УДК 669.11/15:621.74.045.072.2

І.А. Небожак¹, пров. інженер, e-mail: nebozhak@ukr.net**О.В. Дерев'янюк²**, наук. співр., e-mail: alederevyanko@gmail.com¹Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)²Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України (Київ, Україна)

Структура литого композиційного матеріалу системи [Al – FeCr], отриманого з використанням дисперсно-наповненої моделі, що газифікується

На прикладі ізотропного литого композиційного матеріалу системи [Al – FeCr], одержаного на основі ливарного алюмінієвого сплаву марки АК12 ДСТУ 2839:1994, доведено ефективність його композиційного зміцнення у «по-рожнині» ливарної форми при литті за моделями, що газифікуються. Для цього рівномірно на 6-ти горизонтах, досліджено мікроструктуру литих зразків, а також визначено параметри трибоструктури композитних виливків по висоті. Результати металографічного аналізу досліджуваних виливків показали, що структура нульмірного литого композиційного матеріалу системи [Al – FeCr] змінюється по висоті литих зразків. Зокрема, встановлено, що морфологія евтектичних та інших виділень і включень структурних складових отриманого матеріалу, тобто металічної матриці (ливарного алюмінієвого сплаву марки АК12) та армуючої фази (інтерметаліду FeCr – σ -фази), практично однакова по висоті литого зразка. Основою евтектики, яка переважає в структурі, є твердий розчин компонентів сплаву в Al, на фоні якого знаходяться голкоподібні кристали Si різноманітної дисперсності. Іноді зустрічаються первинні кристали Si. Домінуюче місце в мікроструктурі посідають включення інтерметаліду FeCr, які розташовані у вигляді хмароподібних скупчень кристалів неправильної форми різної величини. Топографія евтектичних та інших виділень і включень у кожному із темплетів є однаковою по висоті досліджуваного виливка. Аналіз результатів проведених досліджень показав, що між питомою кількістю включень армуючої фази в структурі досліджуваного композиту та їх дисперсністю існує яскраво виражений функціональний зв'язок, тобто середня дисперсність й питома кількість включень армуючої фази змінюються залежно від висоти композитного виливка – дисперсність σ -фази знизу догори поступово підвищується, натомість питома кількість її включень планомірно збільшується. Для порівняння проведено металографічний аналіз матеріалу контрольного виливка, який дозволив з'ясувати, що морфологія евтектичних та інших виділень і включень по висоті литого зразка в усіх темплетях майже однакова. Результати експерименту показали, що у полі металографічних шліфів спостерігаються дендрити α -твердого розчину на основі Al та голкоподібні кристали подвійної кременистої евтектики (α + Si), а також скелетоподібні виділення світло-сірого кольору складної залізомарганцевої фази AlCuMnFe (можливе також утворення фази AlSiMnFe). Математична обробка масиву числових експериментальних даних дозволила вивести емпіричні рівняння, які аналітично описують функціональні залежності, розглянуті вище.

Ключові слова: армування, армуюча фаза, газомодель, гідро-, газодинаміка ЛГМ-процесу, інтерметалід FeCr, композитний виливок, композиційне зміцнення, ЛГМ-процес, ЛКМ системи [Al – FeCr], ливарна форма, ливарний Al-сплав марки АК12, литий зразок, математична обробка, матричний розплав, мікроструктура, нульмірний, параметри трибоструктури.

Ливарні алюмінієві сплави (Al-сплави) набули широкого розповсюдження практично в усіх галузях народного господарства, а в авіації та ракетобудуванні вони відіграють виключно важливу роль. Це стало можливим завдяки вдалому поєднанню високої питомої міцності із гарними технологічними й ливарними характеристиками [1], а також унікальним фізико-хімічним властивостям [2] основи сплавів. Проте, низькі твердість і зносостійкість Al-сплавів обмежують їх використання у техніці для виготовлення деталей, які працюють у вузлах тертя та умовах абразивного зношування [1, 3].

На сьогоднішній день відомо ряд технологічних методів і прийомів покращення Al-сплавів [1, 4–45], зокрема ливарних [1, 12, 15–17, 19, 20, 22–32, 34–37,

40–45], серед яких центральне місце займає їх композиційне зміцнення [3, 6–8, 11–14, 21]. Литі композиційні матеріали (ЛКМ), отримані на базі цих сплавів, мають оптимальну трибоструктуру, а також високі твердість і зносостійкість [3, 6–8, 11–14, 21, 46–54].

Разом із тим, традиційні методи лиття не забезпечують композитним виливкам високої розмірної точності та мінімальних припусків на механічну обробку. Найперспективнішим методом виготовлення Al-матричних ЛКМ є ЛГМ-процес [55], оскільки головна особливість його – застосування газомоделі (ГМ), яка не виймається перед заповненням ливарної форми (ЛФ) металом, визначає основні переваги цього технологічного процесу у порівнянні з іншими способами лиття.

Крім того, ГМ можна одержувати у порожнині прес-форми (ПФ) із гранульованого модельного матеріалу. Ці обставини дозволили вводити до складу ГМ дисперсні присадки, і тим самим вирішити двоєдину задачу – здійснювати армуюче інокулювання матричного розплаву [56–58] у «порожнині» ПФ та проводити утилізацію пилоподібних відходів феросплавної галузі. Імпантування армуючої фази (АФ) у «тіло» ГМ на практиці зводиться до холодного плакування поверхні гранул модельного матеріалу дисперсними феросплавами перед їх задуванням або засипанням у порожнину ПФ.

Для виготовлення ГМ здебільшого застосовується пінополістирол. Його отримують із полістиролу. Фізико-хімію й технологію процесу промислового виробництва полістиролу описано у роботі [59].

Виходячи із цих міркувань, сформульовано й поставлено мету цієї науково-дослідної роботи (НДР), яка зводилася до того, щоб одержати зразки ізотропного (нульмірного) ЛКМ системи [Al – АФ] шляхом армування Al-матричного розплаву у «порожнині» ПФ за допомогою дисперсно-наповненої ГМ. Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити ряд науково-технічних і практичних задач, які б дозволили удосконалити основи теорії й технології ЛГМ-процесу за допомогою ГМ, наповнених гетерогенною АФ, а саме:

а) із застосуванням металографічного аналізу (МГА) виявити особливості структуроутворення ізотропного (нульмірного) ЛКМ системи [Al – АФ] по висоті досліджуваних виливків;

б) встановити характер залежності питомої кількості включень часток АФ від їх дисперсності в структурі ізотропного (нульмірного) ЛКМ системи [Al – АФ];

в) шляхом математичної обробки та графічної інтерпретації експериментальних даних дослідити вплив гідро-, газодинаміки ЛГМ-процесу на структуру ізотропного (нульмірного) ЛКМ системи [Al – АФ].

Оскільки силумін евтектичного складу марки АК12 ДСТУ 2839:1994 відрізняється високими ливарними й технологічними характеристиками, то на основі цього комерційно-доступного сплаву отримано зразки ізотропного (нульмірного) ЛКМ системи [Al – АФ]. Як АФ

досліджуваного композиту, у даній НДР був використаний дисперсний інтерметалід FeCr, більш відомий у сплавах бінарної системи «Fe – Cr» як σ -фаза, у кількості 10 (десяти) % від маси контрольного виливка. Таким чином, у цій НДР мова іде про ізотропний (нульмірний) ЛКМ системи [Al – FeCr].

Щоб одержати зразки ізотропного (нульмірного) ЛКМ системи [Al – FeCr] приготували ливарний Al-сплав марки АК12 ДСТУ 2839:1994. Досліджуваний матеріал, хімічний склад якого наведено нижче (табл. 1), було виплавлено у тигельній печі опору моделі «САТ-025-И2». Температура матричного розплаву, К: на випуску із плавильного агрегату – 1053; під час формозаповнення – 1023.

Дисперсний інтерметалід FeCr отримали із литих зразків високохромистого сплаву на основі Fe. Для цього кусковий матеріал було попередньо відпалено у термічній печі на предмет утворення й виділення σ -фази із твердого розчину Cr в Fe, подрібнено у дробарці та просіяно через сита. Характеристика АФ: температура відпалювання – 1073 К; час ізотермічної витримки – 3600 с; дисперсність – 10-100 мкм. Хімічний склад АФ (табл. 2) представлено нижче.

Дослідження проводили за оригінальною методикою, розробленою спеціалістами ФТІМС НАН України. Для цього досліджувані виливки [56–58] були попередньо розмічені й порізані на темплети, із яких потім виготовили шліфи для МГА, зразки для механічних випробувань [57] і проби для визначення хімічного складу [56]. Випробування отриманого матеріалу на зношування в умовах сухого тертя проводили за допомогою лабораторної установки (машини тертя) моделі «МТ-68», про що йшлося у публікації [58]. Як контрольні, так і композитні зразки були відлиті із застосуванням ГМ, технологію виробництва яких детально описано авторами наукової праці [56]. ГМ виготовили із гранульованого пінополістиролу, що характеризується наступними показниками: дисперсність – 0,2-0,4 мм; позірна щільність – 25 кг/м³; час спікання для композитного виливка – 150 с; час спікання для контрольного виливка – 120 с.

Експериментально встановлено, що ефективність композиційного зміцнення ливарних Al-сплавів

Таблиця 1

Хімічний склад [% (мас. частка)] контрольного сплаву

Марка сплаву	Легуючі елементи (Al-основа)							
	Si	Mg	Cu	Mn	Ni	Ti	Fe	Cr
АК12 ДСТУ 2839:1994	11,00	0,03	1,11	0,37	0,03	0,06	0,50	0,02

Таблиця 2

Хімічний склад [% (мас. частка)] армуючої фази

Природа матеріалу	Легуючі елементи та домішки (Fe – основа)							
	Al	Cu	Mn	Ni	Ti	Cr	Mo	W
Інтерметалід FeCr	0,363	0,147	1,105	0,359	0,297	39,951	0,447	0,930

дисперсним інтерметалідом FeCr насамперед визначається трибоструктурою ЛКМ системи [Al – FeCr], одержаного на базі цих сплавів. Критеріями оцінки або параметрами трибоструктури насамперед є середня дисперсність і питома кількість включень часток АФ. Від цих показників перш за все залежать механічні [57] й спеціальні (триботехнічні) [58] властивості досліджуваного композиту.

У процесі виконання даної НДР виявлено особливості структуроутворення ЛКМ системи [Al – FeCr] (рис. 1), а також, для порівняння, ливарного Al-сплаву марки АК12 ДСТУ 2839:1994 (рис. 2) по висоті досліджуваних виливків. Результати МГА дозволили з'ясувати, що висота литих зразків впливає як на мікроструктуру композиту взагалі, так і на параметри його трибоструктури зокрема. Так, наприклад, МГА темплетів із ЛКМ системи [Al – FeCr], на 6-и горизонтах досліджуваного виливка, показав, що морфологія евтектичних та інших виділень і включень структурних складових отриманого матеріалу, тобто Ме-матриці (ливарного Al-сплаву марки АК12 ДСТУ 2839:1994) та АФ (інтерметаліду FeCr – σ -фази), практично однакова по висоті литого зразка.

Із наведених нижче мікроструктур (див. рис. 1) очевидно, що основою евтектики, яка переважає в структурі ЛКМ системи [Al – FeCr], є твердий розчин

Рис. 1. Мікроструктура ($\times 200$) ЛКМ системи [Al – FeCr] по висоті досліджуваного виливка: а-е – відповідно, темплети з індексами «1-А»–«6-А»

компонентів сплаву в Al (світле поле), на фоні якого розташовані голки Si різноманітної дисперсності (сірі кристали голкоподібного типу). Іноді у полі металографічного шліфа зустрічаються первинні кристали Si. Домінуюче місце в мікроструктурі ЛКМ системи [Al – FeCr] посідають включення інтерметаліду FeCr, які знаходяться у вигляді хмароподібних скупчень кристалів неправильної форми, різної величини, білуватого кольору.

Топографія евтектичних та інших виділень і включень у кожному із зразків (рис. 1, а–е) є однаковою по висоті досліджуваного виливка. Разом із тим, середня дисперсність й питома кількість включень часток АФ змінюються залежно від висоти композитного виливка. Детальний опис трибоструктури отриманого ЛКМ системи [Al – FeCr], на прикладі кожного конкретно взятого темплета, представлено нижче:

а) **темплет 1-Б:** голки та первинні кристали Si рівномірно розподілені у полі металографічного шліфа. Параметри трибоструктури наступні: середня дисперсність включень σ -фази – 27,5 мкм; питома кількість макрочасток інтерметаліду FeCr – 195 шт./мм²;

б) **темплет 2-Б:** голки й первинні кристали Si також рівномірно розподілені у полі металографічного шліфа. Параметри трибоструктури такі: середня дисперсність включень σ -фази – 26,6 мкм; питома кількість макрочасток FeCr – 263 шт./мм²;

в) **темплет 3-Б:** голки та первинні кристали Si рівномірно розподілені у полі металографічного шліфа. Параметри трибоструктури наступні: середня дисперсність включень σ -фази – 35,5 мкм; питома кількість макрочасток FeCr – 184 шт./мм²;

г) **темплет 4-Б:** голки й первинні кристали Si також рівномірно розподілені у полі металографічного шліфа. Параметри трибоструктури такі: середня дисперсність включень σ -фази – 50,9 мкм; питома кількість макрочасток FeCr – 74 шт./мм²;

д) **темплет 5-Б:** голки та первинні кристали Si рівномірно розподілені у полі металографічного шліфа. Параметри трибоструктури наступні: середня дисперсність включень σ -фази – 57,1 мкм; питома кількість макрочасток FeCr – 63 шт./мм²;

е) **темплет 6-Б:** голки й первинні кристали Si також рівномірно розподілені у полі металографічного шліфа. Параметри трибоструктури такі: середня дисперсність включень σ -фази – 45,4 мкм; питома кількість макрочасток FeCr – 68 шт./мм².

У той час, коли МГА матеріалу контрольного виливка (див. рис. 2), тобто ливарного Al-сплаву марки АК12 ДСТУ 2839:1994, дозволив з'ясувати, що морфологія евтектичних та інших виділень і включень по висоті литого зразка в усіх темплетах (рис. 2, а–е) майже однакова. У полі металографічних шліфів спостерігаються дендрити α -твердого розчину на основі Al (світле поле) та сірі голкоподібні кристали подвійної кременистої евтектики (α + Si), а також скелетоподібні виділення світло-сірого кольору, очевидно, складної залізомарганцевої фази AlCuMnFe (можливе також утворення такої фази, як AlSiMnFe).

Таким чином, мікроструктура основи контрольного виливка суттєво відрізняється від мікроструктури ли-

Рис. 2. Мікроструктура ($\times 200$) ливарного Al-сплаву марки АК12 ДСТУ 2839:1994 по висоті литого зразка: а-е – відповідно, темплети з індексами «1-А»–«6-А»

того зразка із ЛКМ системи [Al – FeCr]. Це, ймовірно, пов'язано із можливим протіканням дифузійних процесів між структурними складовими композитного виливка, тобто різним вмістом Si та інших компонентів у матричному Al-сплавi марки АК12 ДСТУ 2839:1994 до й після армування.

У результаті МГА темплетів із ЛКМ системи [Al – FeCr] було доведено, що отриманий композит відповідає вимогам, які виставляються при оцінці трибоструктур, тобто має місце відносно рівномірний

Рис. 3. Залежність трибоструктури ЛКМ системи Al – FeCr від висоти досліджуваного виливка: 1 – середня дисперсність часток армуючої фази; 2 – питома кількість включень армуючої фази

розподіл дисперсності і питомої кількості не лише евтектичних виділень та включень Al-матриці, але й АФ – інтерметаліду FeCr, більш відомого у сплавах бінарної системи «Fe – Cr» як σ -фаза. Це гарантує отриманому ЛКМ системи [Al – FeCr] високі фізико-механічні й спеціальні, а і передусім триботехнічні властивості.

Разом із тим, середня дисперсність і питома кількість макрочасток АФ (рис. 1, 3) в структурі ЛКМ системи [Al – FeCr] змінюються залежно від висоти композитних виливків. Результати проведених досліджень (табл. 3) на практиці довели, що параметри трибоструктури зразків ізотропного (нульмірного) ЛКМ системи [Al – FeCr] залежать від висоти литого зразка. Інакше кажучи, середня дисперсність і питома кількість включень АФ, тобто макрочасток інтерметаліду FeCr, змінюються по висоті композитного виливка.

Внаслідок графічної інтерпретації експериментальних даних (рис. 3) вдалося наглядно продемонструвати і, таким чином, виявити характер залежності трибоструктури ЛКМ системи [Al – FeCr] від висоти литих зразків. Зокрема, середня дисперсність включень АФ, по мірі зростання висоти композитного ви-

Таблиця 3

Характеристика трибоструктури ЛКМ системи [Al – FeCr] по висоті литого зразка

Матеріал виливка	Індекс темплета	Параметри трибоструктури	
		$\bar{D}$, мкм	n , шт./мм ²
Ізотропний (нульмірний) ЛКМ системи [Al – FeCr]	1-Б	27,5	195
	2-Б	26,6	263
	3-Б	35,5	184
	4-Б	50,9	74
	5-Б	57,1	63
	6-Б	45,4	68

ливка, спочатку збільшується, приблизно, від 45,4 до 57,1 мкм, а потім зменшується до 26,6 мкм. Подальше зростання висоти литого зразка призводить до того, що дана характеристика трибоструктури ЛКМ системи [Al – FeCr], знову ж таки, збільшується від 26,6 до 27,5 мкм. Вплив висоти досліджуваного виливка на питому кількість макрочасток АФ, тобто інтерметаліду FeCr, носить зворотно протилежний характер.

Зростання висоти литого зразка сприяє спочатку тому, що цей параметр трибоструктури ЛКМ системи [Al – FeCr] теоретично зменшується від 70 до 32 шт./мм². Подальше збільшення висоти композитного виливка призводить до того, що питома кількість включень АФ досягає 245 шт./мм², а потім падає до 195 шт./мм².

Математична обробка результатів експерименту (див. табл. 3), яка зводилася до апроксимації відповідних функціональних залежностей, заданих у табличній формі, дозволила вивести емпіричні рівняння, що аналітично описують вплив висоти литого зразка із ЛКМ системи [Al – FeCr] на параметри трибоструктури досліджуваного матеріалу. Ці рівняння, які мають вигляд поліномів 3-го порядку, показані нижче:

$$\bar{D} = 29,9306 + 7,8158 \cdot 10^{-1} \cdot H_B - 6,64952 \cdot 10^{-3} \cdot H_B^2 + 1,37481 \cdot 10^{-5} \cdot H_B^3, \quad (1)$$

$$n = 153,425 - 4,03739 \cdot H_B + 3,98595 \cdot 10^{-2} \cdot H_B^2 - 8,92593 \cdot 10^{-5} \cdot H_B^3, \quad (2)$$

де $\bar{D}$ – середня дисперсність часток армуючої фази, мкм; n – питома кількість включень армуючої фази, шт./мм²; H_B – висота досліджуваного виливка, $\times 10^{-3}$ м.

Такий характер залежності основних параметрів трибоструктури ЛКМ системи [Al – FeCr], якими є середня дисперсність й питома кількість включень АФ в структурі досліджуваного матеріалу, від висоти литого зразка визначається насамперед впливом гідро-, газодинаміки ЛГМ-процесу на розподіл макрочасток інтерметаліду FeCr в об'ємі композитного виливка.

Було поставлено також серію експериментів, які мали на меті з'ясувати вплив середньої дисперсності включень АФ на їх питому кількість по висоті зразків із ЛКМ системи [Al – FeCr]. Аналіз результатів проведених досліджень (табл. 3) показав, що між питомою кількістю включень АФ в структурі досліджуваного композита та їх дисперсністю існує яскраво виражений функціональний зв'язок.

Графічна інтерпретація (рис. 4) співвідношень фізичних величин, заданих у табличній формі (див. табл. 3), на практиці довела, що по мірі підвищення середньої дисперсності макрочасток інтерметаліду FeCr в структурі композитного виливка, питома кількість його включень планомірно збільшується. Так, наприклад, на інтервалі від 26,6 до 57,1 мкм питома кількість включень σ -фази, тобто макрочасток інтерметаліду FeCr, поступово зменшується від 263 до 63 шт./мм².

У результаті математичної обробки масиву числових експериментальних даних (табл. 3), що полягала в апроксимації співвідношення відповідних фізичних

величин, також зведених у вигляді таблиці, вдалося вивести емпіричне рівняння, яке аналітично описує залежність питомої кількості включень σ -фази в структурі ЛКМ системи [Al – FeCr] від середньої дисперсності макрочасток АФ. Отримане, таким чином, емпіричне рівняння, у вигляді полінома 3-го порядку, представлено далі по тексту:

$$n = 572,375 - 13,4585 \cdot \bar{D} + 1,37742 \cdot 10^{-3} \cdot \bar{D}^3. \quad (3)$$

Ця залежність пояснюється тим, що концентрація АФ в об'ємі композитного виливка залишається сталою. Разом із тим, під дією зумовлених гідро-, газодинамікою ЛГМ-процесу й теплофізичними явищами, відповідно, турбулентних й конвективних потоків, які виникають у «порожнині» реальної ЛФ, – з одного боку, та сили тяжіння – з іншого, відбувається перерозподіл часток інтерметаліду FeCr по висоті литого зразка. Цей перерозподіл виражається у тому, що грубодисперсні частки АФ під дією сили тяжіння, долаючи гідродинамічний опір матричного розплаву, прагнуть опуститися на дно ЛФ, у той час, коли частки інтерметаліду FeCr високої дисперсності знаходяться у товщі рідкого металу у зваженому стані. Виходячи із припущення, зробленого вище, яке зводиться до того, що концентрація АФ в усіх точках об'єму композитного виливка залишається сталою, можна пояснити чому питома кількість високодисперсних часток інтерметаліду FeCr перевищує питому кількість грубодисперсних часток АФ.

Розплав системи [Al – FeCr] являє собою грубодисперсну колоїдну систему (завись), у якій (якому) тверді макрочастки АФ знаходяться в Al-матричному розплаві у зваженому стані. Ці частки, за умови відсутності циркуляційних потоків в об'ємі металічної ванни, у процесі руху проходять значний шлях, пересуваючись у певному напрямку лише на малу відстань. Залежність переміщення частки FeCr у матричному Al-розплаві від часу може бути описана за допомогою рівняння Ейнштейна-Смолуховського, наведеного у науковій праці [58]. Якщо тверді макро-

Рис. 4. Вплив середньої дисперсності часток армуючої фази на питому кількість їх включень

частки АФ мають сферичну форму, то коефіцієнт їх дифузії в Al-матричному розплаві може бути описаний залежністю, представленою із посиланням на першоджерело, у цій самій роботі. Відношення гідродинамічного опору матричного Al-розплаву відносно руху макрочасток FeCr до дії сили тяжіння характеризується критерієм Фруда, про що також повідомляється у публікації [58].

Проте, в умовах реальної ЛФ, як і в розглянутих раніше випадках [56–58], в об'ємі металічної ванни виникають циркуляційні потоки. Такими потоками є насамперед зумовлені гідродинамікою процесу формозаповнення, турбулентні, а також викликані $grad\ T$ конвективні потоки. Оскільки у ливарному виробництві прагнуть до формозаповнення у ламінарному режимі, то турбулентні потоки виникають у прилеглих до живильника об'ємах Al-розплаву, і вони надто слабкі, а відтак турбулентною складовою процесу дифузії можна знехтувати, що і зробили автори [56–58] у своїх публікаціях. Проте, за умови підведення матричного розплаву у «порожнину» ЛФ зверху, турбулентні потоки виникають у верхніх шарах металічної ванни, і по мірі віддалення від поверхні Al-розплаву їх енергія згасає. Разом із тим, ці потоки захоплюють тверді частки інтерметаліду FeCr, які, в процесі термічної деструкції матеріалу дисперсно-наповненої ГМ, падають крізь зазор « δ » на дзеркало металу і переносять їх у глиб металічної ванни. Таким чином, у товщі матричного розплаву, прилеглий до його поверхні, відбувається турбулентне масоперенесення макрочасток σ -фази, яке можна описати напівемпіричним диференціальним рівнянням турбулентної дифузії [60]. Це рівняння, для нашого випадку, і за мови, що масоперенесення відбувається в трьохмірній системі координат, а концентрація АФ у матричному розплаві така ж сама, як і вміст її у ГМ, можна переписати у наступному вигляді:

$$\frac{\partial C_{FeCr}^{GM}}{\partial \tau} + u_{Al}^{LF} \frac{\partial C_{FeCr}^{GM}}{\partial x} + v_{Al}^{LF} \frac{\partial C_{FeCr}^{GM}}{\partial y} + w_{FeCr}^{Al} \frac{\partial C_{FeCr}^{GM}}{\partial z} =$$

$$= D_{Al(x)}^{FeCr} \frac{\partial^2 C_{FeCr}^{GM}}{\partial x^2} + D_{Al(y)}^{FeCr} \frac{\partial^2 C_{FeCr}^{GM}}{\partial y^2} + D_{Al(z)}^{FeCr} \frac{\partial^2 C_{FeCr}^{GM}}{\partial z^2}, \quad (4)$$

де C_{FeCr}^{GM} – концентрація армуючої фази у газомоделі, кг/м³; x, y, z – координати лінійного простору, м; τ – поточний час, с; u_{Al}^{LF}, v_{Al}^{LF} – середня швидкість потоків алюмінієвого розплаву в ливарній формі уподовж осей, відповідно, абсцис, ординат, м/с; w_{FeCr}^{Al} – середня швидкість седиментації часток армуючої фази у матричному розплаві, м/с; $D_{Al(x)}^{FeCr}, D_{Al(y)}^{FeCr}, D_{Al(z)}^{FeCr}$ – коефіцієнти турбулентної дифузії, м²/с.

Натомість, конвективні потоки виникають у усьому об'ємі металічної ванни і циркулюють до остаточного завершення процесу кристалізації. Отже, масоперенесення АФ у «порожнині» ЛФ носить переважно конвективний характер, а зміна конвективного потоку твердих макрочасток інтерметаліду FeCr у матричному розплаві протягом елементарного відрізка часу $d\tau$ описується за допомогою диференціального рівнян-

ня, яке у класичній теорії кристалізації і теорії масоперенесення отримало назву рівняння конвективної дифузії. Усе це докладно описано та наглядно представлено у роботі [58], яка вже неоднократно згадувалась вище.

Одночасно, взаємодія часток АФ з Al-матричним розплавом являє собою складний теплофізичний процес, за якого відбувається намерзання гарнісажу на поверхні «холодної» частки FeCr, нагрівання цього гарнісажу до температури плавлення, його плавлення і перегрівання до температури матричного Al-розплаву. На відміну від випадку, розглянутого авторами статті [61], після «звільнення» поверхні часток АФ від гарнісажу відбувається їх нагрівання до температури Al-матричного розплаву й розподіл FeCr в об'ємі металічної ванни. На ці процеси накладається фізико-хімічна взаємодія матричного Al-розплаву із частково розчиненими домішками, які входять до складу АФ, та їх перерозподіл у рідкому металі.

Висновки

Отже, в процесі виконання цієї НДР було експериментально доведено, що мікроструктура композитних виливків залежить від геометричних розмірів, і передусім їх висоти. Результати проведених досліджень дозволили з'ясувати, що на трибоструктуру ізотропного (нульмірного) ЛКМ системи [Al – FeCr] також впливає висота литих зразків. Графічна інтерпретація та математична обробка масиву експериментальних даних показала, що між середньою дисперсністю часток АФ та питомою кількістю включень σ -фази в об'ємі композитного виливка існує функціональний зв'язок, який носить зворотній характер. Така залежність структури ізотропного (нульмірного) ЛКМ системи [Al – FeCr] від висоти досліджуваних виливків є насамперед результатом впливу гідро-, газодинаміки ЛГМ-процесу. Разом із тим, на гідродинамічну складову процесу формозаповнення накладаються ще й теплофізичні процеси, що протікають у «порожнині» ЛФ. А відтак на неї (структуру) можна впливати за допомогою технологічних і металургійних параметрів ЛГМ-процесу. Таким чином, результати проведених досліджень можна рекомендувати для їх удосконалення і подальшого застосування в умовах ливарного виробництва при литті реальних заготовок з ізотропного (нульмірного) ЛКМ системи [Al – FeCr] за ЛГМ-процесом.

Роботу виконано під керівництвом і за сприяння д-ра техн. наук, проф. Шинського О.Й.

ЛІТЕРАТУРА

1. Галдин Н.М., Чернега Д.Ф., Иванчук Д.Ф. Цветное литье: справочник / Н.М. Галдин и др.; под общ. ред. Н.М. Галдина. М.: Машиностроение, 1989. 528 с. (Технология литейного производства).
2. Астахов О.І., Борода Т.А., Касьяненко Г.І., Михасько В.М. Довідник з хімії для вчителів / за ред. О.І. Астахова. Київ: Радянська школа, 1976. 352 с.
3. Затуловський А.С. Літні композиційні матеріали. URL: http://esu.com.ua/search_articles.php?id=55239 (дата звернення: 27.04.2020).
4. Колобнев И.Ф. Термическая обработка алюминиевых сплавов. М.: Metallurgizdat, 1961. 416 с.
5. Фридляндер Н.И., Чуистов К.В., Березина А.Л., Колобнев Н.И. Алюминиево-литиевые сплавы. Структура и свойства. Киев: Наукова думка, 1992. 192 с.
6. Стретович А.Д., Павленко Ю.В. Диффузионная сварка композиционного материала на алюминиевой основе. *Сварка разнородных, композиционных и многослойных материалов: сб. науч. тр.* Киев: ИЭС им. Е.О. Патона, 1990. С. 40–42.
7. Машков Н.Д., Царьков Г.П., Смирнова Г.Н., Зуев О.В., Машков А.Н. Точечная контактная сварка металлокомпозиционного материала системы алюминий – бор. *Сварка разнородных, композиционных и многослойных материалов: сб. науч. тр.* Киев: ИЭС им. Е.О. Патона, 1990. С. 47–51.
8. Рябов и др. Диффузионная сварка волокнистого композиционного материала на алюминиевой основе. *Автоматическая сварка*. 1992. № 9–10. С. 57–60.
9. Братухин А.Г., Лукин В.Н., Глотов Е.Б., Лебедев В.М. Получение лито-сварных конструкций ответственного назначения из алюминиевых сплавов. *Литейное производство*. 1997. № 5. С. 34–35.
10. Переборщиков С.И., Хабаров А.Н., Заболотнов В.М. Лито-сварно-деформированные конструкции из алюминиевых сплавов. *Литейное производство*. 1997. № 7. С. 21–22.
11. Панфилов А.В., Каллиопин И.К., Корогодов Ю.Д., Панфилов А.А. Дисперсно-наполненные износостойкие и антифрикционные композиционные материалы на основе алюминиевых сплавов. *Литейное производство*. 1997. № 5. С. 33–34.
12. Панфилов А.В. Термоциклическая обработка композиционных материалов на алюминиевой основе. *Литейное производство*. 1997. № 5. С. 35.
13. Никитин В.И., Кандалова Е.Г., Макаренко А.Г., Бубнов Н.В. Структура Al – Ti – В лигатуры, полученной СВС. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 19–20.
14. Симонян А.В., Горшков В.А., Юхвид В.И. Формирование слитков алюминидов Ni, Co и Fe методом СВС. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 21.
15. Альтман М.Б. и др. Алюминиевые сплавы: справ. пособ. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1983. 352 с. (Плавка и литье алюминиевых сплавов).
16. Лебедев В.М., Мельников А.В., Николаенко В.В. Отливки из алюминиевых сплавов. М.: Машиностроение, 1970. 216 с.
17. Альтман М.Б. Металлургия литейных алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1972. 153 с.
18. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. Комплексная электронно-ионно-плазменная обработка поверхности алюминия в едином вакуумном цикле. *Известия ВУЗов. Физика*. 2019. Т. 62. № 7. С. 59–68. (Сильноточная электроника и ее применение).
19. Аверьянов Е.Е. Справочник по анодированию. М.: Машиностроение, 1988. 224 с.
20. Борисов Ю.С., Харламов Ю.А., Сидоренко С.Л., Ардатовская Е.Н. Газотермические покрытия из порошковых материалов: справ. пособ. Киев: Наукова думка, 1987. 544 с.
21. Ирвинг Б. Работы по сварке композитов с металлической матрицей в США. *Автоматическая сварка*. 1993. № 2. С. 48–51.
22. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1979. 640 с.
23. Модифицирование силуминов: сб. науч. тр. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. материаловедения, 1970. С. 5–96, 119–124, 131–147, 158–159.
24. Белов В.Д., Гусева В.В., Глотова Л.В., Кирьянова В.В. Внепечная комплексная обработка алюминиевых расплавов. *Литейное производство*. 1997. № 5. С. 37.
25. Чернега Д.Ф. и др. Свойства вторичных алюминиевых сплавов, модифицированных нитридом титана. *Литейное производство*. 1991. № 3. С. 6–7.
26. Мацубара Х. и др. Алюминиевые сплавы, модифицированные нитридом кремния: пер. с англ. *J. Matter. Sci. Lett.* 1987. Vol. 6. No. 11. P. 1313–1315.
27. Чернега Д.Ф., Могилатенко В.Г., Дятлов А.П. Модифицирование сплава АК7 ультрадисперсными порошками нитридов / под ред. Д.Ф. Чернеги. Киев: Киевский политехн. ин-т, 1986. 10 с. (Деп. в УкрНИИТИ ГосПлана УССР от 26.09.1986, № 2339; Укр. 86).
28. Лукьянов Г.С., Никитин В.И., Ежов В.Н. Модифицирование мелкокристаллической лигатурой Al – Ti поршневого сплава АК12ММгН. *Литейное производство*. 1997. № 5. С. 38.

29. Лукьянов Г.С., Никитин В.И. Алюминиевые лигатуры с мелкокристаллическим строением. *Литейное производство*. 1984. № 2. С. 32.
30. Крушенко Г.Г. и др. Повышение механических свойств алюминиевых литейных сплавов с помощью ультрадисперсных порошков. *Литейное производство*. 1991. № 4. С. 17–18.
31. Крушенко Г.Г., Торшилова С.И., Крушенко С.Г. Комплексное модифицирование доэвтектических алюминий-кремниевых сплавов. *Литейное производство*. 1984. № 2. С. 32.
32. Крушенко Г.Г. и др. Приготовление литейного алюминиевого сплава АК12М2МгН на жидкой шихте. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 14–15.
33. Бондарев Б.И., Напалков В.И., Тарарышкин В.М. Модифицирование алюминиевых деформируемых сплавов. М.: Металлургия, 1979. 224 с.
34. Шапов В.И., Ношик А.И. Лигатура Al – Ti – В для модифицирования алюминиевых сплавов. *Литейное производство*. 1996. № 9. С. 13–14.
35. Шапов В.И. Прутковая лигатура Al – Ti – В для модифицирования Al – Si – Mg -сплавов. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 16–17.
36. Никитин В.И. и др. Модифицирование сплава АК12ММгН. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 34–35.
37. Никитин В.И., Бубнов Н.В. Влияние мелкокристаллических переплавов (МКП) на кристаллизацию и свойства сплава АК9М2. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 36–37.
38. Варга Б., Варга И. Повышение качества антифрикционных сплавов Al – Sn. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 54–55.
39. Крушенко Г.Г. и др. Применение ультрадисперсных порошков химических соединений при литье слитков из алюминия и деформируемых алюминиевых сплавов. *Цветные металлы*. 1992. № 10. С. 56–58.
40. Crossley F.A., Mondolfo L.F. Mechanism of grain refinement in aluminum alloys. *J. Of Metals*. 1951. Vol. 3. No. 12. P. 135–144.
41. Вейнов А.М., Великоцкий Р.Е. Комплексное модифицирование заэвтектических силуминов. *Процессы литья*. 1999. № 2. С. 29–31.
42. Михаленков К.В. Перераспределение титана при кристаллизации алюминия. *Процессы литья*. 2002. № 2. С. 37–41.
43. Гзовский К.Ю., Бялик О.М., Голуб Л.В., Кулинич А.А. Микролегирование алюминиевых сплавов Al – Ti – С -лигатурой. *Литейное производство*. 2001. № 4. С. 15–17.
44. Михаленков К.В., Чернега Д.Ф. Модифицирование алюминия титаном, цирконием и лигатурами AlTiB и AlTiC. *Литейное производство*. 2001. № 4. С. 17–20.
45. Ламихов Л.К., Самсонов Г.В. О модифицировании алюминия и сплава АЛ7 переходными металлами. *Цветные металлы*. 1964. № 8. С. 79–82.
46. Затуловский С.С., Кезик В.Я., Иванова Р.К. Литые композиционные материалы. Киев: Техніка, 1990. 240 с.
47. Шумихин В.С., Щерецкий А.А., Лахненко В.Л. Влияние дисперсных частиц на структуру металлической матрицы композиционных материалов на основе алюминия. *Процессы литья*. 2002. № 2. С. 33–37.
48. Васильев В.В. и др. Композиционные материалы: справ. пособ. / под общ. ред.: В.В. Васильева, Ю.М. Тарнопольского. М.: Машиностроение, 1990. 512 с.
49. Белоусов Н.Н. Литье с кристаллизацией под давлением композитов на алюминиевой основе. *Литейное производство*. 1992. № 6. С. 14–16.
50. Суспензионное и композиционное литье: сб. науч. тр. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1988. 128 с.
51. Пилиповский Ю.Л. и др. Композиционные материалы в машиностроении. Киев: Техніка, 1990. 141 с.
52. Технология легких сплавов: сб. науч. тр. / Всерос. ин-т легких сплавов. 1993. № 12. С. 53–72.
53. Композиционный материал, армированный стеклосферами / Хонда Хидэмаса и др.: пат. 52-17495 Япония: МКИ 11В083 (В22Д19/08). № 46-63936; заявл. 20.08.71; опубл. 16.05.77, Когё Гидзюунтё (Япония). 3 с.
54. Курганова Ю.А. и др. Технология получения перспективного алюмоматричного композиционного материала с дискретными волокнами Al_2O_3 . *Технология металлов*. 2019. № 10. С. 22–27. (Новые материалы. Технология композиционных материалов).
55. Takeshi Kobayashi, Toru Maruyama. Thermal Decomposition Behavior Of Expandable Pattern Including Blended Metal Or Metal Oxide Powder In Evaporative Pattern Casting of Al – Si System Alloy. *Materials Transactions*. 2003. Vol. 44. Iss. 11. P. 2404–2409. DOI: <https://doi.org/10.2320/matertrans.44.2404>
56. Гаврилюк В.П., Шинский О.И., Ткачук И.В., Небожак И.А. Исследование возможности получения монолитных износостойких композиционных отливок и двухслойных отливок с износостойким композиционным слоем по ЛГМ-процессу. *Процессы литья*. 2000. № 3. С. 86–91.
57. Небожак И.А., Шинский О.И., Гаврилюк В.П., Панасенко Д.Д. Механические свойства изотропных литых композиционных материалов системы [Al – FeCr], полученных методом литья по газифицируемым моделям. *Процессы литья*. 2004. № 2. С. 83–87.
58. Небожак И.А., Новицкий В.Г., Шинський О.Й., Гаврилюк В.П. Триботехнічні властивості сплаву АК12, армованого дисперсним інтерметалідом FeCr. *Металознавство та обробка металів*. 2004. № 2. С. 62–70.
59. Павлов В.А. Пенополистирол. М.: Химия, 1973. 240 с.

60. Модели рассеивания примеси: пер. с англ. / По лицензии "Creative Commons Attribution-Share Alik". URL: https://ru.wikipedia.org/wiki/Модели_рассеивания_примеси (дата звернення: 15.11.2020).
61. Небожак І.А., Калюжний П.Б., Суменкова В.В., Шинський О.Й. Вплив технологічних параметрів ЛГМ-процесу на мікроструктуру сірого чавуну, модифікованого дисперсним феросиліцієм у «порожнині» ливарної форми. *Процеси лиття*. 2020. № 2 (140). С. 53–64. DOI: <https://doi.org/10.15407/plit2020.02.053>

Надійшла 28.12.2020

REFERENCES

1. Galdin, N.M., Chernega, D.F., Ivanchuk, D.F. (1989). Colored casting: Handbook. Ed. by N.M. Galdin. Moscow: Mashinostroenie, 528 p. (Foundry technology) [in Russian].
2. Astakhov, O.I., Boroda, T.A., Kasyanenko, G.I., Mikhatska, V.M. (1976). Handbook of chemistry for teachers. Ed. by O.I. Astakhov. Kyiv: Radianska shkola, 352 p. [in Ukrainian].
3. Zatulovsky, A.S. Casting composite materials. URL: http://esu.com.ua/search_articles.php?id=55239 (last accessed 27.04.2020) [in Ukrainian].
4. Kolobnev, I.F. (1961). Heat treatment of aluminum alloys. Moscow: Metallurgizdat, 416 p. [in Russian].
5. Fridlyander, N.I., Chuistov, K.V., Berezina, A.L., Kolobnev, N.I. (1992). Aluminum-lithium alloys. Structure and properties. Kyiv: Naukova Dumka, 192 p. [in Russian].
6. Stretovich, A.D., Pavlenko, Yu.V. (1990). Diffusion welding of aluminum-based composite material. *Welding of dissimilar, composite and multilayer materials: Book of scientific papers*. Kyiv: IES im. E.O. Patona, pp. 40–42 [in Russian].
7. Mashkov, N.D., Tsar'kov, G.P., Smirnova, G.N., Zuev, O.V., Mashkov, A.N. (1990). Spot resistance welding of a metal-composite material of the aluminum – boron system. *Welding of dissimilar, composite and multilayer materials: Book of scientific papers*. Kyiv: IES im. E.O. Patona, pp. 47–51 [in Russian].
8. Ryabov, V.R. et al. (1992). Diffusion welding of a fibrous composite material on an aluminum basis. *Automatic welding*, no. 9–10, pp. 57–60 [in Russian].
9. Bratukhin, A.G., Lukin, V.N., Glotov, E.B., Lebedev, V.M. (1997). Production of cast-welded constructions of general purposes from aluminum alloys. *Foundry*, no. 5, pp. 34–35 [in Russian].
10. Pereborshchikov, S.I., Khabarov, A.N., Zabolotnov, V.M. (1997). Cast-welded-deformed constructions made of aluminum alloys. *Foundry*, no. 7, pp. 21–22 [in Russian].
11. Panfilov, A.V., Kalliopin, I.K., Korogodov, Yu.D., Panfilov, A.A. (1997). Dispersed-filled wear-resistant and antifriction composite materials based on aluminum alloys. *Foundry*, no. 5, pp. 33–34 [in Russian].
12. Panfilov, A.V. (1997). Thermocyclic treatment of aluminum-based composite materials. *Foundry*, no. 5, p. 35 [in Russian].
13. Nikitin, V.I., Kandalova, E.G., Makarenko, A.G., Bubnov, N.V. (1997). The structure of the Al – Ti – B master alloy obtained by SHS. *Foundry*, no. 8–9, pp. 19–20 [in Russian].
14. Simonyan, A.V., Gorshkov, V.A., Yuhvid, V.I. (1997). Formation of Ni, Co and Fe aluminide ingots by SHS method. *Foundry*, no. 8–9, p. 21 [in Russian].
15. Altman M.B. et al. (1983). Aluminum alloys: Handbook. 2-nd ed., rev. and add. Moscow: Metallurgiya, 352 p. (Melting and casting of aluminum alloys) [in Russian].
16. Lebedev, V.M., Melnikov, A.V., Nikolaenko, V.V. (1970). Aluminum alloy castings. Moscow: Mashinostroenie, 216 p. [in Russian].
17. Altman, M.B. (1972). Metallurgy of foundry aluminum alloys. Moscow: Metallurgiya, 153 p. [in Russian].
18. Koval, N.N., Ivanov, Yu.F. (2019). Complex electron-ion-plasma treatment of aluminum surface in a single vacuum cycle. *Izvestiya VUZov. Physics*, vol. 62, no. 7, pp. 59–68 [in Russian].
19. Averyanov, E.E. (1988). Anodizing Handbook. Moscow: Mashinostroenie, 224 p. [in Russian].
20. Borisov, Yu.S., Kharlamov, Yu.A., Sidorenko, S.L., Ardatovskaya, E.N. (1987). Gas-thermal coatings from powder materials: Handbook. Kyiv: Naukova Dumka, 544 p. [in Russian].
21. Irving, B. (1993). Works on welding composites with a metal matrix in the USA. *Automatic welding*, no. 2, pp. 48–51 [in Russian].
22. Mondolfo, L.F. (1979). Structure and properties of aluminum alloys. Moscow: Metallurgiya, 640 p. [in Russian].
23. Modification of silumins: Book of scientific papers (1970). Kyiv: AN USSR. In-t probl. materialovedeniya, pp. 5–96, 119–124, 131–147, 158–159 [in Russian].
24. Belov, V.D., Guseva, V.V., Glotova, L.V., Kiryanova, V.V. (1997). Out-of-furnace complex processing of aluminum melts. *Foundry*, no. 5, p. 37 [in Russian].
25. Chernega, D.F. et al. (1991). Properties of secondary aluminum alloys modified with titanium nitride. *Foundry*, no. 3, pp. 6–7 [in Russian].

26. Matsubara, H. et al. (1987). Aluminum alloys modified with silicon nitride: trans. from English. *J. Matter. Sci. Lett.*, vol. 6, no. 11, pp. 1313–1315 [in Russian].
27. Chernega, D.F., Mogilatenko, V.G., Dyatlov, A.P. (1986). Modification of the AK7 alloy with ultradispersed nitride powders. Ed. by D.F. Chernega. Kyiv: Kiev Polytechnic. Institute, 10 p. (Dep. In UkrNIINTI of the State Planning Committee of the Ukrainian SSR dated September 26, 1986, No 2339; Ukr. 86) [in Russian].
28. Lukyanov, G.S., Nikitin, V.I., Yezhov, V.N. (1997). Modification of piston alloy AK12MMgN with fine-crystalline alloy Al – Ti. *Foundry*, no. 5, p. 38 [in Russian].
29. Lukyanov, G.S., Nikitin, V.I. (1984). Fine-grained aluminum ligatures. *Foundry*, no. 2, p. 32 [in Russian].
30. Krushenko, G.G. et al. (1991). Improving the mechanical properties of aluminum casting alloys using ultradispersed powders. *Foundry*, no. 4, pp. 17–18 [in Russian].
31. Krushenko, G.G., Torshilova, S.I., Krushenko, S.G. (1984). Complex modification of hypoeutectic aluminum-silicon alloys. *Foundry*, no. 2, p. 32 [in Russian].
32. Krushenko, G.G. et al. (1997). Preparation of a cast aluminum alloy AK12M2MgN on a liquid charge. *Foundry*, no. 8–9, pp. 14–15 [in Russian].
33. Bondarev, B.I., Napalkov, V.I., Tararyshkin, V.M. (1979). Modification of wrought aluminum alloys. Moscow: Metallurgiya, 224 p. [in Russian].
34. Shpakov, V.I., Noschik, A.I. (1996). Al – Ti – B master alloy for modifying aluminum alloys. *Foundry*, no. 9, pp. 13–14 [in Russian].
35. Shpakov, V.I. (1997). Al – Ti – B bar alloy for modification of Al – Si – Mg alloys. *Foundry*, no. 8–9, pp. 16–17 [in Russian].
36. Nikitin, V.I. et al. (1997). Modification of the AK12MMgN alloy. *Foundry*, no. 8–9, pp. 34–35 [in Russian].
37. Nikitin, V.I., Bubnov, N.V. (1997). Influence of fine-crystalline remelting (FCR) on crystallization and properties of the AK9M2 alloy. *Foundry*, no. 8–9, pp. 36–37 [in Russian].
38. Varga, B., Varga, I. (1997). Improving of quality for antifriction alloys Al – Sn. *Foundry*, no. 8–9, pp. 54–55 [in Russian].
39. Krushenko, G.G. et al. (1992). Application of ultradispersed powders of chemical compounds when casting ingots from aluminum and wrought aluminum alloys. *Non-ferrous metals*, no. 10, pp. 56–58 [in Russian].
40. Crossley, F.A., Mondolfo, L.F. (1951). Mechanism of grain refinement in aluminum alloys. *J. Of Metals*, vol. 3, no. 12, pp. 135–144.
41. Veinov, A.M., Velikotsky, R.E. (1999). Complex modification of hypereutectic silumins. *Casting processes*, no. 2, pp. 29–31 [in Russian].
42. Mikhalekov, K.V. (2002). Redistribution of titanium during the crystallization of aluminum. *Casting processes*, no. 2, pp. 37–41 [in Russian].
43. Gzovsky, K.Yu., Byalik, O.M., Golub, L.V., Kulinich, A.A. (2001). Microalloying of aluminum alloys with Al – Ti – C alloy. *Foundry*, no. 4, pp. 15–17 [in Russian].
44. Mikhalekov, K.V., Chernega, D.F. (2001). Modification of aluminum with titanium, zirconium and AlTiB and AlTiC ligatures. *Foundry*, no. 4, pp. 17–20 [in Russian].
45. Lamikhov, L.K., Samsonov, G.V. (1964). Modification of aluminum and AL7 alloy with transition metals. *Non-ferrous metals*, no. 8, pp. 79–82 [in Russian].
46. Zatulovsky, S.S., Kezik, V.Ya., Ivanova, R.K. (1990). Cast composite materials. Kyiv: Tekhnika, 240 p. [in Russian].
47. Shumikhin, V.S., Shcheretskiy, A.A., Lakhnenko, V.L. (2002). Influence of dispersed particles on the structure of the metal matrix of aluminum-based composite materials. *Casting processes*, no. 2, pp. 33–37 [in Russian].
48. Vasiliev, V.V. et al. (1990). Composite materials: Handbook. Ed. by V.V. Vasiliev, Yu.M. Tarnopolsky. Moscow: Mashinostroenie, 512 p. [in Russian].
49. Belousov, N.N. (1992). Casting with crystallization under pressure of aluminum-based composites. *Foundry*, no. 6, pp. 14–16 [in Russian].
50. Suspension and composite casting: book of articles scientific papers. (1988). Kyiv: AN USSR. In-t probl. lit'ya, 128 p. [in Russian].
51. Pilipovskiy, Yu.L. et al. (1990). Composite materials in mechanical engineering. Kyiv: Tekhnika, 141 p. [in Russian].
52. Technology of light alloys: Book of scientific papers (1993). Institute of Light Alloys, no. 12, pp. 53–72 [in Russian].
53. Honda Hidemasa et al. Composite material reinforced with glass spheres: US Pat. 52-17495 Japan: MKI 11B083 (B22D19/08). No. 46-63936; declared 20.08.71; publ. 05.16.77, Kogyo Gijutsuincho (Japan). 3 p. [in Russian].
54. Kurganova, Yu.A. et al. (2019). Technology of obtaining a promising aluminum-matrix composite material with discrete fibers Al₂O₃. *Technology of metals*, no. 10, pp. 22–27. (New materials. Technology of composite materials) [in Russian].
55. Takeshi Kobayashi, Toru Maruyama. (2003). Thermal Decomposition Behavior Of Expandable Pattern Including Blended Metal Or Metal Oxide Powder In Evaporative Pattern Casting of Al – Si System Alloy. *Materials Transactions*, vol. 44, iss. 11, pp. 2404–2409, doi: <https://doi.org/10.2320/matertrans.44.2404>
56. Gavriluk, V.P., Shinsky, O.I., Tkachuk, I.V., Nebozhak, I.A. (2000). Study of the possibility of obtaining monolithic wear-resistant composite castings and two-layer castings with a wear-resistant composite layer by the casting on gasifiable models. *Casting processes*, no. 3, pp. 86–91 [in Russian].

57. Nebozhak, I.A., Shinsky, O.I., Gavriyuk, V.P., Panasenko, D.D. (2004). Mechanical properties of isotropic cast composite materials of the [Al – FeCr] system obtained by casting according to gasified models. *Casting processes*, no. 2, pp. 83–87 [in Russian].
58. Nebozhak, I.A., Novitskiy, V.G., Shinsky, O.Y., Gavriyuk, V.P. (2004). Tribotechnical power of AK12 alloy reinforced with dispersed intermetal FeCr. *Scientific Technical Journal Metal Science & Treatment of Metals*, no. 2, pp. 62–70 [in Ukrainian].
59. Pavlov, V.A. (1973). Expanded polystyrene. Moscow: Khimiya, 240 p. [in Russian].
60. The models of dispersion for impurity: trans. from English. Under license “Creative Commons Attribution-Share Alik”. URL: https://ru.wikipedia.org/wiki/Модели_рассеивания_примеси (last accessed: 15.11.2020) [in Russian].
61. Nebozhak, I.A., Kalyuzhny, P.B., Sumenkova, V.V., Shinsky, O.Y. (2020). 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. *Casting processes*, no. 2 (140), pp. 53–64, doi: <https://doi.org/10.15407/plit2020.02.053> [in Ukrainian].

Received 28.12.2020

Summary

I.A. Nebozhak¹, Leading Engineer, e-mail: nebozhak@ukr.net
O.V. Derev'yanko², Research Scientist, e-mail: alederevyanko@gmail.com

¹*Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine (Kyiv, Ukraine)*

²*Institute for Problems of Materials Science of I.M. Frantsevich of the NAS of Ukraine (Kyiv, Ukraine)*

Structure of the cast composite material for system [Al – FeCr], obtained by application of dispersonally filled gasifying model

On the example of an isotropic cast composite material on base of [Al – FeCr] system, obtained with using of cast aluminum alloy (type AK12 DSTU 2839:1994), the effectiveness of its composite hardening in the “cavity” of a casting mold during casting according to gasified models. For this the microstructure of cast specimens was investigated uniformly at 6 horizons and the parameters of the tribostructure of composite olives in height were determined also. The results of metallographic analysis of the experimental castings showed that the structure of zero-dimensional cast composite material of the system [Al – FeCr] changes along of height in the cast samples. In particular, it was found that the morphology of eutectic and other precipitates and inclusions of this structural components in obtained material, that is, the metal matrix (cast aluminum alloy AK12) and the reinforcing phase (intermetallic FeCr – σ -phase), is practically the same along the height of the cast sample. The basis of the eutectic, which prevails in the structure, is a solid solution of the alloy components in Al, against which there are needle-shaped Si crystals of various dispersion. Sometimes primary Si crystals are encountered. The dominant place in the microstructure is occupied by inclusions of intermetallic compound FeCr, which are located in the form of cloud-like crystals clusters with irregular shape of various sizes. The topography of eutectic and other precipitates and inclusions in each of the templates is the same height of the experimental casting. The analysis of the results of the studies showed that between the specific number of inclusions of the reinforcing phase in the structure of the test composite and their dispersion there is a pronounced functional relationship, that is, the average dispersion and the specific number of inclusions of the reinforcing phase change depending along of height in the composite casting – the dispersity of the σ -phase from below the top gradually rises, but the specific number of its inclusions is systematically increasing. For comparison, a metallographic analysis of the control casting material was carried out, which made it possible to find out that the morphology of eutectic and other precipitates and inclusions along the height of the cast sample in all templates is almost the same. The experimental results showed that dendrites of an α -solid solution on Al based and needle-shaped crystals of double siliceous eutectic (α + Si), as well as skeletal precipitates of light gray color of a complex ferromanganese phase AlCuMnFe are observed in the field of metallographic sections (it is also possible to form such a phase as AlSiMnFe). Mathematical processing of an array of numerical experimental data made it possible to derive empirical equations that analytically describe functional dependencies, discussed above.

Keywords

Reinforcement, reinforcing phase, gasifiable model, hydro- and gasdynamics of the CGM-process, intermetallic FeCr, composite casting, compositional hardening, CGM-process, casting composition materials (CKM) of the [Al – FeCr] system, casting shape, casting Al-alloy of AK12 brand, cast sample, mathematical processing, matrix melt, microstructure, zero-dimensional, tribostructural parameters.