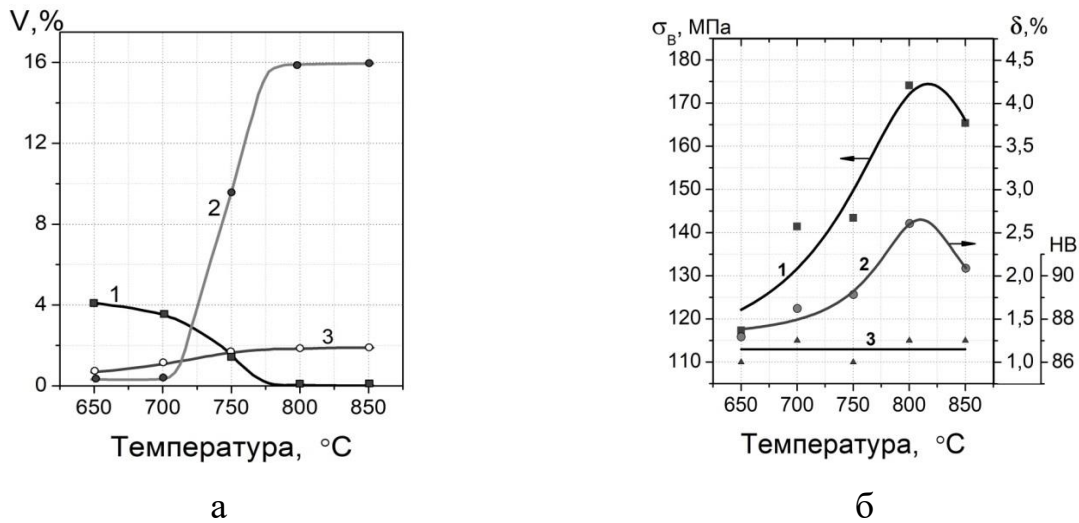
б, 850 °С

Рис. 1. Вплив температури заливання розплаву на мікроструктуру сплаву АК9М2 при швидкості охолодження 2 °С/с

Далі відбувається перетворення: $P \rightarrow \beta + Al_{\alpha}$. На наступному етапі формуються колонії евтектики α -(Fe,Mn)₃Si₂Al₁₅+Al_α або α + β +Al_α. Проте, частка фази α досить незначна (рис. 2, а). Потім реалізується головне перетворення: $P \rightarrow \beta + Al_{\alpha} + Si$, після чого утворюється фаза π -FeMg₃Si₆Al₈, яка може бути продуктом перитектичної реакції: $P + \beta \rightarrow \pi + Si + Al_{\alpha}$ або евтектичної: $P \rightarrow \pi + Al_{\alpha} + Si$. Кристалізація завершується евтектичними реакціями:



При нагріванні розплаву до 800...850 °С основною залізовмісною фазою є інтерметалід α (рис. 1, б, рис. 2, а). Перше перетворення: $P \rightarrow Al_\alpha$ змін не зазнає. Реакції: $P \rightarrow \beta + Al_\alpha$ і $P \rightarrow \beta + Al_\alpha + Si$ придушуються. В широкому інтервалі температур має місце реакція $P \rightarrow \alpha + Al_\alpha + Si$, що йде зі значним зменшенням об'єму рідини. Тому на частку подальших реакцій розпаду рідини з утворенням фаз π , θ , Mg_2Si , W припадає вкрай незначна її кількість.



1 – β -FeSiAl₅; 2 – (FeMn)₃Si₂Al₁₅; 3 – π -FeMg₃Si₆Al₈

Рис. 2. Вплив температури розплаву на об'ємну частку залізовмісних фаз (а) і механічні властивості (б) сплаву АК9М2

Формування розгалуженої фази α замість β зумовлює підвищення міцності і пластичності сплаву АК9М2 (рис. 2, б). Це досягається нагріванням розплаву до температур досить вузького інтервалу (від 800 °С до 850 °С), при яких відбувається кардинальна зміна структури в рідкому стані.

Зміна характеру фазових перетворень при кристалізації потребує дотримання контрольованих тимчасово-кінетичних параметрів процесу, які значною мірою залежать від хімічного складу сплаву. Зокрема, для сплаву АК9М2, в якому досить велика об'ємна частка β -фази, дотримання температурного режиму в рідкому стані є необхідною, але недостатньою умовою для

управління фазовим станом вилівка. Перебудова ближнього порядку атомів при нагріванні розплаву до 800...850 °С може бути зафіксована лише після 30 хв. витримки в рідкому стані і подальшої швидкості охолодження близько 2 °С/с. Витримка менше 30 хв. не призводить до якісно нового структурного стану розплаву. Зменшення швидкості охолодження нижче вказаної межі сприяє дифузійному перерозподілу компонентів у процесі охолодження розплаву, зміни його структури. Внаслідок цього кристалізація здійснюється за механізмом, характерним для слабо перегрітої рідини.

Пригунова А.Г., Шейгам В.Ю., Белик В.И., Цир Т.Г., Вернидуб А.Г.
(ФТИМС НАН України, г. Киев)
ВИБРАЦИОННОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ СПЛАВА АК5М2
С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ЖЕЛЕЗА
E-mail: onmlptima@ukr.net

В работе исследовали влияние продолжительности вибрации сплава АК5М2 с содержанием железа 1,2% на его механические свойства, плотность, микроструктуру и фазовый состав. Тигель со сплавом без рафинирования и модифицирования флюсами вибрировали при температуре 750 °С с частотой 50 Гц, амплитудой 0,5 мм на протяжении 80 мин. Через каждые 20 мин отбирали пробы для исследования микроструктуры и плотности образцов. Для этого использовали форму с диаметром полости 24 мм, высотой 44 мм, с толщиной стенки 2 мм. Скорость охлаждения образца в жидкотвердом состоянии составляла 2,0 °С/с, что соответствует средней скорости затвердевания алюминиевого сплава в металлической форме. Образцы для механических испытаний отливали после 20 мин и 80 мин вибрации. Результаты представлены на рис. 1.

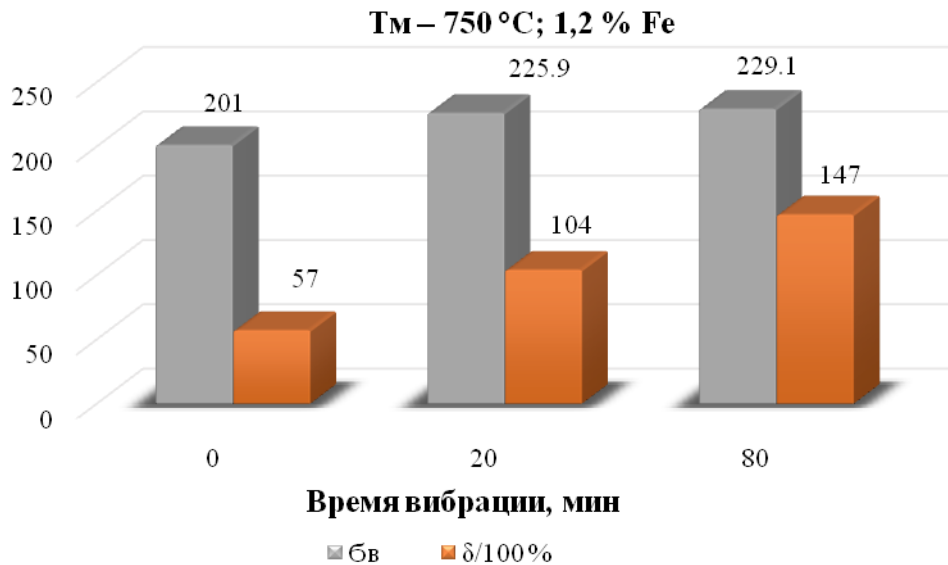


Рис. 1. Зависимость предела прочности на растяжение и относительного удлинения от продолжительности вибрационной обработки

Испытания на механические свойства показали (см. рис. 1), что кратковременная прочность образцов после 20 мин вибрации по сравнению с исходными образцами повысилась на 12,4%, пластичность в 1,8 раза. Через 80 мин вибрации прочность повысилась на 14%, а пластичность выросла в 2,58 раза.

При анализе плотности образцов выявлено, что после 20 мин вибрации расплава их плотность по сравнению с исходными отливками уменьшается с 2,7623 до 2,7533 г/см³. При увеличении продолжительности вибрации отмечена тенденция к повышению плотности. Падение плотности после первых 20 мин вибрации, наиболее вероятно, связано с всплыванием в начальный период вибрации наиболее крупных неметаллических включений, на поверхности которых адсорбирован водород, что приводит к некоторому возрастанию пористости.

Анализ микроструктуры свидетельствует, что при нагреве расплава с 1,2% железа до 750 °С и охлаждении со скоростью 2,0 °С/с основной железосодержащей фазой является иглоподобный интерметаллид β-FeSiAl₅. Вибра-

ция сплава на протяжении 20 мин приводит к некоторому уменьшению количества и размера эвтектических кристаллов этой фазы. С увеличением времени вибрации до 40 мин объемная доля этого интерметаллида вновь несколько увеличивается, но уменьшается размер. Увеличивается степень дифференцировки алюминиево-кремниевой эвтектики, уменьшается дендритный параметр и размер дендритных ячеек твердого раствора алюминия.

Кроме того, экспериментально установлено, что в сплаве АК5М2 с массовой долей железа 1,2%, в котором при скорости охлаждения 2,0 °С/с преимущественно образуется иглоподобная β-фаза, являющаяся концентратором напряжений, вибрация в жидком состоянии приводит не только к модифицированию структуры, уменьшению содержания водорода, но и к изменению состава и морфологии железосодержащих интерметаллидов – образованию фазы α -(Fe,Mn)₃Si₂Al₁₅ в виде компактных первичных кристаллов, что положительно влияет на прочность и пластичность литого металла.

**Пригунова А.Г., Шейгам В.Ю., Белик В.И., Цир Т.Г., Вернидуб А.Г.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)**

**ВИБРАЦИОННАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВОГО
СПЛАВА С СОДЕЖАНИЕМ ЖЕЛЕЗА 2,2 %**

E-mail: onmlptima@ukr.net

Использовали сплав АК5М2, в котором содержание железа увеличили до 2,2%. Вибрировали тигель с расплавом (частота 50 Гц, амплитуда 0,5 мм) при температурах 750, 700 и 650 °С на протяжении 20 и 40 мин. Микроструктуру металла исследовали на образцах, полученных со скоростью охлаждения 2,0 °С/с и 0,35 °С/с, что соответствует скорости охлаждения расплава в металлической и песчаной формах. Механические испытания проводили на литых образцах с диаметром рабочей части 10 мм. В табл. 1 представлены результаты механических свойств образцов, полученных после вибрации и выдержки в жидком состоянии при температурах 650 °С и 700 °С.

Таблица 1 – Механические свойства образцов

Температура, °С	Время вибрации, мин	Продолжительность выдержки, мин	σ_B , МПа	δ , %
650	-	-	164	0,68
	20	-	151,5	0,41
	20	50	168,8	0,48
700	-	-	180,45	1,89
	20	-	195,8	1,58
	-	20	204,2	1,91
	-	40	203,3	1,46

В микроструктуре сплава АК5М2 с 2,2% Fe при температуре нагрева до 750 °С основной железосодержащей фазой является разветвленный интерметаллид α -(Fe,Mn)₃Si₂Al₁₅, β -фаза практически отсутствует. В структуре достаточно велика объемная доля эвтектики α +Al α . В небольшом количестве присутствуют кристаллы первичной фазы α . После 20 мин вибрации расплава количество и размер первичных кристаллов α несколько увеличивается, при значительном уменьшении их размера в эвтектике. Такое явление наблюдается в отливках при обеих скоростях охлаждения. В отливках, которые охлаждались со скоростью 0,35 °С/с, по границам дендритных ячеек твердого раствора алюминия зафиксированы мелкие компактные фазы, подобно тому, как это наблюдается при термической обработке АК5М2 сплава в твердом состоянии. Увеличение времени вибрации до 40 мин привело к укрупнению железосодержащих фаз. Размер дендритных ячеек твердого раствора алюминия несколько уменьшился.

При понижении температуры до 700 °С общая тенденция изменения микроструктуры отливок под действием вибрации расплава подобна вышеописанной, с некоторыми индивидуальными изменениями количественных характеристик. По сравнению с нагревом до 750 °С, уменьшается размер эвтектических кристаллов α . Это касается микроструктуры отливок не только после вибрации, но и исходных. Усилился эффект «термической обработки» при скорости охлаждения 0,35 °С/с. Вероятно, существенное уменьшение структурных составляющих вследствие вибрации расплава на

протяженні 20 мин при температурі 700 °С привело к підвищенню коротко-часової міцності зразків на 8,5% при зменшенні пластичності в 1,2 рази (см. табл.1), що обумовлено утворенням грубих ободків на кінцях гілок евтектичної α -фази. Тобто, в цьому випадку вплив вібрації на властивості литого металу не однозначний. Даліший ріст механічних властивостей при тривалій витримці металу в рідкому стані після вібрації пов'язаний з процесом видалення водороду.

При температурі розплаву 650 °С в початкових зразках присутнє невелике кількість іглоподібної фази β , об'ємна частка якої після вібрації суттєво збільшується, особливо при вібрації на протязі 20 мин. Такі зміни привели к зниженню механічних властивостей.

Таким чином, вібрація розплаву дозволяє понизити температуру і час термо-часової обробки металів. Для підвищення механічних властивостей литок з сплаву АК5М2 з вмістом заліза 2,2% рекомендується виконувати вібрацію при температурах 700 – 750 °С впродовж 20 мин, з витримкою в рідкому стані після вібрації – 20 мин.

Самарай В.П.
(Університет «Україна», м. Київ)
МЕРЕЖІ ПЕТРІ ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА

Правильний оптимальний розподіл формувальної і стрижневої суміші (ФС і СС), вихідних матеріалів для ФС, шихтових і інших матеріалів у ливарних цехах представляє великий інтерес для підвищення якості виливків, коефіцієнта використання обладнання і продуктивності праці, зменшення часу виготовлення і собівартості виробів.

Науковий і практичний інтерес до таких процесів розподілу базується на поглядах з різних точок зору: моделювання процесів, оптимізація, аналіз, прогнозування і діагностування поведінки реальних систем розподілу з різ-

ними алгоритмами. Системи розподілу можуть собою представляти стрічкові і пластинчасті конвеєри з горизонтальним і вертикальним контуром.

Можна розглядати різні реалізації моделей систем розподілу матеріалів:

- а) схемо-технічні віртуальні електронні моделі;
- б) схемо-технічні реальні електронні моделі;
- в) моделі на мові GPSS (на підходах і принципах подій і ймовірності);
- г) моделі в програмі Any Logic; (на підходах і принципах подій і ймовірності);
- д) імітаційні програмні моделі на різних мовах програмування;
- є) когнітивні моделі;
- ж) моделі на принципах ланцюгів Маркова;
- з) в термінах та на принципах і підходах мереж Петрі;
- і) інші моделі.

Являє великий інтерес будувати моделі систем розподілу саме мережами Петрі. Апарат мереж Петрі надає можливість провести ґрунтовний аналіз поведінки систем розподілу матеріалів і в статичному, і у візуальному динамічному режимах. Мережі Петрі є дводольними графами з можливістю моделювати передавання і пересування інформації, речовин, матеріалів, енергії і навіть здійснення математичних і хімічних розрахунків. Мережі Петрі реалізовані у вигляді множини багаточисельних різноманітних інтерактивних програмних продуктів, що написані на різних мовах програмування і які дозволяють у інтерактивному режимі запрограмувати і моделювати динамічну поведінку різних систем. В залежності від мети, таким чином можна змоделювати будь-які принципи розподілу матеріалів і в першу чергу найбільш популярні і застосовані на виробництвах послідовний і незалежний режими і системи розподілу.

Результатом роботи стало створення схем мереж Петрі, що можуть бути реалізовані в програмних середовищах різної складності і різної потужності: в програмах малої, середньої, великої і надвеликої складності.

Програми мереж Петрі малої складності дозволяють віртуально відтворити динамічну поведінку невеликих і не дуже складних систем без матричного аналізу всіх можливих станів системи і без аналізу критичних тупикових ситуацій.

Програми мереж Петрі середньої складності дозволяють віртуально відтворити динамічну поведінку більш великих і складних систем з додатковим матричним аналізом переборним методом всіх можливих станів системи і критичних тупикових ситуацій з представленням результатів у матричному вигляді.

Програми мереж Петрі великої і надвеликої складності дозволяють віртуально відтворити динамічну поведінку великих і дуже складних систем з матричним аналізом всіх можливих станів системи і критичних тупикових ситуацій, але при цьому моделювання і розрахунки можуть відбуватися для ускладнених початкових і межових умов:

- кольорові мережі (задіяна не одна змінна, а багато незалежних змінних);
- ймовірнісні мережі (у позиціях і на переходах можна організувати появи випадкових подій);
- обмежувальні багатовимірні мережі (можуть мати місце різні обмеження у різних вимірах);
- просторові багатовимірні мережі.

Побудовані мережі Петрі є модельним аналогом послідовного і незалежного розподілу матеріалів з реалізацією наступних ключових елементів таких систем:

- горизонтальна ділянка стрічкових або пластинчастих транспортерів (конвеєрів);
- вертикальні ділянки бункерів (як правило 4 і більше);
- вертикальні системи датчиків рівнів;
- перемикачі підключення бункерів, формувальних і стрижневих машин;
- елементи пам'яті стану бункерів;
- ланцюги керування плужками;
- зворотні зв'язки межових верхніх і нижніх рівнів завантаження бункерів.

Мережі Петрі дозволяють здійснювати не тільки якісний, але і кількісний аналіз поведінки систем розподілу матеріалів з фіксацією накопичених матеріалів. Розроблені моделі систем розподілу можуть бути базою для інших моделей теорії графів – для когнітивних моделей (когнітивного аналізу), для ланцюгів Маркова і інших і можуть бути базою для розробки систем автоматичного управління і регулювання (рис. 1).

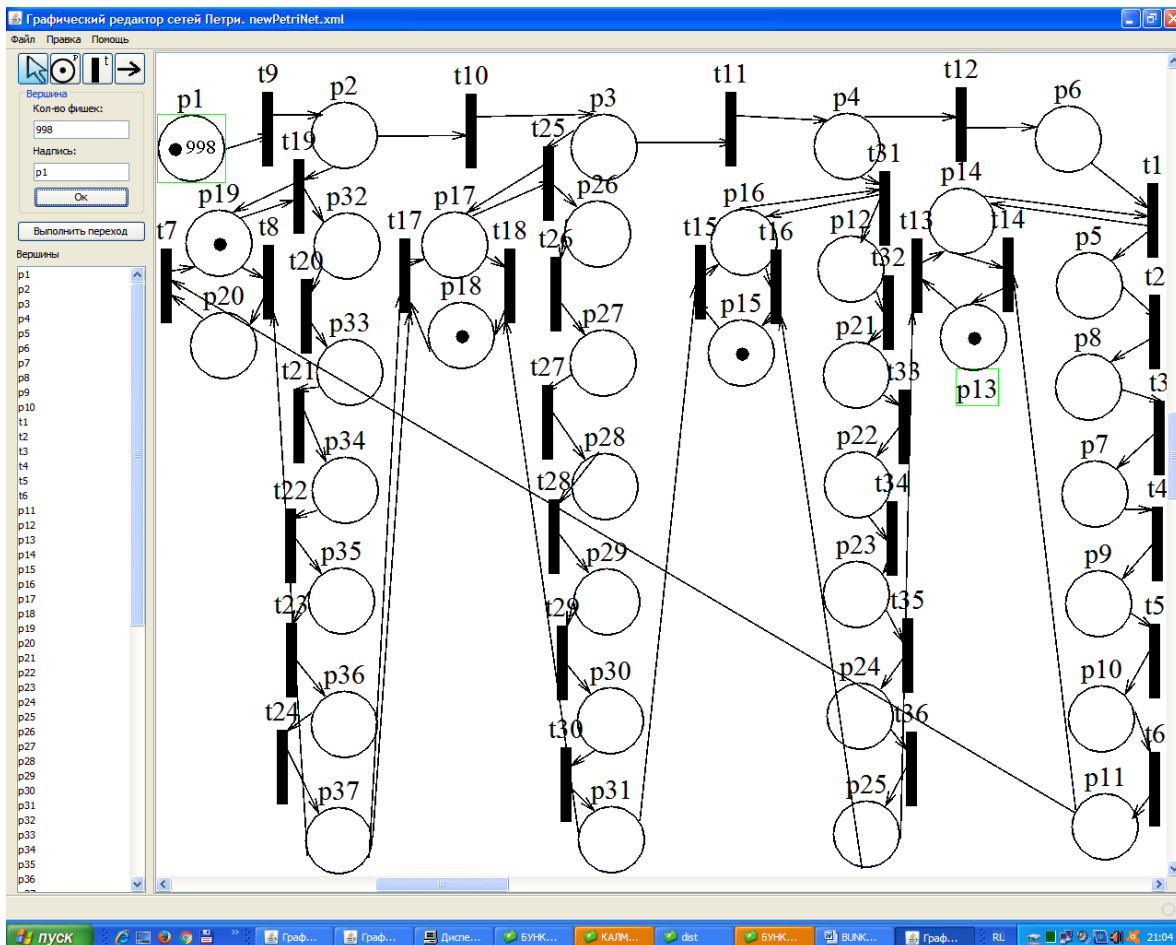


Рис. 1. Схема послідовного режиму розподілу матеріалів

Наявність таких моделей в мережах Петрі дозволяє на простих принципах теорії графів і на динамічних принципах руху і розподілу «фішок» («маркерів») саме в мережах Петрі не тільки моделювати, оптимізувати, діагностувати і прогнозувати процеси розподілу, але і проводити обчислювальні наукові експерименти, підвищувати рівень представлення навчальних матеріалів, навчання і вдосконалення студентів і практичних фахівців.

Семенко А.Ю.¹, Верзілов О.П.¹, Ворон М.М.¹, Шемет В.Ж.²
(¹ФТІМС НАН України; ²КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
РОЗРОБКА ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ВИСОКОМІЦНИХ
TWIP-СТАЛЕЙ Fe-Mn-Al-C ТА ДОСЛІДЖЕННЯ ЇХ
СТРУКТУРНО-ФАЗОВИХ ХАРАКТЕРИСТИК В ЛИТОМУ
СТАНІ

E-mail: mihail.voron@gmail.com

Завдяки унікальному поєднанню високої технологічності, питомої міцності, пластичності та корозійної стійкості, високомарганцеві TWIP-сталі знаходять все більш широке застосування в багатьох галузях сучасної промисловості [1-3].

Серед сплавів, які представляють даний склад матеріалів, існує велика кількість композицій із суттєво відмінним хімічним складом. Головними задачами для створення сплавів цього класу, які б володіли необхідним комплексом фізико-механічних властивостей, є одержання високої долі аустеніту для забезпечення високої пластичності, здатності до пластичної деформації та зміцнення, а також можливість утворення зміцнювальних нанорозмірних карбідних виділень. Першу задачу вирішує високий вміст марганцю – стабілізатора аустеніту. Друга задача вирішується додаванням алюмінію та вуглецю, які сприяють утворенню так званих κ-карбідів [3].

Нетривіальною задачею, яку намагаються вирішити автори, є знаходження оптимального складу подібних сталей, які поєднували б невисокий вміст марганцю та одночасно високий вміст алюмінію та вуглецю. Такий підхід обумовлено метою здешевлення сплаву за рахунок економії марганцю та зниження його густини шляхом збільшення вмісту вуглецю та алюмінію. Одночасно з цим, підвищення кількості вуглецю має забезпечувати стабілізацію аустеніту та компенсувати низький вміст марганцю.

В ході експериментів було одержано серію сплавів з різною комбінацією концентрацій основних компонентів, як показано в табл. 1.

Таблиця 1 – Склад експериментальних сплавів

№ пп	Хімічний склад, % мас., Fe – основа		
	Mn	Al	C
1	22,24	4,93	0,91
2	20,73	12,23	0,954
3	21,02	12,75	0,93
4	19,01	12,3	0,95
5	19,16	12,22	1,47
6	20,17	9,94	1,02
7	19,58	9,43	1,55
8	24,72	12,1	1,01
9	25,38	9,15	0,92
10	24,04	12,2	1,48

Повністю аустенітну будову в литому стані мав сплав №1, який було виплавлено для подальшого орієнтування. Сплави з вмістом марганцю близько 20% мас. та алюмінію близько 12% мас. характеризувалися наявністю в структурі первинних феритних дендритів. Зі збільшенням вмісту вуглецю в цих сплавах дендритна будова ставала тоншою, а на межі первинного фериту та аустеніту з'являлися перехідні зони, схожі на виділення карбідів.

Сплави з вмістом марганцю близько 25% мас. характеризувалися наявністю в структурі дуже тонких та, місцями, нечітко виражених дендритів первинної феритної фази та наявністю чітких карбідних областей (особливо у сплаві №10). Наряду з цим сплавом, сплав №7 характеризувався чітко вираженою подвійною будовою в різних зонах зразка – аустенітними рівновісними зернами та поодинокими областями з тонкими дендритами первинного фериту.

Таким чином, можна сказати, що одним із варіантів економно-легованих високоміцних TWIP-сталей системи Fe-Mn-Al-C, які можна піддавати деформаційній обробці в литому стані, можуть бути сплави складу Fe – Mn(20-22) – Al(9-11) – C(1-1,2), які мають у своєму складі переважно аустеніт, незначну кількість тонких феритних дендритів і мінімальну кількість

XIII Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2021
карбідних виділень, що забезпечує високу ізотропність властивостей та надає
низку технологічних і економічних переваг.

Література:

1. J. Hirsch. (2019). Aluminium in innovative light weight car design / Light weight Vehicle Structure Conference, 24th - 25th April 2019, Munich, Germany.
2. D. Raabe, C. C. Tasan, H. Springer, and M. Bausch. (2015). From High-Entropy Alloys to High-Entropy Steels Steel research Int. 10, 1127-1138. <https://doi.org/10.1002/srin.201500133>
3. G. Frommeyer, U. Brux. Microstructure and mechanical properties of High-strength Fe-Mn-Al-C light-weight TRIPLEX Steels, Steel Res. Int. 2006, 77, 627.

**Сергиенко Р.А.¹, Щерецкий А.А.¹, Науменко М.И.¹,
Лукашук А.И.², Верховлюк А.М.¹
(¹ФТИМС НАН України; ²КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
**РАЗРАБОТКА ЭФФЕКТИВНОГО СПОСОБА
МОДИФИЦИРОВАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО
АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В96Ц (7050)
E-mail: rsruslan17@gmail.com****

При производстве непрерывнолитых слитков из высокопрочного алюминиевого сплава В96ц (аналог сплава 7050 по европейскому стандарту EN 573-3:2009) [1] существуют определенные трудности, которые ведут к возврату значительного количества сплава на повторный переплав. Часто наблюдается пониженный уровень и значительный разброс механических свойств готовых изделий. Поэтому разработка эффективного способа модифицирования позволит повысить качество изделий со стабильными механическими характеристиками, а также уменьшить количество горячих трещин при литье слитков из сплава В96ц и уменьшить их растрескивание при прессовании.

Для разработки эффективного способа модифицирования сплава В96ц были приготовлены и исследованы модифицирующие лигатуры следующих составов (мас. %): Al-3%Ti; Al-3%TiC; Al-4,5%TiC, Al-3%WC, Al-3%TiO₂, Al-5%Ti-1%B; Al-2%Ti-0,5%C. Лигатуры (за исключением лигатур промышленного изготовления Al-5%Ti-1%B; Al-2%Ti-0,5%C и лигатуры Al-3%Ti) были приготовлены в виде прутков с помощью экструзии из смеси порошков алюминия (с размером частиц 50 мкм) и наночастиц карбида титана TiC (50 нм и 200 нм), карбида вольфрама WC (100 нм), оксида титана TiO₂ (50 нм). Лигатуры в разном количестве (1, 2, 5 кг на тонну расплава) вводились в расплав при температуре 740 °С перед заливкой образцов в чугунные и стальные формы по отдельности или в определенных комбинациях (Al-5%Ti-1%B + Al-3%TiC; Al-5%Ti-1%B + Al-3%TiO₂; Al-5%Ti-1%B + Al-3%Ti; Al-2%Ti-0,5%C + Al-3%Ti; Al-3%TiC + Al-3%Ti). Температура заливки металла в формы была 720 °С.

Как показали наши исследования, промышленные лигатуры Al-5%Ti-1%B и Al-2%Ti-0,5%C активно измельчают зерно сплава В96ц. В зависимости от количества вводимого модификатора, размер зерна сплава уменьшался в 5-10 раз по сравнению с немодифицированными образцами (рис. 1, а). Лигатуры Al-3%TiC, Al-4,5%TiC с размером частиц карбида титана 50 нм и 200 нм, соответственно, проявили слабое модифицирующее действие, так как зерно сплава измельчалось меньше, чем в 2 раза. Введение в расплав лигатуры Al-3%WC с размером наночастиц 100 нм не привело к измельчению зерна сплава, а наоборот даже к его укрупнению (рис. 1, а). Макро- и микроструктуры исходного и модифицированных образцов представлены на рис. 2 (а, б) и 2 (в, г, д, е, ж, з, и, к), соответственно. На микрофотографиях красными линиями выделены границы отдельных зерен.

Согласно стандарту, в составе сплава В96ц присутствует цирконий в пределах 0,08-0,15 мас. %, который вводят для предотвращения рекристаллизации структуры слитков при их термической обработке. Цирконий существенно снижает модифицирующий эффект лигатуры Al-5%Ti-1%B, так как

цирконий образует с бором соединение ZrB_2 и блокирует модифицирующее действие частиц TiB_2 . Совместное введение титана в количестве больше, чем 0,04 мас. % с лигатурой Al-5%Ti-1%B существенно уменьшает вредное действие циркония и повышает модифицирующий эффект. Введение в расплав лигатуры Al-3%TiC (2 кг на тонну расплава) с добавкой титана (0,12; 0,2 мас. %), также как и промышленные лигатуры, эффективно измельчало зерно образцов из сплава В96ц (рис. 1, а, б), так как титан сам по себе активно уменьшает размеры зерна алюминиевых сплавов (рис. 2, и, к) [2].

Лигатура Al-2%Ti-0,5%C, также как и модификатор Al-5%Ti-1%B способна значительно измельчать зерно сплава В96ц (рис. 1, а, б, рис. 2, ж, з), а присутствие циркония в сплаве на нее не влияет. Модифицирующими частицами выступает карбид титана (TiC), но при температуре расплава выше 730 °C карбид титана взаимодействует с расплавом алюминия с образованием карбида алюминия и его модифицирующее действие резко падает. Поэтому желательно вводить эту лигатуру в расплав при температуре не выше 710-720 °C.

Исследовали влияние времени выдержки расплава (1, 5, 10, 20 мин) после модифицирования расплава промышленной лигатурой Al-5%Ti-1%B. Проводили два эксперимента – в первом эксперименте сплав не содержал цирконий, во втором эксперименте количество циркония было около 0,19 мас. % (рис. 3, а). При выдержке расплава больше 10 минут при температуре 740 °C наблюдается заметное уменьшение модифицирующей эффективности лигатуры Al-5%Ti-1%B. Сам по себе цирконий может измельчать зерно сплава В96ц, но значительно менее эффективно, чем промышленный модификатор Al-5%Ti-1%B.

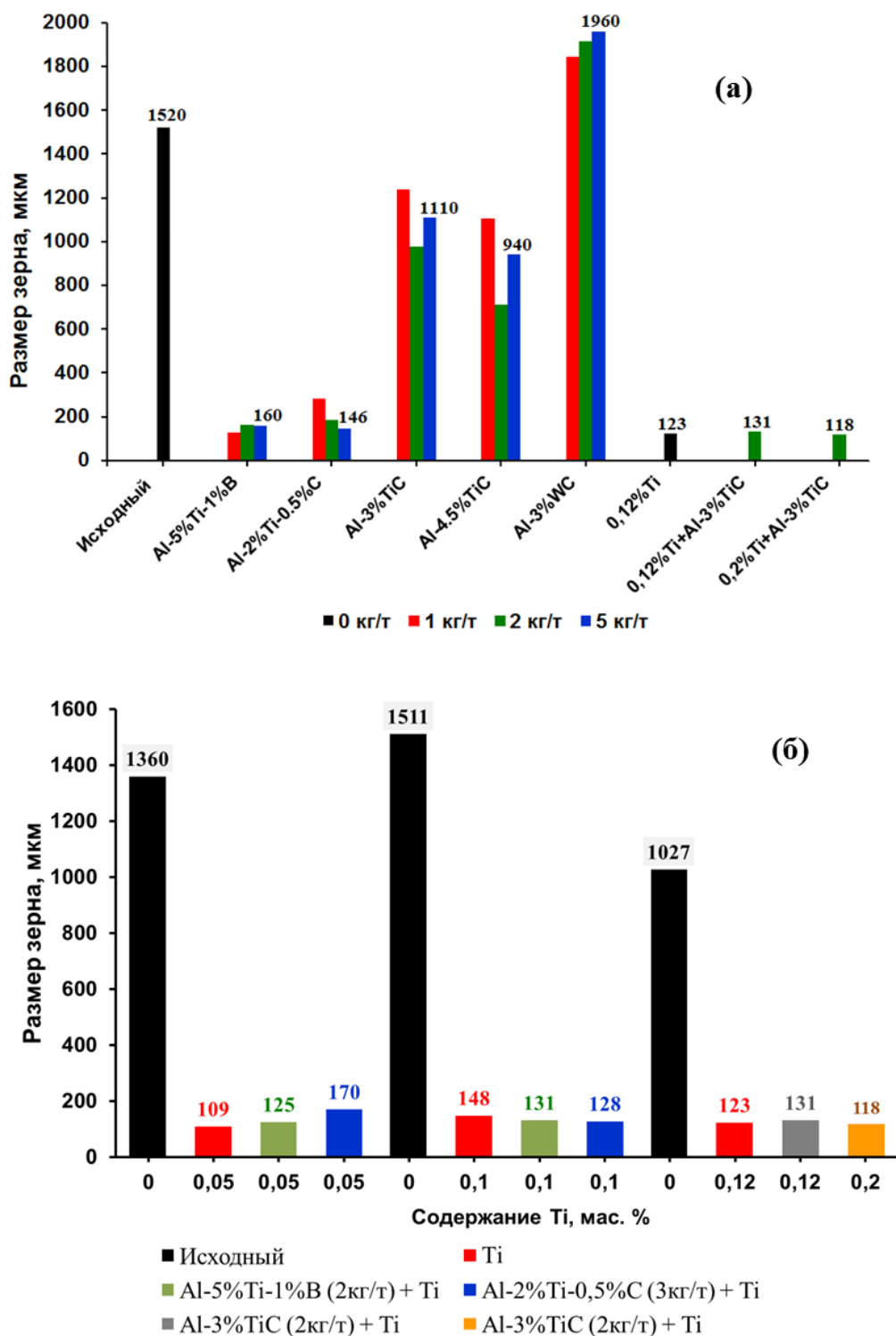


Рис. 1. Влияние количества модифицирующих лигатур отдельно (а) и в комбинации с титаном (б) на размер зерна в образцах диаметром $\varnothing 18$ мм из сплава В96ц

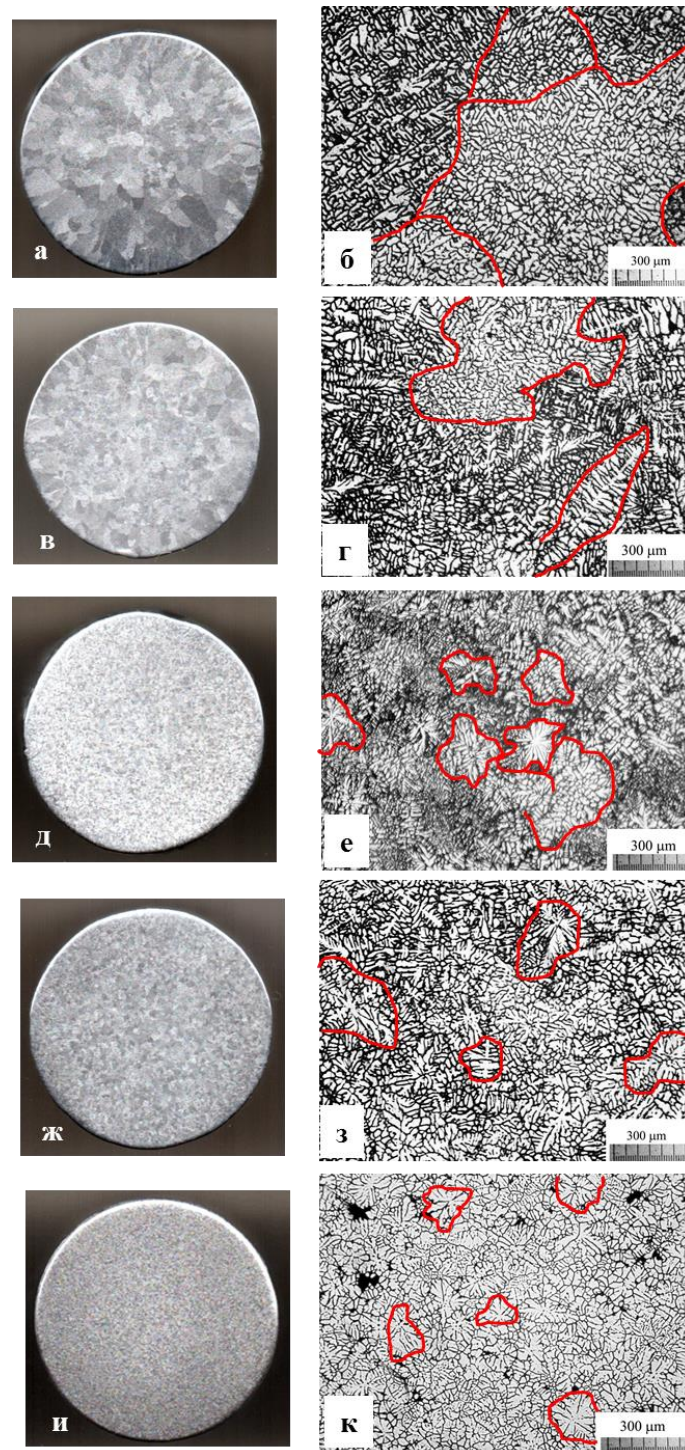


Рис. 2. Макро- и микроструктура образцов из сплава В96ц, модифицированных разными лигандами в количестве 2 кг на тонну расплава: исходный немодифицированный образец – (а, б); Al-3%TiC (50 нм) – (в, г); Al-5%Ti-1%B – (д, е); Al-2%Ti-0,5%C – (ж, з); 0,1% Ti (лиганда Al-3%Ti) – (и, к)

Размер зерна в немодифицированном без циркония образце был около 1300 мкм, а добавка циркония (0,19 мас. %) уменьшила размер зерна в два

раза, т. е. до 680 мкм (рис. 3, а), в то время как лигатура Al-5%Ti-1%B измельчила зерно почти в 8 раз.

При комплексном модифицировании в расплавы одновременно вводили два типа модификаторов: промышленную лигатуру Al-5%Ti-1%B, которая способствует образованию центров кристаллизации, и лигатуру, которая содержит элементы, блокирующие рост зерна. Так стронций в количестве 0,05 мас. % блокирует рост зерна за счет повышения поверхностного натяжения на границе зерно – расплав, а наноразмерный карбид титана или оксид титана (из лигатур Al-3%TiC и Al-3%TiO₂) механически блокирует рост зерна, находясь на межфазной границе (рис. 3, б). Как показали эксперименты, комплексное модифицирование измельчило зерно в 2,5-3 раза, а лигатура алюминий-титан-бор (Al-5%Ti-1%B) без добавок уменьшила зерно в 3,5-4,5 раза по сравнению с немодифицированным образцом. Можно сделать вывод, что добавки поверхностно-активного стронция и наночастиц TiC, TiO₂ не оказали значительного модифицирующего эффекта.

Таким образом при испытаниях было установлено, что лигатуры Al-5%Ti-1%B и Al-2%Ti-0,5%C активно измельчают зерно сплава, а введение титана в количестве больше, чем 0,04 мас. % уменьшает вредное действие циркония. Комплексное модифицирование не оказало значительного измельчающего эффекта. На действующих металлургических предприятиях, где производятся непрерывнолитые слитки из высокопрочных алюминиевых сплавов, на первом этапе в плавильную печь рекомендуется вводить титан в пределах 0,04-0,06 мас. %, а на втором этапе следует вводить в расплав модифицирующую лигатуру в количестве 2 кг на тонну сплава после рафинирования и фильтрования ближе к кристаллизатору, при этом температура расплава в месте ввода модификатора не должна превышать 720 °С.

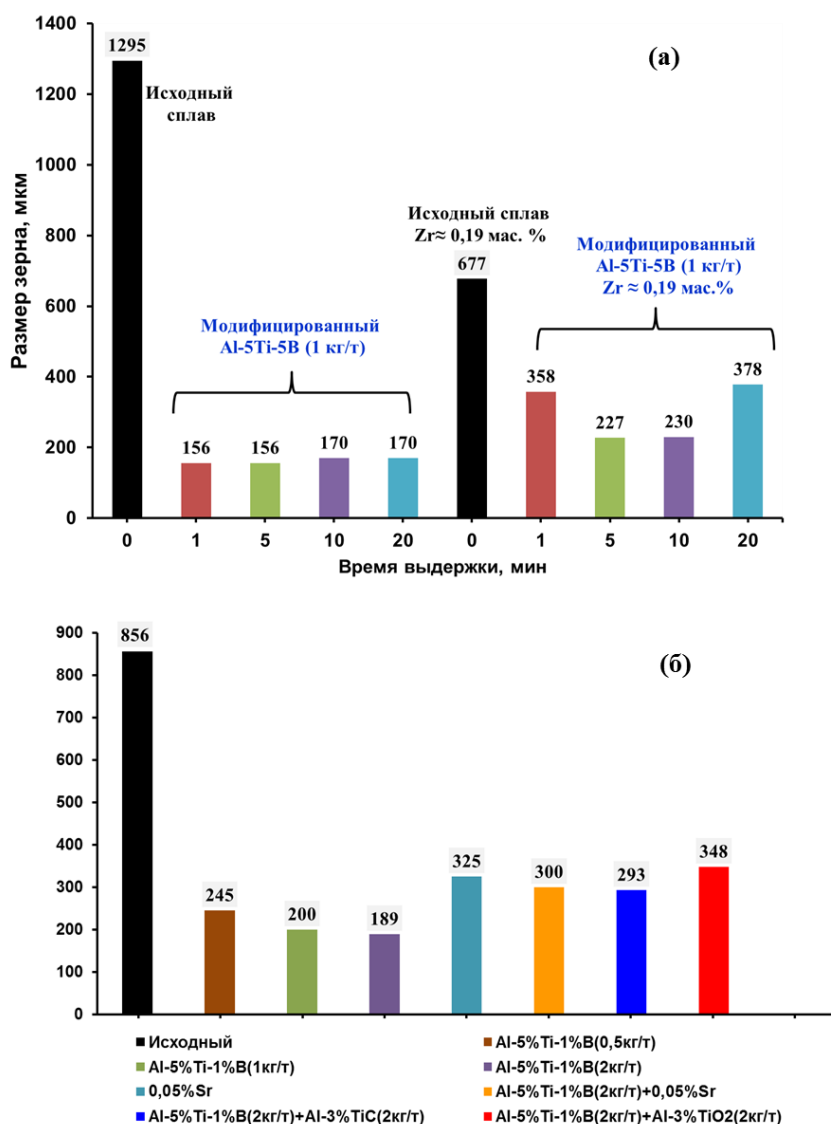


Рис. 3. Влияние времени выдержки сплава в жидком состоянии после модифицирования лигатурой Al-5%Ti-1%B (1 кг на тонну) и циркония на размер зерна (а); влияние разного количества вводимой лигатуры Al-5%Ti-1%B (0,5; 1 и 2 кг/т), комплексного модифицирования, и стронция на размер зерна в образцах диаметром \varnothing 46 мм из сплава В96ц (б)

Литература:

1. Европейский стандарт EN 573-3:2013. Алюминий и алюминиевые сплавы – Химический состав и форма обработанной давлением продукции – Часть 3: Химический состав и форма продукции.
2. Напалков, В. И. Модифицирование алюминиевых сплавов: монография / В. И. Напалков, С. В. Махов, А. В. Поздняков; под. ред. В. И. Напалкова. – Москва: Изд. Дом МИСиС, 2017. – 348 с. – ISBN 978-5-906846-49-5.

Смирнов А.Н.¹, Лысенко Т.В.², Васильев Д.С.², Киселев К.А.²
(¹ФТИМС НАН України, г. Киев; ²ОНПУ, г. Одесса)
АНАЛИЗ ТЕПЛООБМЕНА В СИСТЕМЕ «ЗАГОТОВКА –
КРИСТАЛЛИЗАТОР МНЛЗ»

Повышение качества непрерывно-литой заготовки и повышение надежности МНЛЗ – весьма актуальная задача.

Целью работы является анализ теплообмена между заготовкой и кристаллизатором. От условий теплообмена в кристаллизаторе зависит скорость вытяжки, качество поверхности и макроструктуры НЛЗ.

Дефекты, зарождающиеся в кристаллизаторе корочки заготовки, невозможно исправить последующими условиями охлаждения. На выходе из кристаллизатора корочка слитка должна быть равномерной толщины и выдерживать ферростатическое давление жидкой стали. Для этого требуется организация интенсивного и непрерывного теплоотвода от жидкой стали к охлаждающей воде в кристаллизаторе.

Толщина корки НЛЗ зависит от времени пребывания слитка в гильзе кристаллизатора. Плотность теплового потока редко является однородной и варьируется как в поперечном, так и в продольном направлениях. Процесс образования корки зависит от химического состава стали, перегрева металла, условий истечения металла в гильзе кристаллизатора, типа смазки, конструкции гильзы кристаллизатора.

Рост корочки заготовки определяется величиной теплоотвода в гильзе на следующих этапах: проводимость через корку слитка; проводимость через гарнисаж (при использовании ШОС) или смазку; проводимость и излучение через газовый зазор между коркой слитка и стенкой гильзы кристаллизатора; проводимость через стенку гильзы кристаллизатора и конвекция на поверхности раздела гильзы и охлаждающей воды.

Каждый из выше перечисленных этапов влечет за собой сопротивление тепловому потоку и росту корки НЛЗ.

Наибольшее сопротивление отводу тепла оказывают газовый зазор между коркой НЛЗ и стенкой гильзы – 35,5%, и проводимость через твердую

корку – 25,1% [1]. Таким образом, рост корки НЛЗ в кристаллизаторе зависит, прежде всего, от динамики образования газового зазора.

Газовый зазор формируется как результат комплексного взаимодействия двух факторов: усадки, возникающей по мере охлаждения корки, при которой сталь отходит от стенок гильзы кристаллизатора, и давления столба жидкого металла. Величина зазора, толщины корки, а, значит, и теплового потока изменяются в зависимости от скорости разливки [2], химического состава стали, типа смазки (масло/ШОС), конусности и состояния гильзы кристаллизатора.

Плотный контакт между корочкой слитка и стенкой гильзы наблюдается на участке, где давление металла больше усилий усадки. Неоднородный зазор приводит к соответствующей неравномерности в толщине корки и такому дефекту формы, как ромбичность.

Тепловой поток максимален в районе мениска металла в кристаллизаторе, где зазор между корочкой слитка и стенкой гильзы наименьший. Величина среднего теплового потока ($q_{cp.}$) в гильзе кристаллизатора может быть вычислена по следующей формуле:

$$q_{cp.} = \frac{F \cdot c \cdot \Delta T}{S}, \quad (1)$$

где $q_{cp.}$ – средний тепловой поток; F – расход воды на кристаллизатор; ΔT – перепад температуры воды на выходе и входе кристаллизатора; c – удельная теплоемкость воды; S – площадь поверхности контакта между НЛЗ и гильзой кристаллизатора.

Приведенные выше данные позволяют анализировать влияние переменных параметров процесса разливки стали на ход затвердевания корочки НЛЗ.

Литература:

1. Металлургические мини-заводы / А.Н. Смирнов, В.М. Сафонов, Л.В. Дорохова, А.Ю. Цупрун. – Донецк: ДонНТУ, 2005. – 469 с.
2. Хорбах У., Коккентидт Й., Юнг В. Литье сортовых заготовок с высокой скоростью через кристаллизатор параболического профиля // МРТ. 1998.– С.42-51.

Сокольский В.Э., Ройк А.С., Казимиров В.П., Яковенко А.М.
(Киевский университет имени Тараса Шевченко, г. Киев)
ОКСИДНЫЕ РАСПЛАВЫ: ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ
E-mail: sokol@univ.kiev.ua

Оксидные расплавы чувствуют в металлургическом, сварочном и многих других процессах. Существует определенная корреляция между структурой (свойствами) оксидного расплава и структурой (свойствами) полученного изделия (включая металлы). Однако, во многих случаях, эту связь трудно выявить в связи с трудностями интерпретации структуры оксидного расплава.

Упорядочение (ближний порядок) в расплаве подобно строению кристалла вблизи плавления. В расплаве атомы упорядочены на небольших расстояниях (не более 1-2 нм) [1]. Очевидно, при плавлении кристалл разрушается, с образованием наночастичек, подобных кристаллу.

Межатомные расстояния и координационные числа атомов после плавления оксидного расплава напоминают аналогичные кристаллические. Однако область упорядочения атомов в жидкости составляет 1-2 нм. Таким образом, кристаллическая решетка при плавлении полностью не разрушается. В оксидном расплаве образуются уплотненные фрагменты по типу кристалла. Согласно размеру, их можно назвать нанокластерами. Они сохраняют определенное сходство с разрушенными кристаллическими аналогами. На основании наших многолетних исследований, мы пришли к выводу, что оксидный расплав представляет собой смесь нанокластеров. Дискретные нанокластеры насыщают непрерывную среду, подобную газовой (квазигазовая среда) [1]. Форма нанокластеров близка к шарообразной. Это связано с действием сил поверхностного натяжения кластера при небольших его размерах (рис. 1). Поверхностные силы при малых размерах кластеров могут достигать значительных величин (рис. 1) и значительно уменьшаться при больших размерах. Благодаря этому можно объяснить многие явления в оксидном расплаве [1].

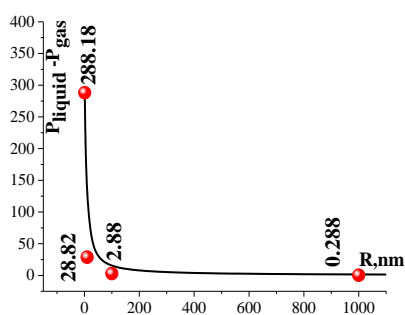


Рис. 1. Действие сил поверхностного натяжения на сферическую частицу в зависимости от ее размера

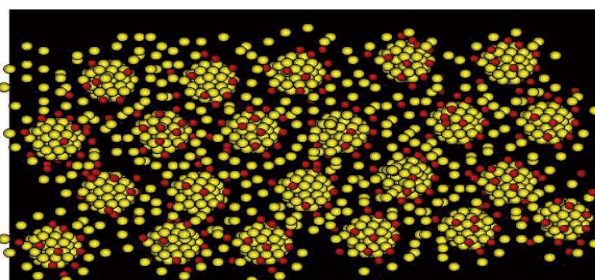


Рис. 2. Строение оксидного расплава, согласно нашим представлениям: ● – кислородные атомы; ● – анионы, которые не вошли в нанокластер. Остальные катионы не показаны.

По нашим представлениям, сразу после плавления наночастицы будут иметь максимальный размер, а объем квазигазового пространства будет минимальным. С увеличением температуры размер наночастиц уменьшаться. Поверхностная часть атомов из наночастиц переходит в квазигазовое пространство и объем квазигазовой матрицы увеличивается. При определенной высокой температуре наночастицы достигнут минимального размера (соизмеримого с размером частиц в квазигазовом пространстве). Все частицы будут двигаться свободно от соударения до соударения. В таком случае оксидный расплав полностью превратится в газ. На рис. 2 показано строение оксидного расплава, согласно нашим представлениям. Нанокластеры имеют форму близкую к сферической. Расположены они на приблизительно равном расстоянии друг от друга. Частицы внутри квазигазовой матрицы двигаются свободно от соударения до соударения.

Література:

1. V. Sokol'skii, V. Kazimirov, O. Roik et al., *Welding Fluxes: Structural and physicochemical Aspects of Slag Melts*, PPC "The University of Kyiv", Kiev, 2015, 240 p.

Солоненко Л.І.¹, Реп'ях С.І.², Білий О.П.², В'юнник І.В.¹
(¹ОНПУ, м. Одеса; ²НМетАУ, м. Дніпро)
МАСОПЕРЕНОС СИЛКАТУ НАТРІЮ В КАПІЛЯРАХ
ЩІЛИННОГО ТИПУ
E-mail: solonenkoli14@gmail.com

Рідке скло (РС) – узагальнена назва водних лужних розчинів силікатів натрію (калію, літію), які широко використовують у ливарному виробництві, будівництві, паперовому виробництві тощо, як екологічно безпечний, вітчизняний, великотонажно вироблений і недорогий водорозчинний матеріал, що володіє сполучними властивостями. Сполучні властивості РС проявляються практично при будь-якому вмісті в ньому води менше 22...17% (за масою). При цьому особливістю такого РС є його спінювання при швидкому нагріванні, зокрема при його обробці мікрохвильовим випромінюванням (МВ). На сьогоднішній день, зокрема, дані про спінювання РС в капілярах при впливі МВ носять фрагментарний характер, не до кінця вивчено механізм масопереносу в капілярно-пористому середовищі і т. п.

У дослідженнях використовували содове натрієве РС з силікатним модулем 2,8...3,0 і питомою щільністю 1,43...1,46 г/см³. Обробку водного розчину силікату натрію (вміст води 60%, за масою), а також висушеного силікату натрію з масовим вмістом вологи в ньому до 19% проводили МВ при номінальній потужності магнетрона 700 Вт і частотою випромінювання 2,45 ГГц в капілярі щілинного типу. Для цього використовували дві скляні пластини, між якими поміщали краплю РС. Відстань між паралельно розташованими пластинами (товщина капілярного каналу) становило 30...40 мкм. Для обробки МВ пластини поміщали в горизонтальному положенні в центр обертового стола мікрохвильової печі. Час обробки РС мікрохвильовим випромінюванням ~ 60...90 с. Після закінчення обробки пластини охолоджували на повітрі, визначали товщину плоского капіляра і механічно відокремлювали один від одного. Структури, що утворилися у щілинному капілярі, твердих утворень

силікату натрію досліджували з використанням мікроскопа при збільшеннях до 100 крат.

Види обробленого МВ затверділого в плоскому капілярі щілинного типу РС, висушеного РС з вмістом залишкової вологи 19% і висушеного РС з вмістом залишкової вологи 19% після впливу пари наведені на рис. 1.

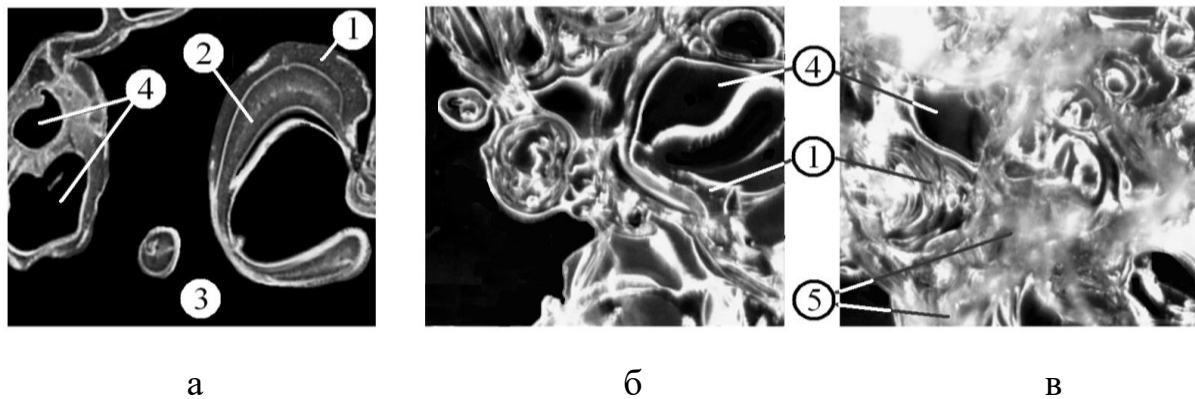


Рис. 1. Вид обробленого МВ затверділого в плоскому капілярі щілинного типу РС (а), висушеного РС з вмістом залишкової вологи 19% (б), висушеного РС з вмістом залишкової вологи 19% після впливу пари (в) при збільшенні $\times 100$:

1 – зневоднений силікат натрію; 2 – водний розчин силікату натрію; 3 – паровий канал; 4 – парова бульбашка; 5 – гідратований силікат натрію

За результатами візуальної оцінки структури РС, затверділого в плоскому капілярі щілинного типу (див. рис. 1, а), встановлено, що в процесі обробки РС мікрохвильовим випромінюванням вільна вода, що знаходиться в РС, перетворюється в пару. При виході пари з виниклих бульбашок в РС утворюється зневоднений силікат натрію 1, а так само ділянки, які ще не встигли віддати воду і знаходяться в стані водного розчину силікату натрію 2. Пара в бульбашках 4, під власним тиском, розриває висушені оболонки силікату натрію і виходить з нього, утворюючи парові канали 5. Цей процес триває до тих пір, поки вся вільна вода не вийде з РС або поки не завершиться вплив на нього МВ.

При обробці МВ висушеного РС з вмістом залишкової вологи 19% (див. рис. 1, б), відбувається його нагрівання з наступним видаленням гідратної води, яка, перетворюючись на пару, в сухих оболонках силікату натрію 1 утворює парові бульбашки 4.

При короткочасній паровій обробці МВ висушеного РС з вмістом залишкової вологи 19% (див. рис. 1, в), утворюється конденсат пари на частинках сухого РС 1, що частково розчиняє їх, роблячи їх гідратованими 5 та рідкорухливими. При цьому, гідратна вода в РС при обробці МВ утворює парові бульбашки 4 подібно опису схеми на рис. 1, б.

Виходячи з особливостей отриманих структур, можна констатувати, що масоперенос РС в плоскому капілярі щілинного типу і, відповідно, в капілярно-пористому середовищі під дією МВ подібний впливу на РС швидкого нагрівання (теплого «удару») і обумовлений спінюванням РС. Однак механізм спінювання, як і властивості рідкоскляної піни, що утворюється, при зовнішньому тепловому «ударі» і під дією МВ різні. Зокрема, механізм масопереносу РС під дією МВ характеризується багатоетапністю і проходить за принципом ланцюгової реакції. Така закономірність, мабуть, обумовлена селективністю швидкості нагрівання МВ складових РС. Дана обставина, в сукупності з короткочасністю і селективністю нагрівання, властивим мікрохвильовому сушінню, дозволяє розглядати дану технологію спінювання як найбільш ефективну і перспективну з точки зору розробки нових способів і підходів у вирішенні проблеми зниження енерговитратності при отриманні дрібнодисперсних зневоднених силікатів натрію і структурування зернистих матеріалів і, зокрема, для виробництва піщаних ливарних форм і стрижнів.

Солоненко Л.І.¹, Реп'ях С.І.²
(¹ОНПУ, м. Одеса; ²НМетАУ, м. Дніпро)
СТРУКТУРУВАННЯ ПЛАКОВАНОГО КВАРЦОВОГО ПІСКУ
ПАРО-МІКРОХВИЛЬОВИМ ЗАТВЕРДІННЯМ
E-mail: solonenkoli14@gmail.com

Паро-мікрохвильове затвердіння (ПМЗ) – спосіб структурування (затвердіння) піщано-рідкоскляних сумішей, що використовують для виготовлення ливарних форм і стрижнів. Спосіб ПМЗ відноситься до числа екологічно та санітарно-гігієнічно безпечних, енергозберігаючих та економічних способів. В даний час, через відсутність відповідного промислового обладнання, даний спосіб орієнтований на виготовлення ливарних форм і стрижнів дрібних і середніх виливків загальномашинобудівного призначення із залізвуглецевих і легкоплавких кольорових сплавів.

Суть способу ПМЗ полягає в тому, що сухий, плакований водорозчинним сполучним матеріалом пісок засипають в модельно-опочну оснастку (стрижневий ящик), в якому попередньо розміщують один і більше водяних зарядів (ВЗ), віброуцільнюють плакований пісок і обробляють мікрохвильовим випромінюванням. Водяний заряд – це дозована кількість води, якою, наприклад, просочують поліуретанову губку, гіпс і т.п.

Плаковану суміш виготовляють з вогнетривкого наповнювача (кварцовий пісок, шамотний пісок і т.п.) і водорозчинного сполучного матеріалу, наприклад, рідкого скла, масою від 0,5% до 3,5% (за масою, понад 100% піску). Для плакування суміш піску і сполучного матеріалу механічно перемішують, потім сушать до вмісту в рідкому склі залишкової води 17...20%, після чого підсушують до меншого вмісту гідратної води в ньому.

Для виготовлення ливарної форми або стрижня суху суміш (плакований пісок) засипають у відповідну оснастку і вібраційно ущільнюють протягом 5...40 с, що забезпечує «розтікання» плакованого піску і його ущільнення у всіх робочих порожнинах використовуваного оснащення.

Заповнене плакованим піском оснащення встановлюють у робочий простір мікрохвильової печі і в залежності від маси і габаритів ливарної форми/стрижня обробляють мікрохвильовим випромінюванням протягом 2...15 хвилин.

В процесі мікрохвильового впливу з ВЗ починає випаровуватися вода, перетворюючись в насичену пару. Проходячи по капілярних каналах суміші, водяна пара конденсується на їх поверхнях, підвищуючи їх температуру і утворюючи на них шар води – конденсат. Під дією високочастотного випромінювання конденсат нагрівається і випаровується, що також призводить до підвищення температури суміші. Багаторазовість повторення процесу конденсація-випаровування між молекулами пари і конденсату призводить не тільки до підвищення температури суміші, а й до тимчасового насичення силікату натрію (спочатку висушеного рідкого скла на поверхні піщинок) водою і його переходу в рідкорухливий стан. Рідке скло, змочуючи поверхню зерен вогнетривкого матеріалу, переміщується під дією капілярних сил до точок міжзернового зіткнення. Заповнюючи міжзерновий простір, рідке скло утворює між зернами піску рідкі манжети. Після досягнення сумішшю точки роси, конденсація пари припиняється. З цього моменту вода, що знаходиться в капілярах у вільному стані, випаровується, а з рідкого скла випаровуються залишки пов'язаної (гідратної) води. Ці процеси призводять до того, що манжети між зернами піску з рідкорухливої рідини перетворюються в твердий зневоднений силікат натрію. На цьому процес структурування матеріалу форми/стрижня за способом ПМЗ завершується.

Виготовлені стрижні і форми по даному технічному рішенню відразу після виготовлення придатні до використання, оскільки мають високу міцність і газопроникність, практично не містять вологи і, відповідно, практично не газотвірні. Пропонованим способом можна виготовляти стрижні і форми будь-якої складності, а їх обмеження за масою і розмірами будуть обумовлені тільки вантажопідйомністю і розмірами робочого простору використовуваної мікрохвильової камери.

Степанчук А.М., Тесля С.Ю., Степашко І.О., Кучер О.С., Кружкова М.А.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

**ОТРИМАННЯ ПОРОШКІВ СПЛАВІВ Al-Fe ПОДРІБНЕННЯМ
У КУЛЬОВИХ ТА ПЛАНЕТАРНИХ МЛИНАХ**

E-mail: astepanchuk@iff.kpi.ua

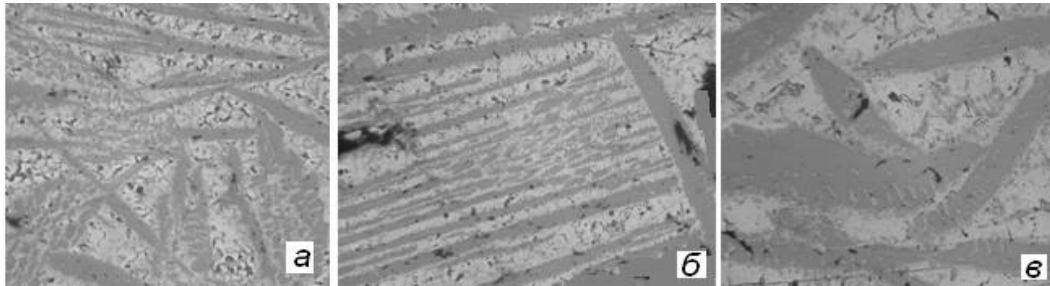
Сьогодні у машинобудуванні виникає потреба в матеріалах багатофункціонального призначення, які мають малу густину. Це, перш за все, матеріали, які використовують під час виготовлення ряду деталей вузлів і механізмів у машинобудуванні, авіаційної і ракетно-космічної техніки. Перспективними у цьому відношенні є порошкові композиційні матеріали на основі алюмінію. Поєднання в них компонентів з високим модулем Юнга та меншими значеннями модуля пружності дає можливість одержувати композиційні матеріали з необхідними значеннями основних фізико-механічних та функціональних властивостей.

Одним з варіантів створення таких матеріалів є отримання дисперсно-зміцнених сплавів на основі алюмінію. В таких матеріалах як дисперсно-зміцнювальну складову можна використовувати дисперсні порошки карбідів, боридів, нітридів та інтерметаліди алюмінію [1-3].

До перспективних матеріалів можуть бути віднесені матеріали із сплавів алюміній – залізо. В цих сплавах, згідно з діаграмою стану Al – Fe, під час кристалізації утворюються інтерметаліди Al_xFe_y . Якщо забезпечити їх утворення в структурі матеріалу у дисперсному стані, то вони можуть виступати як дисперсно-зміцнювальна фаза. Як показано в роботах [4-5], порошкові матеріали з такою структурою можна отримувати за використання вихідних порошків, отриманих розпилюванням розплавів з високою швидкістю охолодження або механічним подрібненням литих заготовок з використанням порошкової технології.

Метою нашої роботи було вивчення умов отримання порошків із сплавів Al + 15% Fe подрібненням у кульових та планетарних млинах.

Як вихідний матеріал використовували виливки із сплаву Al-Fe, які отримували плавленням вихідної шихти у індукційній печі з наступним охолодженням у металевому кокілі. Структура отриманих виливків показана на рис. 1. Як видно з нього, дійсно, структура виливків двофазна і складається з матричної фази алюмінію і вкраплень інтерметаліду Al_3Fe різної величини (від 0,25 до 2,0 мм) і морфології залежно від температурного поля охолодження (рівновісних або голчастих).



а – охолодження у воді; *б* – охолодження у кокілі; *в* – охолодження у воді

Рис. 1. Структура сплавів Al – Fe, охолоджених за різних умов (x250) [4]

Отримані виливки у подальшому подрібнювали виходячи з передбачення, що під час нього структурна складова з інтерметаліду Al_3Fe теж буде подрібнюватись. Виливки попередньо подрібнювались різанням (точінням) на токарному верстаті за глибини різання 1 мм і подачі 0,5 мм. Такий режим точіння забезпечував отримання дискретної стружки. Гранулометричний склад отримуваного продукту наведений у табл. 1.

У подальшому отриманий таким чином продукт (стружку) подрібнювали у кульовому та планетарному млинах. Вивчався вплив часу подрібнення на фракційний склад та структуру частинок отримуваного продукту. Розмелювання у кульовому млині проводили упродовж 30, 60, 90 та 120 хв, а у планетарному млині – 1, 2 та 3 хв.

Враховуючи те, що матеріал, який розмелювався, складається з пластичної та твердої складової, розмелювання у кульовому млині проводилось у режимі «перекочування», який забезпечує ударну та стиральну дію розмольних тіл на матеріал [6].

Результати визначення фракційного складу отриманого порошку залежно від часу розмелювання наведені у табл. 1.

Отримані результати показують, що за перші 30 хв. розмелювання спостерігається зменшення в порошок вмісту частинок з середнім розміром 515 та 815 мкм і збільшення вмісту частинок з меншим розміром. Останнє узгоджується з сучасними уявленнями про кінетику розмелювання матеріалів у кульових млинах. Але у подальшому зі збільшенням часу подрібнення вміст частинок з розміром 815 мкм зменшується, а з розміром 515 мкм практично не змінюється. Також незначною мірою збільшується вміст частинок з розміром меншим за 515 мкм. Ці результати дещо не узгоджуються з існуючими результатами дослідження кінетики розмелювання матеріалів у кульових млинах. Слабка залежність ступеню подрібнення від часу розмелювання (табл. 1) у нашому випадку може бути зумовлена конгломерацією дрібних частинок. Останнє може відбуватись за рахунок прагнення системи до зменшення поверхневої енергії порошкового тіла за рахунок зменшення вільної поверхні, яка збільшується зі збільшенням ступеню подрібнення. З іншого боку, конгломерація можлива за рахунок утворення зв'язків між частинками порошку за рахунок дії Ван-Дер-Ваальсівських сил під час утворення контактної поверхні під дією стискальних напружень, які виникають під час ударної дії розмольних тіл на матеріал, що розмелюється. Вірогідність цих процесів збільшується при наявності у матеріалі, що розмелюється, пластичної складової, у нашому випадку алюмінію.

Викладені міркування підтверджуються результатами дослідження морфології та структури отриманих порошків (рис. 2). Як видно з рис. 3, частинки порошків, отриманих розмелюванням у кульовому млині, мають близьку до рівновісної форму зі згладженою поверхнею і складаються з більш дрібних конгломератів (рис. 2, а). Також видно, що в частинках (конгломератах) мають місце дисперсні вкраплення світлої фази, які можуть представляти частинки інтерметаліду Al_3Fe . Останнє підтверджується результатами дослідження мікроструктури частинок (рис. 2, б).

Таблиця 1– Вміст (%) частинок порошку різного розміру

Вид розмелювання	Час розмелювання, хв.	Середній розмір частинок, мкм							
		50	105	180	255	282	357	515	815
Вихідний	0	1,6	4,1	1,0	2,0	3,0	3,2	18,1	67,4
Кульовий млин	30	1,4	5,3	2,1	5,2	7,4	9,6	36,0	33,1
	60	3,0	8,0	3,8	5,6	9,0	10,8	36,1	22,6
	90	3,2	8,2	2,5	5,8	9,4	11,2	36,4	23,0
	120	3,9	9,1	2,8	5,9	9,8	11,2	36,1	20,9
Планетарний млин	1	8,6	17,8	3,7	8,8	11,6	11,0	25,0	13,8
	2	12,8	27,2	5,2	11,7	9,4	7,4	14,7	11,6
	3	16,8	33,2	7,1	10,2	8,1	5,6	10,0	11,0

Аналіз мікроструктури показує, що вона значно відрізняється від мікроструктури вихідного матеріалу. Вона складається з сірої матричної фази з вкрапленнями частинок світлої фази розміром від 1–2 до 16–20 мкм, що значно менше, ніж у структурі вихідного (литого, рис. 1) матеріалу. Як зазначалось вище, збільшення часу розмелювання не впливає значно на розмір частинок (конгломератів). В той же час розмір вкраплень інтерметаліду суттєво зменшується. Така структура частинок може бути пояснена тим, що при розмелюванні структурні складові вихідного матеріалу (у першу чергу твердих, крихких вкраплень інтерметалідів) подрібнюються і потім конгломеруються за причин, викладених вище.

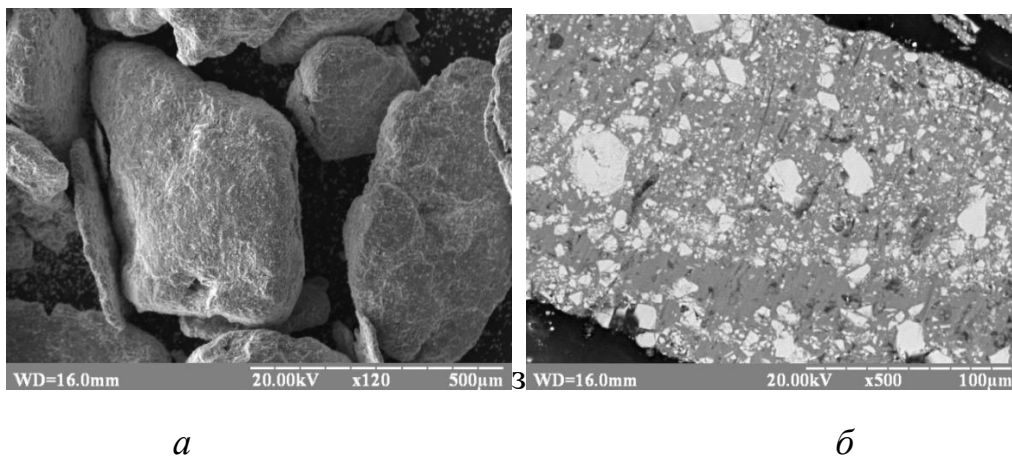


Рис. 2. Морфологія (а) та мікроструктура (б) частинок порошоків, отриманих розмелюванням у кульовому млині

Аналіз результатів, отриманих при розмелюванні у планетарному млині, показує (табл. 1), що відбувається суттєва зміна фракційного складу порошку з часом розмелювання. Вже під час розмелювання протягом 1 хвилини кількість вихідної фракції з середнім розміром 815 мкм зменшується у 5 – 6 разів. У той же час кількість фракцій з меншим середнім розміром частинок (50 – 255 мкм) збільшується у 5 – 10 разів. Такий характер залежності ступеню подрібнення від часу розмелювання у планетарних млинах у цілому якісно узгоджується з сучасними уявленнями про процеси подрібнення у планетарних млинах. Але у кількісному плані отримані у роботі результати у деяких випадках відрізняються від результатів, отриманих при розмелюванні інших матеріалів [7]. У нашому випадку ступінь подрібнення зі збільшенням часу розмелювання збільшується менш інтенсивно. Останнє може бути пояснене тими ж причинами, що і при розмелюванні у кульових млинах. Вивчення морфології отриманих порошків показує (рис. 3, *a*), що вони мають конгломератну форму. Водночас конгломерати мають не рівновісну, пластинчасту форму. Така форма може бути зумовлена переважно стиральною дією молоткових тіл на матеріал, що подрібнюється [6]. Структура частинок (конгломератів) порошків (рис. 3, *б*) подібна до структури порошків, отриманих у кульових млинах. Однак розмір вкраплень інтерметалідної фази менший і змінюється у межах 1 – 5 мкм, що менше, ніж у порошків, отриманих розмелюванням у кульовому млині.

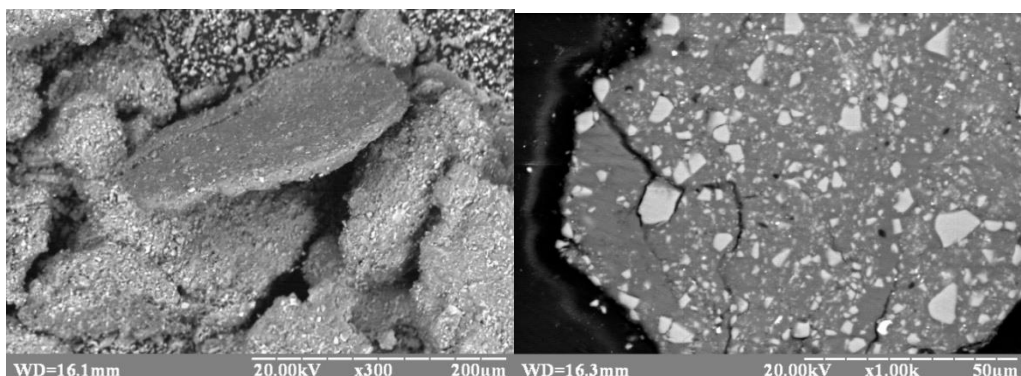
*a**б*

Рис. 3. Морфологія (*a*) та структура (*б*) частинок порошків, отриманих розмелюванням у планетарному млині

Таким чином показано, що порошки із сплавів Al – Fe можна отримувати механічним подрібненням литих сплавів. При цьому структуру сплавів можна регулювати, використовуючи необхідний вид обладнання та змінюючи параметри розмелювання.

Література:

1. Баглюк Г.А. Новые композиционные дисперсно-упрочненные материалы на основе алюминия [Текст] / Г.А. Баглюк, Ю.А. Шишкина // Технологические системы. – 2011. – № 4 (57). – С.36–43.
2. Богачева А.Г. Получение и свойства дисперсно-упрочненных легких сплавов / А.Г. Богачева, Г.А. Баглюк, Ю.А. Шишкина / Технологические системы. – 2013. – № 6(64). – С. 23 – 38.
3. Yang Xue. Fabrication, microstructure and mechanical properties of Al–Fe intermetallicparticle reinforced Al-based composites / Yang Xue, RujuanShen, Song Ni [and oth.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2015. – №618. – P.537–544.
4. Степанчук А. М. Вплив методу отримання на структуру сплавів Al – Fe / А. М. Степанчук, Б. О. Похилько // Матеріали міжнародної науково-технічної конференції «Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 8», – Київ: 6 – 7 грудня 2018. – К.: НТУУ «КПІ». – 2018. – С. 86 – 89.
5. J. Juarez-Islas. Spray atomization of two Al–Fe binary alloys: solidification and microstructure characterization / J. Juarez-Islas, Y. Zhou & E. J. Lavernia // Journal of Materials Science. – 1999. – Vol. 34. – P. 1211–1218.
6. Степанчук А. М. Теоретичні та технологічні основи отримання порошків металів, сплавів і тугоплавких сполук. Підручник. / А.М. Степанчук. – К.: Видавництво «Політехніка», 2006. – 353 с.
7. Ходаков Г.С. Физика измельчения / Г.С. Ходаков. – М.: Metallургия, 1972.– 307 с.

Титаренко В.В., Заблудовський В.О., Титаренко І.В.
(ДНУЗТ, м. Дніпро)
ПРОГРАМНІ РЕЖИМИ ІМПУЛЬСНОГО СТРУМУ ДЛЯ
ОТРИМАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ ПОКРИТТІВ
E-mail: tytarenko.valentina@gmail.com

Останнім часом помітно зріс інтерес до металевих структур, що характеризуються чергуванням тонких шарів з різними: структурою, текстурою, фазовим складом і т. п. Такі матеріали цікаві як з наукової, так і з практичної точки зору. Дослідження структури і властивостей композиційних нікелевих покриттів, електроосаджених з водного розчину електроліту, що містить частинки ультрадисперсного алмазу (УДА), за допомогою імпульсного уніполярного струму, показали, що особливість співосадження нікелю з частинками УДА різною концентрацією в металевій матриці, а, отже, структура і властивості електроосаджених композиційних покриттів, визначаються частотою і шпаруватістю імпульсів струму.

Для отримання мікрошарів, що чергуються, які відрізняються структурою, необхідна зміна катодної перенапруги за певним періодичним законом протягом формування мікрошарів і всього покриття, що забезпечується різницею наступних параметрів імпульсного струму: амплітуди імпульсів (J_{\max}), частоти (f), тривалості імпульсів (t_i) та пауз ($t_{\text{п}}$). Схема програми імпульсного уніполярного струму приведена на рис. 1.

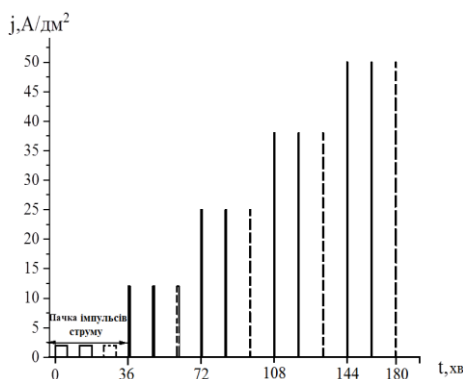


Рис. 1. Схема програмного імпульсного струму з пачками імпульсів струму, що чергуються, при його параметрах: $J_{\text{сер}}=1$ А/дм²; $J_{\text{max}}=2\div 50$ А/дм²; $f=50$ Гц; $t_i=10\div 0,4$ мс, $t_{\text{п}}=36$ хв

За час проходження пачок I-II імпульсів струму тривалістю 10-1,7 мс і амплітудою густини струму 2-12 А/дм² осаджуються мікрочари композиційного нікелевого покриття з найменшим вмістом частинок УДА в металевій матриці (2,2-2,4 мас. %), що підвищує міцність зчеплення металу з основою. Формується покриття з меншими, в порівнянні з чистим нікелевим покриттям, внутрішніми напругами (рис. 2) і стовпчастою структурою росту (рис. 3).

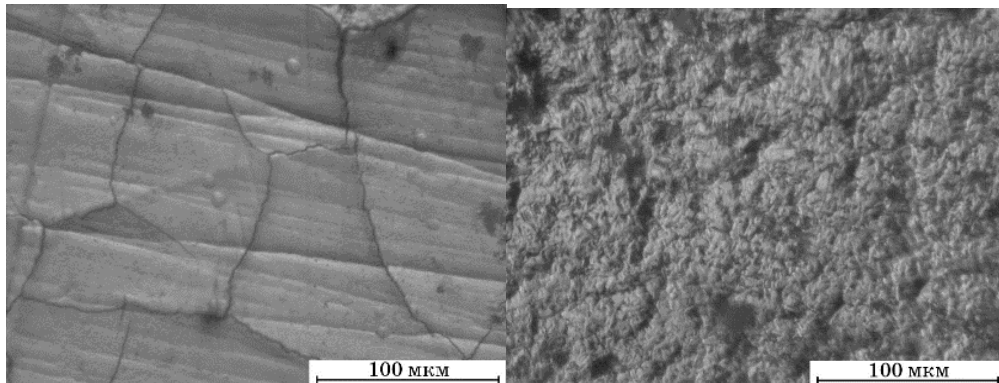


Рис. 2. Мікрофотографії рельєфу поверхні нікелевого покриття: а – постійний струм (Ni), б – імпульсний уніполярний струм (Ni + УДА) (×600)

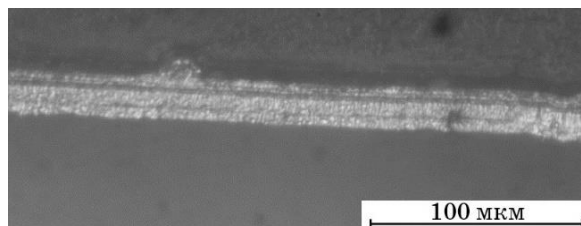


Рис. 3. Мікроструктура у поперечному перерізі композиційного нікелевого покриття, отриманого програмним режимом імпульсного електролізу

За час проходження пачок III-V тривалістю імпульсів 0,8-0,4 мс і амплітудою густини струму 25-50 А/дм² осаджуються мікрочари композиційного нікелевого покриття з найбільшим вмістом частинок УДА (3,0-4,5 мас. %). Більш інтенсивне проникнення частинок дисперсної фази в мікрочари, що формуються, обумовлено високими миттєвими густинами струму в імпульсах (50 А/дм²), а, отже, і відновленням іонів нікелю при більш високих значеннях катодної перенапруги (~ 1,00 В).

Титаренко В.В., Заблудовський В.О.

(ДНУЗТ, м. Дніпро)

**МІКРОШАРУВАТІ НІКЕЛЕВІ ПОКРИТТЯ, ОТРИМАНІ
ПРОГРАМНО-КЕРОВАНИМ СТРУМОМ**

E-mail: tytarenko.valentina@gmail.com

Осадження покриттів при імпульсному режимі відбувається при більш високих густинах струму і відповідних їм потенціалах, при яких виділення водню збільшується. Висока швидкість зміни катодної перенапруги, як і досить негативний потенціал формування покриття, не є достатніми умовами для переходу від крупнокристалічних до нанокристалічних покриттів. Більш важливу роль при цьому відіграє водень, який включається в кристалічну решітку, що, як можна припустити, сприяє збереженню нерівноважних структур, що виникають, ускладнюючи кристалізаційні процеси в результаті утворення пасивної плівки. У зв'язку з цим становить інтерес застосування програмно-керованого струму для осадження покриттів із шаруватим типом кристалічної структури, зменшеною кількістю поверхневих дефектів, запобігання розтріскування покриттів і збільшення швидкості їх осадження.

Електроосадження нікелевих покриттів проводили з сульфатного електроліту нікелювання наступного складу: $\text{Ni}_2\text{SO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ – 300 г/л; H_3BO_3 – 30 г/л; $\text{Na}_2\text{SO}_4 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$ – 50г/л; при $\text{pH} = 5$ і температурі 293...298 К. Для осадження покриттів використовували програмно-керований струм густини, що чергується, 100 і 1000 А/м², тривалістю $t_1 = 300$ с і $t_{II} = 30$ с (рис.1). Для зіставлення були отримані нікелеві покриття з того ж водного розчину електроліту за допомогою постійного струму густиною (j) 100 і 1000 А/м².

Процес катодного відновлення нікелю на постійному струмі з сульфатного електроліту супроводжується виділенням водню, який, адсорбуючись на всій поверхні катода, пасивує її. Це призводить до пригнічення росту кристалічних зародків і відповідно до зменшення розмірів блоків мозаїки від 90 до 60 нм.

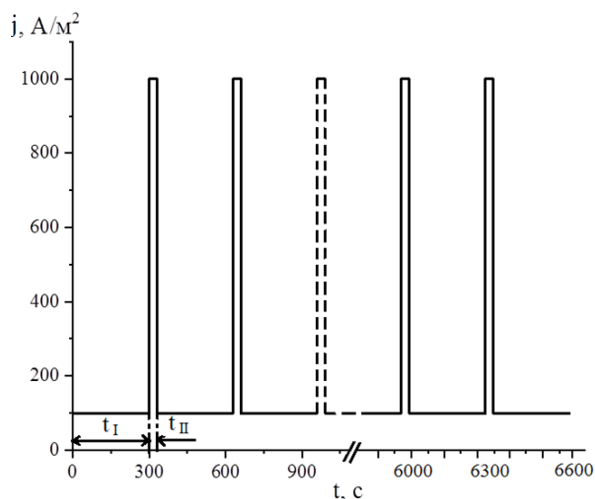


Рис. 1. Схема програмованого струму

Структурні зміни позначаються на механічних властивостях осаджуваних покриттів. При постійному струмі 1000 A/m^2 мікротвердість складає 4700 МПа , густина дислокацій – $18 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, блоки мозаїки – 60 нм . Це пов'язано, певно, з великою концентрацією водню в покриттях, впровадження якого викликало істотне збільшення внутрішніх напружень, що призвело до розтріскування покриттів (рис. 2). Зменшення концентрації водню, що виділяється на катоді при осадженні програмно-керованим струмом, підвищує рухливість дислокацій, величина густини дислокацій знижується до $12 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, зменшуються внутрішні напруги, мікротвердість складає 4300 МПа .

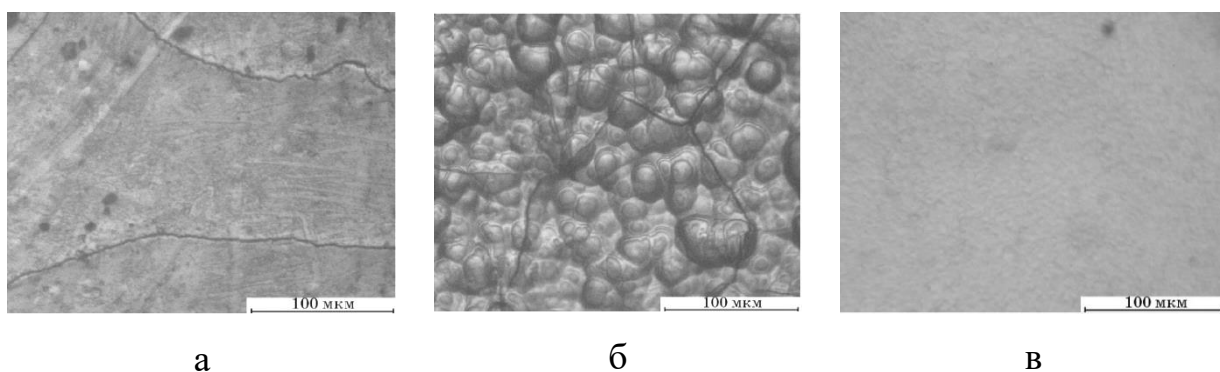


Рис. 2. Морфологія поверхні нікелевого покриття: а – постійний струм ($j = 100 \text{ A/m}^2$); б – постійний струм ($j = 1000 \text{ A/m}^2$); в – програмно-керований струм

Токова О.В.¹, Дорошенко В.С.², Кравченко В.П.²
(¹МННЦІТС НАН та МОН України; ²ФТІМС НАН України, м. Київ)
ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕРМІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ЛИВАРНОГО
ВИРОБНИЦТВА ІНДУКТИВНИМ МЕТОДОМ
E-mail: len327@ukr.net

Сучасні системи комп'ютерних програм індуктивного моделювання на основі алгоритмів методу групового урахування аргументів (МГУА), автором якого є акад. О.Г. Івахненко, застосували для аналізу високотемпературних процесів лиття металу при обробці даних термоаналізу (ТА). Саме ТА кристалізації і охолодження вилівка у піщаній формі дозволяє аналізувати температурні криві його охолодження і отримувати результати впливу холодоагентів і конвекційних потоків в порах форми на структуру металу для її регулювання. А ТА кристалізації алюмінію чи чавуну в однотипних пробах масою до 0,1-0,3 кг із дослідним накопиченням бази даних рекурентних кривих, що дають зв'язок характеру кривої з появою і кількісною оцінкою структурних фаз, є основою експрес-методу ТА дослідження металу для передбачення його структури і властивостей. Створені індуктивні методи програм для «миттєвого» порівняння цифрових даних кривої ТА дослідної проби («невідомого») металу з базою даних відомих (еталонних) кривих подібних проб дозволяють найбільш точно ідентифікувати показники досліджуваного металу [1].

Література:

1. Токова О.В. Комп'ютерна технологія розв'язання задач індуктивного моделювання процесів охолодження металевих ливарних виробів: автореф. дис. канд. техн. наук: 05.13.06. – Київ, 2021. – 24 с.

Упатов М.І., Єфіменко М.Ю., Богомол Ю.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

**СПРЯМОВАНО ЗАКРИСТАЛІЗОВАНИЙ ТРИФАЗНИЙ
ЕВТЕКТИЧНИЙ КОМПОЗИТ СИСТЕМИ B_4C-TaB_2-SiC**

E-mail: nikitaupatov@gmail.com

Завдяки високому ковалентному зв'язку, карбід бору використовується в багатьох областях, а саме де потрібна висока міцність, твердість та тріщиностійкість при температурах використання до 2000 °С [1].

За допомогою кількісного металографічного аналізу евтектичних ділянок вдалося ідентифікувати орієнтовний склад потрібної евтектики: $B_4C - (8-10)TaB_2 - (38-42) SiC$ (мол. %) [2, 3]. Таким чином, метою даної роботи стало отримання спрямовано закристалізованого сплаву системи B_4C-TaB_2-SiC з рівномірною дрібнозернистою евтектичною структурою вздовж всього зразка.

В якості досліджуваного матеріалу був обраний композит $B_4C-8TaB_2-40SiC$ (мол. %). Спрямовано кристалізований композит був отриманий методом безтигельної зонної плавки неспечених порошкових пресовок. В ролі пластифікатора виступав полівініловий спирт у вигляді 2,5%-го водного розчину. В якості вихідних матеріалів використовувались дрібнодисперсні порошки B_4C , TaB_2 та SiC . Пресування стрижнів здійснювалося гідравлічним пресом в розбірній прес-формі при навантаженні 100 МПа.

Дослідження мікроструктури проводилось на растровому електронному мікроскопі «SELMІ РЕМ 106И». Дослідження фазового складу проводились на установці «Rigaku Ultima IV». Елементний аналіз проводився методом дисперсної рентгенівської спектроскопії за довжиною хвилі (WDS) на рентгеноспектральному мікроаналізаторі JXA-8530F (Jeol, Japan).

Рентгенофазовий аналіз показав наявність наступних фаз: карбиду кремнію (SiC), карбиду бору (B_4C) та дибориду танталу (TaB_2), жодних інших фаз не виявлено. Анізотропія структури композиту, отриманого методом спрямованої кристалізації, пояснює відмінність отриманих дифрактограмм.

Наявність чітко виражених піків TaB_2 говорить про текстурованість матеріалу. Для поздовжнього перерізу спостерігається текстурування TaB_2 у напрямку площин (001) та (101), тоді як у поперечному перерізі у напрямку площин (100), що нормально для композитів системи B_4C-MeB_2-SiC [1, 4].

Для підтвердження результатів рентгенофазового дослідження, було проведено елементний аналіз (WDS). Задля виявлення фаз, що складають мікроструктуру композиту, застосовано зворотно розсіяне електронне зображення (CP) з розподілом елементів. Так як рентгенографічним чином не виявлено жодної міжфазної взаємодії, індефікуємо фазу B_4C , TaB_2 та SiC як чорну, білу та сіру відповідно.

Структура композиту $B_4C-8TaB_2-40SiC$ характеризується рівномірним розподілом трифазної евтектики B_4C-TaB_2-SiC по всьому об'єму зразка, як в поперечному так і в поздовжньому напрямку. Трифазна евтектика представлена як ламелярною, так і пластинчастою структурою. Матрицею виступає карбід бору (B_4C – чорна фаза) з рівномірно розподіленими вкрапленнями карбиду кремнію (SiC – сірого кольору), в яких розміщена фаза дибориду танталу (TaB_2 – білого кольору). Розмір евтектичного домену в трифазній евтектиці становить близько 9 мкм. Розмір фази TaB_2 знаходиться в межах 1-2 мкм, SiC – 2-3 мкм та B_4C – 3-6 мкм. В напрямку кристалізації спостерігається направленість структури, що пояснюється методом отримання композиту.

Отримано трифазний композит системи B_4C-TaB_2-SiC з рівномірно розподіленою трифазною евтектичною структурою по всьому об'єму зразка. Матрицею являється карбід бору, а в ролі армувальних фаз використано SiC та TaB_2 . Розмір евтектичного домену становить близько 9 мкм.

Література:

1. R. Tu, N. Li, Q. Li, S. Zhang, L. Zhang, T. Goto. Microstructure and mechanical properties of B_4C-HfB_2-SiC ternary eutectic composites prepared by

arc melting, *J. Eur. Ceram. Soc.*, 2016, vol. 36, no. 4, pp. 959-966.

DOI:<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2015.11.044>

2. M. I. Upatov, E. R. Abdullaieva, V. V. Bolbut, Yu. I. Bogomol. Structure and Properties of Directionally Solidified Alloy of B_4C-TaB_2-SiC System, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 2020, vol. 42, no. 12, pp. 1701-1713.

DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.42.12.1701>

3. M. Upatov, Y.M. Koval, I. Bogomol. Microstructure of B_4C-TaB_2-SiC ternary eutectic composites, HighMathTech 2019, Kyiv, Ukraine, 28-30 octobere 2019: Book of Abstracts – Kyiv, 2019, pp. 75.

4. M. Upatov, J. Vleugel, Y. Koval, V. Bolbut, I. Bogomol, Microstructure and mechanical properties of B_4C-NbB_2-SiC ternary eutectic composites by a crucible-free zone melting method, *J. Eur. Ceram. Soc.*, 2021, vol. 41, no. 2, pp. 1189-1196. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.09.049>

Упатов М.І., Єфіменко М.Ю., Богомол Ю.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

**МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЕВТЕКТИЧНОГО
КОМПОЗИТУ СИСТЕМИ B_4C-TaB_2-SiC**

E-mail: nikitaupatov@gmail.com

Спрямовано закристалізовані евтектичні композити на основі карбіду бору привертають увагу завдяки високій міцності, тріщиностійкості, а також повзучості. Навіть при високих температурах дані матеріали зберігають свої властивості [1]. Таким чином, композити системи B_4C-MeB_2-SiC являються перспективними та цікавими для дослідження конструкційними матеріалами. Основною метою даної роботи є отримання евтектичного композиту системи B_4C-TaB_2-SiC та дослідження його фізико-механічних властивостей.

Було приготовлено порошкові суміші складу $B_4C-8TaB_2-40SiC$ (мол. %). Одержання зразків відбувалось за допомогою методу безтигельного зонного плавлення неспечених порошкових пресовок [2]. Мікроструктура композитів досліджувалась за допомогою сканувального електронного мікроскопа «SELMІ PEM 106И».

Мікромеханічні властивості досліджувалися за допомогою мікротвердоміра MHV-1000 при навантаженні – 9,81 Н. Тріщиностійкість оцінювалась за методикою індентування і розраховувалась за допомогою рівняння Анстіса [3].

Теплове розширення досліджуваних композитів проводилось за допомогою дилатометра DIL 402C/7. Нагрівання проводилось в інтервалі температур 20 – 1650 °С зі швидкістю 5 град/хв протягом 10 годин. Вимірювання проводилось у захисній атмосфері аргону.

Структура композиту $V_4C-8TaB_2-40SiC$ являє собою рівномірно розподілену по всьому об'єму зразка трифазну евтектику V_4C-TaB_2-SiC , однаково як для поперечного так і для повздовжнього напрямку. Трифазна евтектика має ламелярну або пластинчасту структуру.

Отриманні результати твердості за Віккерсом та тріщиностійкості для евтектичного композиту $V_4C-8TaB_2-40SiC$ показали, що незважаючи на наявність анізотропії структури для повздовжнього та поперечного напрямків, твердість знаходиться в межах 33-34 ГПа. Дані значення твердості цілком узгоджуються зі значеннями твердості, отриманими для евтектичних ділянок системи V_4C-TaB_2-SiC [4].

Тріщиностійкість евтектичного композиту $V_4C-8TaB_2-40SiC$ знаходиться в межах $3,9 \pm 0,5$ МПа·м^{1/2}, що достатньо близько зі значеннями тріщиностійкості для евтектичних композитів $V_4C-20ZrB_2-40SiC$ (4,2 МПа·м^{1/2}) [5] та $V_4C-8,1TiB_2-40,7SiC$ (4 МПа·м^{1/2}) [6]. Низьке значення тріщиностійкості пояснюється тим, що тріщини легко поширюються у великих (до 6 мкм) однофазних прошарках карбіду бору та карбіду кремнію, у яких значення тріщиностійкості невелике V_4C – 3,5 МПа·м^{1/2} [7] та SiC – 3,5-4,1 МПа·м^{1/2} [8].

Температурна залежність відносного видовження для композита $V_4C-8TaB_2-40SiC$ являє собою лінійну залежність зміни розмірів зразка з підвищенням температури. Розрахований коефіцієнт термічного розширення за температур 22 – 1200 °С, знаходиться в межах $7,72 - 8,79 \cdot 10^{-6} K^{-1}$. Потрібно зазначити, що при 842 °С спостерігається різка зміна відносного видовження.

Були визначені значення твердості за Віккерсом (33-34 ГПа), тріщиностійкості (3,9 МПа·м^{1/2}) та досліджений коефіцієнт термічного розширення в температурному інтервалі 22 – 1600 °С, який становить $7,72 - 8,79 \cdot 10^{-6} K^{-1}$.

Література:

1. Y. Waku, N. Nakagawa, T. Wakamoto, H. Ohtsubo, K. Shimizu, and Y. Kohtoku, *Nature*, 389: 49 (1997).
2. I. Bogomol, T. Nishimura, O. Vasylykiv, Y. Sakka, P. Loboda. Microstructure and high-temperature strength of B_4C - TiB_2 composite prepared by a crucibleless zone melting method, *J. Alloys Compd.*, 2009, vol. 485, nos. 1-2, pp. 677-681. DOI:<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.06.044>
3. G.R. Anstis P. Chantikul B.R. Lawn D.B. Marshall. A Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness: I, Direct Crack Measurements, *J. Am. Ceram. Soc.*, 1981, vol. 64, no. 9, pp. 533-538. DOI: <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1981.tb10320.x>
4. M. I. Upatov, E. R. Abdullaieva, V. V. Bolbut, Yu. I. Bogomol. Structure and Properties of Directionally Solidified Alloy of B_4C - TaB_2 - SiC System, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 2020, vol. 42, no. 12, pp. 1701-1713. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.42.12.1701>
5. R. Tu, N. Li, Q. Z. Li, S. Zhang, T. Goto & L. M. Zhang. Preparation of B_4C - ZrB_2 - SiC ternary eutectic composites by arc melting and their properties, *Mater. Res. Innovations*, 2015, vol. 19, no. 10, pp. 26-29. DOI: <https://doi.org/10.1179/1432891715Z.0000000002079>
6. W. Li, R. Tu, T. Goto. Preparation of directionally solidified B_4C - TiB_2 - SiC ternary eutectic composites by a floating zone method and their properties, *Mater. Trans.*, 2005, vol. 46, no. 9, pp. 2067-2072. DOI: <https://doi.org/10.2320/matertrans.46.2067>
7. K. Sairam, J.K.Sonber, T.S.R.Ch. Murthy, C. Subramanian, R.C. Hubli, A.K.Suri. Development of B_4C - HfB_2 composites by reaction hot pressing, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 35, pp. 32-40. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2012.03.004>
8. W.G. Fahrenholtz, G.E. Hilmas, I.G. Talmy, J.A. Zaykoski. Refractory Diborides of Zirconium and Hafnium, *J. Am. Ceram. Soc.*, 2007, vol. 90, no. 5, pp. 1347-1364. DOI: <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2007.01583.x>

Феденюк Д.В., Шелковий О.М., Леетюк В.І., Гуцаленко Ю.Г.
(НТУ «ХПІ», м. Харків)

**ВИБІР ПОСЛІДОВНОСТІ СКЛАДАННЯ ДЕТАЛЕЙ
МЕХАНО-СКЛАДАЛЬНОГО ВИРОБНИЦТВА В УМОВАХ
ОБМЕЖЕНОГО ЧАСУ ВИПУСКУ ГОТОВОГО ВИРОБУ**

E-mail: fedeniuk@gmail.com

Технологічний процес складання машин та механізмів становить собою частину виробничого процесу, який характеризується послідовним з'єднанням деталей у підгрупи, групи та готові вироби.

В умовах одиничного виробництва на багатьох підприємствах одночасно відбувається виготовлення декількох різнотипних виробів зі своїми технічними характеристиками та термінами виготовлення. Перед інженерно-технічним персоналом підприємства постає задача з якісного виготовлення виробів в умовах обмеженого часу випуску готового виробу. Для цього розробляються технологічні схеми (рис. 1) та нормативні карти складання з розгрупуванням елементів складальних одиниць. При різнотипних виробках складальні одиниці розгруповують на операції складання: схожі по виду та складності робіт, схожі по часу виконання.

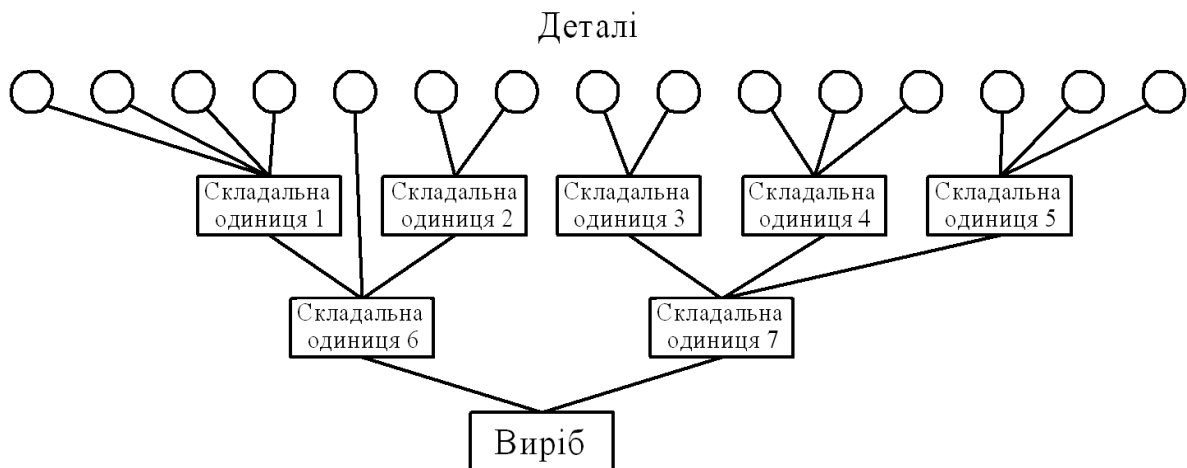


Рис. 1. Технологічна схема складання

На виході ми маємо укрупнений нормативний час на виконання комплексу організаційно і технологічно пов'язаних між собою трудових прийомів. Нормативні карти розраховані для зручних умов виконання робіт. При незручних умовах виконання роботи застосовуються поправочні коефіцієнти.

Незручне положення в роботі є темпом роботи слюсаря-складальника, обмеженим наявністю різних особливостей конструкції, розташування та компоновки робочого місця, час та кількість готових підвузлів та деталей. Але укрупнені нормативи не враховують наступні фактори: доступність механізованого обладнання в відповідний час, відстань до складу проміжних вузлів та деталей, наявність готових підвузлів та деталей тощо.

Таку велику кількість неврахованих та непередбачуваних факторів неможливо прорахувати без застосування розрахунків з застосуванням автоматизованих систем. У якості системи для аналізу поведінки складання вузлів у часі, обрана система імітаційного моделювання виробничих процесів машинобудування «GPS3D», у якій виконана побудова тривимірної дільниці складання, з розташуванням обладнання, робочих місць слюсарів-складальників. Побудована математична модель технології складання на основі схеми складання та технологічного процесу складання для двох різнотипних процесів складання.

В процесі імітації процесу складання в системі «GPS3D» були виявлені шляхи перетину складальних одиниць, нерівномірне завантаження обладнання.

Таким чином, проаналізувавши отримані дані, були внесені корективи у процес складання в обидва технологічні процеси та вибрані оптимальні шляхи поставки деталей та комплектуючих, а також вибрана послідовність виконання складання підвузлів.

Федоров М.М., Дьяченко Ю.Г.

(ДДМА, м. Краматорськ)

**ВПЛИВ КВАРЦОВОГО ПІСКУ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ
ВЛАСТИВОСТІ ПІЩАНО-ГЛИНЯСТИХ ФОРМУВАЛЬНИХ
СУМІШЕЙ**

E-mail: fyodorov@ukr.net, dyachenko.yurij.1978@gmail.com

Кварцові піски – це незамінні формувальні матеріали, які найбільш поширено застосовуються в сучасних технологічних процесах лиття в якості вогнетривкого наповнювача формувальних та стрижневих сумішей. Це зернисті сипкі матеріали з розмірами частинок від 0,05 до 3 мм, які наразі видо-

бувають у промислових масштабах відкритим способом в кар'єрах, а також наливним земснарядом у природних водоймищах. Крім основного мінералу кварцу – діоксиду кремнію (SiO_2), зазвичай кварцові піски містять у своєму складі різноманітні домішки у вигляді оксидів заліза, польових шпатів, карбонатів, глинястої складової та ін. Зазначені домішки зумовлюють забарвлення кварцових пісків від світло-жовтого до червоно-бурого кольору. Чисті кварцові піски мають характерний молочно-білий колір та містять до 99% кварцу.

Як відомо [1], основними вимогами до вогнетривких наповнювачів формувальних та стрижневих сумішей є:

- достатня вогнетривкість;
- хімічна інертність до рідкого металу;
- стабільність фізико-механічних властивостей при нагріванні;
- мінімальне газоутворення;
- можливість багаторазового використання у зворотних сумішах (регенераті);
- наявність достатніх сировинних запасів, низька собівартість, відповідність екологічним вимогам тощо.

В межах України зосереджені чималі запаси пісків на основі кварцу. Велика частина українських родовищ пісків вже отримала промислове освоєння:

- Оріхівське родовище (ПрАТ «Оріхівський піщаний кар'єр», Запорізька обл.);
- Пологівське родовище (ГК «Мінерал», Запорізька обл.);
- Старовірівське родовище (ТОВ виробничо-комерційна фірма «Старк», Харківська обл.);
- Гусарівське родовище (ПАТ «Гусарівський гірничо-збагачувальний комбінат формувальних матеріалів», Харківська обл.);
- Вільногірське родовище («Об'єднана гірничо-хімічна компанія», філія «Вільногірський гірничо-металургійний комбінат», Дніпровська обл.) та ін.

В теперішній час великий практичний інтерес представляє піщано-глиняста сировина, що добувається в Україні кар'єрним способом, яку можна

використовувати як в початковому вигляді, тобто без попереднього збагачення, в якості основного компонента піщано-глинястих формувальних сумішей, так і в якості сировини для процесів промислового збагачення пісків на основі кварцу з метою одержання марочних високоякісних формувальних матеріалів з мінімальним вмістом домішок та глинястої складової.

В даній роботі з метою виявлення відповідності вимогам піщано-глинястих формувальних сумішей було досліджено зразок піщано-глинястої сировини марки СПГ-02 виробництва Гірничодобувної компанії «Мінерал» (Запорізька обл., м. Пологи).

На підставі отриманих результатів лабораторних досліджень та їх комп'ютерного оброблення шляхом побудови гістограми зернистості й інтегральної кривої розподілу часток досліджуваного піску за розмірами, були визначені його марочні характеристики:

- масова частка глинястої складової – 2,8%;
- масова частка SiO_2 – 97,0%;
- середній розмір зерна – 0,173 мм;
- коефіцієнт однорідності – 65,2%.

Таким чином, на підставі отриманих даних було встановлено, що досліджуваний пісок на основі кварцу, згідно ГОСТ 2138-91 відповідає марці 1Т₁О₃016.

Експериментальним шляхом:

- встановлено загальні закономірності впливу вологості на газопроникність піщано-глинястої формувальної суміші при різній зернистості її наповнювача – піску на основі кварцу;
- вивчено вплив зернистості піску і вмісту формувальної глини на міцність по-сирому і газопроникність піщано-глинястої формувальної суміші.

Були встановлені наступні закономірності:

- з підвищенням вологості піску на основі кварцу газопроникність формувальних піщано-глинястих сумішей зростає, досягає максимуму, а потім плавно зменшується (інтервал оптимальної вологості, при якому газопроникність формувальних сумішей не відчуває різкого зниження, становить 3...5%);

– зі збільшенням розмірів зерен піску та їх однорідності (особливо при використанні наповнювача окремих великих фракцій, наприклад, 0,2 мм) спостерігається значне підвищення газопроникності, при цьому зберігається загальна тенденція зниження газопроникності на тлі збільшення вмісту формувальної глини в сумішах, приготованих на основі окремо виділених піщаних фракцій.

Враховуючи отримані експериментальні результати, можна дійти до висновку, що піщано-глиняста сировина виробництва Гірничодобувної компанії «Мінерал» може ефективно використовуватися в якості вогнетривкого наповнювача сирих піщано-глинястих сумішей за умови забезпечення в них оптимальної вологості і достатнього вмісту формувальної глини.

Література:

1. Дорошенко С.П., Авдокушин В.П., Русин К. и др. Формовочные материалы и смеси. – К.: Выща шк., 1990; Прага: СНТЛ, 1990. – 415 с.
2. Гірничодобувна компанія «Мінерал» [Електронний ресурс] – Режим доступу: <http://mineral.com.ua/produksiya/sirovina-pishhano-glinista>.

Чейлях А.П.¹, Чейлях Я.А.¹, Каймінг Ву²

(¹Приазовський державний технічний університет, м. Маріуполь, Україна; ²Уханьський університет науки і технологій, м. Ухань, КНР)
**ВПЛИВ ГАРТУВАННЯ НА ФАЗОВО-СТРУКТУРНИЙ СКЛАД,
МЕТАСТАБІЛЬНІСТЬ АУСТЕНІТУ ТА ВЛАСТИВОСТІ
НОВИХ БЕЗНІКЕЛЕВИХ КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ ЛИТИХ
СТАЛЕЙ АУСТЕНІТНО-ФЕРИТНОГО КЛАСУ**

Створення нових економнолегованих (безнікелевих) корозійностійких сталей для заміни відомих хромонікелевих та підвищення фізико-механічних властивостей виробів з них є дуже актуальною проблемою для України та багатьох країн.

Досліджено нові корозійностійкі сталі на Fe-Cr-Mn основі, створені як альтернатива дорогим сталям типів 10X18H9T, 08X22H6M2T, що широко

використовуються в промисловості багатьох країн та містять гостродефіцитні легувальні елементи – 6-10% Ni, 1,5-2,5% Mo.

Мікроструктура сталі 09X17Г9СНДЛ в литому стані (до термічної обробки) складається з аустеніту і фериту різних морфологічних типів: в центральній частині зразка – переважно поліедричні зерна аустеніту, обрамлені феритними областями неправильної форми; витягнуті і звивисті зерна аустеніту, декоровані лініями ковзання, двійниками деформації і ознаками ϵ -мартенситу – у периферії.

Під впливом температури гартування в структурі сталі змінюється співвідношення між аустенітом і феритом з максимумом вмісту фериту (59%) після нагрівання до 1050 °С, а найбільшим вмістом аустеніту 62% після нагрівання 950 °С і 58% після нагрівання 1150 °С, що обумовлено протіканням $\gamma \rightarrow \alpha$ і $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворень при нагріванні і витримці при зазначених температурах.

Мікроструктура сталі 09X17Г9СНДЛ після гартування зазнає деякі зміни, пов'язані з виділенням карбонітридів хрому (гартування з 950 °С), появою σ -фази, утворенням нових дрібних зерен аустеніту (або фериту). Аустеніт є метастабільною фазою і зазнає деформаційне мартенситне $\gamma \rightarrow \alpha'$ перетворення при навантаженні в процесі випробувань механічних властивостей (ДМПВ), що є важливою особливістю та перевагою нових сталей перед відомими.

Зі збільшенням температури гартування з 950 до 1150 °С межа плинності зростає на ~ 70 МПа, межа міцності (σ_B), пластичні властивості (δ , ψ) і ударна в'язкість (КСУ) дещо знижуються, залишаючись на досить високому рівні. При цьому відносне звуження (ψ) після всіх температур гартування залишається нижче відносного подовження (δ), що свідчить про значну частку рівномірної деформації, яка обумовлена реалізацією ефекту «шийки що переміщується» внаслідок протікання $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПВ. В результаті цього шийка зміцнюється більше сусідніх частин розривного зразка та деформація розповсюджується на сусідні частки, після чого процес локалізації та делокалізації повторюється багатократно.

За комплексом показників міцності, пластичних властивостей і ударної в'язкості розроблена сталь 09X17Г9СНДЛ (причому в литому стані після гартування при 1050 °С) перевершує властивості відомих дорогих та дефіцитних хромонікелевих сталей типів 10X18Н9Т та 08X21Н6М2Т (табл. 1).

Таблиця 1 – Механічні властивості сталей

Марка сталі	Температура гартування, °С	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²
08X17Г9СНДЛ	950	774	260	40	38	310
10X18Н9Т	1050	530	230	38	55	250
08X21Н6М2Т	1050	570	340	20	45	60

На підставі проведених досліджень з урахуванням результатів попередніх досліджень кафедри МіПТ можна рекомендувати розроблену сталь 09X17Г9СНДЛ для заміни дорогих корозійностійких хромонікелевих сталей аустенітного і аустенітно-феритного класів.

Чейлях А.П., Чейлях Я.А.

(Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь)

**ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ БРОНЕВЫХ
СТАЛЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭФФЕКТОВ
МЕТАСТАБИЛЬНОСТИ И ДЕФОРМАЦИОННЫХ
МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ**

E-mail: aleksandr.cheylyakh@gmail.com

Актуальность проблемы повышения бронестойкости бронематериалов возрастает в современных условиях конкуренции производства бронетехники, средств бронезащиты и повышения обороноспособности стран. Основой составляющей системы бронирования бронетехники и индивидуальных средств защиты являются легированные броневые стали. Анализ применяющихся современных материалов для этого производства показывает, что ос-

новной научно-технический подход к проектированию их состава, структуры и комплекса свойств заключается в формировании высокопрочного состояния ($\sigma_b \geq 1200$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 1000$ МПа, 450-550 НВ), достаточного запаса характеристик ударной вязкости ($KCV \geq 0,8$ МДж/м²) и пластичности ($\delta \geq 10\%$, $\psi \geq 25\%$), обеспечивающих высокую броне-пуле-стойкость, живучесть, а также технологических характеристик (горячей деформируемости, свариваемости и др.). Для достижения указанных характеристик многие известные броневые стали легируют 1-2% Cr, 1-3% Mn, 1,5-4% Ni, 0,3-0,8% Mo, 1-2% Si, 0,15-0,3% Ti, 0,3-0,7% V, иногда до 5% Co, 0,35 % Cu, 0,15 % Al, при содержании углерода 0,2-0,45%, например марки броневых сталей марок «Armoх500t»; С-500; 71; 92. Основной подход в разработке технологии упрочнения заключается в формировании структуры мартенсита отпуска проведением закалки и низкотемпературного отпуска.

Между тем ряд известных работ и наши исследования показывают перспективность получения в структуре бронесталей метастабильного аустенита, способного превращаться в мартенсит деформации вследствие деформационного мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения в процессе эксплуатации (ДМПЭ). В результате этого в местах локализации воздействия поражающего фактора тем самым реализуются механизмы и эффекты локального самоупрочнения, саморелаксации микронапряжений, самопоглощения значительной части кинетической энергии снаряда (осколка, пули), в связи с чем меньшая ее часть остается на разрушение брони, что в совокупности и обеспечивает самоповышение броне-пуле-стойкости. Аналогично можно использовать и другие механизмы самоупрочнения – динамического деформационного двойникования, образования дефектов упаковки и дислокационных субструктур (наклеп, TWIP-эффект: Twinning Induced Plasticity – пластичность, вызванная двойникованием). Фактически при таком подходе создается новый смарт-бронематериал (smart – «умный», «разумный»), способный адекватно реагировать на воздействие поражающего фактора. Совместно с действием других известных средств защиты брони (защитные устройства динамического

типа, реактивна броня), ДМПЭ способно дополнительно повышать бронестойкость бронематериалов и в целом тактико-технические характеристики.

Для максимальной реализации указанных выше эффектов самоулучшения свойств за счет оптимальной реализации ДМПЭ, необходима отработка химического и фазово-структурного состава броневых сталей, режимов термоупрочнения (термомеханического упрочнения) с учетом всех особенностей средств поражения (тип снаряда, скорость подлета, кинетическую энергию, огневые возможности, развиваемую температуру локализации поражения и пр.). Новый подход к проектированию составов и режимов упрочнения на основе создания и целенаправленного использования метастабильных состояний и деформационных фазовых и структурных превращений позволит модернизировать современные бронематериалы для повышения тактико-технических возможностей бронетехники.

Чейлях О.П., Чейлях Я.О., Бордюжа О.Р.
(Приазовський державний технічний університет, м. Маріуполь)
ВЛАСТИВОСТІ ТА СТРУКТУРА Fe-Cr-Mn-C
ЗНОСОСТІЙКОГО ЧАВУНУ З МЕТАСТАБІЛЬНИМ
АУСТЕНИТОМ ПІСЛЯ ТЕРМОЦІКЛІЧНОЇ ОБРОБКИ
E-mail: aleksandr.cheylyakh@gmail.com

Низькотемпературну термоциклічну обробку (НТЦО) проводили нагрівом зразків литого чавуну марки ЧХ15Г4ТЮ в печі до 600 °С, витримка 30 хв., охолодженням на повітрі до кімнатної температури, кількість циклів (N) від 1 до 60. Максимальна твердість спостерігається після першого циклу ТЦО, після чого вона знижується. Найбільша відносна абразивна зносостійкість ($\epsilon_a = 3,0$) та ударно-абразивна зносостійкість ($\epsilon_{y.a.} = 6,11$) чавуну ЧХ15Г4ТЮ досягається після першого циклу ТЦО. Це обумовлені формуванням оптимальних мікроструктури та фазового складу – суміші метастабільного аустеніту та карбідів хрому типу Me_7C_3 і $Me_{23}C_6$. Метастабільний аустеніт зазнає деформаційне мартенситне $\gamma \rightarrow \alpha'$ перетворення в процесі випро-

бувань на зношування (ДМПЗ). НТЦО викликає дестабілізацію аустеніту та активізацію ДМПЗ, що суттєво підвищує зносостійкість чавуну. Електронно-мікроскопічними дослідженнями встановлено неоднозначний – диференційований розподіл вуглецю та легувальних елементів (Cr, Mn, Si) між основними фазами (аустеніт, карбіди). До складу спеціальних карбідів, окрім хрому, входять залізо (29-39% Fe) і марганець (2,7-3,14% Mn), тому їх склад представляється як $(Cr,Fe,Mn)_7C_3$, $(Cr,Fe,Mn)_{23}C_6$.

При інших параметрах ТЦО зі зміною N відносна зносостійкість чавуну змінюється по кривій з максимумом. Величина екстремуму та відповідність N залежать від верхньої температури НТЦО, що визначається оптимальним ступенем дестабілізації аустеніту та активізації ДМПЗ.

Черненко О.В., Калюжний П.Б.
(ФТІМС НАН України, м. Київ)

**ОДЕРЖАННЯ ШНЕКІВ ЕКСТРУДЕРІВ З ХРОМИСТОГО
ЧАВУНУ ЛИТТЯМ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ**
E-mail: kpb.ptima@gmail.com

Одним із широкоживаних зносостійких ливарних матеріалів є хромистий чавун. З нього виготовляють різноманітну продукцію для різних сфер господарства, зокрема і паливної промисловості. Одними з виробів для паливної індустрії є змінні органи шнекових екструдерів, що використовуються для виготовлення паливних брикетів з біомаси. Під час брикетування сировини в екструдерах відбувається її стиснення під високим тиском, що спричиняє підвищення температури сировини та нагрівання робочих частин обладнання [1]. Окрім того речовини, які виділяються в сировині при її пресуванні, здійснюють окиснювальну дію на робочі частини екструдерів [2]. Тому для виготовлення наконечників шнека екструдера використовують хромисті сплави марок ЧХ32, ЧХ22, ЧХ28Н2 та ін., які окрім високої зносостійкості, володіють гарною корозіє- та теплостійкістю.

Виготовлення наконечників шнеків екструдера має проводитися методами лиття, які забезпечують високу розмірну точність та хорошу якість поверхні виливків, щоб мінімізувати операції фінішної обробки деталей, що є досить трудомісткими для хромистого чавуну. Одним із таких способів є лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ).

На діючому виробництві технологічний процес виготовлення виливків наконечника шнека екструдера за моделями, що газифікуються, складається з наступних операцій: попереднє підспінювання гранул полістиролу до щільності 25-28 кг/м³ з наступним їх вилежуванням; задування гранул пінополістиролу до алюмінієвих прес-форм та спікання їх в автоклавах; охолодження прес-форм у воді та виймання з них пінополістиролових моделей; сушка моделей та приклеювання до них ливникової системи; нанесення на моделі спеціального вогнетривкого покриття з наступною сушкою в камері при 40-45 °С; збірка моделей на стояк та підфарбовування утвореного модельного блоку; формування модельних блоків у ливарних контейнерах шляхом засипання сухим обезпиленим піском з поетапним віброущільненням; плавлення чавуну марки ЧХ16М2 в печі ІЧТ 0,25; вакуумування контейнерів та заливання розплаву при 1400-1450 °С.

Одержані в такий спосіб наконечники шнеків у литому стані мають твердість 45-46 HRC та характеризуються помірним ресурсом роботи. Термічне оброблення даних деталей збільшує тривалість експлуатації, однак з економічної точки зору не є ефективним. Враховуючи, що чавун ЧХ16М2 має ресурс до підвищення твердості у виливках, а відповідно і зносостійкості, то виникає необхідність у розробці методів, які б цьому сприяли.

Запропоновано застосування ступінчастого охолодження виливків у ливарній формі, яке передбачає швидке охолодження виливків за допомогою псевдозрідження піску в контейнері [3] та наступне охолодження їх в нерухомому піску. Інтенсивне охолодження має забезпечити підвищення твердості виливків, а «ізотермічна» витримка сприятиме вирівнюванню температур по перетину виливків та зменшенню термічних напруг.

Література:

1. Луцак Д.Л., Пилипченко О.В., Бурда М.Й. Зміцнення робочих органів обладнання для виготовлення паливних брикетів та гранул. *Problems of Tribology*. 2015, № 2. – С. 19-25.
2. Войтов В.А., Цимбал Б.М. Розробка методики та визначення активної та загальної кислотності сировини для виробництва паливнихбрикетів та пеллетів з рослинної біомаси. *Збірник наукових праць Вінницького національного аграрного університету. Серія: Технічні науки*. 2014, № 2(85). – С. 204-211.
3. Калюжный П.Б., Шалевская И.А. Управление затвердеванием и охлаждением отливок в формах из кварцевого песка за счет его псевдооживления. *Процессы литья*. 2015, № 6. – С. 31-34.

**Шинський О.Й., Яковишин О.А., Кротюк С.О., Шалевський А.В.
(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

ІНТЕНСИФІКАЦІЯ ТЕПЛООБМІНУ В ПРОЦЕСІ ВИГОТОВЛЕННЯ МОДЕЛЕЙ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ

E-mail: gu-rd@i.ua

В технології лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), можна виділити декілька стадій впливу на розмірну і масову точність виливка. Однією з пріоритетних є стадія охолодження пінополімерної моделі, оскільки саме на цьому етапі ГМ піддається дії найбільшої усадки, на величину якої впливає час охолодження, вид охолоджуючої рідини, об'ємна вага ГМ. Тому технологічний переділ охолодження прес-форми (ПФ) після закінчення спікання моделі необхідний для стабілізації розмірів ГМ, для чого ПФ занурюють в ємність з холодною водою. Задача дослідників полягає в скороченні тривалості етапу охолодження, але не за рахунок якості ГМ. Охолодження ГМ відбувається при наявності всіх трьох видів теплопередачі: теплопровідності, конвекції і випромінювання. Відомо, що коефіцієнт теплопровідності моделей з

пінополістиролу залежить від теплопровідності наявного в комірках газу; теплопровідності полімеру, що перейшов у склоподібний стан; випромінювання; природної конвекції газів всередині комірок, обумовленої градієнтом температур. Оскільки вплив випромінювання і теплопровідності склоподібного полімеру незначний, вирішальне значення в процесі охолодження пінополістиролу має конвекційна теплопередача і теплопровідність газу, зосередженого в комірках гранул. Спрощено представити теплофізичну особливість процесу можна наступним чином: в момент контакту охолоджуючої рідини з ПФ навколо її об'єму утворюється бар'єрний шар, що представляє собою термічний опір і сприяє сповільненню теплопередачі між ПФ і рідиною. Внаслідок цього затримується передача тепла від полімеру крізь стінки ПФ і на подолання цього енергетичного бар'єру необхідний певний час. Вирішити це можна, якщо, наприклад, перевести дію охолоджуючої рідини в нестационарний режим або режим потоку, оскільки відомо, що явище потоку робочого середовища є фактором активізації різноманітних хімічних, фізичних і технологічних процесів. Таким чином, це дозволить: по-перше суттєво скоротити тривалість процесу охолодження і по-друге створити умови для зменшення усадки готової моделі. Отже, інтенсифікація теплообміну між охолоджуючою рідиною і ПФ зі спеченою ГМ зводилась до впливу на охолоджуючу рідину з метою приведення її в рух. Технічно реалізація способу була здійснена за допомогою закріпленого на штативі колекторного двигуна, до вала якого було приєднано двохвиткову насадку-міксер. Частота обертів вала складала 600 об/хв. Насадку розміщували в центрі охолоджуючої ємності, а ПФ – біля її стінок. Досліджували вплив охолоджуючої рідини, що знаходилась у стаціонарному і динамічному станах, на тривалість охолодження ПФ і величину усадки для двох типів моделей – циліндричної з внутрішнім прохідним отвором і типу «коронка». Контрольованими параметрами в обох випадках були характерні розміри: внутрішні, зовнішні діаметри і загальна довжина ГМ. Охолоджуючою рідиною слугувала вода кімнатної температури. Температурний режим контролювали пристроєм МИРТ-8 (розробка відділу автомати-

зації ФТІМС НАН України), за допомогою термопар, що фіксували температури стінки ПФ і води. Виготовлені ГМ мали відмінну якість поверхні, жолоблення і тріщини були відсутні, порушень геометрії не спостерігали. Аналіз отриманих результатів засвідчив доцільність переведення рідини в стан потоку з метою зменшення тривалості етапу охолодження ПФ, оскільки в умовах проведених експериментів досягалось прискорене зниження температури в 4÷5 разів відносно охолодження в спокійній воді тієї ж температури. При співставленні статистичних даних було виявлено, що при охолодженні в воді, яка знаходилась в стані турбулізованого руху, усадка ГМ приблизно в 1,3÷1,5 разів менша, ніж в стаціонарній воді. В середньому зміна розмірів ГМ після 7 днів вилежування складала не більше 0,1%.

Юзюк Д.В., Ямшинський М.М.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ ВИСОКОДИСПЕРСНОГО КАРБІДУ КРЕМНІЮ НА ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al-Si

Ливарні алюмінієві сплави повинні мати високу рідкотекучість, малу усадку, низьку схильність до утворення гарячих тріщин і пористості, а також високі механічні і корозійні властивості.

Незважаючи на розвиток сучасних матеріалів, традиційні алюмінієві сплави залишаються одними з основних конструкційних матеріалів і продовжують привертати увагу дослідників.

Основною рушійною силою розвитку алюмінієвих сплавів є необхідність в полегшенні ваги конструкцій, підвищення економічності та екологічності виробництва литих деталей. Унікальність ливарних силумінів полягає в тому, що виливки з них можуть бути отримані практично всіма відомими ливарними технологіями. Однак вони досягають своїх найвищих механічних властивостей тільки після термічного оброблення.

Найкращі ливарні властивості мають сплави системи Al-Si, силуміни з вмістом Si 11,6%. Евтектика забезпечує найбільшу текучість, мінімальну неоднорідність та мінімальну кількість мікротріщин.

Підвищення якості і надійності деталей механізмів – найважливіші завдання, що стоять перед металургами та ливарниками. Вирішення цих завдань безпосередньо пов'язане з підвищенням властивостей литих конструкційних матеріалів, у тому числі і різних ливарних сплавів на основі алюмінію. Отримання матеріалу з високим комплексом властивостей вимагає розроблення нових та/або вдосконалення стандартних сплавів, застосування оптимальної технології виробництва литих виробів.

Властивості сплавів можуть бути істотно поліпшені при правильному виборі технології лиття та термічного оброблення і визначенні оптимального складу, що вимагає поглибленого розуміння механізмів цих процесів.

Модифікування є одним із найбільш дієвих засобів, які використовують для отримання сплавів, зокрема, на основі алюмінію, з унікальним комплексом властивостей, насамперед йдеться про одночасне підвищення міцнісних та пластичних властивостей матеріалу за рахунок формування сприятливої структури та фазового складу.

Предметом багатьох досліджень є з'єднання, до складу яких входить кремній [1]. Є підстави вважати, що у з'єднаннях алюмінію з кремнієм між перехідними металами валентні електрони адсорбуються d-орбіталями перехідних металів і заміщаються електронами з електронних оболонок алюмінію. Це призводить до зменшення параметра ґратки алюмінію, що характерно для іонного зв'язку.

У зв'язку із структурними особливостями литих сплавів – грубими вкрапленнями кремнію і інтерметалідних фаз – міцнісні характеристики сплавів системи Al-Si невисокі, особливо низька пластичність. Для поліпшення структури і механічних властивостей алюмінієвих сплавів регулюють режими плавлення і лиття, умови кристалізації виливків. Дієвим чинником, що визначає сприятливе структуроутворення, є модифікування – подрібнення структури за рахунок введення в розплав перед його заливанням малих добавок модифікувальних елементів.

За час, що минув з початку практичного застосування модифікаторів, технологічний аспект процесу модифікування (вибір оптимального складу модифікатора, способи його дії, тривалість дії, дегазація) розроблено досить докладно. Однак механізм модифікування Al сплавів до цих пір залишається дискусійним.

Аналіз існуючих теорій модифікування показав, що вони з більшим чи меншим успіхом пояснюють ефекти, що спостерігаються при введенні модифікаторів. Точки зору дослідників з питання впливу модифікатора на характер взаємодії в розплаві суперечливі [2-3].

В роботі розглянуто можливість модифікування алюмінієвих ливарних сплавів системи Al-Si ультрадисперсним модифікатором SiC з розміром частинок 3...5 мкм.

Проведено дослідження мікроструктури вторинного алюмінієвого ливарного сплаву АК12 після модифікування ультрадисперсним карбідом кремнію.

Встановлено, що мікроструктура сплаву АК12 без додавання модифікатора складається із твердого розчину, евтектики та великих кристалів первинного Si, які викришувались під час полірування. Мікроструктура сплаву АК12 містить велику кількість дрібних мікропор, розмір яких становить 10...15 мкм.

Модифікування сплаву АК12 високодисперсною сполукою SiC в кількості 0,1...0,3 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 сплавом без модифікування.

Література:

1. Мальцев М. В. Модифицирование структуры металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1964. - 213 с.
2. Мазур В.И. К феноменологической теории модифицирования сплавов // Закономерности формирования структуры сплавов эвтектического типа: II Всез. конф. – Днепропетровск, 1982. – С. 20-23.

3. Модифицирование силуминов стронцием / Ганиев И.Н., Пархутик П.А., Вахобов А.В., Куприянова И.Ю. – Минск: Наука и техника, 1985. – 143 с.

Яким Р.С.

(ДДПУ ім. І. Франка, м. Дрогобич)

ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ОПОР КОЧЕННЯ ГІРНИЧОРУДНИХ ТРИШАРОШКОВИХ БУРОВИХ ДОЛІТ

E-mail: Jakym.r@online.ua

Гірничорудні тришарашкові бурові долота працюють у надзвичайно важких умовах і часто втрачають працездатність через заклинювання і руйнування опор. Одна із причин відмов опор – різке зниження зносостійкості відповідальних елементів. Найбільші руйнування в навантаженій частині цапфи лапи (сектор у 120°) зазнають бігові доріжки підшипників кочення: великого (ВБД), замкового (ЗБД), малого (МБД), а також бурти й упорні торці (рис. 1).



а

б

Рис.1. Загальний вигляд зруйнованої цапфи лапи (а) та фрагмента наплавленого стелітом упорного торця цапфи (б) тришарашкового бурового долота 244,5 ОК-ПГВ

Встановлено [1], що для підвищення експлуатаційних показників цапф лап необхідно вирішити комплекс матеріалознавчих та конструкторсько-технологічних задач. Тим не менше для доліт з відкритою опорою, що працюють в умовах значних навантажень за дії абразиву водночас добитися високих показників зносостійкості елементів опори проблематично. Це спричинено різними вимогами до експлуатаційних показників елементів. Аналі-

зом відпрацьованих опор доліт встановлено, що в опорах доліт 244,5 ОК-ПГВ (партія 7 шт), які бурували у середньому 210 м, має місце складний радіальний знос бігових доріжок підшипників кочення. У середньому зменшення діаметра ВБД на 12,2 мм, КБД на 7,7 мм, МБД на 11,3 мм. Слабкою ланкою є бурти та осьові підшипники ковзання. Бурти зазнають сколювання фрагментами довжиною до 38 мм, а подекуди й більше. На упорному торці сколюється наплавлений шар. При значних руйнуваннях буртів МБД мають місце випадки випадання п'яти.

Аналізом цапф (сталь 19ХГНМА, що піддається ХТО згідно технології, описаної в [1]) досліджуваної партії встановлено: глибина цементованого шару 2,4 – 2,5 мм, твердість поверхні бігових доріжок HRC 63 – 64, твердість на повній глибині цементованого шару HRC 48 – 50. Твердість серцевини: ВБД – HRC 27 – 28, МБД – HRC 34 – 35. Мікроструктура цементованого шару дрібногोलковий мартенсит 1 б з вмістом аустеніту 2 б та карбідів 1-2 б. Серцевина – сорбітоподібний перліт.

Для підвищення зносостійкості опор необхідно не тільки забезпечувати плавний характер зміни показників твердості й концентрації вуглецю в цементованих шарах бігових доріжок, а й забезпечувати міцність серцевини буртів. Твердість серцевини цапфи HRC 27 – 28 та інші дані вказують, що хімічний склад сталі не забезпечує необхідні експлуатаційні вимоги цапф лап. Важливо контролювати значення показників твердості в загартованих шарах, що забезпечують міцність та попереджають відшарування цементованого шару. Ділянки буртів, які не контактують, слід захищати від цементациї спеціальними антицементацийними покриттями та контролювати їхню твердість. Для забезпечення тривалої стійкої роботи роликів підшипників кочення слід не тільки підвищити вантажність і точність замкового підшипника кочення, а й підвищити зносостійкість підшипників «п'ята – підп'ятник» та «упорний торець цапфи лапи – упорний торець шарошки». Для цього слід застосувати зносостійкі конструкційні матеріали та вдосконалити технології зміцнення відповідальних робочих поверхонь.

Література:

1. Яким Р. С., Петрина Ю. Д. Теорія і практика забезпечення якості та експлуатаційних показників цементованих деталей шарошкових бурових доліт: монографія. Івано-Франківськ: Вид-во ІФНТУНГ, 2011. – 189 с.

Ясюков В.В., Лысенко Т.В., Тур М.П., Баца И.В.
(ОНПУ, г. Одесса)

**ПОРИСТЫЙ МЕТАЛЛ КАК ЭЛЕМЕНТ
КОМПОЗИЦИОННОЙ ОТЛИВКИ**

E-mail: tuma@bk.ru

Состав сплава зависит от условий эксплуатации детали и необходимости решения специальных технологических задач. Разнообразие требований часто не может быть удовлетворено каким-либо одним материалом. Поэтому возникает необходимость производить детали из нескольких металлов, обладающих различными свойствами. Таким образом, композиция состоит из отдельных частей, сохраняющих индивидуальность, но, благодаря связи друг с другом, формирующей совместно новое качество, которого лишены отдельно взятые элементы. Композиции по своей природе гетерогенны [1], что позволяет получить сумму служебных свойств нового качества. Для формирования композиции решающими являются контактные процессы, осуществляющие связь между элементами. В большинстве случаев это диффузионные взаимодействия, определяемые дефектами кристаллической структуры. Для контактной зоны важны управляемость и однородность физико-химических процессов, протекающих при нестационарном тепловом режиме. Поэтому для качественной работы композиционной отливки необходимо создать условия формирования переходной зоны, отвечающие эксплуатационным воздействиям.

Аксиомой при разработке технологии получения отливок является отсутствие внутренних дефектов – раковин, пор, трещин и т.д., которые ухудшают механические и служебные свойства. Однако, в пористых металлах специально формируются пустоты и, в результате, получают материал с уникальным сочетанием различных, иногда противоположных, свойств: высокие удельная прочность, уровень энерго- и звукопоглощения; низкие плотность и гигроскопичность; хорошие теплоизоляционные способности, устойчивость к открытому пламени; широкий диапазон рабочих температур; способность к рециклингу. Пористый алюминий является наиболее перспективным материалом для решения конструкторских задач, перечисленных выше. Сравни-

тельная дороговизна этого материала компенсируется при использовании сразу нескольких его свойств: сочетание несущих способностей с низкой плотностью, изолирующими характеристиками, способностью поглощать большое количество механической энергии. Существует много различных способов получения пористого алюминия. Для литейщиков, связанных с плавкой алюминиевых сплавов и построением всего металлургического цикла, наиболее привычными способами получения пористого металла являются продувка расплава газом, а также ввод порофоров (CaCO_3 или гидрид титана TiH_2) в расплав.

Одним из основных направлений применения пористого алюминия является использование его в качестве структурного материала для легковесных конструкций. Это происходит за счет сочетания относительно высокой жесткости с низкой плотностью; при этом показатели сравнимы с цельными материалами той же массы. Такой подход делает вспененный алюминий пригодным для изготовления легких и высокопрочных силовых конструкций в автомобильной, аэрокосмической и строительной индустрии.

Для получения таких деталей из силумина отливают, например, тонкостенный кронштейн, содержащий внутренние полости, используя традиционную технологию литья в кокиль, разовую форму, либо литьем под давлением. После этого полости заполняются пеноалюминием с формированием композиционной отливки. В результате композиция состоит из литой внешней оболочки и легковесного внутреннего наполнителя. Эта композиция обладает высокими эксплуатационными характеристиками: повышенной по сравнению с полый отливкой жесткостью и улучшенным демпфированием. При этом масса полый отливки увеличивается незначительно. На рис. 1 приведены [2] результаты испытаний при трехточечном изгибе стойки кузова автомобиля для различных вариантов ее исполнения: при полый стойке (кривая 3) максимальный прогиб ΔL составляет 20 мм при нагрузке 28 кН; в стойке, заполненной пеноалюминием без диффузионной связи с основой (кривая 2), максимальный прогиб ΔL составляет 60 мм при нагрузке 54 кН; в стойке, заполненной пеноалюминием при наличии диффузионной связи с основой (кривая 1), максимальный прогиб ΔL составляет 50 мм при нагрузке 66 кН.

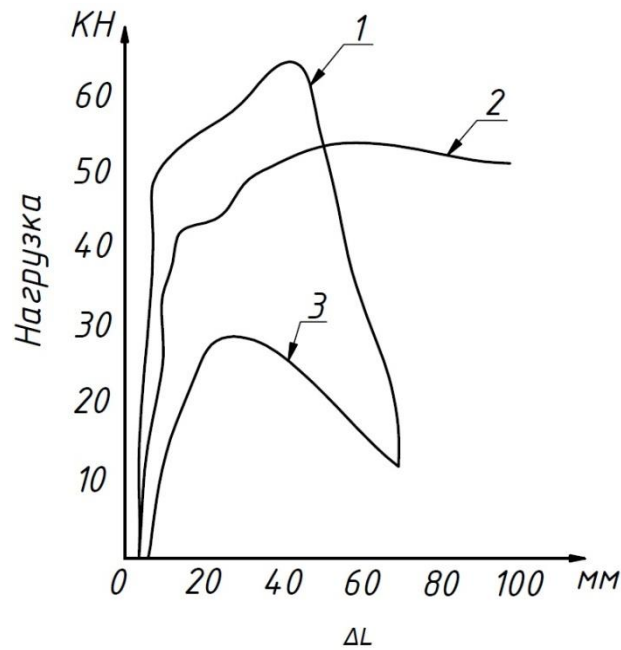


Рис. 1. Зависимость прогиба стойки от конструкции и приложенного усилия

Из рис. 1 видно, что прочность стоек на изгиб может быть увеличена в несколько раз, а поглощение энергии при боковых ударах и переворотах автомобиля заметно улучшено. Толщина стоек при этом может быть уменьшена, что крайне важно для передних стоек, улучшающих обзор водителю и пассивную безопасность.

Пористые металлы являются новым перспективным материалом; с научной точки зрения – это важный объект для анализа фундаментальных закономерностей поведения конденсированных сред под различной нагрузкой.

Литература:

1. Оболенцев Ф.Д. Физико-химия и технология композиционного литья / Ф.Д. Оболенцев // Одесса: ОПИ. – 1984. – 97 с.
2. Ершов М.Ю. Вспененный алюминий в автомобилестроении. / М.Ю. Ершов, И.А. Лепешкин // Автомобильная промышленность. – № 10 – 2010. – С. 36-39.