

PACS numbers: 61.25.Mv, 61.72.Mm, 71.20.Lp, 81.30.Fb, 96.12.Hg

Особливості початкового етапу взаємодії компонентів стопу Cu–Fe під час топлення в індукційній тигельній печі

О. В. Ноговіцин, В. О. Середенко, О. В. Середенко, І. Р. Баранов,
В. П. Школяренко

*Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 34/1,
03142 Київ, Україна*

Досліджено особливості початкового періоду взаємодії добавки (1% мас.) заліза з мідним розтопом за індукційного топлення. Встановлено вплив характеристик добавки відносно рідкої міді (структури, температурних залежностей густини, питомого електроопору, магнетної проникності) на початковому етапі її розчинення за топлення в печі з графітовим тиглем і ламінарного руху розтопу та рівномірного підйому температури від 1,07 до 1,29 температури топлення міді. Встановлено, що за перші 30 с контакту добавки (маса — 8 г, температура — 293 К) з рідкою (1448 К) міддю виникли рідкі фази, які не змішувалися з нею та збереглися до кінця (30 хв.) топлення. Розчинення Fe відбувалось у змішаному режимі (кінетичний і дифузійний йшли паралельно). Одразу після контакту Fe з Cu теплопередачею від розтопу та дією височастотного (44 кГц) електромагнетного поля нагрівався дуже тонкий (до $5 \cdot 10^{-5}$ м) поверхневий шар феромагнетного заліза. Перегрів вище точки Кюрі зменшував інтенсивність впливу поля на поверхневий шар, але концентрована дія поля підтримувалася розвитком електровихрових течій біля поверхні добавки. Підняття температури до 1643 К інтенсифікувало розчинення та розповсюдження рідких і твердих мікрооб'ємів у розтопі та насичення його киснем. Згідно з одержаними результатами сприятливим діпазоном топлення є 1523–1623 К через визначення оптимального перемішування розтопу.

Corresponding author: Olena Volodymyrivna Seredenko
E-mail: mhdptima@gmail.com

*Physico-Technological Institute of Metals and Alloys, N.A.S. of Ukraine,
34/1 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Citation: O. V. Nogovitsyn, V. O. Seredenko, O. V. Seredenko, I. R. Baranov, and V. P. Shkolyarenko, Peculiarities of the Initial Stage of Cu–Fe Alloy Components Interaction during Melting in an Induction Crucible Furnace, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 11: 1551–1564 (2022) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.44.11.1551](https://doi.org/10.15407/mfint.44.11.1551)

Формування мікроемульсійних, суспензійних або біметалевих структур може реалізуватися у зливках спеціальними технологічними прийомами.

Ключові слова: стоп Cu–Fe, індукційне топлення, взаємодія компонентів, початковий етап, структура.

The peculiarities of the initial stage of interaction of an iron solid additive (1% by mass) with a copper melt in the process of induction smelting are investigated. Some characteristics influence of the additive relative to liquid copper (structure, temperature dependence of density, specific electrical resistance, magnetic permeability) at the process initial stage of its dissolution in the conditions of melting in an induction furnace with a graphite crucible with laminar movement of the melt and a uniform rise in its temperature from 1.07 to 1.29 of the copper melting temperature. As established, during the first 30 seconds of contact of the additive (armco iron cylinder weighing 8 g with a temperature of 293 K) with liquid (1448 K) copper, liquid phases appeared that did not mix with it and remained in the alloy until the end (30 min) of melting. Dissolution of Fe took place in a mixed mode, with kinetic and diffusive processes proceeding in parallel. Immediately after the contact of Fe with Cu, due to both heat transfer from the melt and the action of a high-frequency (44 kHz) electromagnetic field, a very thin (up to $5 \cdot 10^{-5}$ m) surface layer of iron, which was in a ferromagnetic state, heats up sharply. Overheating the additive above the Curie point reduces the intensity of the field effect on its surface layer, but the concentrated effect of the electromagnetic field is supported by the development of electro-eddy currents directly near the surface of the additive. As found, raising the temperature of the melt to 1643 K intensified the dissolution and spread of both liquid and solid microvolumes in the alloy base and saturation of the melt with oxygen. Taking into account the obtained results, the most favourable melting temperatures are the range of 1523–1623 K when determining the optimal melt mixing intensity level. To create conditions for the formation of microemulsified, suspension or bimetallic structures, they can be implemented in ingots during the development of special technological methods.

Key words: Cu–Fe alloy, induction melting, components interaction, initial stage, structure.

(Отримано 4 серпня 2022 р.; остаточн. варіант — 16 серпня 2022 р.)

1. ВСТУП

Стопи Cu–Fe поєднують високі механічні, електропровідні, теплопровідні властивості, здібність електромагнетного екранування, у тому числі за підвищених температур. Вони використовуються в автомобілебудуванні, електротехніці, електронній промисловості і матеріали в системах для акумулювання тепла [1, 2]. Ці матеріали перспективні для застосування в приладах нового покоління (комунікації 5G, промислові роботи, кабелі зв'язку, електромагнетні екранувальні матеріали, вакуумні пристрої, мостові з'єднання, мі-

сткості для зберігання, устаткуванні високошвидкісних залізниць) [2–4]. Такі матеріали можуть забезпечити довготривалу експлуатацію в умовах великих теплових і механічних навантажень, електромагнетних перешкод у функціонування спецтехніки (високопотужних радіотехнічних станцій, комунікацій зв'язку, безпілотних повітряних та підводних апаратів). Інтерес до системи Cu–Fe зумовлений тим, що добавка Fe є значно дешевшою ніж компоненти Nb, Ag, Co і нетоксичною як Cd, які використовуються для зміцнення мідних стопів і суттєво перевищує за температурою топлення ($T_{\text{топ}}$) мідь [5, 6]. Структура стопів, одержаних традиційними методами, складається з зерен α -твердого розчину на основі міді і дендритів заліза. Спеціальні властивості матеріалів зі стопів Cu–Fe забезпечуються особливими структурами, зокрема, що складаються з мідної основи і рівномірно розподілених вкраплень на основі заліза компактної, округлої, витягнутої форми або у вигляді волокон. Заготовки зі стопів системи Cu з вмістом Fe (від 0,3 до 50% мас.) одержуються методами лиття [7], порошкової металургії [1], осадом з газової фази [8], лазерним натопленням суміші порошоків [2]. Заготовки піддаються подальшому термообробленню, деформуванню або їх комбінованому впливу. Чим дрібнішою і одноріднішою є структура заготовки, тим менш затратними і тривалими є наступні операції її оброблення. Для збереження високої тепло- і електропровідності основи стопу прагнуть якнайменшого насичення основи атомами добавки [9].

Діаграма стану системи Cu–Fe характеризується зі сторони Fe евтектоїдним і перитектичним перетворенням, зі сторони Cu — перитектичним перетворенням. Система має ретроградний солідус і майже плаский ліквідус [10]. Вздовж такої лінії ліквідусу може існувати скупчення однорідних атомів [11]. При певних переохолодженнях проявляється незмішування рідких фаз на основі Cu і Fe. Тому в литому стопі можуть формуватися емульсовані структури. Злиття крапель емульсії через седиментацію, огрублення Оствальда, ефект Маранґоні приводить до формування шарів на основі рідин, що не змішуються навіть при швидкостях охолодження розтопу порядку 10^5 – 10^7 К/с [10]. У частинках порошоків, розпилених з розтопу системи Cu–Fe, подібне злиття крапель викликає утворення оболонки Cu на осерді з Fe, або подвійної шаруватої оболонки з Cu і Fe на мідному осерді. Тенденція до утворення оболонки спостерігалась також в середині емульсованих крапель на основі заліза у мідній основі порошоків [12]. Ускладнення формування емульсованої структури в системі Cu–Fe через схильність до утворення шарів і дендритів заліза при охолодженні стримують використання литих заготовок з емульсованою структурою [2]. Основна кількість досліджень системи Cu–Fe спрямована на формування структури під час охолодження і твердіння, а дані, наведені в літературі стосовно оде-

ржання розтопів, є обмеженими. Відомо, що мікронеоднорідний стан розтопу значно впливає на структуру одержуваних литих заготовок.

Схильність до розшарування в стопах Cu–Fe, що пов'язана з особливістю ліквідусу системи, зумовлює складність стоплення компонентів і забезпечення однорідного стану розтопу. Згідно наведеної інформації для одержання розтопів застосовується вакуумно-дугове і електронно-променеве топлення, а також індукційне топлення в печах високої і середньої частоти в вакуумі і використання продувки Ar. Для забезпечення однорідності розтопу застосовувалось декілька перетопів, стоплення міді з лігатурою (що містила 50% заліза), гомогенізаційна витримка [3, 5, 6, 13, 14].

На теперішній час дані по характеру взаємодії компонентів стопу системи Cu–Fe при одержанні розтопу в індукційній тигельній печі обмежені. Через це виникають складнощі керування процесом одержання розтопу, що приводить до збільшення кількості операцій і тривалості подальшого оброблення литих заготовок. Як викладено [9] взаємодія твердої добавки з більшою температурою топлення ніж розтоп основи відбувається в дифузійному режимі або кінетичному. При дифузійній взаємодії має місце розчинення добавки з насиченням її атомами розтопу основи і через пониження температури топлення цього розчину може отоплюватися поверхневий шар добавки. При кінетичному режимі відбувається відрив мікроб'ємів з поверхні добавки, як з її рідкого шару, так і з твердих ділянок. Неоднорідності структури добавки і її нагрівання в розтопі сприяють розвитку кінетичного режиму взаємодії. Підвищення температури розтопу і швидкості обтікання ним добавки приводить до пришвидшення процесу її розчинення [9], а також приводить до суттєвого насичення розтопу киснем [15].

Мета представленої роботи — уточнення механізму розчинення твердої добавки Fe у рідкій Cu в інтервалі температур, що забезпечує низьке насичення розтопу киснем при невисокій інтенсивності перемішування шляхом дослідження особливостей початкового етапу взаємодії добавки з розтопленою Cu в індукційній тигельній печі в діапазоні $(0,80-0,96)T_{\text{топ Fe}}$ і відповідно $(1,07-1,29)T_{\text{топ Cu}}$ в ламінарному режимі руху розтопу.

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА МЕТОДИКА

Для приготування розтопу масою 0,8 кг були використані Cu високої чистоти (99,99%) і армко залізо у кількості 1% мас. Мала концентрація заліза зумовлена метою пригнічення злиття об'ємів з різним вмістом Fe для чіткішого виявлення картин взаємодії. Добавка була у вигляді циліндра діаметром 8 мм і висотою 15 мм з середнім розміром зерна 30 мкм (рис. 1).

Топлення стопу відбувалося в індукційній тигельній печі високої частоти (44 кГц) з графітовим тиглем (товщина стінки 5 мм). В тиглі виділялось 77% потужності електромагнетного поля, а решта впливала на розтоп. Перед уводом у розтоп добавки з температурою 293 К співвідношення густин добавки і розтопу (K_1) становило 0,994, співвідношення їх питомих електроопорів (K_2) дорівнювало 0,463, а магнетна проникність заліза перевищувала цей показник міді — $K_3 = 500$. Вона вводилась в розтоплену мідь за рахунок сили тяжіння при скиданні з висоти $\cong 0,05$ м від поверхні розтопу в тиглі біля його стінки. Вводу добавки також сприяла ще одна сила. В зоні скидання діяло електромагнетне поле розсіювання індуктора. Його силові лінії завертали від центральної зони тигля до його стінок і там концентрувались [16]. Електромагнетне поле захоплювало ферромагнетне тіло добавки та втягувало до зони своєї найбільшої напружености.

В місті контакту добавки з рідкою міддю її нагрів, крім теплопередачі від розтопу, доповнювався Джоулевим теплом від вихрових електрострумів, що виникали завдяки електромагнетній індукції у самому тілі добавки і тими, що були згенеровані у мідному розтопі і почали замикатися та концентруватися в цей момент часу в більш електропровідній ніж розтоп добавці. Питома потужність нагріву заліза у початковий період складала 1 кВт/кг, міді — 0,1 кВт/кг. Протягом топлення потужність нагріву мідного розтопу зберігалась на вказаному рівні. При заглиблені добавки в рідку мідь почав інтенсивно протікати процес нагріву в режимі термоудару її поверх-



Рис. 1. Структура добавки (щавлено реактивом 2).

Fig. 1. The structure of the additive (etched with reagent 2).

невого шару та різким його розширенням. До того ж в частині добавки, що опинилась найближче до індуктора, потужно запрацював поверхневий ефект (скін-ефект) нагріву феромагнетного тіла електрострумом високої частоти. В розтопі виникли і активізувались електровихрові течії сконцентровані біля поверхні добавки [17], що занурювалась у глибину рідкометалевого середовища. Завдяки тому, що $K_1 \approx 1$ добавка швидко захоплювалась течією циркулювального розтопу і утримувалась в його об'ємі. В період нагріву до 585 К ($K_2 < 1$) в добавці мало місце локальне згущення ліній електричного струму, що переважно протікав по речовині з меншим питомим електроопором, ніж у оточувального мідного розтопу [17]. Це приводило до появи електровихрових течій біля твердого тіла в зонах рідкої міді входу та виходу струму з добавки. При подальшому нагріванні добавки показник $K_2 > 1$ і лінії електричного струму згущувались у зоні прилеглої до поверхні добавки. При досягненні температури залізом точки Кюрі (1043 К) значення $K_3 = 1$, яке при подальшому прогріві добавки залишалось незмінним. При зрівнянні температур добавки і розтопу (1448 К) $K_1 = 0,943$, $K_2 = 6,21$.

Таким чином, густина добавки при її нагріванні залишалась дуже близькою до густини розтопу. Співвідношення електричних і магнетних характеристик змінились кардинально. Глибина проникнення електромагнетного поля (Δ) у феромагнетну добавку до досягнення точки Кюрі була дуже малою (при 293 К, $\Delta = 3,4 \cdot 10^{-5}$ м, а при 975 К, $\Delta = 1,13 \cdot 10^{-4}$ м), що приводило до інтенсивного нагріву поверхневого шару добавки електричним струмом. Перегрів добавки вище точки Кюрі і перехід її у парамагнетний стан суттєво підвищив глибину проникнення поля — $\Delta = 2,8 \cdot 10^{-3}$ м, але концентрований нагрів її поверхневого шару зберігся. Локальні електромагнетні течії розтопу, що виникали біля поверхні добавки, сприяли динамічному впливу на її перегрітий поверхневий шар.

За результатами теплового розрахунку, згідно методики, яка враховувала тепловий контактний спротив [18], нагрів добавки до температури, при якій $K_2 = 1$ відбувся за 0,3 с за швидкості її нагріву 1285 К/с; $K_3 = 1$ за 2,1 с; а до температури розтопу за 3,2 с при середній швидкості 420 К/с.

По ходу топлення послідовно протягом 30 хв. відбирались проби розтопу з його поверхневого шару ($\cong 1/4$ глибини). Перша проба розтопу була взята через 30 с після уводу добавки, далі відбір проб здійснювався з середнім інтервалом 5 хв. Порції розтопу брались спеціальною лопаткою і скидались на крицеву поверхню, де охолоджувались і кристалізувались у вигляді пластинчастих часток зі швидкостями $\sim 10^3 - 10^4$ К/с. Швидкість охолодження була розрахована по рівнянню Ньютона-Ріхмана. Після відбору останньої проби увесь метал з тигля був залитий у ливарну форму, де охолоджувався з середньою швидкістю $\cong 10$ К/с, яка була визначена вимірюван-

ням температури в часі.

Одержаний циліндричний злиток для дослідження структури розрізався по вертикальній вісі. Структура металу виявлялась за допомогою щавлення реактивами: 1 — розчином лимонної кислоти

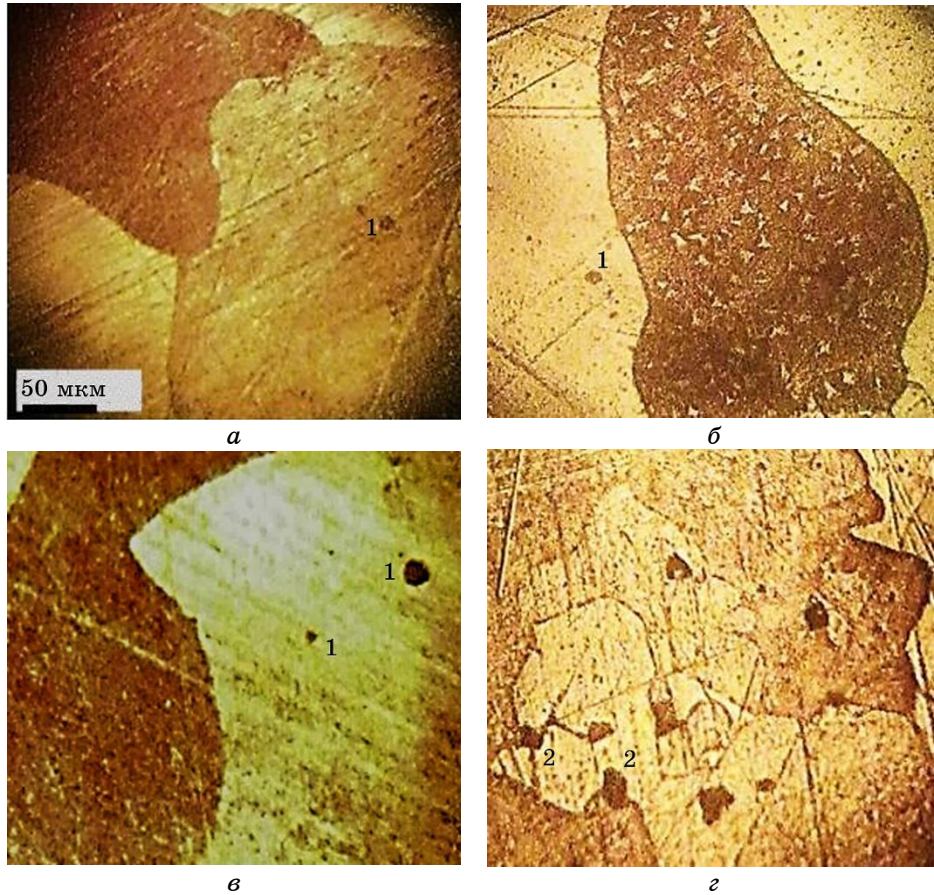


Рис. 2. Об'єми з різним складом в основі стопу (щавлено реактивом 1): зона стику трьох об'ємів отопленого шару добавки з різним складом (*a*), відокремлений рідкий об'єм з характерною товщиною отопленого шару добавки (*б*), окремі емульсовані вкраплення (*в*), скупчення вкраплень суспензії (*г*); 1 — вкраплення емульсії, 2 — вкраплення суспензії.

Fig. 2. Volumes with different compositions in the alloy base (etched with reagent 1): the junction zone of three volumes of the molten additive layer with different compositions (*a*), a separated liquid volume with the characteristic thickness of the molten additive layer (*б*), separate emulsified inclusions (*в*), accumulation of suspension inclusions (*г*); 1—emulsion inclusions, 2—suspension inclusions.

і повареної солі у перекису водню і 2 — розчином плавикової кислоти у суміші дистильованої води і етилового спирту. Реактив 1 використовувався для виявлення структури мідної основи, 2 — для аналізу вкраплень заліза.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Аналіза першої проби розтопу (1448 К) показала, що в розтопі містились локальні рідкі об'єми з різним вмістом заліза. На рисунку 2, а представлено стик трьох локальних об'ємів, що відрізнялися за кольором і мали чіткі межі поділу. Виникнення таких об'ємів через короткий час оброблення розтопу, вірогідно, пов'язано з дією електромагнетних течій, що сприяли відриву перегрітого шару добавки, що був насичений міддю і отопився. На цей факт вказує характерна товщина відокремленого об'єму на основі заліза — до 200 мкм (рис. 2, б), яка є співрозмірною з розрахованою величиною Δ для добавки до моменту досягнення нею температури точки Кюрі (див. розділ 2). Також у пробі спостерігались одиничні емульсовані вкраплення з розміром від 6 до 15 мкм, що, вірогідно, утворились внаслідок перемішування розтопу електромагнетними течіями (рис. 2, а, б, в). В пробі зафіксовано скупчення вкраплень суспензії з розмірами до 30 мкм, які представляли собою відокремлені від добавки зерна і блоки субзерен (рис. 2, г).

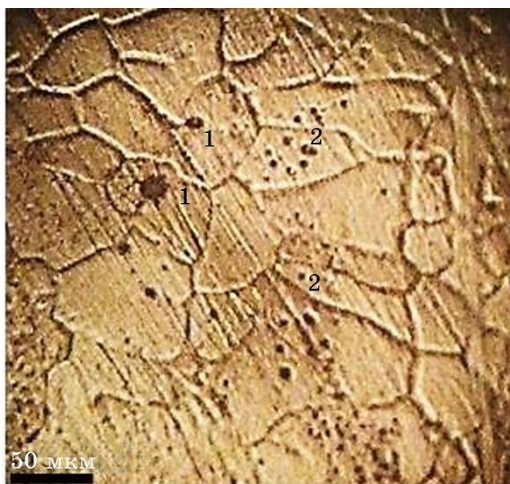


Рис. 3. Локальний об'єм з емульсованими вкрапленнями (щавлено реактивом 1): 1 — окремі емульсовані вкраплення, 2 — мікроемульсовані зони.

Fig. 3. Local volume with emulsified inclusions (etched with reagent 1): 1—separate emulsified inclusions, 2—microemulsified ones.

При температурі розтопу 1523 К в пробі було зафіксовано окремі емульсовані вкраплення з розміром до 15 мкм аналогічно попередній пробі (рис. 3 і див. рис. 2, а, б, в) і мікроемульсовані зони з розміром вкраплень до 6 мкм (див. рис. 3).

Згідно даних [9] одержаних при вивченні процесу розчинення добавки хромистого чавуну в розтопі міді емульсовані вкраплення можуть утворюватись внаслідок насичення міддю поверхневого шару добавки до концентрації, при якій в системі відбувається його розтоплення і відшарування від основи стопу.

В діапазоні температур розтопу 1548–1573 К в пробах було зафіксовано відокремлені локальні об'єми за формою і структурою аналогічні тим, що показані на рис. 2, б, але значно менші за товщиною (до 100 мкм). В пробі розтопу, відібраної при температурі 1643 К, спостерігались локальні об'єми з різним вмістом заліза, одна частина з яких була подібна до попередніх проб (діяпазону температур 1548–1573 К), а інша втратила чітку поверхню розділу з основою стопу як показано на рис. 4, а. В структурі проби на площі шліфа співвідношення площ з об'ємами з чіткою поверхнею розділу між ним і осно-

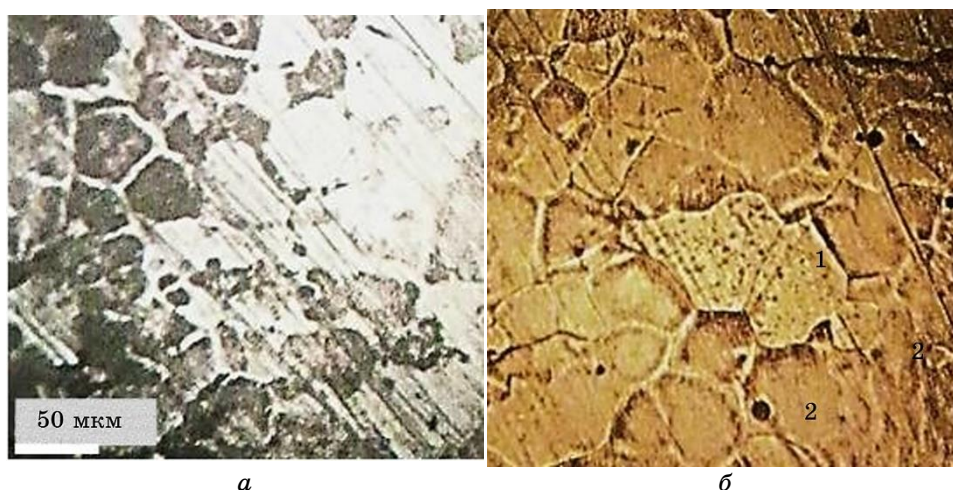


Рис. 4. Розчинення відокремлених частин добавки: втрата відокремленим об'ємом частково розтопленого шару добавки чіткої поверхні розділу з основою стопу (щавлено реактивом 2) (а), розповсюдження зон з розчиненим залізом без чіткої межі поділу в основі стопу (щавлено реактивом 1) (б); 1 — об'єм з чіткою поверхнею розділу, 2 — окремі емульсовані вкраплення.

Fig. 4. Dissolution of separated parts of the additive: loss of the separated volume of the partially molten additive layer of a clear interface with the base of the alloy (etched with reagent 2) (a), spreading of zones with dissolved iron without a clear interface in the base of the alloy (etched with reagent 1) (b); 1—volume with a clear interface, 2—separate emulsified inclusions.

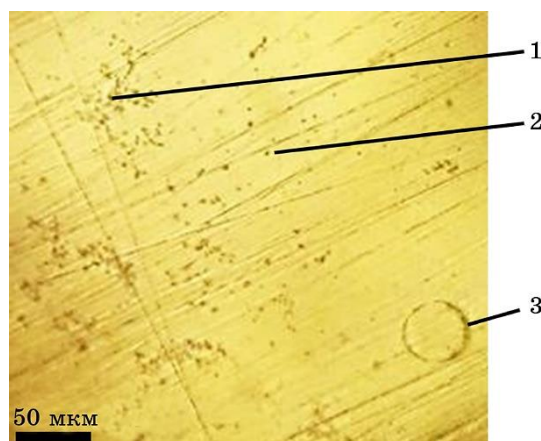


Рис. 5. Руйнування твердих часток добавки на дрібні суспензійовані вкраплення (щавлено реактивом 1): 1 — скупчення вкраплень, 2 — зона розосередження вкраплень, 3 — оболонкові форми.

Fig. 5. Destruction of solid particles of the additive into small suspended inclusions (etched with reagent 1): 1—accumulation of inclusions, 2—zone of dispersion of inclusions, 3—shell forms.

вою ступу і зон з різним вмістом заліза без чіткої поверхні приблизно дорівнювало 1. Також виявлено появу вкраплень оксиду міді. За 1706 К тенденція розчинення відокремлених рідких об'ємів в основі ступу і його насичення киснем посилилася. Це відобразилось у значному зменшенні кількості і розміру об'ємів з чіткою поверхнею розділу в порівнянні з попередніми пробами (до $\cong 5$ разів). Були зафіксовані окремі емульсовані вкраплення з розміром до 15 мкм (рис. 4, б).

Підвищення температури розтопу до 1743 К викликало появу в структурі проби дрібних вкраплень суспензії з розміром до 5 мкм (рис. 5). Вони, вірогідно, утворились в результаті руйнації зерен і блоків субзерен, відокремлених від твердої добавки (див. рис. 2, з) і представляли собою субзерна. Такі вкраплення утворювали скупчення в основі ступу і зони, де відбувалось їх розосередження. Поряд з тим в структурі виникали утворення, що на поверхні шліфа мали вигляд мідного осердя, оточеного тонкою залізною оболонкою (див. рис. 5).

При взаємодії добавки з розтопом її нагрівання було неоднорідним і одночасно мали місце як дифузійний так і кінетичний механізми розчинення, картини яких були зафіксовані на її відокремлених частинах (рис. 6).

Як видно з рисунку 6, а при дифузійному механізмі взаємодії відбувалось утворення шарів з різним вмістом компонентів. При кінетичному характері взаємодії здійснювалось відокремлення твер-

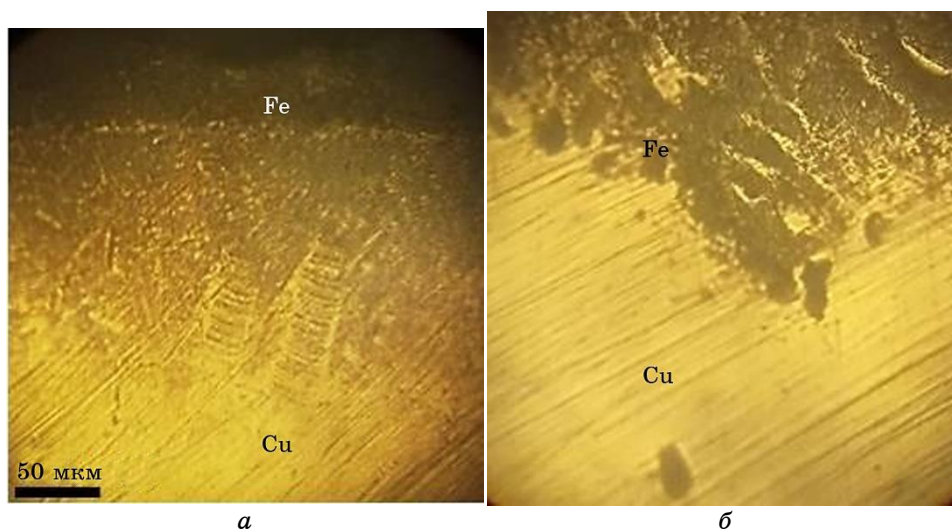


Рис. 6. Взаємодія твердої добавки Fe розтопом Cu (щавлено реактивом 2): дифузійний механізм (а), кінетичний механізм (б).

Fig. 6. Interaction of solid Fe additive with molten Cu (etched with reagent 2): diffusion mechanism (a), kinetic mechanism (b).

дих часток добавки, які в свою чергу руйнувались на частки 5–50 мкм по межах зерен і блоків субзерен (див. рис. 6, б). З урахуванням одержаних результатів найбільш сприятливими температурами ведення топлення є діапазон 1523–1623 К.

За аналізу структури злитка встановлено, що у ньому збереглись фази, виявлені за аналізу проб металу по ходу топлення (рис. 7). Значну частину площі шліфа злитка займали об'єми зі структурою типу замороженої дрібнодисперсної суспензії (див. рис. 7, а). Зафіксовані окремі ділянки, що містили об'єми різного складу, розділені чіткою міжфазною поверхнею типу біметалу (див. рис. 7, б), а також зони стику трьох об'ємів різного складу. Спостерігались окремі емульсовані вкраплення, які можна класифікувати як фрагменти структури типу замороженої емульсії (рис. 7, б). В структурі виявлені утворення оболонкової форми значно більші за розміром, ніж ті, що були виявлені в процесі топлення (див. рис. 7, в, г і рис. 5).

4. ВИСНОВКИ

Встановлено, що в умовах топлення в індукційній тигельній печі бінарного стопу на основі Cu з добавкою 1% мас. Fe при ламінарному режимі течії розтопу в ньому (період до 30 с після вводу в рідку мідь з температурою 1448 К добавки Fe циліндричної форми з тем-

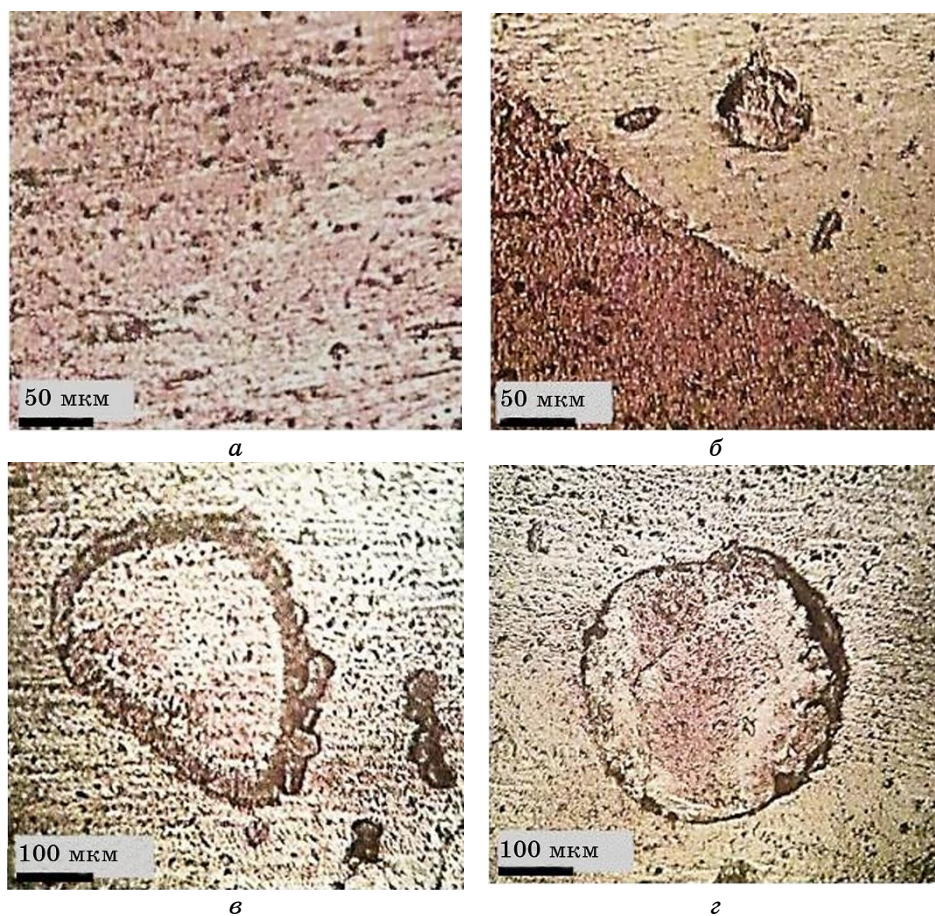


Рис. 7. Об'єми з різним складом в структурі стопку (щавлено реактивом 2): зона з розосередженими вкрапленнями суспензії (а), окремі емульсовані вкраплення і зона стику двох об'ємів з різним складом (б), об'єм міді, оточений оболонкою з частинок (в), об'єм міді, оточений плівкою (г).

Fig. 7. Volumes with different compositions in the ingot structure (etched with reagent 2): zone with dispersed inclusions of the suspension (a), separate emulsified inclusions and the junction zone of two volumes with different composition (б), a volume of copper surrounded by a shell of particles (в), the volume of copper surrounded by a film (г).

пературою у 293 К) виникали декілька рідких фаз, що мали чіткі міжфазні межі.

Визначено, що процес розчинення Fe відбувався у змішаному режимі причому кінетичний і дифузійний йшли паралельно. Одразу на початку взаємодії Fe з Cu починалось руйнування пограничного шару добавки, вірогідно, за рахунок інтенсивного перегріву тонкого зо-

внiшнього шару феромагнетного тiла добавки iндукованими в нiй електрострумами високої частоти як прояв поверхневого ефекту (скiн-ефекту). Цей процес пiсля переходу добавки у парамагнетний стан пiсля нагрiву вище точки Кюри тривав, але з меншою iнтенсивнiстю через збiльшення глибини проникнення електромагнетного поля в поверхневий шар добавки, що привело до зменшення величини видiленої питомої потужности електромагнетного поля в металi.

Встановлено, що всi зафиксованi в пробах по ходу топлення фази, що утворились в процесi взаємодiї Cu з Fe, збереглись в злитку, одержаному пiсля заливки всiєї маси топлення (0,8 кг) в ливарну форму через 30 хв. пiсля вводу Fe.

Виявлено, що пiдняття температури розтопу до 1643 К iнтенсифiкувало розчинення вiдокремлених рiдких об'ємiв в основi стопу i насичення розтопу киснем. Тому, для створення умов формування мiкроемулсiї, запобiгання насичення основи стопу атомами добавки i киснем найбiльш сприятливим дiяпазоном температур ведення топлення є 1523–1623 К при визначеннi оптимального рiвня iнтенсивности перемiшування розтопу.

Визначено, що зафиксованi структури типу заморожених суспензiї i емулсiї та бiметалевої, у тому числi, якi склалися з мiдного осердя i оболонки з фази на основi залiза, можуть бути реалiзованi у злитках при розробцi спецiальних технологiчних прийомiв.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. S. P. Wang, X. J. Liu, M. Jiang, I. Ohnuma, R. Kainuma, and K. Ishida, *J. Phys. Chem. Solids*, **66**, Iss. 2–4: 256 (2005).
2. X. Dai, M. Xie, S. Zhou, C. Wang, M. Gu, J. Yang, and Z. Li, *J. Alloys Comp.*, **740**: 194 (2018).
3. X. Luo, D. Yuan, H. Wang, H. Chen, X. Peng, X. Bao, J. Han, H. Huang, and B. Yang, *J. Magnetism Magnetic Mater.*, **556**: 15 (2022).
4. K. M. Liu, D. P. Lu, H. T. Zhou, Z. B. Chen, A. Atrens, and L. Lu., *Mater. Sci. Eng. A*, **584**: 114 (2013).
5. K. Liu, X. Sheng, Q. Li, M. Zhang, N. Han, G. He, J. Zou, W. Chen, and A. Atrens, *Materials*, **13**: 3464 (2020).
6. S. Liu, J. Jie, Z. Guo, G. Yin, I. Wang, and T. Li., *J. Alloys Comp.*, **742**: 99 (2018).
7. J. D. Verhoeven, S. C. Chen, and E. D. Gibson, *J. Mater. Sci.*, **24**, Iss. 5: 1748 (1989).
8. S. P. Wang, X. J. Liu, I. Ohnuma, R. Kainuma, and K. Ishida, *JPE DAV Section I: Basic and Appl. Res.*, **25**: 320 (2004).
9. Б. А. Кириевский, *Процессы литья*, № 2: 10 (2005).
10. X. Y. Lu, C. D. Cao, and B. Wei, *Mater. Sci. Eng. A*, **313**, Iss. 1: 198 (2001).
11. Д. Р. Вилсон, *Структура жидких металлов и сплавов* (Москва: Металлургия: 1972).
12. R. Shi, Y. Wang, and D. Wheller, *Acta Mater.*, **61**: 1229 (2013).
13. Y. Chen, F. Liu, G. Yang, X. Q. Xu, and Y. H. Zhou, *J. Alloys Comp.*, **1–2**: 427

- (2006).
14. J. Zhang, X. Cui, and Y. Wang, *Int. J. Cast Met. Res.*, **31**, Iss. 2: 87 (2018).
 15. В. М. Мальцев, Т. А. Барсукова, Ф. А. Борин, *Металлография цветных металлов и сплавов* (Москва: Металлургиздат: 1960).
 16. Н. Н. Фомин, С. С. Затуловский, *Электрические печи и установки индукционного нагрева* (Москва: Metallurgiya: 1979).
 17. Ю. М. Гельфгат, О. А. Лиелаусис, Е. В. Щербинин, *Жидкий металл под воздействием электромагнитных сил* (Рига: Зинатне: 1975).
 18. М. Н. Сосненко, *Современные литейные формы* (Москва: Машиностроение: 1967).

REFERENCES

1. S. P. Wang, X. J. Liu, M. Jiang, I. Ohnuma, R. Kainuma, and K. Ishida, *J. Phys. Chem. Solids*, **66**, Iss. 2–4: 256 (2005).
2. X. Dai, M. Xie, S. Zhou, C. Wang, M. Gu, J. Yang, and Z. Li, *J. Alloys Comp.*, **740**: 194 (2018).
3. X. Luo, D. Yuan, H. Wang, H. Chen, X. Peng, X. Bao, J. Han, H. Huang, and B. Yang, *J. Magnetism Magnetic Mater.*, **556**: 15 (2022).
4. K. M. Liu, D. P. Lu, H. T. Zhou, Z. B. Chen, A. Atrens, and L. Lu., *Mater. Sci. Eng. A*, **584**: 114 (2013).
5. K. Liu, X. Sheng, Q. Li, M. Zhang, N. Han, G. He, J. Zou, W. Chen, and A. Atrens, *Materials*, **13**: 3464 (2020).
6. S. Liu, J. Jie, Z. Guo, G. Yin, I. Wang, and T. Li., *J. Alloys Comp.*, **742**: 99 (2018).
7. J. D. Verhoeven, S. C. Chen, and E. D. Gibson, *J. Mater. Sci.*, **24**, Iss. 5: 1748 (1989).
8. S. P. Wang, X. J. Liu, I. Ohnuma, R. Kainuma, and K. Ishida, *JPE DAV Section I: Basic and Appl. Res.*, **25**: 320 (2004).
9. B. A. Kirievskiy, *Protsessy Lit'ya*, No. 2: 10 (2005) (in Russian).
10. X. Y. Lu, C. D. Cao, and B. Wei, *Mater. Sci. Eng. A*, **313**, Iss. 1: 198 (2001).
11. D. R. Wilson, *Struktura Zhidkikh Metallov i Splavov* [Structure of Liquid Metals and Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1972) (in Russian).
12. R. Shi, Y. Wang, and D. Wheller, *Acta Mater.*, **61**: 1229 (2013).
13. Y. Chen, F. Liu, G. Yang, X. Q. Xu, and Y. H. Zhou, *J. Alloys Comp.*, **1–2**: 427 (2006).
14. J. Zhang, X. Cui, and Y. Wang, *Int. J. Cast Met. Res.*, **31**, Iss. 2: 87 (2018).
15. В. М. Мал'тсев, Т. А. Барсукова, и Ф. А. Борин, *Металлография Цветных металлов и сплавов* [Metallography of Non-Ferrous Metals and Alloys] (Moscow: Metallurgizdat: 1960) (in Russian).
16. N. N. Fomin and S. S. Zatulovskiy, *Elektricheskie Pechi i Ustanovki Induktsionnogo Nagreva* [Electric Furnaces and Induction Heating Installations] (Moscow: Metallurgiya: 1979) (in Russian).
17. Yu. M. Gel'fgat, O. A. Lielausis, and E. V. Shcherbinin, *Zhidkiy Metall pod Vozdeystviem Elektromagnitnykh Sil* [Liquid Metal under the Influence of Electromagnetic Forces] (Riga: Zinatne: 1975) (in Russian).
18. M. N. Sosnenko, *Sovremennyye Liteynyye Formy* [Modern Foundry Molds] (Moscow: Mashinostroenie: 1967) (in Russian).