ПРОБЛЕМИ ТЕХНОЛОГІЇ ФОРМИ

УДК 669.131.7:621.742.5

I. А. Небожак, пров. інженер-технолог, e-mail: nebozhak@ukr.net;
П. Б. Калюжний, канд. техн. наук, ст. наук співр., e-mail: kpb.ptima@gmail.com;
В. В. Суменкова, канд. техн. наук; e-mail: vika.sumenkova@yandex.ru;
Й. Шицонкий, с. р. токи, чакк, проф. сор. різдіван.

О. Й. Шинський, д-р техн. наук, проф., зав. відділом,

e-mail: aluprt@ukr.net.

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ЛГМ-ПРОЦЕСУ НА МІКРОСТРУКТУРУ СІРОГО ЧАВУНУ, МОДИФІКОВАНОГО ДИСПЕРСНИМ ФЕРОСИЛІЦІЄМ У ПОРОЖНИНІ ЛИВАРНОЇ ФОРМИ

Одним із методів запобігання відбілюванню сірого чавуну є його модифікування дисперсним феросиліцієм марки ФС75 ДСТУ 4127:2002 (ISO 5445:1980, NEQ), імплантованим у тіло газмоделі. У даній роботі за методом повнофакторного експерименту досліджували залежність параметрів структурних складових сірого чавуну марки СЧЗОО ДСТУ 8833:2019 від кількості феросиліцію у газмоделі, густини пінополістиролу, швидкості формозаповнення й температури заливання. У результаті математичної обробки експериментальних даних для кількостей перліту, цементиту і пластинчастого графіту, а також довжини включень пластинчастого графіту, було створено регресійні моделі. Ці моделі дозволили вивести відповідні рівняння регресії, графічна інтерпретація яких, у свою чергу, показала характер впливу кожного незалежного фактора на параметри мікроструктури сірого чавуну. Так, збільшення вмісту дисперсного феросиліцію у тілі газмоделі призводить до зменшення кількості структурно вільного цементиту при одночасному збільшенні кількості перліту й пластинчастого графіту, що зумовлено графітизуючою дією кремнію на структуру піддослідного матеріалу. Збільшення густини пінополістиролу має такий самий вплив, як і в попередньому випадку, проте не так стрімко, що пояснюється відновлювальною дією вуглеводнів, які виділяються під час термодеструкції модельного матеріалу та створюють сприятливі умови для зростання коефіцієнта засвоєння кремнію матричним розплавом. Підвищення швидкості й температури заливання рідкого металу призводить, відповідно, до збільшення ступеня турбулізації потоку й підвищення інтенсивності конвективних потоків, що, у кінцевому результаті, також сприяє кращому засвоєнню кремнію і, як наслідок, веде до зменшення кількості первинного цементиту та збільшення кількостей перліту і пластинчастого графіту в структурі сірого чавуну. Також було встановлено, що довжина включень пластинчастого графіту найбільшою мірою залежить від вмісту дисперсного феросиліцію у тілі газмоделі, а найменшою – від густини модельного матеріалу.

Ключові слова: ЛГМ-процес, сірий чавун, дисперсний інокулятор, перліт, цементит, пластинчастий графіт.

Убагатьох галузях народного господарства для реалізації сучасних технологічних процесів часто потрібні вироби із металу, фізико-механічні і спеціальні властивості яких були б неоднорідними по поверхні чи об'єму. Це зумовлено, перш за все, умовами експлуатації деталі, її собівартістю та деякими іншими чинниками. Такому комплексу різноманітних, а в ряді випадків і полярно протилежних вимог, відповідають лише вироби з диференційованими властивостями (ВДВ), оскільки одночасно усі ці властивості не може мати жодна монолітна деталь. Проте, виготовлення ВДВ традиційними методами (склеюванням; спаюванням; зварюванням; механічним з'єднанням; порошковою металургією; високотемпературним синтезом, що саморозповсюджується; хіміко-термічною обробкою; гартуванням струмами високої частоти; різними видами наплавлення; нанесенням напилень і покриттів; а також лазерним опроміненням) – у більшості випадків процес, тривалий та неекономічний.

Виробництво ВДВ литтям дозволяє уникнути вказаних недоліків. Найперспективнішим методом виготовлення ВДВ є процес лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ-процес) [1, 2], оскільки головну особливість його – застосування моделі, яка не виймається перед заповненням ливарної форми (ЛФ) металічним розплавом, – слід вважати, одночасно, й основною перевагою цього технологічного процесу, порівняно з іншими способами лиття. Крім того, газмодель (ГМ) можна отримувати у порожнині прес-форми із гранульованого модельного матеріалу. Ці обставини дозволили вводити до складу ГМ дисперсні присадки [3, 4] і тим самим вирішити двоєдину задачу – здійснювати інокулювання матричного розплаву у порожнині ЛФ та проводити утилізацію пиловидних відходів феросплавної галузі. Імплантування інокуляторів у тіло ГМ на практиці зводиться до холодного плакування поверхні гранул модельного матеріалу дисперсними феросплавами, перед тим як їх задути або засипати у порожнину прес-форми.

Для виготовлення ГМ, у більшості випадків, застосовується пінополістирол, гранулометричний склад якого варіюється у широкому діапазоні. Фізико-хімічні й технологічні аспекти процесу промислового виробництва полістиролу докладно описані у роботах [5, 6].

Фізичну модель ЛГМ-процесу, а також механізм процесу взаємодії пінополістиролової ГМ з рідким металом (Ме) представлено та описано у роботах [7, 8]. Проте, запропонована фізмодель не враховує присутності дисперсного інокулятора (ДІ) у системі, що розглядається. Виходячи із цих міркувань, створено фізичну модель ЛГМ-процесу з поправкою на дисперснонаповнену ГМ (рис. 1) та виведено рівняння теплового балансу системи Ме–ГМ–ДІ–ЛФ [9]:

$$C_{\mathrm{Me}}\rho_{\mathrm{Me}}\Delta V_{\Phi} (T_{\mathrm{3an}} - T_{L}^{\mathrm{Me}}) = C_{\mathrm{AI}}\rho_{\mathrm{AI}}V_{\mathrm{AI}} (T_{L}^{\mathrm{Me}} - T_{L}^{\mathrm{AI}}) + L_{\mathrm{\Gamma M}} \times \rho_{\mathrm{\Gamma M}}\Delta V_{\Phi} + 1,13 \cdot b_{\Phi}\Delta F_{\Phi}T_{\mathrm{3an}} \sqrt{\tau_{\mathrm{3an}}} + L_{\mathrm{AI}}\rho_{\mathrm{AI}}V_{\mathrm{AI}} , \qquad (1)$$

де $C_{\rm Me}$ – теплоємкість металічного розплаву, Дж/(кг·К); $\rho_{\rm Me}$ – густина металічного розплаву, кг/м³; ΔV_{ϕ} – зміна об'єму ливарної форми у зоні контакту з рідким металом, м³; $T_{3a\pi}$, – температура матричного розплаву під час формозаповнення, К; $T_L^{\rm Me}$ – температура ліквідус матричного розплаву, К; $C_{\rm ДI}$ – теплоємкість дисперсного інокулятора, Дж/(кг·К); $\rho_{\rm ДI}$ – густина дисперсного інокулятора, кг/м³; $V_{\rm ДI}$ – об'єм дисперсного інокулятора, м³; $T_L^{\rm Me}$ – температура ліквідус дисперсного інокулятора, кг/м³; $V_{\rm LI}$ – питома теплота термодеструкції пінополістиролу, Дж/кг; $\rho_{\rm LI}$ – густина модельного матеріалу, кг/м³; b_{ϕ} – теплоакумулююча здатність формувального матеріалу, Вт·с^{0,5}/(м²·К); ΔF_{ϕ} – зміна площі поверхні ливарної форми в зоні контакту із розплавом, м²; τ_{3an} – тривалість формозаповнення, с; $L_{\rm LI}$ – питома теплота плавлення дисперсного інокулятора, Дж/кг.

У публікації [9] зроблено також акцент на конвективну складову процесу масоперенесення ДІ в об'ємі металічної ванни, що описано за допомогою рівняння конвективної дифузії [10], яке у даному випадку матиме вигляд:



Рис. 1. Фізична модель процесу взаємодії матричного розплаву із газмоделлю й імплантованим до неї дисперсним інокулятором при нижньому (ліворуч) і верхньому (праворуч) підведенні рідкого металу у порожнину ЛФ [9]: 1 – формувальний матеріал; 2 – протипригарне покриття; 3 – газмодель; 4 – дисперсний інокулятор; 5 – матричний розплав; 6 – ливарна кірка; 7 – конвективні потоки; W₁, W₂ – швидкості формозаповнення й термодеструкції газмоделі відповідно; Q – енергія випромінювання матричного розплаву; q – питома теплота термодеструкції матеріалу газмоделі; ПГФ – парогазова фаза; РФ – рідка фаза; Р_{ме} – гідростатичний напір розплавленого металу

$$-\frac{\partial}{\partial x} (v_{Me}^{\Lambda\Phi} C_{\Phi C75}^{\Gamma M} S) \cdot dx df = v_{Me}^{\Lambda\Phi} C_{\Phi C75}^{\Gamma M} S df - (v_{Me}^{\Lambda\Phi} + \frac{\partial}{\partial x} v_{Me}^{\Lambda\Phi} dx) \times (C_{\Phi C75}^{\Gamma M} + \frac{\partial}{\partial x} v_{Me}^{\Lambda\Phi} dx) \cdot (S + \frac{\partial}{\partial x} dx),$$
(2)

де x – координата лінійного простору, м; $v_{Me}^{\Lambda\Phi}$ – швидкість формозаповнення, ×10⁻³ м/с; $C_{\Phi C75}^{\text{IM}}$ – вміст дисперсного феросиліцію у тілі газмоделі, % (мас. частка); S- відносна кількість матричного розплаву у двофазній зоні; f- площа поперечного перерізу ливарної форми у напрямку, перпендикулярному конвективному потоку чавунного розплаву, м².

Створена у ФТІМС НАН України [9] фізична модель ЛГМ-процесу передбачає як нижне (див. рис. 1, ліворуч), так і верхне (рис. 1, праворуч) підведення матричного розплаву у порожнину ЛФ. Дана схема, зазвичай, використовується в умовах промислового виробництва литих заготовок із сплавів чорних і кольорових металів. У нашому випадку мало місце формозаповнення так званим боковим сифоном, тобто розплав підводили у саму нижню точку бічної стінки піддослідного виливка по його товщині.

Унікальним конструкційним матеріалом із гарними ливарними й технологічними характеристиками, який у машинобудуванні набув широкого розповсюдження для ISSN 0235-5884. Процеси лиття. 2020. № 2 (140)

виготовлення деталей машин і механізмів загального призначення, є сірий чавун. Суттєвим недоліком цього матеріалу, як і всіх чавунів високих марок, є його схильність до відбілювання, яке придає крихкості чавунним виливкам, збільшує їх твердість і, як наслідок, погіршує їх здатність оброблятися різанням.

Щоб запобігти відбілюванню структури литих заготовок, у ливарному виробництві, крім відпалювання в термічних печах, практикують графітизуюче модифікування сірого чавуну [11] перед його заливанням у ковші, а також у порожнині ЛФ. У нашому випадку металургійну обробку матричного розплаву здійснювали із застосовуванням дисперснонаповненої ГМ [12–15].

В роботі [16] досліджували процес термічної деструкції пінополістиролових ГМ, наповнених замішаним порошком металічного кремнію, феросплавів Fe–Si, Fe–Si–Mg та Fe–Si–Ca, при литті чавуну за ЛГМ-процесом. Було встановлено, що при газифікації дисперсно-наповненої ГМ температура металічного розплаву підвищується, а процес термодеструкції матеріалу ГМ прискорюється. При цьому об'єм й тиск газів в зазорі δ збільшуються, що призводить до зниження швидкості формозаповнення. Крім того, автори цієї роботи наголошують на тому, що такі ГМ не сприяють утворенню специфічних дефектів у піддослідних виливках. Разом із тим, вплив добавок на структуроутворення чавуну не досліджували.

Графітизуюче модифікування розплаву сірого чавуну у порожнині ЛФ [12–15] довело ефективність цього технологічного прийому. Результати проведених досліджень [14, 15] показали, що зростання показників засвоєння кремнію матричним розплавом призводить до зниження твердості литих зразків. Проте, у публікаціях, зазначених вище, не відображено впливу технологічних параметрів ЛГМ-процесу на параметри структурних складових чавуну, які є визначальними при формуванні його фізико-механічних і службових характеристик.

Виходячи із цих міркувань, визначено й взято за мету цієї науково-дослідної роботи з'ясувати залежність параметрів мікроструктури сірого чавуну, модифікованого за допомогою дисперснонаповненої ГМ феросиліцієм, від технологічних параметрів ЛГМ-процесу.

Вихідний сплав (табл. 1), структура й механічні властивості, зокрема твердість за шкалою Брінелля, якого відповідають сірому чавуну марки СЧ300 ДСТУ 8833:2019, було виплавлено в індукційній тигельній печі моделі ІЧТ-016. В якості графітизуючого модифікатора використовували пилоподібні відходи комерційно доступного феросплаву, – феросиліцій марки ФС75 ДСТУ 4127:2002 (ISO 5445:1980, NEQ).

Таблиця 1

Хімічний склад	[% <mark>(мас</mark> .	частка)]	піддослідного	матеріалу
----------------	------------------------	----------	---------------	-----------

Морко андори	Легуючі елементи (Fe – основа)						
марка сплаву	С	Si	Mn	Cr	S	Р	
СЧ300 ДСТУ 8833:2019	3,16	1,75	0,74	0,31	0,12	0,19	

Дослідження проводили за оригінальною методикою, розробленою спеціалістами ФТІМС НАН України й детально описаною у наукових працях [12–15]. Для цього піддослідні виливки (розмірами 300×100×5 мм) були попередньо розмічені й порізані на темплети, із яких потім виготовили шліфи для металографічного аналізу, зразки для механічних випробувань і проби для визначення хімічного складу [13]. Механізм процесу модифікування чавунного розплаву дисперсним феросиліцієм при литті за моделями, що газифікуються, розглянуто у роботах [9, 12, 13, 15].

При модифікуванні чавунного розплаву дисперсним феросиліцієм використано ортогональний план експерименту 1-го порядку. Дослідження проводили за методом повнофакторного експерименту. Рівняння (1) і (2) дозволили визначитись із незалежними факторами, якими були: $C_{\Phi C75}^{\Gamma M}$ – вміст дисперсного феросиліцію

в тілі ГМ, ρ_{гм} – густина пінополістиролу, $v_{Me}^{\Lambda\Phi}$ – швидкість формозаповнення, T_{Me}^{0} – температура заливання. Число необхідних випробувань у кожній серії для 4-х незалежних факторів становило 16 (шістнадцять). Варіювання кожного такого фактора (табл. 2) здійснювалось на 2-х рівнях.

Незалежні фактори Рівень фактора ρ_{гм}, $C_{\Phi C75}^{\Gamma M}$, %mac. $\mathcal{V}_{\mathrm{Me}}^{\Pi\Phi}$, х10-3 м/с Т⁰_{Me}, **к** <u>к</u>г/м³ 1523 min 0, 220 251.0 50 50 1753 max

Технологічні параметри ЛГМ-процесу

Таблиця 2

Вибір нижнього та верхнього рівнів, на яких здійснювалось варіювання кожного незалежного фактора, обумовлений технологічними аспектами ЛГМ-процесу. Як правило, для виготовлення ГМ застосовують пінополістирол густиною 20...50 кг/м³. Модельний матеріал, густина якого менше 20 кг/м3, не використовується, бо він має низькі механічні характеристики, що в подальшому призводить до його деформації і спотворення конфігурації ГМ під час формоутворення. Разом з тим, застосування пінополістиролу густиною понад 50 кг/м³ є причиною появи таких невиправних дефектів лиття як [7]: газові раковини, включення піровуглецю, складчастість, спаї, тощо. Вміст дисперсного феросиліцію у тілі ГМ знаходиться у межах 0,2...1,0% (мас. частка) тому, що при його кількості нижчій 0,2% (мас. частка) графітизуючого ефекту на розплав не буде, тоді як вміст цієї присадки понад 1,0 % (мас. частка) лімітовано здатністю гранул модельного матеріалу спікатися [12]. Мінімальна температура заливання (1523 К) продиктована практикою лиття чавуну, а максимальна (1753 К) визначена із рівняння (1) теплового балансу системи Ме–ГМ–ДІ–ЛФ [9] за умови, що кількість феросиліцію у ГМ еквівалентна 1,0 % (мас. частка) від маси контрольного виливка. Швидкість формозаповнення не повинна бути нижчою 2,5×10⁻² м/с, тому що це може призвести до утворення обвалів ЛФ, а також перемерзання живильників. Коли ж швидкість заповнення ЛФ матричним розплавом перевищує 5,0×10⁻² м/с, то пінополістирол не встигає повністю газифікуватися і, в даному випадку, доводиться говорити про формозаповнення у так званому режимі охоплення [7], яке є причиною утворення специфічних дефектів лиття.

Вплив технологічних параметрів ЛГМ-процесу на параметри мікроструктури сірого чавуну, як і показники засвоєння кремнію матричним розплавом та механічні властивості (твердість) литих зразків [15] досліджували із застосуванням методу регресійного аналізу. Математичний апарат, який закладено в основу проведених розрахунків, наочно представлено і докладно описано у цій самій науковій праці.

Основними критеріями оцінки ефективності графітизуючого модифікування структури сірого чавуну є показники засвоєння кремнію, а саме його концентрація у чавуні та коефіцієнт його засвоєння рідким металом [15]. Крім того, ефективність графітизуючого модифікування піддослідного матеріалу можливо оцінити ще мікроструктурою і механічними властивостями литих зразків.

Відомо [11], що для чавунів високих марок, зокрема сірого чавуну марки СЧЗОО, притаманна перлітна структура їх основи. Тому під час виконання цієї науково-дослідної роботи вивчали функціональні залежності кількості перліту ([П]), кількості структурно вільного цементиту ([Fe₃C]), кількості пластинчастого графіту ([ПГ]), а також довжини включень пластинчастого графіту ($l_{п\Gamma}$) від технологічних параметрів ЛГМ-процесу. Оскільки в структурі чавунів перлітного класу кількість фериту незначна, то її до уваги можна не брати, і цим параметром мікроструктури взагалі нехтувати.

Щоб з'ясувати характер функціонального зв'язку, який існує між незалежними факторами, тобто технологічними параметрами ЛГМ-процесу, і параметрами мі-

кроструктури одержаного матеріалу, проведено регресійний аналіз результатів повнофакторного експерименту та отримано відповідні рівняння регресії. Ці рівняння будуть представлені нижче.

Результати експериментів, поставлених у даній роботі, заздалегідь показали, що мікроструктура чавунних виливків, модифікованих дисперсним феросиліцієм, залежить від технологічних параметрів ЛГМ-процесу. Проте, цього не досить для визначення характеру впливу того чи іншого незалежного фактора на параметри структурних складових литих заготовок із сірого чавуну.

Виходячи із цих міркувань, для параметрів мікроструктури, зазначених вище, створено регресійну модель, яка для кожного конкретного випадку має вигляд:

 $\begin{bmatrix} \Pi \end{bmatrix} = -346,419 + 446,5725 \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} + 7,549 \cdot \rho_{\Gamma M} + 5,741 \cdot v_{Me}^{\Lambda \Phi} + 2,417 \times \\ \times 10^{-1} \cdot T_{Me}^{0} - 10,131 C_{\Phi C75}^{\Gamma M} \rho_{\Gamma M} - 5,389 \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} v_{Me}^{\Lambda \Phi} - 2,645 \cdot 10^{-1} \times \\ \times C_{\Phi C75}^{\Gamma M} T_{Me}^{0} - 4,378 \cdot 10^{-2} \cdot \rho_{\Gamma M} v_{Me}^{\Lambda \Phi} - 4,42 \cdot 10^{-3} \cdot \rho_{\Gamma M} T_{Me}^{0} - 3,13 \cdot 10^{-3} \times \\ \times v_{Me}^{\Lambda \Phi} T_{Me}^{0} + 8,392 \cdot 10^{-2} \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} \rho_{\Gamma M} v_{Me}^{\Lambda \Phi} + 6,159 \cdot 10^{-3} \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} \rho_{\Gamma M} \cdot T_{Me}^{0} + \\ + 3,188 \cdot 10^{-3} \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} v_{Me}^{\Lambda \Phi} T_{Me}^{0} + 2,174 \cdot 10^{-5} \cdot \rho_{\Gamma M} v_{Me}^{\Lambda \Phi} T_{Me}^{0} - 5,073 \cdot 10^{-5} \times \\ \times C_{\Phi C75}^{\Gamma M} \rho_{\Gamma M} v_{Me}^{\Lambda \Phi} T_{Me}^{0},$

$$\begin{bmatrix} \operatorname{Fe}_{3}C \end{bmatrix} = 353,877 - 286,029 \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} - 4,174 \cdot \rho_{\Gamma M} - 5,636 \cdot v_{Me}^{\pi \Phi} - \\ -1,92 \cdot 10^{-1} \cdot T_{Me}^{0} + 4,462 \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} \rho_{\Gamma M} + 4,138 \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} v_{Me}^{\pi \Phi} + 1,556 \times \\ \times 10^{-1} \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} T_{Me}^{0} + 3,407 \cdot 10^{-2} \cdot \rho_{\Gamma M} v_{Me}^{\pi \Phi} + 2,21 \cdot 10^{-3} \cdot \rho_{\Gamma M} T_{Me}^{0} + \\ +3,116 \cdot 10^{-3} \cdot v_{Me}^{\pi \Phi} T_{Me}^{0} - 3,541 \cdot 10^{-2} \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} v_{Me}^{\pi \Phi} - 2,36 \cdot 10^{-3} \times \\ \times C_{\Phi C75}^{\Gamma M} \rho_{\Gamma M} \cdot T_{Me}^{0} - 2,25 \cdot 10^{-3} \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} v_{Me}^{\pi \Phi} T_{Me}^{0} - 1,449 \cdot 10^{-5} \rho_{\Gamma M} v_{Me}^{\pi \Phi} T_{Me}^{0} + \\ +1,449 \cdot 10^{-5} \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} \rho_{\Gamma M} v_{Me}^{\pi \Phi} T_{Me}^{0},$$

$$\begin{bmatrix} \Pi\Gamma \end{bmatrix} = -61,805 + 41,859 \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} + 1,041 \cdot \rho_{\Gamma M} + 1,523 \cdot v_{Me}^{\Lambda \Phi} + 3,768 \times \\ \times 10^{-2} \cdot T_{Me}^{0} - 0,125 \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} \rho_{\Gamma M} - 1,21 \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} v_{Me}^{\Lambda \Phi} - 2,174 \cdot 10^{-2} \times \\ \times C_{\Phi C75}^{\Gamma M} T_{Me}^{0} - 2,099 \cdot 10^{-2} \cdot \rho_{\Gamma M} v_{Me}^{\Lambda \Phi} - 5,8 \cdot 10^{-4} \cdot \rho_{\Gamma M} T_{Me}^{0} - 8,8 \cdot 10^{-4} \times \\ \times v_{Me}^{\Lambda \Phi} T_{Me}^{0} + 3,333 \cdot 10^{-3} \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} \rho_{\Gamma M} v_{Me}^{\Lambda \Phi} - 7,1 \cdot 10^{-18} \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} \rho_{\Gamma M} T_{Me}^{0} + \\ + 6,52 \cdot 10^{-4} \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} v_{Me}^{\Lambda \Phi} T_{Me}^{0} + 1,16 \cdot 10^{-5} \cdot \rho_{\Gamma M} v_{Me}^{\Lambda \Phi} T_{Me}^{0} + 2,53 \cdot 10^{-19} \times \\ \times C_{\Phi C75}^{\Gamma M} \rho_{\Gamma M} v_{Me}^{\Lambda \Phi} T_{Me}^{0},$$

$$\begin{split} l_{\Pi\Gamma} &= -517,103 + 935,263 \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} + 13,291 \cdot \rho_{\Gamma M} + 5,542 \cdot v_{Me}^{\Lambda \Phi} + 3,207 \times \\ &\times 10^{-1} \cdot T_{Me}^{0} - 25,327 \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} \rho_{\Gamma M} - 13,005 \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} v_{Me}^{\Lambda \Phi} - 5,525 \cdot 10^{-1} \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} T_{Me}^{0} - \\ &- 1,237 \cdot 10^{-1} \cdot \rho_{\Gamma M} v_{Me}^{\Lambda \Phi} - 8,152 \cdot 10^{-3} \cdot \rho_{\Gamma M} T_{Me}^{0} - 2,971 \cdot 10^{-3} \cdot v_{Me}^{\Lambda \Phi} T_{Me}^{0} + 3,644 \cdot 10^{-1} \times \\ &\times C_{\Phi C75}^{\Gamma M} v_{Me}^{\Lambda \Phi} + 1,54 \cdot 10^{-2} \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} \rho_{\Gamma M} T_{Me}^{0} + 7,609 \cdot 10^{-3} \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} v_{Me}^{\Lambda \Phi} T_{Me}^{0} + \\ &+ 7,246 \cdot 10^{-5} \rho_{\Gamma M} v_{Me}^{\Lambda \Phi} T_{Me}^{0} - 2,174 \cdot 10^{-4} \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M} v_{Me}^{\Lambda \Phi} T_{Me}^{0} \cdot \end{split}$$
(6)

Також отримано відповідні емпіричні рівняння (за умови, що кожний із незалежних факторів, окрім аргументу функції, зафіксований на нижньому рівні), що аналітично описують залежність параметрів мікроструктури сірого чавуну від вмісту дисперсного феросиліцію у тілі ГМ:

$$[\Pi] = 64,75 + 21,25 \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M};$$
(7)

$$[Fe_{3}C] = 29 - 20 \cdot C_{\Phi C75}^{\text{TM}};$$
(8)

$$\left[\Pi\Gamma\right] = 1,5 + 2,5 \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M};$$
(9)

$$l_{\Pi\Gamma} = 7,59064 + 37,58707 \cdot C_{\Phi C75}^{\Gamma M}.$$
 (10)

Ці залежності носять лінійний характер й, таким чином, показують (рис. 2), що по мірі збільшення вмісту дисперсного феросиліцію, імплантованого до ГМ, кількість перліту, кількість пластинчастого графіту та довжина включень пластинчастого графіту в структурі литих зразків із сірого чавуну стрімко збільшуються, натомість кількість структурно вільного цементиту – пропорційно зменшується.

У результаті математичної обробки масиву експериментальних даних також отримано ряд емпіричних рівнянь, які аналітично описують залежність параметрів структурних складових чавунних виливків від такого важливого технологічного параметра ЛГМ-процесу, як густина модельного матеріалу:

$$[\Pi] = 60,333 + 0,433 \cdot \rho_{\Gamma M}; \tag{11}$$

$$[Fe_3C]=33,0-0,4\cdot\rho_{\Gamma M};$$
 (12)

$$[\Pi\Gamma] = 0.667 + 0.067 \cdot \rho_{\Gamma M}; \tag{13}$$

$$l_{\Pi\Gamma} = 8,43091 + 3,3385 \cdot 10^{-1} \cdot \rho_{\Gamma M}$$
(14)

Яківрозглянутомуранішевипадку, функціональні залежності такожносять лінійний характер (див. рис. 2). Так, зі збільшенням густини пінополістиролу спостерігається зменшення кількості структурно вільного цементиту та збільшення кількості перліту і пластинчастого графіту. Довжина включень пластинчатого графіту збільшується меншою мірою.

Аналогічно отримано емпіричні рівняння, які аналітично описують залежність параметрів мікроструктури сірого чавуну від швидкості формозаповнення:

$$[\Pi] = 54,0+0,6 \cdot v_{\rm Me}^{\pi\Phi}; \tag{15}$$

$$[Fe_3C] = 39,0-0,56 \cdot v_{Me}^{\Lambda \Phi};$$
 (16)

$$\left[\Pi\Gamma\right] = 0,08 \cdot v_{\mathrm{Me}}^{\mathrm{J}\Phi}; \tag{17}$$

$$[l_{\Pi\Gamma}] = 1,0308 \cdot 10^{-1} + 6,002 \cdot 10^{-1} \cdot v_{\mathrm{Me}}^{\Pi\Phi};$$
(18)

Виведені таким чином лінійні рівняння наглядно демонструють (див. рис. 2) збільшення кількості перліту, кількості пластинчастого графіту і довжини включень пластинчастого графіту, а також зменшення кількості структурно вільного цементиту залежно від підвищення технологічного параметру ЛГМ-процесу як швидкість формозаповнення.

Емпіричні рівняння, що аналітично описують вплив температури заливання матричного розплаву до порожнини ЛФ на структуру литих зразків із сірого чавуну, мають наступний вигляд:

$$[\Pi] = -30,2996 + 6,52 \cdot 10^{-2} \cdot T_{Me}^{0};$$
(19)

$$[Fe_{3}C] = 124,2996 - 6,52 \cdot 10^{-2} \cdot T_{Me}^{0};$$
⁽²⁰⁾

$$\left[\Pi\Gamma\right] = 8,696 \cdot 10^{-3} \cdot T_{\rm Me}^0 - 11,244; \tag{21}$$

$$l_{\Pi\Gamma} = 8,702 \cdot 10^{-2} \cdot T_{Me}^{0} - 117,4234.$$
⁽²²⁾

Отримані функціональні залежності, як і в попередньому випадку, також носять лінійний характер (див. рис. 2). Підвищення температури заливання викликає істотне зменшення кількості структурно вільного цементиту і збільшення кількості перліту, а також незначне збільшення кількості пластинчастого графіту і довжини його включень.

Такий тип здобутих залежностей можна пояснити тим, що збільшення величини кожного із незалежних факторів поставленого експерименту, тобто технологічних параметрів ЛГМ-процесу, призводить, у першу чергу, до зростання показників засвоєння кремнію матричним розплавом [15]. Такими показниками є концентрація кремнію у піддослідному матеріалі та коефіцієнт його засвоєння рідким металом. Залежність показників засвоєння кремнію розплавом сірого чавуну від вмісту дисперсного феросиліцію у тілі ГМ пояснюється тим, що цей феросплав, будучи джерелом додаткового кремнію у піддослідному матеріалі, попадає спочатку на дзеркало металу із ГМ (див. рис. 1) під час термодеструкції пінополістиролу, а потім розноситься конвективними потоками в об'ємі металічної ванни, що описано за допомогою рівняння (2) конвективної дифузії. Частки феросиліцію після попадання до матричного розплаву спочатку у ньому розплавляються, а потім на їх місці утворюються зони збагачені кремнієм. Внаслідок цього створюються термодинамічні передумови для виділення із розплаву хімічно незв'язаного вуглецю у вигляді пластинчастого графіту та α –Fe, тобто ці зони перешкоджають утворенню структурно вільного Fe₃C, і тим самим виступають в ролі центрів графітизації. У подальшому, кристалізація сірого чавуну марки СЧ300 відбувається у напрямку виділення із розплаву пластинчастого графіту й незначної кількості фериту, а при охолодженні сплаву нижче 1000 К, у результаті розпаду аустеніту, утворюється перліт [11]. При підвищенні концентрації кремнію, який взаємодіє із первинним Fe₃C, що виділяється із розплаву при високих темпах кристалізації рідкого чавуну, рівновага, згідно принципу Лє-Шательє, зміщується у напрямку продуктів хімічної реакції, тобто α–Fe й вільного вуглецю.

Зв'язок між густиною матеріалу ГМ та концентрацією кремнію пояснюється тим, що по мірі збільшення цієї величини збільшується також і кількість ПГФ в зазорі б [7], яка утворюється у процесі взаємодії модельного матеріалу із дзеркалом металу. Оскільки переважна більшість продуктів термодеструкції пінополістиролу це, як правило, $C_n H_m$ різного складу [8], то атмосфера зазору δ по відношенню як до матричного розплаву у цілому, так і окремих його компонентів, носить відновлювальний характер. Таким чином, збільшення густини модельного матеріалу сприяє підвищенню концентрації кремнію в об'ємі чавунних виливків. Збільшення швидкості формозаповнення теж призводить до підвищення концентрації кремнію, хоч і не так активно як у попередньому випадку. Це можна пояснити тим, що по мірі збільшення швидкості підйому матричного розплаву у порожнині ЛФ зростає ступінь турбулізації потоку, а разом із тим й конвективна складова процесу дифузії [9]. Підвищення температури заливання покращує засвоєння кремнію матричним розплавом, що пояснюється активізацією процесу як конвективного масоперенесення часток дисперсного феросиліцію в об'ємі рідкого металу, так і швидкості молекулярної дифузії атомів самого кремнію із феросиліцію до матричного розплаву [9, 10]. Це й призводить, у результаті, до підвищення концентрації кремнію в об'ємі литих зразків.

Оскільки вплив показників засвоєння кремнію розплавом сірого чавуну на



Рис. 2. Залежність параметрів структурних складових сірого чавуну марки СЧ300 ДСТУ 8833:2019 від технологічних параметрів ЛГМ-процесу: *a* – кількість перліту; *б* – кількість структурно вільного цементиту; *в* – кількість пластинчастого графіту; *г* – довжина включень пластинчастого графіту

параметри мікроструктури піддослідних виливків розглянуто і доведено раніше [14], то цілком зрозуміло чому збільшення величини кожного із незалежних факторів викликало, відповідно, збільшення кількості перліту, кількості пластинчастого графіту й довжини включень пластинчастого графіту, а також призвело до зменшення кількості структурно вільного Fe₃C. Графічна інтерпретація результатів проведених досліджень

ISSN 0235-5884. Процеси лиття. 2020. № 2 (140)

(див. рис. 2, *a*, *б*) показала, що кількість перліту та кількість структурно вільного Fe₃C більшою мірою залежить від вмісту дисперсного феросиліцію у тілі ГМ. Залежність довжини включень пластинчастого графіту (див. рис. 2, *г*) від технологічних параметрів ЛГМ-процесу пояснюється тим, що за таких умов зростає кількість хімічно незв'язаного вуглецю, який виділяється із рідкої фази у вигляді пластинчастого графіту. Оскільки у матричному розплаві уже є первинні кристали такого графіту, то у подальшому збільшення кількості пластинчастого графіту призводить і до збільшення довжини його включень.

Висновки

Таким чином, вплив технологічних параметрів ЛГМ-процесу на параметри структурних складових чавунних виливків досліджено із застосуванням методу регресійного аналізу. Експериментально доведено, що на формування мікроструктури сірого чавуну найбільше впливає вміст дисперсного феросиліцію у тілі ГМ, меншою мірою – швидкість формозаповнення й температура заливання, а найменше – густина модельного матеріалу. Підвищення кожного із чотирьох незалежних факторів, тобто технологічних параметрів ЛГМ-процесу, сприяє збільшенню кількості перліту, кількості пластинчастого графіту і довжини включень пластинчастого графіту, а також призводить до зменшення кількості структурно вільного цементиту. Результати цих досліджень можна рекомендувати для їх застосування при литті заготовок із сірого чавуну марки СЧЗОО ДСТУ 8833:2019 з метою попередження його відбілювання у тонких стінках реальних виливків при збереженні механічних характеристик матеріалу.

Список літератури

- 1. Jiang W., Fan Z. Novel technologies for the lost foam casting process. *Frontiers of Mechanical Engineering*, 2018. Vol. 13. No 1. P. 37–47.
- 2. Калюжний П. Б., Слюсарев В. А., Калашник Д. О. Армування виливків за технологією лиття за моделями, що газифікуються. *Металознавство та обробка металів*. 2017. № 4. С. 48–53.
- 3. Wittmoser A., Schade J. Verfahren zur Herstellung von Gußstücken unter Verwandung vergasbaren Modelle: πατ. ΦΡΓ: MKI 21C8/07 (B22D). № 114482.
- 4. пат. 244 Україна: МКІЗ В22С7/02, В22СЗ/00. № 3493216/22-02. Спосіб виготовлення моделей із пінополістиролу (НАН України. Ін-т пробл. лиття, Україна) / Шинський О. Й., Вишнякова Л. П., Плотнікова В. Н., Князєв Є. Ф.; заявл. 15.01.93; опубл. 30.04.93, Бюл. № 1; пріоритет 27.09.82, № 1079340 А1 (СССР). 1 с.
- 5. Фьюзон Р. Реакции органических соединений: пер. с англ. Москва: Мир, 1966. 647 с.
- 6. Николаев А. Ф. Синтетические полимеры и пластические массы на их основе. Москва–Ленинград: Химия, 1966. 768 с.
- 7. Озеров В. А., Шуляк В. С., Плотников Г. А. Литьё по моделям из пенополистирола. Москва: Машиностроение, 1969. 183 с.
- 8. Шуляк В. С. Литье по газифицируемым моделям. Санкт-Петербург: НПО "Профессионал", 2007. 408 с.
- 9. Исследование кинетики процесса заполнения формы с газифицируемой моделью с имплантированными добавками / О. И. Шинский и др. *Процессы литья*. 2002. № 2. С. 51–56.
- Баландин Г. Ф. Основы теории формирования отливки: учеб. пособ.: в 2-х ч. Ч. 2: Формирование макроскопического строения отливки. Москва: Машиностроение, 1979. 335 с.
 Чугун: справ. пособ. / под ред.: А. Д. Шермана, А. А. Жукова. Москва: Металлургия, 1991.
- 576 с. 12. Небожак І. А., Суменкова В. В., Ткачук І. В., Шинський О. Й. Особливості структуроутво-
- Небожак I. А., Суменкова В. В., Ткачук I. В., Шинський О. Й. Особливості структуроутворення СЧ20, модифікованого ФС75 у "порожнині" ливарної форми за ГАМОЛИВ-процесом. Металознавство та обробка металів. 2001. № 4. С. 43–49.
- Небожак И. А., Пилипенко Т.К., Суменкова В. В., Шинский О. И. Микроструктура модифицированных ферросилицием чугунных отливок, полученных с помощью газифицируемых дисперснонаполненных моделей. Процессы литья. 2009. № 3. С. 17–23.

- Эффективность графитизирующего модифицирования серого чугуна с помощью дисперснонаполненной газифицируемой модели / И.А. Небожак и др. Литье и металлургия. 2015. № 4. С. 56–66.
- 15. Небожак И. А., Суменкова В. В., Шинский О. И. Влияние технологических параметров ЛГМ-процесса на эффективность графитизирующего модифицирования серого чугуна в полости литейной формы. *Металл и литье Украины*. 2016. № 5. С. 9–17.
- Kobayashi T., Maruyama T. Thermal decomposition behavior of expandable pattern including blended metal or alloy powder in evaporative pattern casting process of cast iron. *Materials Transactions*. 2003. Vol. 44, No 11. P. 2396–2403.

Надійшла 25.04.2020

Reference

- 1. Jiang, W., & Fan, Z. (2018). Novel technologies for the lost foam casting process. *Frontiers of Mechanical Engineering*, 13 (1), 37–47. DOI: https://doi.org/10.1007/s11465-018-0473-2. [in English].
- 2. Kaliuzhnyi, P. B., Sliusarev, V. A., Kalashnyk, D. O. (2017). Casting reinforcement by lost-foam casting technology. *Metal science and treatment of metals*, 4. 48–53. [in Ukrainian].
- 3. Wittmoser, A., Schade, J. Verfahren zur Herstellung von Gußstücken unter Verwandung vergasbaren Modelle: Pat. Germany: MKI 21C8 / 07 (B22D). No. 114482. [in German].
- 4. Shinsky, O.Y., Vishniakova, L.P., Plotnikova, V.N., Knyazev, E.F. A method of manufacturing models of expanded polystyrene: UA Pat. 244: MKI B22C7 / 02, B22C3 / 00. No. 3493216 / 22-02; claimed 01/15/93; publ. 04/30/93, Bul. № 1; priority 27.09.82, No. 1079340 A1 (USSR). [in Ukrainian].
- 5. Fyuson, R. (1966). Reactions of organic compounds: Transl. from English. Moscow: Mir, 664. [in Russian].
- 6. Nikolaev, A. F. (1966). Synthetic polymers and plastics based on them. Moscow–Leningrad: Chemistry, 768 [in Russian].
- 7. Ozerov, V. A., Shulyak, V. S., Plotnikov, G. A. (1969). Polystyrene foam casting. Moscow: Engineering, 183 [in Russian].
- 8. Shulyak, V. S. (2007). Lost foam casting. St. Petersburg: NPO "Professional", 408. [in Russian].
- Shinsky, O. Y., Sumenkova V. V., Vishniakova V. P. et al. (2002). Investigation of the kinetics of the process of mold filling with a gasified model with implanted additives. *Casting processes*, 2, 51–56 [in Russian].
- Balandin, G. F. (1979). Foundations of the theory of casting formation: textbook. manual: in 2 h. Part 2: Formation of a macroscopic casting structure. Moscow: Mechanical Engineering, 335 [in Russian].
- 11. Sherman, A.D. & Zhukov, A.A. (Eds.). (1991). Cast iron: A Handbook. Moscow: Metallurgy, 576. [in Russian].
- 12. Nebozhak, I. A., Sumenkova, V. V., Tkachuk, I. V., Shinsky, O. Y. (2001). Peculiarities of structure formation of GJL200 modified by FeSi75 in the "cavity" of the mold according to the HAMO-LIV-process. *Metal science and treatment of metals*, 4, 43–49 [in Ukrainian].
- Nebozhak, I. A., Pilipenko, T. K., Sumenkova, V. V., Shinsky, O. Y. (2009). Microstructure of ferrosilicon-modified cast iron castings obtained using gasified dispersed-filled models. *Casting* processes, 3, 17–23 [in Russian].
- 14. Nebozhak, I. A., Sumenkova, V. V., Shinsky, O. Y. et al. (2015). Efficiency of graphitizing modification of gray cast iron using a dispersed gasified model. *Casting and metallurgy*, 4, 56–66 [in Russian].
- 15. Nebozhak, I. A., Sumenkova, V.V., Shinsky, O.Y. (2016). The influence of the technological parameters of the LFC process on the efficiency of graphitizing modification of gray cast iron in the "cavity" of the mold. *Metal and casting of Ukraine*, 5, 9–17 [in Russian].
- Kobayashi, T., & Maruyama, T. (2003). Thermal decomposition behavior of expandable pattern including blended metal or alloy powder in evaporative pattern casting process of cast iron. *Materials Transactions*, 44 (11), 2396–2403 [in English].

Received 25.04.2020

I. A. NEBOZHAK, Leading Engineer-Technologist, e-mail: nebozhak@ukr.net

P. B. KALIUZHNYI, PhD (Engin.), Senior Research Scientist,

e-mail: kpb.ptima@gmail.com

V. V. SUMENKOVA, PhD (Engin.), e-mail: vika.sumenkova@yandex.ru

O. Y. SHINSKY, Dr. Sci. (Engin.), Professor, Head of Department, e-mail: aluprt@ukr.net

THE INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL PARAMETERS OF THE LOST FOAM CASTING PROCESS ON THE MICROSTRUCTURE OF CAST IRON MODIFIED BY DISPERSE FERROSILICON IN THE MOLD CAVITY

One of methods of preventing a chilling of cast iron is to modify it with the dispersed ferrosilicon FeSi75 DSTU 4127:2002 placed in the foam model. In this work, the dependence of structure parameters of the gray cast iron GJL300 DSTU 8833:2019 on the content of ferrosilicon in foam model, the model material density, the rate and temperature of metal pouring were investigated by the method of full-factorial experiment. As a result of mathematical processing of the experimental data, regression models were created for the quantities of perlite, cementite and lamellar graphite and the length of lamellar graphite. These models allowed us to derive the corresponding regression equations, the graphical interpretation of which showed the nature of the influence of each independent factor on the parameters of the cast iron microstructure. Thus, an increase in the content of disperse ferrosilicon in the foam model leads to a decrease in the amount of structurally free cementite while increasing the amount of perlite and lamellar graphite, which is caused by the graphitizing effect of silicon on the structure of the test material. The increase in the expanded polystyrene density has the same effect as in the previous case, but not so rapidly, which is explained by the restorative action of hydrocarbons, which are released during thermal degradation of the model material and create favorable conditions for the increase of the coefficient of silicon absorption by the matrix melt. Increasing the casting rate and pouring temperature of the liquid metal leads to an increase in the degree of turbulence of the stream and an increase in the intensity of convective flows, which also promotes better absorption of silicon and leads to a decrease in the amount of primary cementite and an increase in the amounts of perlite and lamellar graphite in gray iron structure. It was also found that the length of inclusions of graphite depends most of all on the content of disperse ferrosilicon in the foam model, and the smallest on the density of the model material.

Keywords: lost-foam casting, gray cast iron, dispersed inoculator, perlite, cementite, lamellar graphite.