

PACSnumbers: 61.25.Mv, 61.72.Mm, 68.70.+w, 81.05.Bx, 81.30.Fb, 83.60.Np, 83.80.Gh

## Структура та форма дендритів заліза в стопі системи Cu–Fe з додаванням Карбону, що заливався, охолоджувався та тверднув під дією постійного магнетного поля

О. В. Ноговіцин, В. О. Середенко, Ю. М. Романенко\*, О. В. Середенко, О. В. Чистяков

*Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України,  
бульв. Академіка Вернадського, 34/1,  
03142 Київ, Україна*  
*\*Національний технічний університет України  
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»,  
просп. Берестейський, 37,  
03056 Київ, Україна*

Стопи Cu–Fe з мідною основою і дисперсними ( $\cong 10$  мкм) глобуляризованими вкрапленнями фази заліза є перспективними як матеріали з високими спеціальними властивостями. Ливарні технології є низьковитратними та мало обмеженими товщиною виробів, але за низьких швидкостей охолодження їх (до 50 К/с) формуються розгалужені дендрити ( $\cong 100$  мкм). Тому актуальним є поліпшення дисперсності залізної фази й її будови. Встановлено, що в стопі Cu–20% Fe, витопленому в індукційній тигльовій печі (за температури у 1723 К), мікролегованому 0,05% С, розлитому у циліндричні форми ( $Re = (1,7-4,0) \cdot 10^4$ ,  $Ri = 6,0 \cdot 10^{-5}$ , питомі енергія та потужність перемішування — 4,4 Дж/кг і 1,1 Вт/кг), формуються структурні зони: периферійна охолоджена за 19,6 К/с протяжністю 17% від радіуса виливка зі структурою суспензії (вкраплення у 7,5 мкм) і

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

*Physico-Technological Institute of Metals and Alloys, NAS of Ukraine,  
34/1 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*  
*\*National Technical University of Ukraine ‘Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute’,  
37 Beresteiskyi Ave., UA-03056 Kyiv, Ukraine*

Citation: O. V. Nogovitsyn, V. O. Seredenko, Yu. M. Romanenko, O. V. Seredenko, and O. V. Chystyakov, Structure and Shape of Iron Dendrites in the Cu–Fe Alloy with the Addition of Carbon, Which Was Poured, Cooled and Solidified Under the Action of a Magnetostatic Field, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, No. 12: 1185–1203 (2024) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.46.12.1185](https://doi.org/10.15407/mfint.46.12.1185)

центральна (1,1 К/с) з дендритами до 350 мкм, з яких 40% розділено на фрагменти. Постійне магнетне поле, накладене на розтоп, що заливався та тверднув, утворило магнетогідродинамічний примежовий (гартманівський) шар розтопу ( $Ha = 13,2$ ) товщиною у 260 мкм, який супроводжував фронт кристалізації з формуванням периферійної зони, збільшуючи тепловіддачу ( $k = 72,9$ ). Гартманівський шар і підсилені полем мікротечії біля міжфазної поверхні вкрапель, зумовлених ефектами Марангоні та Зеебека за рекалесценції дендритів, збільшили швидкість охолодження периферії (30,1 К/с), її ширину (34% від радіуса виливка), дисперсність суспензії (3,3 мкм), подрібнення дендритів центральної зони (150 мкм) і розділення їх на фрагменти до 90%. Посилення перемішування розтопу в середині підтоплених дендритів зруйнувало суцільні оболонки на міжфазній поверхні вкрапель і стовпчасту структуру та підвищило дисперсність (розмір  $\cong 1$  мкм) їхніх субзерен. Результати роботи є перспективними для одержання мідних стопів з дисперсними глобуляризованими дендритними вкрапленнями, розповсюдженими на весь об'єм залитих у форми циліндричних виливків з порожниною, плоских біметалевих і безпервно литих циліндричних і плоских тіл.

**Ключові слова:** стоп Cu–Fe, мікролегування Карбоном, охолодження розтопу, постійне магнетне поле, дендрити заліза, лита структура.

Cu–Fe alloys with both a copper base and dispersed ( $\cong 10 \mu\text{m}$ ) globular inclusions of the iron phase are promising as materials with high special properties. Foundry technologies are low-cost and low-limited by the thickness of the products; however, at their low cooling rates (up to 50 K/s), branched dendrites ( $\cong 100 \mu\text{m}$ ) are formed. Therefore, it is important to improve the dispersion of the iron phase and its structure. As established, in the Cu–20% Fe alloy smelted in an induction crucible furnace (at temperature of 1723 K), microalloyed with 0.05% C, poured into cylindrical forms ( $Re = (1.7-4.0) \cdot 10^4$ ,  $Ri = 6.0 \cdot 10^{-5}$ , specific energy and power of mixing are of 4.4 J/kg and 1.1 W/kg, respectively), structural zones are formed: peripheral zone cooled at 19.6 K/s with a length of 17% of the casting radius with suspension structure (inclusions of 7.5  $\mu\text{m}$ ) and central one (at 1.1 K/s) with dendrites up to 350  $\mu\text{m}$ , of which 40% are divided into fragments. A constant magnetic field applied to the melt poured in and solidified forms a magnetohydrodynamic boundary layer (Hartmann) of the melt ( $Ha = 13.2$ ) with a thickness of 260  $\mu\text{m}$ , which is accompanying the crystallization front during the formation of the peripheral zone, increasing the heat transfer ( $k = 72.9$ ). The Hartman layer and field-enhanced microcurrents near the interphase surface of inclusions caused by the Marangoni and Seebeck effects during recalescence of dendrites increase the cooling rate of the periphery (30.1 K/s), its width (34% of the radius of the casting), and the dispersion of the suspension (3.3  $\mu\text{m}$ ), grinding the dendrites of the central zone (150  $\mu\text{m}$ ) and dividing them into fragments up to 90%. Increased mixing of the melt in the middle of the sub-melted dendrites destroys the continuous shells on the interphase surface of inclusions and the columnar structure and increases the dispersion (size  $\cong 1 \mu\text{m}$ ) of their subgrains. The results of the perspective work on the fabrication of copper alloys with dispersed globularized dendritic inclusions spread over the entire volume of cylindrical castings with a cavity, flat bime-

talic and continuously cast cylindrical and flat bodies.

**Key words:** Cu–Fe alloy, melt cooling, microalloying with carbon, permanent magnetic field, iron dendrites, cast structure.

*(Отримано 3 травня 2024 р.; остаточн. варіант — 9 липня 2024 р.)*

## 1. ВСТУП

На сучасному етапі розвитку техніки стопи системи Cu–Fe викликають інтерес дослідницьких центрів в Україні та світі як перспективні матеріали з високими спеціальними властивостями для багатьох галузей. Теоретичні дослідження та комп'ютерні моделювання, виконані за ініціативою Міністерства енергетики США, показали, що стопи Cu–Fe можуть мати унікальні властивості, зокрема за рахунок багаторівневої ієрархічної структури та принципів створення нових матеріалів з комплексом спеціальних властивостей, і в сучасних умовах потребують розроблення продуктивного, ресурсо- й енергоощадного процесу високотехнологічного виробництва на основі співпраці наукових центрів і стратегічних підприємств [1, 2].

Ці стопи поєднують високу тепло- й електропровідність міді з магнетом'якими властивостями, високою міцністю, жорсткістю, доступністю та дешевизною заліза. З формуванням відповідних структур вони мають унікальні властивості електромагнетного екранування, міцності, термостійкості, зносостійкості. Як магнетом'які матеріали, вони є ключовими для ефективної роботи силової електроніки й електричних машин наступного покоління, що працюватимуть в умовах високих механічних навантажень у високоенергетичних гальмівних системах для аерокосмічної промисловости, високошвидкісних потягів і важкої техніки. Вони вельми перспективні для рознімачів, кабелів зв'язку, вакуумних пристроїв, мостових з'єднань, сховищ ядерних відходів, систем імпульсного електромагнетного поля, електромагнетних випромінювачів з пришвидшенням частинок, матеріалів електромагнетного екранування [1, 3–9].

Структура стопів Cu–Fe, що забезпечує їм високі спеціальні властивості, має складатися з мідної основи, в якій розташовані дисперсні вкраплення у вигляді компактних утворень або волокон. Волокна формуються з вкраплень деформуванням із термообробленням заготовки. Чим дрібнішими є вкраплення вихідної заготовки, тим менше вона потребує подальшого оброблення [10]. Стопи системи Cu–Fe одержують методами напорошення, порошкової металургії та високотемпературної синтези. Такі методи потребують високих капіталовкладень у виробництво й обмежені товщиною заготовки [5]. Ливарні методи мають переваги простого обладнання,

можливості одержання зливка великого перерізу та меншої вартості; тому вивчення процесів одержання стопів системи Cu–Fe литтям є актуальним [7].

Застосування швидкостей охолодження у 360–560 К/с, притаманних спеціальним методам лиття, дає можливість одержання в структурі таких стопів компактних вкраплень з подрібнених дендритів, але з різноманітними формами — від округлої до розеткової в широкому діапазоні розмірів: 2–15 мкм (360 К/с) і 0,3–4,0 мкм (560 К/с) [11]. В системі Cu–Fe внаслідок наявності дисперсних вкраплень заліза, пересичених Купрумом, на формування структури істотний вплив чинить ефект Марангоні [8]. В звичайних ливарних технологіях реалізуються низькі швидкості охолодження:  $\cong 1$ –50 К/с. За такого охолодження у стопах в мідній основі формуються грубі розгалужені залізні дендрити (розміром  $\cong 100$  мкм) [12]. Крупна фаза заліза значно знижує властивості стопів, що гальмує їхнє застосування. Тому зменшення розмірів залізної фази є одною з ефективних стратегій поліпшення характеристик стопів системи Cu–Fe в умовах низьких швидкостей охолодження [13]. В цій роботі зазначено, що в стопах міді з 10–15% Fe в залежності від розміру фази заліза міцність становить відповідно: для 25 мкм — 466 МПа, 20 мкм — 608 МПа, 2 мкм — 750 МПа.

Сучасними трендами, спрямованими на подрібнення та компактування дендритної фази на основі заліза, є використання модифікаторів (переважно Mg і Si) [14, 15] та зовнішніх впливів. За їхнього застосування відбувається подрібнення та зміна форми вкраплень заліза з розгалуженої на компактну, подібну квадрату з округленими кутами; водночас, велика частина вкраплень коагулює, утворюючи подовжені ланцюжки. Дія Mg супроводжується утворенням в структурі стопу вкраплень емульсії з частини речовини залізної добавки з розмірами, до 10 разів більшими за модифіковані дендритні [14]. Для керування морфологією фази на основі заліза використовується добавка Карбону, але його виражена дія визначається певними складами стопів і швидкостями охолодження [16, 17].

На рівноважній діаграмі стану системи Cu–Fe зі сторони Феруму існує ретроградний солідус [18]. У стопах з ретроградним солідусом відповідного складу в процесі охолодження розтопу після його повного твердіння з подальшим охолодженням і переходом через температуру максимальної розчинності відбувається виділення рідкої фази, що значно відрізняється за складом від вихідного твердого розчину [19, 20]. Через структурне перетворення в разі швидкого виділення теплоти кристалізації відбувається розігрівання металевго стопу (рекалесценція) [21]. Для системи Cu–Fe встановлено, що розчинення Феруму в рідкій міді носить ендотермічний характер [22]. Під час прямого спостереження охолодження та кристалі-

зації розтопу Cu–20% Fe за допомогою найсучаснішого обладнання встановлено екзотермічні характеристики процесу підтоплення дендритів на основі заліза [4]. Згідно з даними цієї роботи, під час рекалесценції відбувалася фрагментація дендритів через втрату міцності; вказано, що таке подрібнення може бути посилено накладанням зовнішніх впливів. Завдяки явищу рекалесценції форма дендритів може змінюватися з розгалуженої на глобуляризовану [23].

Новітнім напрямом поліпшення властивостей стопів є вплив на мікроструктуру не тільки з точки зору форми та розмірів вкраплень заліза в мідній основі, але й їхньої структури. Морфологія та структура фази заліза визначає ряд спеціальних властивостей стопу [24]. На даний час такі дослідження почали проводитися в основному для вкраплень емульсії, а вивчення структури дендритних вкраплень знаходиться на початковій стадії. Вкраплення міді, що утворюються в емульсованій фазі заліза, приводять до підвищення міцності та межі плинності стопів [25]. Виділення нанорозмірної мідної фази всередині вкраплення сприяло під час деформації подрібненню залізної фази, утворенню волокнистої (наноламелярної) структури, що збільшувало міцність стопу [5]. Гетерогенна структура пластинчастої фази на основі заліза, що містить дрібні зерна  $\epsilon$ -Cu може ефективно затримувати розвиток тріщин [3]. Є дані про те, що додавання до стопу Cu–20% Fe Карбону приводить до зміни структури дендритів заліза [26].

На даний час недостатньо уваги приділено дослідженню фаз в середині дендритів і дії на них зовнішніх впливів, зокрема постійного магнетного поля. Є дані, що з виділенням Купруму з охолоджувального твердого розчину на основі заліза в постійному магнетному полі відбувається конкуренція між посиленням рушійної сили виділення Купруму та пригніченням дифузії за різних величин індукції магнетного поля, а тому є оптимальне значення індукції для ефективного контролю утворенням вкраплень міді [27]. Дослідження стопів Cu–Fe, оброблених постійним магнетним полем в 1 Тл, показало, що міцність деформованих стопів збільшується [28]. На фотографіях структур цих стопів видно, що стоп, необроблений полем, містить волокнисту фазу та компактні розеткові утворення розміром  $y \cong 5$  мкм з хвилястою поверхнею у вигляді тонких загострених зубців, а стоп, оброблений полем, — компактні утворення з формою, близькою до сферичної. Це, вірогідно, пов'язане з дією поля на формування структури дендритів на основі заліза. Проведені дослідження стосовно евтектоїдного перетворення під дією сильного магнетного поля (у 12 Тл) на криці, показали, що воно підвищує температуру цього перетворення і збільшує вміст Карбону [29].

Таким чином, оскільки Карбон застосовується для впливу на вкраплення на основі заліза в системі Cu–Fe, то є можливість вико-

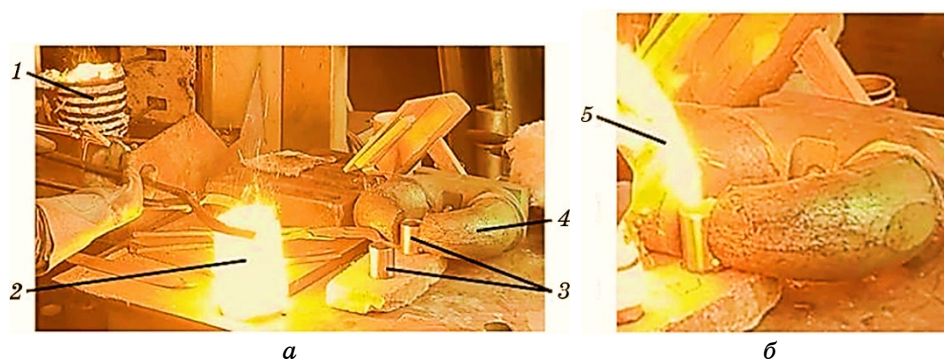
ристання в якості джерела заліза ще дешевших за нього криць, зокрема рядових марок. На даний час ведеться пошук ефективного інструменту подрібнення та зміни форми дендритів заліза за низької швидкості охолодження, притаманної звичайним способам лиття. Новітнім напрямом поліпшення властивостей стопів системи Cu–Fe є формування спеціальної структури емульсійних вкраплень на основі заліза. Стосовно дендритних вкраплень основна увага дослідників приділяється їхньому подрібненню й глобуляризації та значно менше — структурі. Є окремі дані, що за певних режимів дії постійного магнетного поля на стопи Cu–Fe воно може істотно впливати на структуру та форму дендритів заліза, і це потребує подальших досліджень.

Метою роботи було дослідження зміни форми та структури дендритів заліза в стопі Cu–20% Fe (де добавкою заліза є криця Зпс з 0,2% С), що заливався, охолоджувався та тверднув зі швидкостями, характерними для звичайних способів лиття під впливом постійного магнетного поля.

## 2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА МЕТОДИКА

Для приготування розтопу масою в 1,0 кг з 20% Fe були використані мідь високої чистоти (99,99%) і криця Зпс (Fe 98,78%, С 0,20%, решта — домішки). Витоплення стопу відбувалося в індукційній тигльовій печі високої частоти (44 кГц). Для запобігання неконтрольованому насиченню заліза Карбоном і ерозії тигля застосовано алундовий тигель, який був розташований всередині графітового. Оскільки стоп мав високий вміст Феруму і процес змішування рідкої міді з залізом характеризується ендотермічним тепловим ефектом, топлення розпочинали з розтоплення всієї кількості заліза з послідовним додаванням малих порцій твердої міді для запобігання істотному охолодженню розтопу. Температура розтопу контролювалася за допомогою термопари та мілівольтметра з цифровим табло. Після приготування розтопу алундовий тигель з розтопом виймався з печі. Рідкий стоп з температурою у 1723 К заливався у ливарні форми з криці з внутрішнім діаметром у 35 мм, зовнішнім — у 43 мм, в яких формувалися виливки висотою у 40 мм без (контрольні зразки) та за дії горизонтального постійного магнетного поля литого магнету (рис. 1).

Швидкість струменя розтопу під час заливання форми, енергію та потужність перемішування металу визначали за виразами джерела [30]. Охолодження розтопу у формі в зоні, прилеглий до її стінки (периферійній), оцінювалося за емпіричним рівнянням роботи [11], встановленим для стопу аналогічного складу, а для решти об'єму розтопу (центральної зони) — згідно з методикою роботи [31]. Умови одержання виливків характеризувалися числами поді-



**Рис. 1.** Заливання розтопу у ливарні форми: розташування обладнання (а), заливання розтопу (б): 1 — індукційна тигльова піч, 2 — тигель з розтопом, 3 — ливарні форми, 4 — постійний магнет, 5 — струмінь розтопу.

**Fig. 1.** Pouring melt into casting moulds: location of equipment (a), pouring melt (b): 1 is induction crucible furnace, 2 is crucible with melt, 3 is casting molds, 4 is permanent magnet, 5 is melt stream.

бности за Рейнольдсом ( $Re$ ), Гартманом ( $Ha$ ) [32], Річардсоном ( $Ri$ ) [33], Грасгофом ( $Gr$ ) і безрозмірним числом  $k$  [34]. Співвідношення природньої конвекції через охолодження потоку розтопу з примусовою, що була зумовлена струменем розтопу, для контрольних виливків оцінювалося числом  $Ri = Gr/Re^2$ . Додатковий вплив магнетного поля визначався числом  $k = (Ha^2 Re)/Gr$ . З рухом електропровідної рідини вздовж твердої поверхні навіть у слабкому поперечному магнетному полі змінюється режим тепловіддачі. Є умови, коли тепловіддача збільшується [34].

Із заповненням форми струмінь розтопу після торкання дна розтікався у радіальному напрямку, досягав стінки форми, підіймався вздовж неї, розвертався та стікав на потік, що рухався до стінки. Таким чином виникав вихровий, подібний тору циркуляційний рух розтопу.

Накладання магнетного поля на розтоп, особливо в області великих чисел  $Ha$  і  $Re$ , приводить до складного перетворення характеру руху об'ємів електропровідної рідини. В потоці, що рухається в об'ємі, прилеглому до стінок, виникає під дією постійного магнетного поля гартманівський (магнетогідродинамічний) шар, в якому поле збільшує швидкість потоку біля стінок. Характерний розмір магнетогідродинамічного примежового шару, що виникав біля стінки форми з криці під час заливання розтопу в разі накладання горизонтального магнетного поля, оцінювали за товщиною гартманівського шару за виразом з роботи [32]. Для умови  $Ha \gg l$  товщина гартманівського шару розраховувалась як  $\delta \cong l/Ha$ , де  $l$  [м] — характерний розмір, що визначений з урахуванням структури вихра в

розтопі [35].

Для пояснення особливостей поведінки вкраплень на основі заліза під час аналізу результатів з формування литої структури стопів  $\text{Cu}$  з  $\text{Fe}$  багатьма дослідниками тривалий час застосовується ефект Маранґоні, що спричиняє мікротечії біля поверхні вкраплень через неоднорідність концентрації та температури, але без врахування дії магнетного поля [8, 36]. Величини фізичних характеристик стопу для розрахунків було взято з джерел [37, 38].

Після охолодження кожен вилівок розрізався вздовж вертикальної осі. Для зразків, одержаних у магнетному полі площина розрізу проходила паралельно напрямку силових ліній магнетного поля. Металографічні дослідження проводилися методами оптичної й електронної мікроскопії, розмір і щільність розподілу вкраплень визначалися за стандартними методиками на шліфах, шавлених реактивами № 1 — 10% -розчином аміаку у дистильованій воді та № 2 — водяним розчином, що містив по 13% хлорного Феруму і соляної кислоти. Вміст Купруму та Феруму у фазах стопу визначався мікрорентгеноспектральною аналізою.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Швидкість струменя розтопу під час заливання у форму змінювалася від початку до кінця процесу в діапазоні 1,72–1,42 м/с. Заповнення форми розтопом відбувалося за 4 с у турбулентному режимі: значення числа  $Re$  від початку до кінця заливання змінювалося від  $1,7 \cdot 10^4$  (період розтікання по дну форми до виникнення циркуляційної течії) до  $4,0 \cdot 10^4$  (розвинута циркуляція). Число  $Ri$  в експериментах складало  $6,0 \cdot 10^{-5}$  і виконувалась умова  $Ri < 16$ , згідно з якою рівень природньої конвекції був вельми незначним і майже не впливав на рух розтопу [33].

Під час заповнення форми питома енергія перемішування була на рівні 4,4 Дж/кг, а питома потужність перемішування дорівнювала 1,1 Вт/кг. Дія магнетного поля на утворення магнетогідродинамічного примежового шару розтопу біля стінки форми характеризувалася числом  $Ha = 13,2$ . Величина числа  $k$  була  $72,9 \gg 3$ , що вказувало на збільшення тепловіддачі від розтопу до стінки форми [34]. Внаслідок вираженого Гартманового ефекту ( $Ha \gg 1$  [32]) утворення коринки затверділого стопу біля стінки форми та збільшення його товщини супроводжувалося наявністю гартманівського шару товщиною порядку 260 мкм на поверхні цієї коринки. Водночас, гартманівський шар супроводжував фронт кристалізації коринки під час її потовщення.

Аналіза структури виливків, одержаних без та за дії постійного магнетного поля, показала, що вони склалися з мідної основи та дендритів заліза. Виливки мали дві характерні зони — периферій-

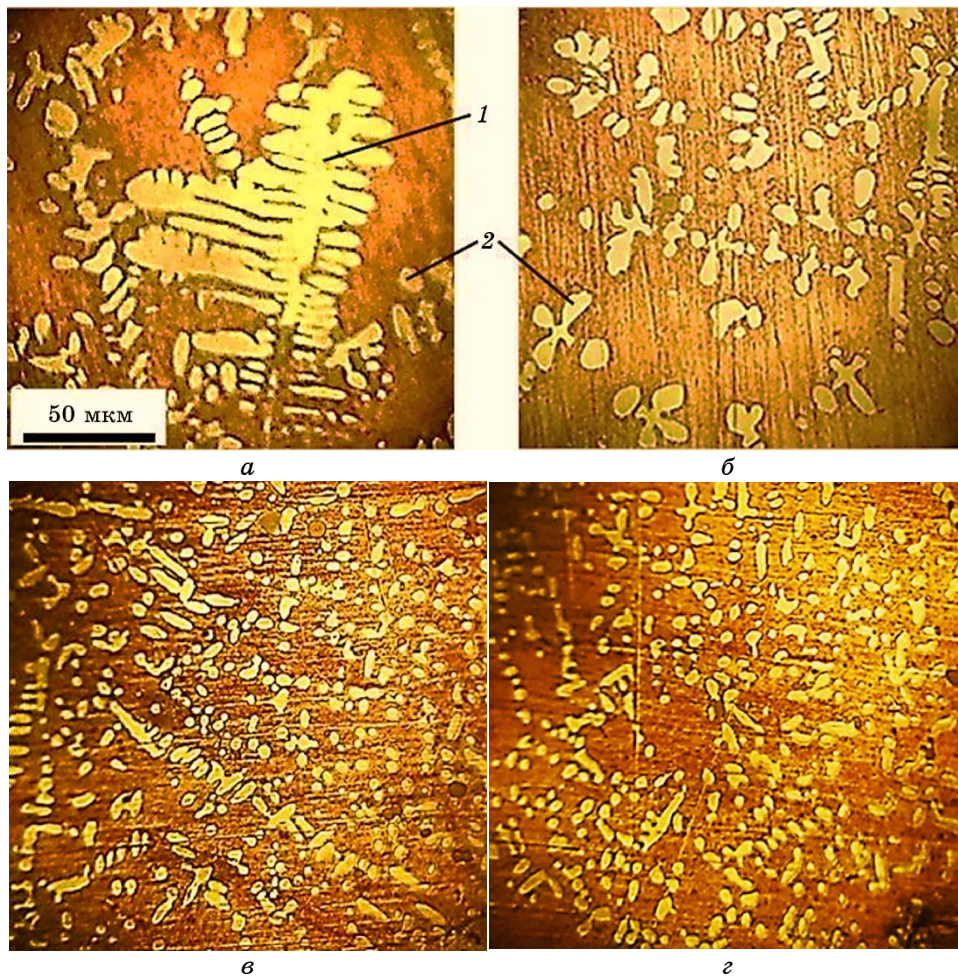


ну, прилеглу до стінки форми, та центральну, які відрізнялися розміром і формою дендритів. Між периферійною та центральною зонами виливків знаходилася перехідна область, в межах якої відбувався перехід від структури однієї зони до іншої. Було розраховано, що в зоні, прилеглій до стінки форми, контрольний стоп охолоджувався зі швидкістю у 19,6 К/с, а в решті об'єму — значно повільніше з 1,1 К/с. Ширина периферійної зони контрольного металу становила  $3,0 \cdot 10^{-3}$  м. В металі, обробленому магнетним полем, периферійна вона розширилася до  $6,0 \cdot 10^{-3}$  м, а швидкість охолодження металу в ній збільшилася до 30,1 К/с завдяки дії магнетогідродинамічного примежового шару.

Структуру контрольного металу представлено на рис. 2. З рисунку 2, а видно, що в центральній зоні в основі стопу були присутні дендрити розгалуженої форми, що мали осі 1-го, 2-го і 3-го порядків. Частина дендритів була видима на поверхні шліфів у вигляді відокремлених фрагментів, розташованих в лінію. Розмір осей дендритів, що були видимі як цілісні утворення, сягав до 350 мкм (осі 1-го порядку), 100 мкм (осі 2-го порядку) і 15 мкм (осі 3-го порядку). Частина таких дендритів складала 60% від їхньої загальної кількості. Решта кристалів була фрагментованою. Розмір фрагментів був у діапазоні 5–60 мкм з віддаллю між ними у 0,5–4,5 мкм. З переходом від центральної до периферійної зони кількість цілісних дендритів зменшувалась і, відповідно, фрагментованих збільшувалась. Зникали осі 3-го порядку, знижувалося число осей 2-го порядку (рис. 2, б, в). В периферійній зоні цілісних дендритів було 10% ;, решта вкраплень представляла подовжені й округлі фрагменти кристалів з середнім розміром у 7,5 мкм і середньою кількістю на поверхні шліфа у  $5,9 \cdot 10^3 \text{ мм}^{-2}$  (рис. 1, г). Як видно з рисунку 2, дендрити мають округлення. Це пояснюється їхньою рекалесценцією, що супроводжувалася підтопленням [23]. У безпосередньому спостереганні за зростанням дендритів до рекалесценції вони були загостреними [4].

На першому етапі пониження температури до перегику на лінії ретроградного солідусу переважно відбувалася дифузія Купруму у залізне вкраплення. На другому етапі з подальшим охолодженням переважною ставала дифузія Купруму із вкраплення у розтоп основи, і через явище рекалесценції поверхневий шар вкраплення ставав рідким. Біля міжфазної поверхні з обох її сторін виникали локальні концентраційні та температурні неоднорідності [4]. Це викликало ефект Маранґоні — мікротечії у шарах розтопу, прилеглих до міжфазної поверхні вкраплення, що сприяло дестабілізації підтопленого вкраплення та відокремленню від нього частин у момент втрати ним міцності.

Під час заливання розтопу він, у першу чергу, охолоджувався біля стінки форми з криці, де виникала коринка стопу з фронтом



**Рис. 2.** Структура контрольного металу (щавленого реактивом №1): центральна зона (а), перехідна область зі сторони центральної зони (б), перехідна область зі сторони периферійної зони (в), периферійна зона (г): 1 — розгалужений дендрит з осями 1-го, 2-го і 3-го порядків, 2 — фрагменти дендрита.

**Fig. 2.** Structure of the control metal (etched with reagent No. 1): central zone (a), transitional area from the side of the central zone (б), transitional area from the side of the peripheral zone (в), peripheral zone (г): 1 is branched dendrite with axes of the first, second and third orders, 2 is dendrite fragments.

кристалізації, в яку уморожувалися вкраплення на основі заліза. Між частиною вкраплення, яка виступала у шар розтопу, та коринкою виникали електроструми (Зесбеків ефект), але вони не впливали на подрібнення вкраплення.

У зв'язку з підтопленням дендритів, що знаходилися поза коринкою в об'ємі розтопу, всередині та навколо них виникали неоднорідності температури, що також були причиною для виникнення електрострумів.

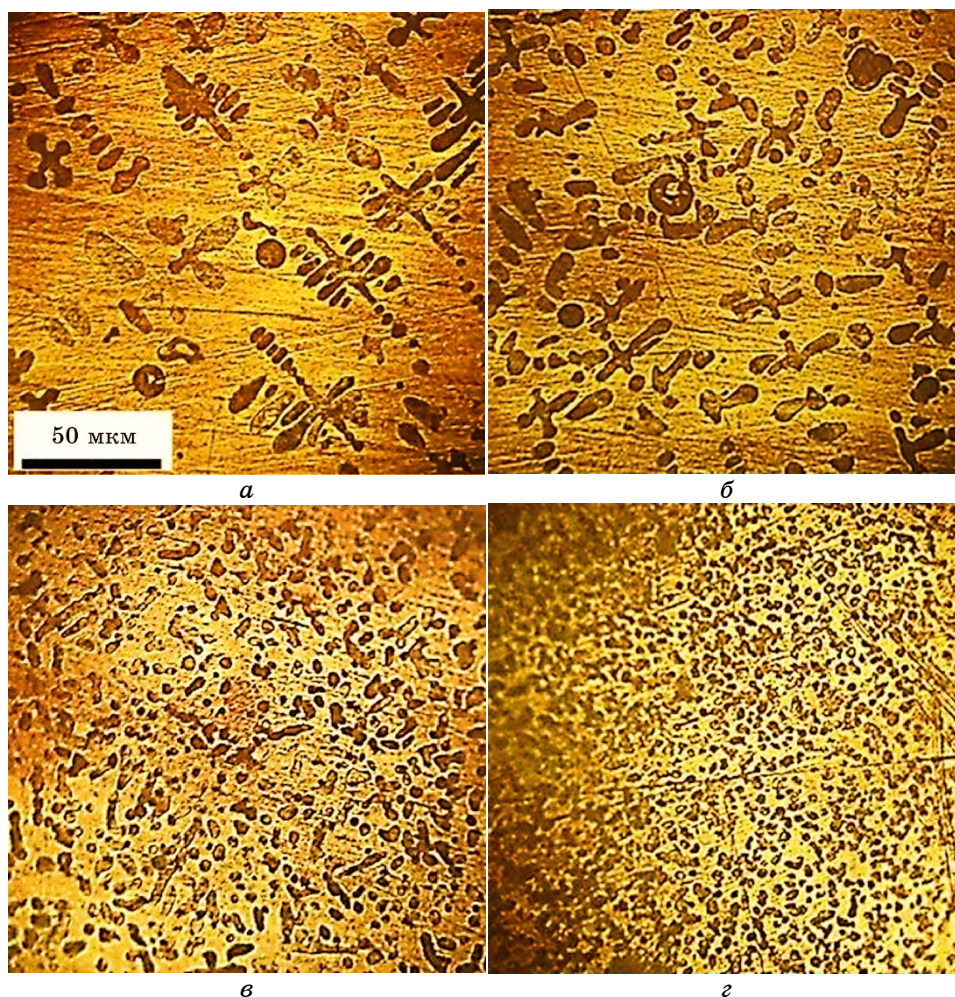
За дії постійного магнетного поля в структурі центральної зони стопу в порівнянні з контрольним металом відбулися наступні зміни: кількість дендритів, видимих як цілісні, скоротилася до 10%, довжина осей 1-го порядку зменшилася в 2,3 рази, 2-го порядку — втричі, а третього не виявлено (рис. 3, а).

Діапазон розмірів фрагментів дендритів звузився і склав 3–35 мкм, віддалі між ними зросла в 2–3 рази.

В перехідній області зі сторони центральної зони посилилася фрагментація дендритів, що проявилось у відсутності цілісних утворень, подвійному скороченні розмірів найбільших фрагментів і зменшенні кількості осей 2-го порядку на них до 4 разів (рис. 3, б). Зі сторони цієї області, прилеглої до периферійної зони, процес подрібнення та фрагментації дендритів посилювався. Розгалужені форми були відсутні, в структурі переважали дрібні фрагментовані дендрити, частини яких були переважно округлі та розташовані у довільному порядку. Спостерігалися подовжені утворення, які були представлені скороченими осями дендритів 1-го порядку та ланцюжками з коагульованих чарункових фрагментів дендритів (рис. 3, в). У периферійній зоні виливків утворилася структура типу суспензії з середнім розміром округлих крапель у 3,3 мкм (в 2,3 рази менше в порівнянні з контрольним стопом) і кількістю у  $2,4 \cdot 10^4 \text{ мм}^{-2}$  (в 4 рази більше, ніж у контрольного металу). Подовжених крапель, що представляли осі 1-го порядку кристалів, не спостерігали, а подовжені утворення виникли внаслідок коагуляції (рис. 3, г).

Зменшення розміру крапель, зростання їхньої кількості, посилення фрагментації та збільшення віддалі між фрагментами дендритів в структурі стопу під дією магнетного поля пов'язані з його взаємодією з мікрострумами, індукованими мікротечіями розтопу, викликаними ефектом Маранґоні, та мікрострумами, зумовленими Зеебековим ефектом. Така взаємодія породжувала локальні електромагнетні сили, що підсилювали мікротечії поблизу поверхні краплення та посилювали їхній дестабілізуючий вплив на краплення.

Застосування реактиву №1 для виявлення структурних складових стопу, одержаного під впливом магнетного поля, через послаблення взаємочину з металом не забезпечило чіткого зображення. Це, вірогідно, пов'язане зі змінами структури складових стопу. Мікрорентгеноспектральною аналізою виявлено, що за швидкості охолодження у 1,1 К/с в дендритах містилося 15,8% Cu, що добре узгоджувалося з даними [4]. Під впливом магнетного поля кіль-



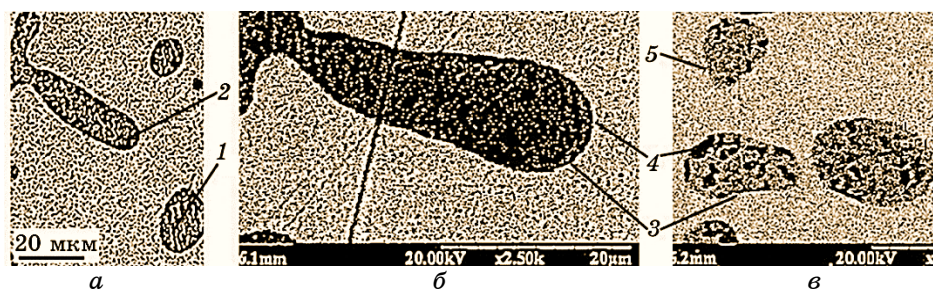
**Рис. 3.** Структура стопу, обробленого постійним магнетним полем (щавленого реактивом №2): центральна зона (а), перехідна область зі сторони центральної зони (б), перехідна область зі сторони периферійної зони (в), периферійна зона (г).

**Fig. 3.** The structure of the alloy treated with a permanent magnetic field (etched with reagent No. 2): central zone (a), transitional area from the side of the central zone (б), transitional area from the side of the peripheral zone (в), peripheral zone (г).

кість Cu зросла до 17,2%. Це, зокрема, могло вплинути на послаблення дії реактиву №1.

На рисунку 4 представлено зображення фрагментів дендритів.

З рисунку 4, а видно, що основу дендритів складають темні суб-



**Рис. 4.** Структура дендритів в стопі Cu-20% Fe: фази стопу (а), фрагмент дендрита контрольного стопу (б), фрагменти дендрита стопу, обробленого постійним магнетним полем (в): 1 — переріз фрагмента дендрита у поперечному напрямку розташування субзерен заліза, що утворюють стовпчасту структуру, 2 — поздовжній переріз фрагмента дендрита, 3 — внутрішній шар оболонки дендрита, 4 — зовнішній шар оболонки дендрита, 5 — ділянка на поверхні фрагмента дендрита, де оболонка не візуалізувалася.

**Fig. 4.** The structure of dendrites in the Cu-20% Fe alloy: alloy phases (a), a dendrite fragment of a control alloy (b), dendrite fragments of an alloy treated with a constant magnetic field (c): 1 is cross-section of a dendrite fragment in the transversal direction of the location of iron subgrains forming a columnar structure, 2 is longitudinal cross-section of a dendrite fragment, 3 is the inner layer of the dendrite shell, 4 is the outer layer of the dendrite shell, 5 is the area on the surface of the dendrite fragment, where the shell was not visualized.

зерна на основі заліза. В дендритах контрольного стопу зафіксовано стовпчасті структури субзерен заліза, між якими розташовувалася світла фаза на мідній основі. У дендритах контрольного стопу (рис. 4, б) виявлено, що світла фаз, розташована між субзернами його основи (розмір субзерен  $\cong 2$  мкм), представляла мікронеоднорідний розчин зі світлими вкрапленнями міді (розміром  $\cong 200$  нм) і темними вкрапленнями заліза, які зливалися з фоном субзерен основи дендрита. З внутрішньої сторони дендрит оточено тонким темним шаром на основі заліза ( $\cong 200$  нм), а з зовнішньої — світлим шаром міді ( $\cong 300$  нм). Під впливом магнетного поля субзерна заліза в основному стали роз'єднаними і не утворювали стовпчастої структури, а також подрібнилися до 2 разів.

Аналогічні зміни в розмірах відбулись і з мікрівкрапленнями міді. Внутрішній і зовнішній шари оболонки на дендриті були стоншеними в порівнянні з контрольним металом, і на деяких ділянках за даного збільшення вони не ідентифікувалися, що могло бути викликано інтенсифікацією мікротечій біля міжфазної поверхні (рис. 4, в).

Площа, зайнята субзернами заліза на поверхні шліфа, зменшилася відносно контрольного стопу. Це може бути пов'язано зі збільшенням вмісту Феруму в розчині на основі міді, а також змен-

шенням і компактуванням субзерен основи дендрита, що є аналогічним структурним змінам в металі, одержаному методом реолиття в умовах перемішування з подальшою низькою швидкістю охолодження [39, 40]. В аналітичному огляді роботи [40] зазначено, що перемішування навіть незначної інтенсивності викликає подрібнення зерен і пригнічення утворення стовпчастої структури в стопах.

Структурні зміни всередині вкраплення, що відбулися внаслідок накладання впливу постійного магнетного поля на прояви ефектів Маранґоні та Зеєбека під час підтоплення дендрита, вказували на посилення перемішування розтопу у вкрапленні фази на основі заліза.

Як зазначено в роботах [5, 14, 41], для підвищення властивостей стопів системи Cu–Fe, де фазою, що зміцнює стоп, є емульсовані вкраплення на основі заліза, перспективним є зміцнення самих вкраплень формуванням всередині них дисперсної зворотньої емульсії.

Таким чином, подрібнення структури всередині дендритів є також сприятливим чинником для зміцнення фази на основі заліза.

Результати роботи є перспективними для застосування у процесах формування структури стопів, що відливаються у форми, зокрема: методом лиття гартовим твердненням (залиття стопу у циліндричну металеву форму з формуванням на її стінці початкової коринки товщиною у 5–8 мм, вилученням коринки з розтопу й охолодженням у гартовій ванні [42]) для поліпшення структури стопу; методом лиття біметалевих плоских зливків стопів системи Cu–Fe (пошаровим литтям у пласку форму рідкої міді на попередньо залитий шар заліза, що твердне [43]) для підвищення якості контакту металевих шарів.

Одержані дані мають перспективу використання у процесах безперервного лиття, наприклад, під час лиття у валковий кристалізатор зливків, де коринки, що виникають на поверхнях валків, з'єднуються під тиском у міжвалковому проміжку [44], для підвищення товщини заготовки з дисперсною структурою, а також у кристалізаторі ковзання для одержання циліндричних заготовок.

#### 4. ВИСНОВКИ

Визначено, що стопи системи Cu–Fe на основі міді є перспективними для багатьох галузей техніки в якості матеріалів з високими спеціальними властивостями, зокрема, для електромагнетного екранування. Це забезпечується структурами мідної основи з дисперсними ( $\cong 10$  мкм) глобуляризованими вкрапленнями фази заліза з міддю. Серед сучасних технологій виробництва таких стопів ливарні мають переваги у розмірах капіталовкладень у обладнання, ни-

зкими витратами на виготовлення та значно меншими обмеженнями за товщиною виробів, але потребують спеціальних методів лиття для забезпечення великих швидкостей охолодження ( $> 300$  К/с); в іншому разі формуються розгалужені дендрити (з розмірами порядку 100 мкм), що значно понижує властивості матеріалу. Тому актуальною є стратегія поліпшення характеристик мідних стопів з Fe в умовах низьких швидкостей охолодження (до 50 К/с), зокрема дисперсності залізної фази та її будови.

Встановлено, що в структурі стопу міді з 20% Fe, що був витоплений в індукційній тигльовій печі за температури у 1723 К, мікролегований 0,05% С і розлитий у циліндричні форми в умовах, які характеризувалися значеннями чисел  $Re = (1,7-4,0) \cdot 10^4$  і  $Ri = 6,0 \cdot 10^{-5}$ , питомими енергією та потужністю перемішування 4,4 Дж/кг і 1,1 Вт/кг відповідно, сформувалися дві зони (периферійна та центральна), які відрізнялися розміром і формою вкраплень на основі заліза в мідній основі та мали перехідну область, де відбулася зміна структури з переходом між зонами. Ширина периферійної зони складала 3 мм (17% від радіуса виливка) і мала структуру суспензії з переважно глобуляризованими вкрапленнями розміром у 7,5 мкм, що сформувалися за швидкості охолодження у 19,6 К/с. Решту об'єму виливка займала центральна зона, де швидкість охолодження складала 1,1 К/с з розгалуженими дендритами, 40% з яких були розділені на фрагменти, а цілісні сягали 350 мкм.

З'ясовано, що накладання на розтоп постійного горизонтального магнетного поля викликало утворення магнетогідродинамічного примежового (гартманівського) шару розтопу біля стінки форми, що характеризувався числом  $Ha = 13,2$ , який мав товщину у 260 мкм і супроводжував фронт кристалізації під час формування периферійної зони, збільшуючи тепловіддачу від виливка до стінки форми (число  $k = 72,9$ ).

Наявність гартманівського шару та підсилення мікротечій розтопу біля міжфазної поверхні вкраплень завдяки взаємодії магнетного поля з мікрострумами, що виникали за рекалесценції внаслідок ефектів Маранґоні та Зеебека, забезпечили збільшення швидкості охолодження периферійної зони до 30,1 К/с і її ширини до 6 мм (34% від радіуса виливка), подрібнення глобуляризованих вкраплень суспензії до 3,3 мкм. В центральній зоні виливка, яка тверднула в інерційний період після закінчення заливання та пониження інтенсивності перемішування, під дією поля фрагментація дендритів посилилася — кількість їх, розділених на фрагменти, зросла до 90%, розміри фрагментів скоротилися у 1,7 рази, віддаль між ними зросла до 3 разів, розміри дендритів скоротилися до 150 мкм.

Визначено, що дендритні вкраплення на основі заліза складаються зі стовпчастих субзерен ( $\cong 2$  мкм у поперечному перерізі), мі-

кронеоднорідної фази з мікрооб'ємів заліза та міді між ними. Вкраплення були оточені шарами заліза ( $\cong 200$  нм) і міді ( $\cong 300$  нм).

Дія магнетного поля привела до руйнації стовпчастої структури субзерен на основі заліза всередині вкрапель, підвищила їхню дисперсність (розмір  $\cong 1$  мкм), усунула суцільні оболонки на міжфазній поверхні вкрапель і стоншила їхні залишки, що вказувало на посилення перемішування розтопу у підтоплених дендритах внаслідок ефектів Марангоні та Зеєбека.

З'ясовано, що перспектива подальших досліджень полягає у формуванні литої структури мідних стопів з дисперсними глобуляризованими вкрапленнями дендритного походження на основі заліза, що розповсюджена на весь об'єм вилівка за лиття у форми й у валковій кристалізатори та кристалізатори ковзання безперервним способом.

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. A. Chatterjee, D. Popov, N. Velisavljevic, and A. Misra, *Nanomater.*, **12**: 1514 (2022).
2. І. В. Кривцун, П. І. Лобода, С. К. Фомічов, В. В. Квасницький, *Автоматичне зварювання*, № 8: 3 (2020).
3. C. Wen, Y. Qiu, Z. Zhang, K. Li, C. Deng, L. Hu, D. Chen, Y. Lu, and S. Zhou, *J. Alloys Compd.*, **971**: 172675 (2024).
4. J. Guo, D. Lu, and J. Zou, *Metals*, **13**, Iss. 3: 581(2023).
5. F. Yang, L. Dong, L. Zhou, N. Zhang, X. Zhou, X. Zhang, and F. Fang, *Mater. Sci. Eng. A*, **849**: 143484 (2022).
6. A. Y. Pang, G. Chao, T. Luan, S. Gong, Y. Wang, Z. Jiang, Z. Xiao, Y. Jiang, and Z. Li, *Mater. Sci. Eng. A*, **826**: 142012 (2021).
7. M. Wang, R. Zhang, Z. Xiao, S. Gong, Y. Jiang, and Z. Li, *J. Alloys Compd.*, **820**: 153323 (2020).
8. X. Dai, M. Xie, S. Zhou, C. Wang, M. Gu, J. Yang, and Z. Li, *J. Alloys Compd.*, **740**: 194 (2018).
9. K. M. Liu, D. P. Lu, H. T. Zhou, Z. B. Chen, A. Atrens, and L. Lu, *Mater. Sci. Eng. A*, **584**: 114 (2013).
10. C. Biselli and D. G. Morris. *Acta Mater.*, **44**, Iss. 2: 493 (1996).
11. S. Liu, J. Jie, Z. Guo, G. Yin, I. Wang, and T. Li, *J. Alloys Compd.*, **742**: 99 (2018).
12. J. Guo, Q. Hu, J. Zou, and D. Lu, *Metall. Res. Technol.*, **120**: 312 (2023).
13. X. Yuan, P. Zhang, J. Wang, B. Yang, and Y. Li, *Materials*, **16**, Iss. 14: 5180 (2023).
14. Y. B. Jeong, H. R. Jo, J. T. Kim, S. H. Hong, and K. B. Kim, *J. Alloys Compd.*, **786**: 341(2019).
15. J. Chen, Y. Zhang, S. Yue, J. Jie, and T. Li, *J. Mater. Sci.*, **58**: 16402 (2023).
16. I. G. Brodova, O. A. Chicova, M. A. Vityunin, T. I. Yablonskih, I. G. Shurinkina, and V. V. Astaf'ev, *Phys. Metals Metallography*, **108**, No. 6: 591 (2009).
17. J. Zhang, W. Hao, J. Lin, Y. Wang, and H. Chen, *J. Alloys Compd.*, **827**: 154285



- (2020).
18. Y. Z. Chen, F. Liu, G. C. Yang, X. Q. Xu, and Y. H. Zhou, *J. Alloys Compd.*, **427**: L1 (2007).
  19. В. М. Глазов, *Основы физической химии* (Москва: Высшая школа: 1981).
  20. А. Я. Губенко, *Металлы*, № 4: 99 (1997).
  21. К. П. Бунин, Я. Н. Малиночка, Ю. Н. Таран, *Основы металлографии чугуна* (Москва: Металлургия: 1969).
  22. А. Котб, А. А. Вертман, А. М. Самарин, *Известия академии наук СССР. Металлы*, № 3: 23 (1966).
  23. Y. Yan, C. Wei, Y. He, C. Li, P. Zhang, J. Li, and J. Wang, *China Foundry*, **19**: 335 (2022).
  24. Y. Ding, Z. Xiao, M. Fang, S. Gong, and J. Dai, *Mater. Sci. Eng. A*, **864**: 144603 (2023).
  25. Y. B. Jeong, H. R. Jo, H. J. Park, H. Kato, and K. B. Kim, *J. Mater. Research Technol.*, **9**, Iss. 6: 15989 (2020).
  26. S. Yue, J. Qu, G. Li, S. Liu, Z. Guo, J. Jie, S. Guo, and T. Li, *J. Alloys Compd.*, **921**: 166163 (2022).
  27. Y. Mitsui, M. Onoue, R. Kobayashi, K. Sato, S. Kuzuhara, W. Ito, K. Takahashi, and K. Koyama, *ISIJ International*, **62**, Iss. 3: 413 (2022).
  28. X. Zuoa, E. Wang, L. Quc, P. Jiad, L. Zhange, and J. Hef, *Materials Science Forum*, **654–656**: 1377 (2010).
  29. Y. D. Zhang, C. Esling, M. Calcagnotto, M. L. Gong, H. Klein, X. Zhao, and L. Zuo, *Texture, Stress, and Microstructure*, **2008**: 349854 (2008).
  30. А. Г. Флейшер, Д. Я. Поволоцкий, Л. И. Мирковский, Ц. Л. Кацман, Л. Я. Рудашевский, *Известия вузов. Черная металлургия*, № 12: 126 (1989).
  31. М. Н. Сосненко, *Современные литейные формы* (Москва: Машиностроение: 1967).
  32. Ю. М. Гельфгат, О. А. Лиелаусис, Е. В. Щербинин, *Жидкий металл под воздействием электромагнитных сил* (Рига: Зинатне: 1975).
  33. E. M. Sparrow, R. Eichom, and J. L. Cregg, *Phys. Fluids*, **2**: 319 (1959).
  34. М. З. Живов, Ю. А. Соковишин, *Восьмое Рижское совещание по магнитной гидродинамике* (Рига: Зинатне: 1975), т. 1.
  35. M. Salcudean and R. I. L. Guthrie, *Metallurgical Transaction B*, **9B**, Iss. 2: 181 (1978).
  36. N. O. Young, J. S. Goldstein, and M. J. Blok, *J. Fluid Mech.*, **6**, Iss. 2: 350 (1959).
  37. К. Дж. Смитлз, *Металлы* (Москва: Металлургия: 1980) (пер. з англ.).
  38. Н. И. Фомин, Л. М. Затуловский, *Электрические печи и установки индукционного нагрева* (Москва: Металлургия: 1979).
  39. В. І. Белік, Л. К. Шеневідько, В. М. Дука, Т. Г. Цир, *Матеріали ХІХ Міжнародної науково-практичної конференції «Литво. Металургія 2023»* (Харків: НТУ «ХПІ»: 2023).
  40. А. Г. Борисов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **36**, № 1: 127 (2014).
  41. S. Sarker, C. Srivastava, and K. Chattopadhyay, *Mater. Sci. Eng. A*, **723**: 38 (2018).
  42. Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, *Литьё и металлургия*, № 2: 142 (2005).
  43. Y. Wang, Y. Gao, Y. Li, W. Zhai, L. Sun, and C. Zhang, *Emerging Mater. Research*, **8**, Iss. 4: 538 (2019).

44. А. С. Нурадинов, О. В. Ноговіцин, В. П. Школяренко, І. А. Нурадінов, *Процеси лиття*, № 4: 13 (2022).

## REFERENCES

1. A. Chatterjee, D. Popov, N. Velisavljevic, and A. Misra, *Nanomater.*, **12**: 1514 (2022).
2. I. V. Krivtsun, P. I. Loboda, S. K. Fomichov, and V. V. Kvasnyts'kyu, *Avtomatychne Zvaryvannya*, No. 8: 3 (2020) (in Ukrainian).
3. C. Wen, Y. Qiu, Z. Zhang, K. Li, C. Deng, L. Hu, D. Chen, Y. Lu, and S. Zhou, *J. Alloys Compd.*, **971**: 172675 (2024).
4. J. Guo, D. Lu, and J. Zou, *Metals*, **13**, Iss. 3: 581(2023).
5. F. Yang, L. Dong, L. Zhou, N. Zhang, X. Zhou, X. Zhang, and F. Fang, *Mater. Sci. Eng. A*, **849**: 143484 (2022).
6. A. Y. Pang, G. Chao, T. Luan, S. Gong, Y. Wang, Z. Jiang, Z. Xiao, Y. Jiang, and Z. Li, *Mater. Sci. Eng. A*, **826**: 142012 (2021).
7. M. Wang, R. Zhang, Z. Xiao, S. Gong, Y. Jiang, and Z. Li, *J. Alloys Compd.*, **820**: 153323 (2020).
8. X. Dai, M. Xie, S. Zhou, C. Wang, M. Gu, J. Yang, and Z. Li, *J. Alloys Compd.*, **740**: 194 (2018).
9. K. M. Liu, D. P. Lu, H. T. Zhou, Z. B. Chen, A. Atrens, and L. Lu, *Mater. Sci. Eng. A*, **584**: 114 (2013).
10. C. Biselli and D. G. Morris. *Acta Mater.*, **44**, Iss. 2: 493 (1996).
11. S. Liu, J. Jie, Z. Guo, G. Yin, I. Wang, and T. Li, *J. Alloys Compd.*, **742**: 99 (2018).
12. J. Guo, Q. Hu, J. Zou, and D. Lu, *Metall. Res. Technol.*, **120**: 312 (2023).
13. X. Yuan, P. Zhang, J. Wang, B. Yang, and Y. Li, *Materials*, **16**, Iss. 14: 5180 (2023).
14. Y. B. Jeong, H. R. Jo, J. T. Kim, S. H. Hong, and K. B. Kim, *J. Alloys Compd.*, **786**: 341(2019).
15. J. Chen, Y. Zhang, S. Yue, J. Jie, and T. Li, *J. Mater. Sci.*, **58**: 16402 (2023).
16. I. G. Brodova, O. A. Chicova, M. A. Vityunin, T. I. Yablonskih, I. G. Shurinkina, and V. V. Astaf'ev, *Phys. Metals Metallography*, **108**, No. 6: 591 (2009).
17. J. Zhang, W. Hao, J. Lin, Y. Wang, and H. Chen, *J. Alloys Compd.*, **827**: 154285 (2020).
18. Y. Z. Chen, F. Liu, G. C. Yang, X. Q. Xu, and Y. H. Zhou, *J. Alloys Compd.*, **427**: L1 (2007).
19. V. M. Glazov, *Osnovy Fizicheskoy Khimii* [Fundamentals of Physical Chemistry] (Moskva: Vysshaya Shkola: 1981) (in Russian).
20. A. Ya. Gubenko, *Metally*, No. 4: 99 (1997) (in Russian).
21. K. P. Bunin, Ya. N. Malinochka, and Yu. N. Taran, *Osnovy Metallografii Chuguna* [Fundamentals of Cast Iron Metallurgy] (Moskva: Metallurgiya: 1969) (in Russian).
22. A. Kotb, A. A. Vertman, and A. M. Samarin. *Izvestiya Akademii Nauk SSSR. Metally*, No. 3: 23 (1966) (in Russian).
23. Y. Yan, C. Wei, Y. He, C. Li, P. Zhang, J. Li, and J. Wang, *China Foundry*, **19**: 335 (2022).

24. Y. Ding, Z. Xiao, M. Fang, S. Gong, and J. Dai, *Mater. Sci. Eng. A*, **864**: 144603 (2023).
25. Y. B. Jeong, H. R. Jo, H. J. Park, H. Kato, and K. B. Kim, *J. Mater. Research Technol.*, **9**, Iss. 6: 15989 (2020).
26. S. Yue, J. Qu, G. Li, S. Liu, Z. Guo, J. Jie, S. Guo, and T. Li, *J. Alloys Compd.*, **921**: 166163 (2022).
27. Y. Mitsui, M. Onoue, R. Kobayashi, K. Sato, S. Kuzuhara, W. Ito, K. Takahashi, and K. Koyama, *ISIJ International*, **62**, Iss. 3: 413 (2022).
28. X. Zuoa, E. Wang, L. Quc, P. Jiad, L. Zhange, and J. Hef, *Materials Science Forum*, **654–656**: 1377 (2010).
29. Y. D. Zhang, C. Esling, M. Calcagnotto, M. L. Gong, H. Klein, X. Zhao, and L. Zuo, *Texture, Stress, and Microstructure*, **2008**: 349854: (2008).
30. A. G. Fleysher, D. Ya. Povolotskiy, L. I. Mirkovski, Ts. L. Katsman, and L. Ya. Rudashevskiy, *Izvestiya Vuzov. Chernaya Metallurgiya*, No. 12: 126 (1989) (in Russian).
31. M. N. Sosnenko, *Sovremennyye Liteynyye Formy* [Modern Casting Molds] (Moskva: Mashinostroenie: 1967) (in Russian).
32. Yu. M. Gel'fgat, O. A. Lielausis, and E. V. Shcherbinin, *Zhidkiy Metall pod Vozdeystviem Ehlektromagnitnykh Sil* [Liquid Metal under the Influence of Electromagnetic Forces] (Riga: Zinatne: 1975) (in Russian).
33. E. M. Sparrow, R. Eichom, and J. L. Cregg, *Phys. Fluids*, **2**: 319 (1959).
34. M. Z. Zhivov and Yu. A. Sokovishin, *Vos'moye Rizhskoye Soveshchanie po Magnitnoy Gidrodinamike* (Riga: Zinatne: 1975), vol. 1 (in Russian).
35. M. Salcudean and R. I. L. Guthrie, *Metallurgical Transaction B*, **9B**, Iss. 2: 181 (1978).
36. N. O. Young, J. S. Goldstein, and M. J. Blok, *J. Fluid Mech.*, **6**, Iss. 2: 350 (1959).
37. C. J. Smithells, *Metally* [Metals] (Moskva: Metallurgiya: 1980) (Russian translation).
38. N. I. Fomin and L. M. Zatulovskiy, *Ehlektricheskie Pechi i Ustanovki Induktsionnogo Nagreva* [Electric Furnaces and Induction Heating Installations] (Moskva: Metallurgiya: 1979) (in Russian).
39. V. I. Byelik, L. K. Shenevid'ko, V. M. Duka, and T. H. Tsyr, *Proc. XIX Int. Sci. Practical Conf. 'Lytvo. Metallurgiya 2023'* (Kharkiv: NTU 'KhPI': 2023) (in Ukrainian).
40. A. G. Borisov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **36**, No. 1: 127 (2014) (in Russian).
41. S. Sarkar, C. Srivastava, and K. Chattopadhyay, *Mater. Sci. Eng. A*, **723**: 38 (2018).
42. E. I. Marukovich and V. Yu. Stetsenko, *Lit'e i Metallurgiya*, No. 2: 142 (2005) (in Russian).
43. Y. Wang, Y. Gao, Y. Li, W. Zhai, L. Sun, and C. Zhang, *Emerging Mater. Research*, **8**, Iss. 4: 538 (2019).
44. A. S. Nuradynov, O. V. Nohovitsyn, V. P. Shkolyarenko, and I. A. Nuradinov, *Protsezy Lyttya*, No. 4: 13 (2022) (in Ukrainian).