

PACS numbers: 61.25.Mv, 61.66.Dk, 61.72.Mm, 81.05.Bx, 81.30.Fb, 83.60.Np

## **Оболонкова структура біметалевого стрижня зі стопу Cu–Fe, одержаного в процесах індукційного топлення та безперервного розливання**

О. В. Ноговіцин, В. О. Середенко, О. В. Середенко, О. В. Чистяков,  
К. А. Сіренко

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

Встановлено можливість виникнення оболонкових форм у стопах Cu–Fe за малої концентрації Феруму (0,75 мас.%) у зразках в умовах швидкісного охолодження розтопу ( $\cong 1 \cdot 10^3$  К/с) і у макрозразках за низької швидкості охолодження ( $\cong 1 \cdot 10^1$  К/с). Одержано мідний стрижень (діаметер —  $7 \cdot 10^{-3}$  м, довжина — 6 м) у залізній оболонці зі стопу Cu–10 мас.% Fe в процесах височастотного індукційного топлення та безперервного розливання. В результаті по довжині стрижня виникли дві ділянки з різною формою оболонки. На першій ділянці (довжина  $\cong 3$  м) оболонка від тришарової (залізний шар, середній і внутрішній із наростальним вмістом розчиненого Купруму) будови товщиною у  $\cong 500$  мкм перейшла в одношарову залізу з товщиною у 10 мкм. Наступна ділянка, поширена до кінця стрижня, з острівцевою оболонкою товщиною у  $\cong 5$  мкм на початку та  $\cong 3$  мкм на кінці з окремими компактними утвореннями товщиною до 50 мкм. Шар осердя, що прилягав до оболонки першої ділянки, складався з дрібних (3 мкм) кристалів міді та розчину Купруму в залізі, маючі товщину в  $\cong 65$  мкм. На другій ділянці такий шар в осерді був відсутній. Осердя на обох ділянках складалося з дендритів, орієнтованих вздовж вісі

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, O. V. Chystyakov, and K. A. Sirenko, The Shell Structure of a Bimetallic Rod Made of Cu–Fe Alloy Obtained in the Processes of Induction Melting and Continuous Casting, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 12: 1697–1710 (2022) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.44.12.1697](https://doi.org/10.15407/mfint.44.12.1697)

стрижня й евтектики Cu + Cu<sub>2</sub>O. Можливе застосування одержаних структур біметалевого стрижня — електроди, кабелі, дроти, каталізатори.

**Ключові слова:** стоп Cu–Fe, оболонкова структура, біметалевий стрижень, індукційне топлення, безперервне розливання.

The possibility of the shell-forms' appearance in Cu–Fe alloys at low concentrations of iron (up to 1 wt.%) in samples under conditions of melt rapid cooling ( $\cong 1 \cdot 10^3$  K/s) and in macrosamples at a low cooling rate ( $\cong 1 \cdot 10^1$  K/s) is revealed. As found, during the rapid cooling, formations with a copper core and an iron-based shell with sizes up to 50  $\mu\text{m}$  are formed in the samples. As established, in the cast alloy Cu–0.75 wt.% Fe (mass of 0.8 kg) melted under certain conditions in a high-frequency induction furnace with a graphite crucible and cooled in a casting mould at speed of  $\cong 10$  K/s, there is form-similar formations with a copper core in an iron shell, but with smaller size up to 5  $\mu\text{m}$  as well as larger ones (35  $\mu\text{m}$ ) surrounded by a shell of iron with a core consisting of solutions of Cu in Fe and Fe in Cu. As determined, during the process of induction (20 kHz) smelting in a furnace with a silicon carbide crucible of Cu–10.0 wt.% Fe alloy, due to the action of electromagnetic and surface tension forces, successive operations, there is the formation of two separate macrovolumes of phases based on Cu and Fe under certain conditions of their location in the crucible and supply to the crystallizer as well as the appropriate mode of extracting the alloy from it, obtaining continuously cast bimetallic rod (diameter of  $7 \cdot 10^{-3}$  m, length of 6 m and mass of 1.35 kg) with a copper core in an iron shell. As established, as a result of the used methods of melting and casting, along the length of the rod, two areas with a different shape of the surface iron layer are appeared. Along the first section (length of  $\cong 3$  m), the shell of a three-layer structure (an outer layer of iron, a middle layer and an inner layer with increasing content of dissolved copper) with a thickness of  $\cong 500$   $\mu\text{m}$  changes successively to a single-layer iron with a final thickness of 10  $\mu\text{m}$ . The next section is extended to the end of the rod, and the shell has a discontinuous (island) shape with a thickness of  $\cong 5$   $\mu\text{m}$  at the beginning and  $\cong 3$   $\mu\text{m}$  at the end. Separate compact formations with a thickness of up to 50  $\mu\text{m}$  are also present. The core layer adjacent to the shell of the first section consists of small (3  $\mu\text{m}$ ) copper crystals and copper solution in iron ones and has a thickness of  $\cong 65$   $\mu\text{m}$ . In the second section, such a layer in the core is absent. The core in both areas consists of dendrites oriented along the rod axis and Cu + Cu<sub>2</sub>O eutectics. Objects of practical application of the obtained bimetallic rod structures can be cast blanks for the fabrication of contact welding electrodes, cables, wires, catalysts, etc.

**Key words:** Cu–Fe alloy, shell structure, bimetallic rod, induction melting, continuous casting.

(Отримано 7 вересня 2022 р.; остаточн. варіант — 30 вересня 2022 р.)

## 1. ВСТУП

На теперішній час в різних галузях промисловости, авіаційному,

автомобільному й електричному транспорті, гідро- й електромережах, системах зв'язку, електроніці, хемічних технологіях тощо усе ширше використовують біметалеві матеріяли [1–4]. Ці композити, як правило, складаються з компонентів, що суттєво відрізняються фізико-хемічними властивостями. Таке поєднання забезпечує унікальні можливості експлуатації деталей та елементів конструкцій систем. Крім того, в таких матеріялах нерідко використовують замість дорогих і дефіцитних металів дешеві та поширені метали і стопи. Так, в інструментах для різання робоча частина виконується з інструментальних стопів, а утримувальна — з дешевих конструкційних матеріялів [1]. Для надійного функціонування в агресивних (вологих, хемічно- та термічно активних) середовищах, зокрема, деяких деталей літальних апаратів, що виготовляють з дуже легких магнієвих стопів, їх захищають від окиснення шаром стопу алюмінію [5, 6].

Такі матеріяли перш за все повинні відрізнитися високою якістю і міцністю з'єднання по всій поверхні контакту металевих шарів. Це особливо важливо для деталей, що експлуатуються в умовах підвищених механічних та теплових навантажень. Але процес надійного з'єднання двох різних металів або стопів в більшості випадків складний та дорогий і не завжди гарантує довговічність з'єднання. Для вирішення цієї задачі використовують та розробляють новітні способи зварювання, прокатки, екструзії, термічного оброблення, лиття, проводять пошук оптимальних складів матеріялів, що з'єднуються і т.п. Розтоплення металів перед контактом сприяє забезпеченню міцного з'єднання шарів біметалу за рахунок вищих на 2 порядки коефіцієнтів дифузії в рідкому стані в порівнянні з дифузиею в твердому, чистоти поверхні шарів і т.п. Зокрема, для біметалів Cu–Fe у сучасних ливарних способах застосовують з'єднання цих металів або їх стопів пошаровим литтям рідкої міді на попередньо залитий шар заліза, що твердне. Для підвищення якості контакту металевих шарів в процесі лиття накладають горизонтальне постійне магнетне поле [3].

В останні десятиріччя активно розширювались фізичні уявлення про складні явища формування металевих заготовок, у тому числі біметалевих. Паралельно йшли процеси створення на цій основі нових метод одержання високоякісних металевих матеріялів широкої номенклатури, зокрема, з особливим сполученням властивостей. При цьому актуалізувались потреби в економії матеріяльних та енергетичних ресурсів, підвищенні продуктивності процесів виготовлення матеріялів, особливо тих що експлуатуються в складних або агресивних умовах.

Перспективними у цьому плані можуть бути стопи з областю незмішування рідких фаз (стопи монотектичної системи) та стопи з S-подібним ліквідусом з тенденцією до такого розшарування у метас-

табільних станах. Особливі можливості можуть мати такі стопи, якщо в них проявляється самоорганізація мікроструктури в рідкому стані. До них належать стопи Cu–Fe. Мідь значно дорожча заліза (на порядок за одиницю маси) і суттєво переважає його по показникам (зокрема, за нормальної температури та тиску) — коефіцієнту теплопровідності в 5,4 рази, питомої електропровідності у 6,0 разів, відносному подовженні у відпаленому стані в 1,6 рази, лінійному розширенню в 1,4 рази. Ряд їхніх показників близькі до паритету — густина, питома теплоємність, межа міцності у відпаленому стані, відносне подовження, Пуассонів коефіцієнт, термоелектрична рушійна сила. Мідь поступається залізу по межі плинності в 0,4 рази, модулю пружності у 0,5 разу, модулю зсуву в 0,6 разу. Міцність і твердість міді після холодного деформування збільшуються, але пластичність і електропровідність зменшуються [7–10].

Метастабільна діаграма стану системи Cu–Fe для невеликих концентрацій заліза (менш ніж 6,0 мас.%) остаточно не визначена. Згідно досліджень [11] у кулястих частинках (діаметер  $\cong 370$  мкм) таких стопів, витоплених у високочастотній тигельній печі, і одержаних газовим розпорошенням розтопу (швидкість охолодження  $\cong 1 \cdot 10^5$  К/с), виявлено процес самоорганізації рідких мікрофаз, що привів до формування мікрозон типу ядра в оболонці, які були розташовані симетрично відносно центру частинки і містили емульсовані вкраплення другої фази. Причому в кулястій частинці стопу № 1 на основі Cu складу [мас.%]: 65,0 — Cu, 31,4 — Fe, 3,0 — Si, 0,6 — C ядро сформувалося з Fe, а оболонка — з Cu. В подібній за формою та розміром частинці стопу № 2 на основі Fe складу [мас.%]: 45,0 — Cu, 51,4 — Fe, 3,0 — Si, 0,6 — C ядро мало біметалеву будову — центральна зона з Cu і та, що оточує його з Fe, а оболонка складалася з Cu. Такі структури авторами цього дослідження пов'язуються з співвідношенням концентрацій в рідких об'ємах на основі Cu і Fe, їхніх міжфазного натягу та розмірами рідких складових системи, що змінюються на кожній стадії еволюції під час формування оболонкових структур. Аналогічні результати були одержані на частинках з розмірами 190 і 310 мкм зі стопів, одержаних з високочистих компонентів складу [мас.%]: 35,0 — Cu, 65,0 — Fe і 50,0 — Cu, 50,0 — Fe, охолоджених зі швидкостями, відповідно,  $2,45 \cdot 10^4$  і  $1,08 \cdot 10^4$  К/с в умовах мікрогравітації [12].

В роботі [13] методом високочастотного індукційного топлення був виготовлений стоп з чистих Cu і 30 мас.% Fe. В результаті одержані оболонкові кулясті частинки (швидкість охолодження  $\geq 1 \cdot 10^3$  К/с при переохолодженні  $> 56$  К) з розмірами майже у 10–30 разів більшими, ніж у дослідженнях [11, 12]. В цих частинках залізне ядро було розташовано не симетрично відносно центра. Вірогідно, це було пов'язано зі значно більшим масштабом системи і зростанням в процесі її еволюції часу переміщення залізного ядра у

рідкій мідній оболонці під дією Архімедової сили. Обидві фази містилися емульсовані вкраплення, як і в дослідженнях [11, 12].

В роботі [14] у макрозразку масою 10 г стопу Cu–Fe при співвідношенні об'ємів компонентів стопу близькому до 1:1 (швидкість охолодження розтопу до  $1 \cdot 10^2$  К/с) зафіксовані окремі дисперсні вкраплення фази на основі заліза у матриці на основі міді. Для забезпечення швидкого і чіткого розшарування макрофаз на основі Cu і Fe в систему додавався C з поступовим збільшенням його вмісту. Структура залізного ядра в мідній оболонці виникла тільки при концентрації вуглецю 4,2 мас.%. Ядро і оболонка містили вкраплення іншої фази.

Таким чином, зі стопів системи Cu–Fe, а також з подібними їм діаграмами стану (Cu–Co, Cu–Cr, Cu–Nb та ін.) є можливість безпосередньо з розтопу одержувати біметалеві оболонкові структури при досягненні певних значень переохолодження. Існують розбіжності у величині необхідного переохолодження розтопу для одержання ефекту розшарування фаз в таких системах [13]. На даний час не повністю з'ясована дія різних чинників (масштабних, концентраційних, електричних, магнетних, теплових, гідродинамічних, адгезійних і т.п.), що можуть впливати на характер протікання стадій еволюції під час формування оболонкових структур.

Спроможність виникнення в розтопах системи Cu–Fe оболонкових біметалевих структур може мати перспективу при одержанні біметалевих злитків, наприклад, у вигляді мідних стрижнів у захисній оболонці на залізній основі для виготовлення кабелів, електрод, контактів і т.п. Але у литих заготовках такого масштабу неможливо забезпечити відповідні швидкості охолодження для реалізації необхідних переохолоджень розтопу. Високі концентрації заліза приводять до насичення ним міді і через це пониженню її тепло- і електропровідності. Тому для забезпечення формування оболонкової структури у литих заготовках необхідно використання інших чинників впливу на розшарування в системі Cu–Fe за невисокої кількості заліза.

До новітніх матеріалів, що застосовуються в сучасній техніці (мережах електроживлення, електронних засобах зв'язку та ін.), відносяться біметалеві стрижні із крицевим осердям і мідною оболонкою. Такі вироби одержані методом «inverse solidification» (протягування крицевого прутка через об'єм розтопленої міді) [3]. З'єднання металів у цьому процесі забезпечується міжфазним змочуванням, взаємною дифузією і виникненням твердих розчинів.

В останні роки почали проводитись дослідження по вирішенню задачі одержання металургійною методом біметалевих стрижневих виробів з мідним осердям і залізною оболонкою [15]. Вони сконцентровані на вивченні особливостей дифузійного зв'язку між об'ємами рідкої чистої міді і розігрітого твердого заліза у процесі її заливки у залізну форму. Одержані циліндричні зразки мали дов-

жину 40 мм, діаметер осердя 30 мм, товщину оболонки 10 мм (співвідношення товщини оболонки і радіуса осердя  $k_T = 0,67$ ). На практиці переважно використовуються біметалеві стрижневі вироби зі значно меншою величиною цього співвідношення. Одержання такою методом протяжних біметалевих мідних стрижнів в залізній оболонці, зокрема, у певному діапазоні співвідношень товщини оболонки і радіусів осердь, проблематично. Це потребує пошукових досліджень.

Мета роботи — встановити можливість виникнення оболонкових форм в стопах Cu–Fe при малій концентрації заліза ( $< 1$  мас.%) у зразках в умовах швидкісного охолодження розтопу ( $\cong 1 \cdot 10^3$  K/c) і у макрозразках за низької швидкості охолодження ( $\cong 1 \cdot 10^1$  K/c), а також одержання мідного стрижня в залізній оболонці зі стопу Cu–10 мас.% Fe в процесах високочастотного індукційного топлення та безперервного розливання.

## 2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА МЕТОДИКА

Для приготування розтопів були використані Cu високої чистоти (99,99%) і армко-залізо (вміст вуглецю 0,02 мас.%). Таке залізо стійке до корозії, має підвищену електропровідність, високу пластичність і велику магнетну проникність [16]. Співвідношення кінематичних в'язкостей розтопів міді і заліза за температури 1813 K складає 0,3, а їхніх поверхневих натягів 0,6. На відміну від міді за температур проведення топлення, залізо добре змочувало стінки тигля і кристалізатора.

Загальна методична схема включала два етапи дослідження. На I етапі у високочастотній (44 кГц) індукційній печі з графітовим тиглем вивчалась можливість виникнення оболонкових форм в структурі стопу за малої концентрації заліза (0,75 мас.%) і перегріву розтопу до 1743 K. Проби стопу (товщина до 4,0 мм) охолоджувались зі швидкістю  $v_{ox} \cong 1 \cdot 10^3$  K/c, а вся маса розтопу (0,8 кг) охолоджувалась за середньої швидкості  $\cong 1 \cdot 10^1$  K/c. II етап здійснювався при топленні стопу Cu з 10 мас.% Fe в індукційній печі (частота 20 кГц) у тиглі з карбїду кремнію в температурному інтервалі 1773–1873 K. Була реалізована двоконтурна циркуляція. Цей етап складався з чотирьох періодів. На першому періоді здійснювалось одержання розтопу, на другому — його розділення на дві макрофази з мідною та залізною основами. Ці періоди сумарно тривали 25 хв. На третьому періоді відбувалась температурна і концентраційна стабілізація рідкого бінарного стопу протягом 5 хв. Протягом четвертого періоду виконувалось безперервне розливання стопу через кристалізатор з графітовою втулкою, охопленою мідною конструкцією з водяним охолодженням. Графітова втулка була безпосередньо вмонтована в стінку печі під рівнем розтопу. Витягування стрижня здійснюва-

лось пневмоприводом у горизонтальному напрямку з середньою швидкістю до 1,5 м/хв. (ривками і паузами). Після одержання першого метра стрижня була зроблена корекція електромагнетної дії на розтоп з метою визначення ступеня цього впливу на біметалеву структуру.

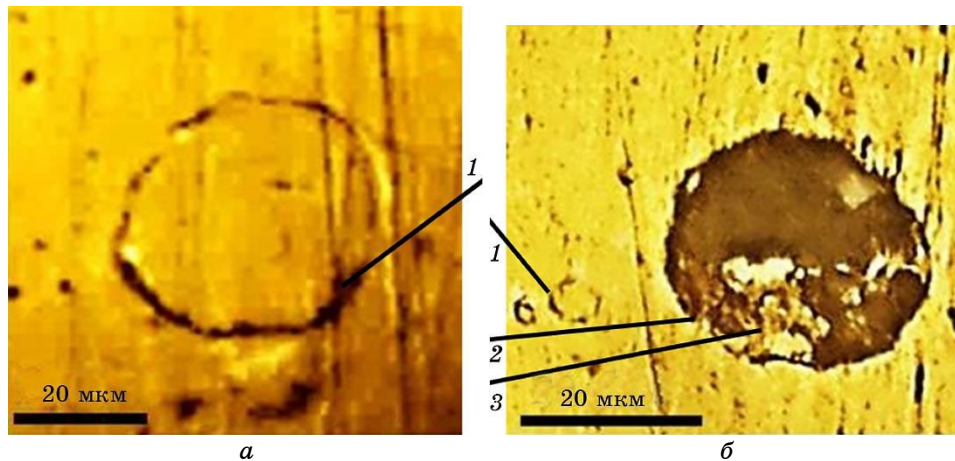
На I етапі досліджень по ходу топлення відбиралися проби розтопу з його глибини. Порції розтопу бралися спеціальною лопаткою і скидалися на крицеву поверхню, де охолоджувалися і тверднули у вигляді пластинчастих часток. Швидкість їхніх охолодження була оцінена згідно методики [17]. Структура проб досліджувалась у повздовжньому перерізі. Після закінчення топлення метал з печі заливався у ливарну форму, у якій охолоджувався з середньою швидкістю, що була визначена реєстрацією температури в часі. Одержаний вилівок для дослідження структури розрізався по вертикальній вісі.

Виготовлений на II етапі досліджень стрижень масою 1,35 кг, довжиною 6 м і діаметром  $7 \cdot 10^{-3}$  м розрізався на зразки, які бралися з початкової, середньої та кінцевої зон стрижня. Структура щавлених зразків досліджувалась на їх поперекових і повздовжніх зрізах металографічною методою за допомогою оптичного мікроскопа. Для виявлення структури застосовувалось щавлення водним розчином перекису водню, лимонної кислоти і кухонної солі, а при дослідженні структури осердя додатково використано водний розчин аміаку для виявлення вкраплень  $\text{Cu}_2\text{O}$ .

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

За аналізу структури проб розтопу (I етап досліджень) виявлено, що в їх об'ємах були присутні оболонкові утворення округлої форми з розмірами до 50 мкм. Вони представляли тонку оболонку шириною до 2 мкм на основі заліза, яка оточувала об'єм мідного осердя. Ця оболонка була неоднорідного складу і містила розриви (рис. 1, *a*). Товщина оболонки у її нижній частині була в 1,5 рази більшою, ніж у верхній. Вірогідно, це пов'язано з дією інерційних сил при скиді проби на крицеву поверхню. Мідний об'єм, оточений оболонкою, мав майже однорідний склад і містив окремі вкраплення (див. рис. 1, *a*).

В об'ємі злитку також були виявлені аналогічні пробам оболонкові утворення. Вони так само мали оболонки на основі Fe з різним вмістом Cu на її ділянках і однорідним осердям на основі Cu. Розмір таких утворень значно скоротився — до 5 мкм. В оболонках також спостерігалися розриви (рис. 1, *b*). В структурі злитку були присутні утворення округлої форми з розмірами до 35 мкм, оточені оболонкою на основі Fe. Товщина оболонки у верхній і нижній частинах була аналогічна утворенням, що виникли у пробах, але з майже однорідним складом. Осердя таких утворень складалось з об'ємів на



**Рис. 1.** Оболонкові утворення в стопі Cu–0,75 мас.% Fe: в пробах стопу, охолоджених зі швидкістю  $\cong 1 \cdot 10^3$  К/с (а), у злитку стопу, охолоджену зі швидкістю  $\cong 10$  К/с (б), 1 — утворення з неоднорідною за складом оболонкою і однорідним осердям, 2 — утворення з однорідною за складом оболонкою і неоднорідним осердям, 3 — скупчення фаз на основі міді.

**Fig. 1.** Shell formations in the Cu–0.75 wt.% Fe alloy: in alloy samples cooled at a rate of  $\cong 1 \cdot 10^3$  K/s (a), in an alloy ingot cooled at a rate of  $\cong 10$  K/s (b), 1 — a formation with an inhomogeneous shell and a homogeneous core, 2 — a formation with a homogeneous shell and a non-homogeneous core, 3 — accumulation of copper-based phases.

основі Fe з різним вмістом Cu і об'ємів на основі міді. Причому спостерігалась тенденція утворення компактного скупчення з фаз на основі Cu в об'ємі розчину на основі Fe. Через дію сили Архімеда в середині утворень відбулася седиментація цього скупчення (див. рис. 1, б).

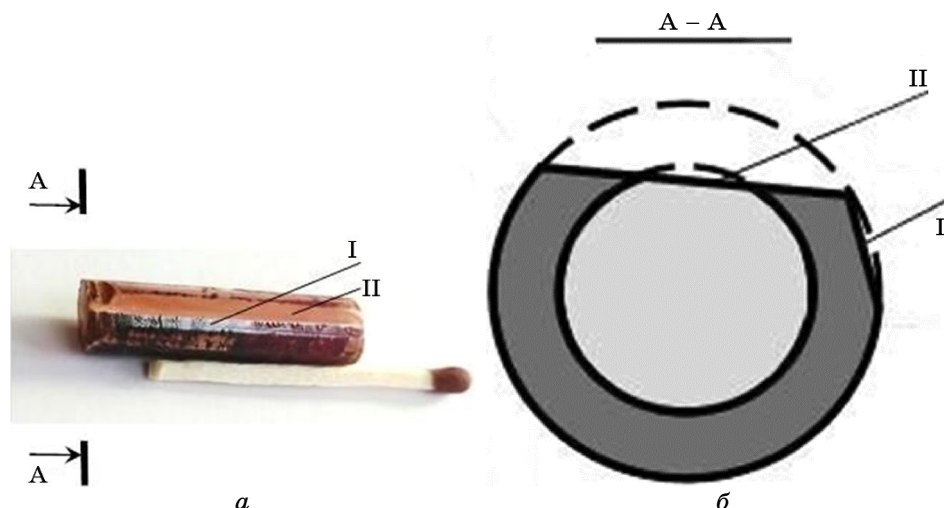
Таким чином, в стопі системи Cu–Fe за малого вмісту Феруму є тенденція утворення оболонкових структур як за високої, так і за низької швидкостях охолодження.

Аналіза макроструктури стрижня, одержаного на II етапі досліджень, показала, що він мав біметалеву будову з особливостями. На початковій частині стрижня ( $\cong 1$  м), яка перша виходила з кристалізатора, залізна оболонка рівномірно огортала мідне осердя і мала товщину  $\cong 500$  мкм ( $k_r = 0,167$ ) — рис. 2.

Щавленням було виявлено, що оболонка складалася з 3 шарів. Поверхневий шар оболонки був із заліза, середній і внутрішній шари представляли розчини на основі заліза, з різним вмістом міді (якої було більше у внутрішньому шарі) і відповідно мали середню товщину 25 і 9 мкм (рис. 3, а).

Такий послідовний перехід від залізної оболонки до мідного осе-





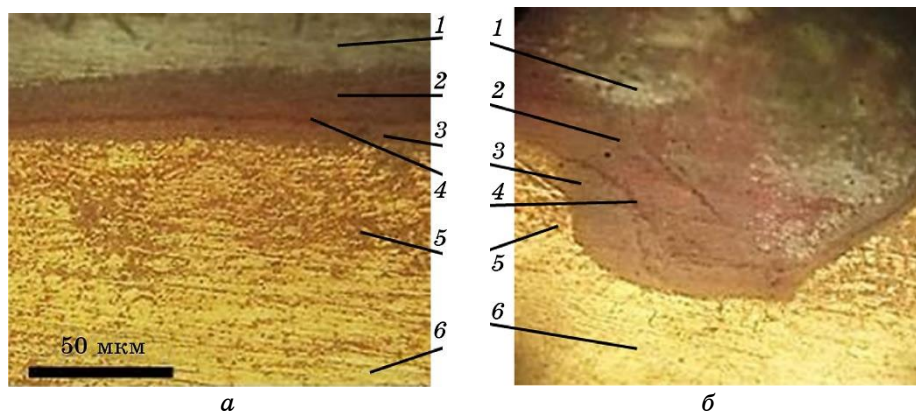
**Рис. 2.** Частина біметалевого безперервно литого стрижня зі ступу Cu–10 мас.% Fe з рівномірною оболонкою: будова стрижня в повздовжньому перерізі (а), схема перерізу стрижня (б), I — залізна оболонка, II — мідне осердя.

**Fig. 2.** A part of a bimetallic continuous cast rod made of Cu–10 wt.% Fe alloy with a uniform shell: the structure of the rod in the longitudinal section (a), scheme of the cross section of the rod (b), I—the iron shell, II—the copper core.

рдя сприятиме більш плавному переходу між залежними від температури фізичними характеристиками матеріалів оболонки і осердя. Середній і внутрішній шари оболонки були розділені вузькою безперервною темною зоною (шириною  $\cong 1$  мкм), вірогідно, утвореною домішками. В зоні, прилеглої до оболонки зі сторони осердя, шириною до 65 мкм утворились дрібні кристали міді та її розчину в залізі з розмірами до 3 мкм (див. рис. 3, а). За цією зоною структура осердя ( $\cong 86\%$  матеріалу стрижня) складалася з дендритів Cu, оточених евтектикою Cu + Cu<sub>2</sub>O (рис. 4).

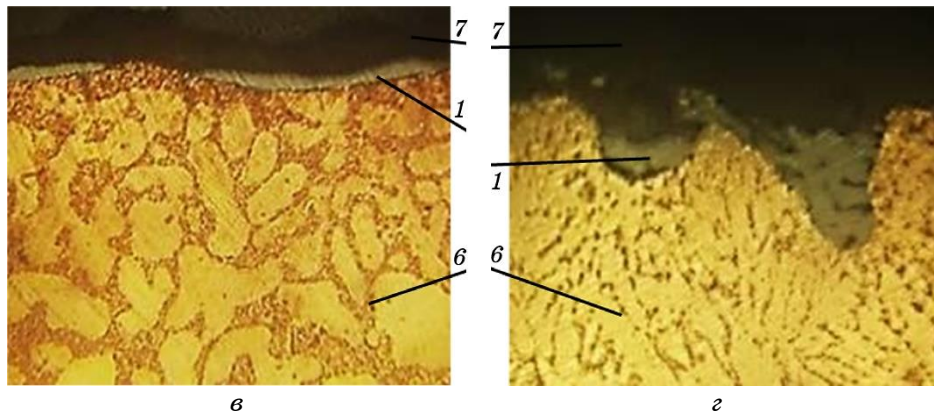
Площа шліфа, зайнята евтектикою Cu + Cu<sub>2</sub>O, відповідала вмісту Оксигену в стопі на рівні 0,15% згідно з даними роботи [7]. Через здійснення ривків в процесі формування безперервної заготовки на оболонці утворювались збурення з амплітудою  $\cong 80$ –100 мкм. В них відбувалось змішування шарів оболонки та порушення суцільності тонкої темної зони, що їх розділяла. При цьому об'єми заліза мали тенденцію до утворення компактних форм, оточених речовиною середнього і внутрішнього шарів (рис. 3, б). Таким чином, зберігався послідовний перехід від чистого заліза до міді через шари їх розчинів.

Далі (до довжини стрижня  $\cong 3,0$  м) товщина оболонки потоншувалась до  $\cong 10$  мкм ( $k_T = 0,0014$ ) і переходила в одношарову структуру, що складалась з заліза. На наступній частині довжини стрижня оболонка ставала переривчастою, утворюючи ділянки довжиною до 100 мкм з товщиною до 5 мкм (рис. 3, *в*). Кінцева ділянка стрижня ( $\cong 0,6$  м) мала на поверхні тільки окремі частини речовини оболонки товщиною до 3 мкм і протяжністю до 60 мкм. У зоні мідного осердя, що прилягала до залізної оболонки та її окремих ділянок, дрібних кристалів не зафіксовано (див. рис. 3, *а*, *в*). В результаті динамічного впливу при витягуванні стрижня ділянки переривчастої оболонки утворювали компактні форми з товщиною до 50 мкм і протяжністю до 60 мкм, а дендрити міді прилеглої зони осердя подібнювались до 2 разів в порівнянні з аналогічною зоною біля потоншеної залізної плівки (див. рис. 3, *в*, *з*). В структурі мідного осердя



**Рис. 3.** Структура оболонки і прилеглої до неї зони осердя, на ділянках по довжині біметалевого стрижня: суцільна шарувата оболонка (*а*), деформування шаруватої оболонки в результаті ривка (*б*), переривчаста залізна оболонка (*в*), компактні форми переривчастої залізної оболонки (*з*); 1 — залізо, 2 — середній шар оболонки на основі заліза, 3 — внутрішній шар оболонки на основі заліза, 4 — зона, що розділяла шари 2 і 3 оболонки, 5 — зона дрібних кристалів на основі міді і заліза, 6 — мідне осердя, 7 — матеріал, в який була запресована частина стрижня при дослідженні його структури у поперековому перерізі.

**Fig. 3.** The structure of the shell and the core zone adjacent to it, in sections along the length of the bimetallic rod: continuous layered shell (*a*), deformation of the layered shell as a result of a jerk (*b*), discontinuous iron shell (*в*), compact forms of discontinuous iron shell (*з*); 1—iron, 2—the middle layer of the shell based on iron, 3—the inner layer of the shell based on iron, 4—the zone that separated layers 2 and 3 of the shell, 5—the zone of small crystals based on copper and iron, 6—the copper core, 7—material, into which a part of the rod was pressed during the study of its structure in the cross section.



Продовження рис. 3.  
Continuation of Fig. 3.

стрижня дендрити Cu були орієнтовані вздовж його вісі (рис. 4).

#### 4. ВИСНОВКИ

Показано, що зростання числа досліджень, спрямованих на розвиток фізичних уявлень про складні явища формування біметалевих

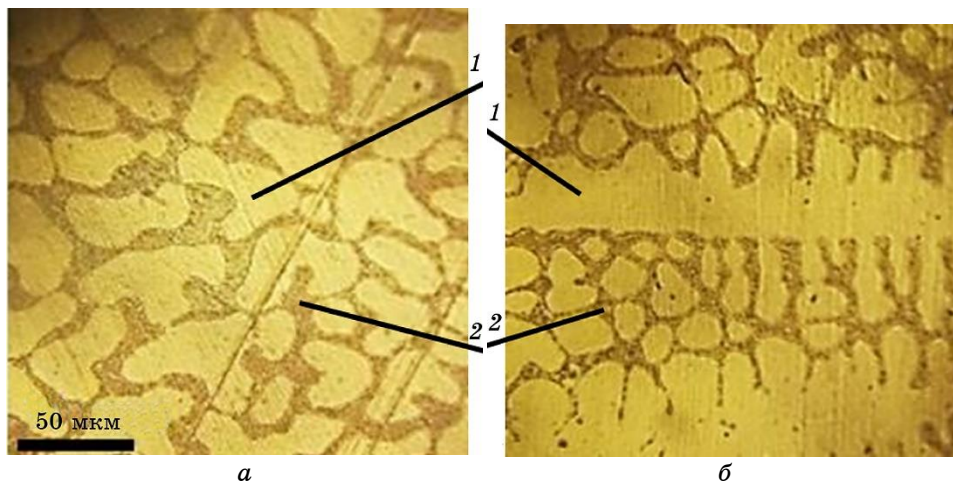


Рис. 4. Структура мідного осердя стрижня: поперековий переріз (а), по-  
вздовжній переріз (б): 1 — дендрити Cu, 2 — евтектика Cu + Cu<sub>2</sub>O.

Fig. 4. Structure of the copper core of the rod: cross section (а), longitudinal  
section (б): 1—Cu dendrites, 2—Cu + Cu<sub>2</sub>O eutectic.

матеріалів, розширює і поглиблює сучасну наукову базу розробки новітніх ефективних технологій виготовлення біметалевої продукції з особливим сполученням властивостей. Зараз активно досліджуються стопи, що мають зону незмішування рідких металевих фаз або проявляють тенденцію до метастабільного стану двофазної рідини, зокрема, в стопах системи Cu–Fe можуть виникати самоорганізовані структури типу осердя в оболонці (вміст Fe  $\geq 30\%$ ,  $v_{\text{ок}} > 1 \cdot 10^4$  К/с), але цей процес недостатньо вивчений.

Встановлено, що при певних умовах індукційної (44 кГц) виплавки мідного стопу з 0,75 мас.% Fe в литому макрообразку (0,8 кг,  $v_{\text{ок}} \cong 10$  К/с) наявні оболонкові утворення з розмірами 5–35 мкм. Експериментально показано, що в результаті виконання ряду послідовних операцій в процесі нагрівання у індукційній (20 кГц) печі з тиглем з карбиду кремнію стопу Cu–10 мас.% Fe (формування двох рідких макрофаз на основі Cu та Fe, повного розшарування їх у тиглі та забезпечення відповідного входу розшарованих об'ємів у кристалізатор) за рахунок комплексної дії електромагнетних і поверхневих сил та відповідного режиму витяжки з кристалізатора циліндричного злитка масою 1,35 кг, довжиною 6 м і діаметром 7 мм реалізується можливість одержання безперервно литого біметалевого стрижня з мідним осердям в залізній оболонці.

Виявлено, що застосовані режими нагрівання і розливки обумовили одержання двох характерних зон по довжині стрижня, які відрізнялись будовою поверхневого шару на основі заліза. Перша зона довжиною  $\cong 3$  м спочатку мала тришарову будову оболонки товщиною  $y \cong 500$  мкм, а в кінці — одношарову товщиною  $y \cong 10$  мкм. Друга зона розповсюджувалась до кінця стрижня і характеризувалась переривчастими ділянками оболонки товщиною  $\cong 5$  мкм на початку і  $\cong 3$  мкм на кінці з окремими компактними формами товщиною до 50 мкм. Прилеглий до оболонки першої зони шар мідного осердя товщиною  $\cong 65$  мкм, складався з дрібних (3 мкм) кристалів міді і її розчину в залізі. В другій зоні подібного шару не виявлено. Мідне осердя по всій довжині стрижня характеризувалося дендритами, орієнтованими вздовж його вісі, оточеними евтектикою Cu + Cu<sub>2</sub>O.

Одержані типи біметалевих структур в стрижні можуть мати різне практичне застосування. Так, мідні стрижні з відносно товстою багатошаровою оболонкою — в машинах контактного зварювання постійного струму в якості електрод, що експлуатуються в умовах періодичного механічного і термічного навантажень. Стрижні з тонкою одношаровою оболонкою — слугувати заготовками для виготовлення кабелів і дротів з захисною пластичною оболонкою [3]. Безперервно литі заготовки з переривчастою оболонкою перспективні в якості каталізаторів в деяких хемічних технологіях [4].

Експериментальні дані одержані в роботі створюють стартову ін-

формаційну базу для розвитку науково-технологічних засад металургійного способу одержання індукційним топленням та безперервним розливанням біметалевих стрижневих заготовок в оболонці зі ступів на основі Cu з Fe, Co, Cr, Nb, спроможних до метастабільного стану розшарування на рідкі фази.

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. J. Tomczak, T. Bulzak, Z. Pater, Ł. Wójcik and T. Kusiak, *Materials*, **14**, Iss. 1: 18 (2021).
2. A. Yu. Malakhov, I. V. Saikov, I. V. Denisov, N. P. Cherezov, Yu. V. Gamin, and B. A. Romantsev, *J. Phys.: Conference Series*, **1431**: 012033 (2020).
3. Y. Wang, Y. Gao, Y. Li, W. Zhai, L. Sun, and C. Zhang, *Emer. Mater. Res.*, **8**, Iss. 4: 538 (2019).
4. Y. Zhoua, S. Wanga, M. Xiaoa, D. Hana, Y. Lub, and Y. Meng, *RSC Adv.*, **2**: 6831 (2012).
5. S. Mróz, A. Gontarz, K. Drozdowski, H. Bala, and P. Szota, *Arch. Civ. Mech. Eng.*, **18**: 401 (2018).
6. S. Mróz, P. Szota, T. Bajor and A. Stefanik, *Key Eng. Mater.*, **716**: 114 (2016).
7. В. М. Мальцев, Т. А. Барсукова, Ф. А. Борин, *Металлография цветных металлов и сплавов* (Москва: Металлургиздат: 1960).
8. *Таблицы физических величин* (Ред. Н. К. Кикоин) (Москва: Атомиздат: 1976).
9. К. Дж. Смитлз, *Металлы* (Москва: Металлургия: 1980).
10. В. М. Чурсин, *Плавка медных сплавов (физико-химические и технологические основы)* (Москва: Металлургия: 1982).
11. R. Shi, Y. Wang, and D. Wheller, *Acta Mater.*, **61**: 1229 (2013).
12. Y. Wu, W. L. Wang, J. Chang, and B. Wei, *J. Alloys Comp.*, **763**: 808 (2018).
13. Y. Z. Chen, F. Liu, G. C. Yang, X. Q. Xu, and Y. H. Zhou, *J. Alloys Comp.*, **427**: L1 (2007).
14. M. Nakamoto and H. Ono, *Mater. Sci. Japanese J. Multiphase Flow.*, **30**, Iss. 2: 174 (2016).
15. G. Zhang, Y. Kang, M. Wang, H. Xu, and H. Jia, *Mater. Res. Express*, **7**: 096519 (2020).
16. В. С. Меськин, *Основы легирования стали* (Москва: Металлургия: 1964).
17. М. Н. Сосненко, *Современные литейные формы* (Москва: Машиностроение: 1967).

## REFERENCES

1. J. Tomczak, T. Bulzak, Z. Pater, Ł. Wójcik and T. Kusiak, *Materials*, **14**, Iss. 1: 18 (2021).
2. A. Yu. Malakhov, I. V. Saikov, I. V. Denisov, N. P. Cherezov, Yu. V. Gamin, and B. A. Romantsev, *J. Phys.: Conference Series*, **1431**: 012033 (2020).
3. Y. Wang, Y. Gao, Y. Li, W. Zhai, L. Sun, and C. Zhang, *Emer. Mater. Res.*, **8**, Iss. 4: 538 (2019).
4. Y. Zhoua, S. Wanga, M. Xiaoa, D. Hana, Y. Lub, and Y. Meng, *RSC Adv.*, **2**:

- 6831 (2012).
5. S. Mróz, A. Gontarz, K. Drozdowski, H. Bala, and P. Szota, *Arch. Civ. Mech. Eng.*, **18**: 401 (2018).
  6. S. Mróz, P. Szota, T. Bajor and A. Stefanik, *Key Eng. Mater.*, **716**: 114 (2016).
  7. V. M. Mal'tsev, T. A. Barsukova, and F. A. Borin, *Metallografiya Tsvetnykh Metallov i Splavov* [Metallography of Non-Ferrous Metals and Alloys] (Moscow: Metallurgizdat: 1960) (in Russian).
  8. *Tablitsy Fizicheskikh Velichin* [Tables of Physical Quantities] (Ed. N. K. Kikoin) (Moscow: Atomizdat: 1976) (in Russian).
  9. C. J. Smithells, *Metally* [Metals] (Moscow: Metallurgiya: 1980) (in Russian).
  10. V. M. Chursin, *Plavka Mednykh Splavov (Fiziko-Khimicheskie i Tekhnologicheskie Osnovy)* [Melting of Copper Alloys (Physico-Chemical and Technological Bases)] (Moscow: Metallurgiya: 1982) (in Russian).
  11. R. Shi, Y. Wang, and D. Wheller, *Acta Mater.*, **61**: 1229 (2013).
  12. Y. Wu, W. L. Wang, J. Chang, and B. Wei, *J. Alloys Comp.*, **763**: 808 (2018).
  13. Y. Z. Chen, F. Liu, G. C. Yang, X. Q. Xu, and Y. H. Zhou, *J. Alloys Comp.*, **427**: L1 (2007).
  14. M. Nakamoto and H. Ono, *Mater. Sci. Japanese J. Multiphase Flow.*, **30**, Iss. 2: 174 (2016).
  15. G. Zhang, Y. Kang, M. Wang, H. Xu, and H. Jia, *Mater. Res. Express*, **7**: 096519 (2020).
  16. V. S. Mes'kin, *Osnovy Legirovaniya Stali* [Basics of Steel Alloying] (Moscow: Metallurgiya: 1964) (in Russian).
  17. M. N. Sosnenko, *Sovremennye Liteynye Formy* [Modern Foundry Molds] (Moscow: Mashinostroenie: 1967) (in Russian).