

ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ІНСТИТУТ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ  
НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ

Кваліфікаційна наукова  
праця на правах рукопису

**ПАРЕНЮК ОЛЕКСАНДР АНАТОЛІЙОВИЧ**

УДК 621.745:669.35:532.695.2:537.811

**ДИСЕРТАЦІЯ**

**ОДЕРЖАННЯ СПЕЦІАЛЬНИХ МІДНИХ СПЛАВІВ,  
ЗМІЩЕНИХ УЛЬТРАДИСПЕРСНИМИ ВКРАПЛЕННЯМИ  
НА ОСНОВІ FeCrC, СФОРМОВАНИМИ В РОЗПЛАВІ ПІД ДІЄЮ  
ЗМІННОГО ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ПОЛЯ**

Спеціальність – 05. 16. 02 «Металургія чорних і кольорових металів та  
спеціальних сплавів»

Галузь знань – 13 «Механічна інженерія»

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей,  
результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело.

  
О. А. Паренюк

**Науковий керівник:** Середенко Володимир Олексійович, д.т.н., с.н.с., п.н.с.

**Київ 2019**

## АНОТАЦІЯ

*Паренюк О. А.* **Одержання спеціальних мідних сплавів, зміцнених ультрадисперсними вкрапленнями на основі FeCrC, сформованими в розплаві під дією змінного електромагнітного поля.** – На правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за спеціальністю 05.16.02 – «Металургія чорних і кольорових металів та спеціальних сплавів». Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ, 2019.

Дисертаційна робота присвячена вирішенню актуального науково-технічного завдання з розробки технології виплавки спеціального мідного сплаву з добавкою FeCrC у мікроемульсованому стані на базі розвитку теорії, зокрема, встановлення особливостей дії змінного електромагнітного поля (ЕМП) на розплав із врахуванням уявлень про виникнення магнітогідродинамічних (МГД) мікротечій навколо добавки, внаслідок відмінностей електромагнітних властивостей лігатури та основи сплаву в індукційній тигельній печі (ІТП).

Експериментально підтверджено, що за рахунок структурної неоднорідності добавки відбувається перерозподіл електричного струму, який генерується в розплаві змінним ЕМП, що викликає локальну концентрацію щільності електроструму у більш електропровідній фазі лігатури, підвищення тепловиділення у ній, і сприяє виникненню каналів по яким проникає матричний розплав та розклинає добавку, внаслідок чого прискорюється її диспергування. Встановлено, умови диспергування добавки до мікронних розмірів, на початковому етапі її сплавлення з мідною основою, що включають формування в тиглі індукційної печі локальної зони високої щільності електроструму і утримання легуючої добавки в цій зоні, що суттєво інтенсифікує процес її розчинення. Визначено вплив концентрації добавки на розмір включень та встановлені раціональні режими формування в литій структурі замороженої мікроемульсії при охолодженні і твердненні сплаву. На основі встановлених залежностей створено нову МГД технологію, що

дозволяє зафіксувати у твердому стані включення ультрадисперсних розмірів ( $\leq 1$  мкм) при високій щільності їх однорідного розподілу.

**Наукова новизна отриманих результатів полягає в наступному:**

1. Отримали подальший розвиток уявлення про процес сплавлення компонентів монотектичного сплаву у випадку коли добавка тугоплавка, має інтервал кристалізації, а у її складі присутня евтектична фаза, що має значно вищу в'язкість ніж основа сплаву. Встановлено, що при взаємодії твердої лігатури FeCrC з рідкою міддю у температурному інтервалі між ліквідусом і солідусом добавки, забезпечується перехід у рідкий стан легкоплавкої високов'язкої складової та її розосередження на початковому етапі сплавлення, при цьому тугоплавка та легкоплавка фази лігатури диспергуються.

2. Розвинуто уявлення про вплив змінного електромагнітного поля на процес диспергування добавки на основі заліза у рідкій міді з температурою що входить в інтервал кристалізації добавки та інтенсифікації його за рахунок виникнення МГД мікротечій. Встановлено, що пришвидшення масообміну у розплаві відбувається при досягненні значення об'ємних електромагнітних сил більше  $1 \cdot 10^5$  Н/м<sup>3</sup>.

3. Вперше визначено, що формування однорідного мікроемульсованого сплаву монотектичної системи Cu з 4% мас. FeCrC у процесі його виплавки можливо за рахунок МГД впливу шляхом варіювання дії змінного електромагнітного поля на відповідних етапах плавки. А саме, руйнування добавки до дисперсних розмірів за рахунок розплавлення її легкоплавкої складової при питомій потужності поля 0,40-0,45 кВт/кг, переведення розплаву в мікроемульсований стан при питомій потужності 0,8-1,0 кВт/кг. Встановлено, що при охолодженні розплаву від температур зони мікроемульсійного стану до температури монотектики за рахунок зниження рівня теплосилового впливу ЕМП (0,15-0,20 кВт/кг) з подальшою розливкою ламінарним потоком та охолодженні зі швидкістю  $\sim 1000$  К/с фіксується структура з розміром включень зміцнюючої фази  $\leq 1$  мкм та щільністю їх розподілу  $1 \cdot 10^5$  мм<sup>-2</sup>.

4. Вперше встановлено, що за рахунок застосування розроблених режимів електромагнітного впливу при виплавці монотектичного сплаву Cu-FeCrC і зменшення вмісту FeCrC до 1% мас., при швидкості охолодження  $\sim 100$  К/с, фіксується розмір включень зміцнюючої фази  $< 1$  мкм, а при зниженні концентрації лігатури до 0,7% мас. розмір вкраплень знижується до ультрадисперсного діапазону ( $\leq 0,5$  мкм).

**Практичне значення отриманих результатів.** Розроблену за одержаними науковими та практичними результатами технологію виплавки сплавів міді з ультрадисперсними вкрапленнями на основі FeCrC, які формуються ендегенно із використанням електромагнітного впливу в умовах плавки в ІТП, впроваджено у виробництво ТОВ «Інтер-Контакт-Пріор» (м. Київ). З використанням промислової ІТП типу ІСТ 0,16 одержано мідний сплав з вкрапленнями розміром  $\leq 1$  мкм, при щільності їх рівномірного розподілу  $> 1 \cdot 10^5$  мм<sup>-2</sup>, з якого було виготовлено струмоз'ємні вставки для залізничного електротранспорту постійного струму. У порівнянні з характеристиками контактного дроту (КД) дослідні вставки, мають більш ефективно збалансований комплекс властивостей (відношення питомих електропровідностей вставки і контактного дроту рівне 0,9 та співвідношення твердості робочого шару вставки і контактного дроту 0,8) серед матеріалів інших виробників, що використовує акціонерне товариство «Українська залізниця». Це дозволяє прогнозувати зниження зносу КД, зменшення кількості випадків перегріву та його руйнування, завдяки поліпшенню умов сухого тертя, економії електроенергії за рахунок зниження питомого електроопору струмоз'ємних вставок, та в підсумку збільшення ресурсу пробігу дослідних вставок пантографів на електровозах постійного струму порівняно з серійними вставками: типу ПКД на 25%, з пантографної міді  $\geq 5$  разів, імпортованих МГ-487 у 2,5 рази. Також розроблена технологія має перспективи використання для виготовлення струмопровідних контактних дротів, що підтверджується зацікавленістю закордонних партнерів (D.MAG New Material Technology Ltd. (Kunshan, PRC)) та підписанням 30.03.2018 р. рамкової угоди про співробітництво з НАНУ ФТІМС.

**Ключові слова:** спеціальні мідні сплави, зона незмішування, мікроемульсований розплав, електромагнітний вплив, ультрадисперсні включення, струмомоз'ємні вставки, підвищення ресурсу.

## ABSTRACT

*Pareniuk O. A.* **Obtaining special copper alloys, strengthened by ultra-disperse FeCrC based inclusions, formed in the melt under the action of an alternating electromagnetic field.** – On the rights of the manuscript.

Thesis for a Candidate Degree in specialty 05.16.02 – "Metallurgy of ferrous and non-ferrous metals and special alloys". The Physico-technological institute of metals and alloys, National Academy Sciences of Ukraine, Kyiv, 2019.

The dissertation work is devoted to the solution of the actual scientific and technical task: development of the melting technology in the micro-emulsion state special copper alloy with FeCrC addition on the theoretical basis, particularly, determination of the peculiarities of the effect of variable electromagnetic field on the melt, taking into account the ideas about the appearance of magnetohydrodynamic micro-currents around the additive, due to different electromagnetic properties of the ligature and the basis of the alloy in an induction crucible furnace.

It is experimentally confirmed that due to the structural heterogeneity of the additive, the electric current generated in the melt by an alternating electromagnetic field is redistributed, which causes a local concentration of the electric current density in the more electrically conductive phase of the additive, increases the heat emission in it, and contributes to the appearance of channels through which the matrix melt penetrates and wedges the additive, thus accelerating its dispersion.

The conditions of dispersion of the additive to micron sizes at the initial stage of its smelting with the copper base, including the formation of an induction furnace in the crucible of a local area of high electrical current density and the retention of an alloying additive in this area, which significantly intensifies the process of its dissolution, are determined. The influence of the additive concentration on the size of inclusions is

determined and rational modes of formation of frozen microemulsion in the cast structure of the alloy cooling and hardening are established. On the basis of the established dependencies, a new MGD technology was created, which allows to fix in a solid-state the inclusion of ultra-disperse dimensions ( $\leq 1$  micron) at a high density of their homogeneous distribution.

**The scientific originality of dissertation of the results is in the following provisions:**

1. Have further developed the idea of the process of monotectic alloy components melting in the case when the additive is refractory, has a crystallization interval, and in its composition there is a eutectic phase, which has a much higher viscosity than the basis of the alloy. It is established that the interaction of FeCrC solid ligature with liquid copper in the temperature range between the liquidus and solidus of the additive ensures the transition to a liquid state of fusible high-viscosity component and its dispersion at the initial stage of melting, while refractory and fusible phases of the ligature disperse.

2. The idea of the influence of an alternating electromagnetic field on the process of dispersion of iron-based additive in liquid copper with the temperature of the additive included in the crystallization interval and its intensification due to the occurrence of MHD microcurrents is developed. It is established that acceleration of mass transfer in the melt occurs when the value of volumetric electromagnetic forces exceeds  $1 \cdot 10^5$  H/m<sup>3</sup>.

3. For the first time it was determined that the formation of a homogeneous microemulsified alloy of the monotectic system Cu with 4% of the masses FeCrC in the process of its melting is possible at the expense of MHD influence by varying the action of the alternating electromagnetic field at the corresponding stages of melting. Namely, the destruction of the additive to the disperse sizes due to its fusion by its fusion component at the specific power of the field of 0,40-0,45 kW/kg, the conversion of the melt into the micro-emulsions state at the specific power of 0,8-1,0 kW/kg. It is established that at cooling of the melt from the temperatures of the zone of microemulsion state to the temperature of monotectics due to reduction of the level of thermal influence of the electromagnetic field (0,15-0,20 kW/kg) with the following casting by the laminar

flow and cooling with the speed  $\sim 1000$  K/s the structure with the size of inclusions of strengthening phase  $\leq 1$  micron and density of their distribution  $1 \cdot 10^5 \text{ mm}^{-2}$  is fixed.

4. It is established for the first time that the application of the developed modes of electromagnetic influence at melting of monotectic alloy Cu-FeCrC and at the expense of decrease in the FeCrC content to 1% of masses at the rate of cooling  $\sim 100$  K/s the size of inclusions of strengthening phase  $< 1$  microns is fixed, and at decrease in concentration of ligature to 0,7% of masses the size of inclusions decreases to an ultra-disperse range ( $\leq 0,5$  microns).

**The practical value of the results.** The technology of smelting copper alloys with ultra-disperse inclusions on the basis of FeCrC, which are formed endogenously with the use of electromagnetic influence in the conditions of smelting in the induction crucible furnaces, developed according to the received scientific and practical results, is introduced into the production of LLC "Inter-Contact Prior" (Kiev). Copper alloy with inclusions of  $\leq 1$  microns size at their uniform distribution density  $> 1 \cdot 10^5 \text{ mm}^{-2}$  was obtained with the use of industrial induction crucible furnace of the type ISF 0,16, from which current collector inserts for direct current railway electric transport were made. Compared to the characteristics of the contact wire, experimental inserts have a more effectively balanced set of properties (ratio of specific electrical conductivity of the insert and contact wire is equal to 0,9 and the ratio of hardness of the working layer of the insert and contact wire 0,8) among the materials of other manufacturers, uses joint-stock company "Ukrainian Railway". It allows to predict decrease in wear of a contact wire, decrease in quantity of cases of overheating and its destruction, thanks to improvement of conditions of a dry friction, economy of the electric power at the expense of decrease in specific electric resistance of current collector inserts, and as a result increase in a resource of run of research inserts of pantographs on electric locomotives of a direct current in comparison with serial inserts: type PCD on 25 %, with pantograph copper  $\geq 5$  times, imported MG-487 in 2,5 times. Also the technology has prospects of use for manufacture of current-conducting contact wires that is confirmed by interest of foreign partners (D.MAG New Material Technology Ltd. (Kunshan, PRC)) and signing on 30.03.2018 framework agreement on cooperation with Physical

and Technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine.

**Keywords:** special copper alloys, non-mixing zone, micro-emulsified melt, electromagnetic influence, ultra-disperse inclusions, current collector inserts, an increase of service life.

### **Список публікацій здобувача (List of publications):**

1. Середенко В. О. Мікрівкраплення в структурі сплавів з областю незмішування рідких фаз в різних умовах охолодження / В. О. Середенко, О. В. Середенко, О. А. Паренюк // *Металознавство та обробка металів*. – 2014. – №3. – С. 39-43.

2. Паренюк А. А. Перспективы применения медных сплавов монотектических систем как материала для токосъёмных вставок на электротранспорте / А. А. Паренюк // *Процессы литья*. – 2015. – №3. – С. 62-65.

3. Дубоделов В. И. Влияние движения расплава на диспергирование добавки в объёме металла на начальном этапе сплавления компонентов монотектической системы / В. И. Дубоделов, В. А. Середенко, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк // *Процессы литья*. – 2015. – №4. – С. 47-55.

4. Дубоделов В. И. Сплавление меди с легирующим комплексом FeCrC и формирование эмульгированного расплава с помощью электромагнитного воздействия / В. И. Дубоделов, В. А. Середенко, Б. А. Кириевский, В. В. Христенко, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк // *Процессы литья*. – 2015. – №5. – С. 36-42.

5. Дубоделов В. І. Розробка МГД-технологій одержання дисперсно-зміцнених матеріалів на основі міді для струмоз'ємних деталей залізничного транспорту / В. І. Дубоделов, В. О. Середенко, Б. А. Кірієвський, Ю. В. Моїсєєв, О. В. Середенко, О. А. Паренюк // *Збірник наукових статей: Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України* – Київ, – 2015. – С. 599-607.



6. Дубоделов В. И. Условия получения сплавов со структурой замороженной микроэмульсии и МГД-технология выплавки расплава меди с ультрадисперсными каплями на основе FeCrC / В. И. Дубоделов, В. А. Середенко, Б. А. Кириевский, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк // Процессы литья. – 2018. – №1. – С. 3-14.

7. Середенко В. А. Влияние концентрации тугоплавкого компонента в зоне несмешиваемости фаз в жидком состоянии сплава BiZn и скорости охлаждения микроэмульсии при затвердевании на количество ультрадисперсных включений / Середенко В. А., Середенко Е. В., Паренюк А. А. // Металлофизика и новейшие технологии, – 2017. – №9 (39). – С. 1253-1265. DOI: 10.15407/ mfint.39.09.1253.

8. Середенко В. А. Влияние условий охлаждения на параметры литой структуры микроэмульгированного сплава Bi-Zn / В. А. Середенко, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк // Матер. Юбилейной X Международной научно-практической конференции «ЛИТЬЕ. Металлургия. 2014». – Запорожье, 2014. – С. 216-218.

9. Дубоделов В. И. Особенности взаимодействия компонентов сплавов монотектической системы в начале их сплавления / В. И. Дубоделов, В. А. Середенко, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк // Матер. XI Международной научно-практической конференции «ЛИТЬЕ. Металлургия. 2015». – Запорожье, 2015. – С. 69-71.

10. Дубоделов В. И. Технология получения микроэмульгированного расплава меди с комплексом FeCrC при электромагнитном воздействии для изготовления заготовок из упрочненного материала / В. И. Дубоделов, В. А. Середенко, Б. А. Кириевский, Е. В. Середенко, В. В. Христенко, А. А. Паренюк // Матер. XI Международной научно-практической конференции «ЛИТЬЕ. Металлургия. 2015». – Запорожье, 2015. – С. 74-76.

11. Дубоделов В. И. Получение медного расплава с микроэмульгированными включениями FeCrC в электромагнитном поле / В. И. Дубоделов, В. А. Середенко, Б. А. Кириевский, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк //

Матер. XI Международной научно-практической конференции «ЛИТЬЕ. Metallургия. 2015». – Запорожье, 2015. – С. 76-78.

12. Дубоделов В. И. Мгд-технология получения новых электропроводных износостойких материалов для токосъёмных элементов электротранспорта / В. И. Дубоделов, Б. А. Кириевский, В. А. Середенко, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк // Матер. XII Международной научно-практической конференции «ЛИТЬЕ. Metallургия. 2016». – Запорожье, 2016. – С. 82-84.

13. Середенко В. А. Структура «замороженной микроэмульсии» медного сплава с малым содержанием FeCrC, выплавленного в индукционной тигельной печи / В. А. Середенко, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк // Матер. XII Международной научно-практической конференции «ЛИТЬЕ. Metallургия. 2016». – Запорожье, 2016. – С. 203-204.

14. Середенко В. А. Особенности взаимодействия лигатуры FeCrC с медным расплавом при действии переменного электромагнитного поля / В. А. Середенко, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк // Матер. XIV Всеукраїнської науково-практичної конференції «Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра». – К: НТУУ «КПІ», 2016. – С. 878-887.

15. Середенко В. А. Перспективы получения под электромагнитным воздействием литых медных сплавов монотектической системы, упрочненных ультрадисперсными включениями, выделившихся в расплаве / В. А. Середенко, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк // Матер. VIII Міжнародної науково-технічної конференції «Нові матеріали і технології в машинобудуванні». – К: НТУУ «КПІ» ІФФ, 2016. – С. 133-134.

16. Середенко В. О. Зависимость литой структуры типа “замороженной микроэмульсии” тонких образцов сплава замонотектического состава от скорости охлаждения / В. А. Середенко, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк // Матер. XIII Международной научно-практической конференции «ЛИТЬЕ. Metallургия. 2017». – Запорожье, 2017. – С. 213-215.

17. Патент на корисну модель № 123885 Україна, МПК C21C 5/52, F27B 14/10. Спосіб виплавки металів та сплавів з високою електропровідністю в

індукційних тигельних печах з додатковим нагрівачем / Середенко В. О., Паренюк О. А., Середенко О. В. (ФТІМС НАН України (UA)). – Заявка № u201709824 від 10.10.2017 р. – Опубл. 12.03.2018 р., Бюл. №5.

18. Паренюк А. А. Стабилизация эмульгированного состояния сплава на основе меди с зоной несмешивания жидких фаз при плавке в индукционной тигельной печи / А. А. Паренюк, В. А. Середенко // Матер. XIV Международной научно-практической конференции «ЛИТЬЕ. Metallургия. 2018». – Запорожье, 2018. – С. 154-155.

19. Паренюк А. А. Повышение эффективности растворения лигатуры FeCrC в медном расплаве в индукционной тигельной печи / А. А. Паренюк, В. А. Середенко // Матер. XIV Международной научно-практической конференции «ЛИТЬЕ. Metallургия. 2018». – Запорожье, 2018. – С. 156-157.

20. Паренюк А. А. Взаимная диффузия компонентов при сплавлении меди с лигатурой FeCrC / А. А. Паренюк, В. А. Середенко // Матер. XIV Международной научно-практической конференции «ЛИТЬЕ. Metallургия. 2018». – Запорожье, 2018. – С. 158-159.

21. Середенко В. О. Виплавка металів та сплавів з високою електропровідністю в індукційних тигельних печах / В. О. Середенко, Е. В. Середенко, О. А. Паренюк // Матер. XV Международной научно-практической конференции «ЛИТЬЕ. Metallургия. 2019». – Запорожье, 2019. – С. 180-182.

## ЗМІСТ

<b>АНОТАЦІЯ.....</b>	<b>2</b>
<b>ВСТУП.....</b>	<b>17</b>
<b>РОЗДІЛ 1.....</b>	<b>23</b>
<b>АНАЛІЗ СУЧАСНИХ НАУКОВИХ І ТЕХНОЛОГІЧНИХ РОЗРОБОК ОДЕРЖАННЯ СПЕЦІАЛЬНИХ ДИСПЕРСНОЗМІЩЕНИХ МІДНИХ СПЛАВІВ .....</b>	<b>23</b>
1.1 Вимоги до спеціальних мідних сплавів, що використовуються в якості матеріалів з високою тепло та електропровідністю в умовах підвищених температур .....	23
1.2 Основні класи спеціальних мідних сплавів, що забезпечують високі механічні та теплоелектрофізичні властивості при підвищених температурах.....	25
1.3 Сучасні технології одержання спеціальних мідних сплавів...35	35
1.4 Аналіз можливості використання впливу електромагнітного поля на процес формування металічних мікроемульсій в розплавах з областю незмішування в умовах плавки в ІТП.....	40
1.5 Висновки і постановка завдань дослідження .....	48
<b>РОЗДІЛ 2.....</b>	<b>51</b>
<b>ОСНОВНІ МЕТОДИКИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ .....</b>	<b>51</b>
2.1 Методика дослідження процесів масообміну компонентів сплаву Cu-FeCrC при отриманні мікроемульсованого розплаву. ....	51
2.1.1 Методика аналізу впливу електромагнітних властивостей компонентів сплаву Cu-FeCrC залежно від температури та особливостей розподілу електромагнітного поля і електромагнітної сили в індукційних тигельних печах при отриманні мікроемульсованого розплаву. ....	51

2.1.2	Методика досліджень на модельному сплаві BiZn взаємодії компонентів при сплавленні і впливу концентрації зміцнюючої фази та умов охолодження на мікроструктуру сплаву. ....	55
2.2	Методика дослідження процесу формування мікроемульсованого стану сплавів системи Cu-FeCrC при електромагнітному впливі в індукційних тигельних печах.....	59
2.2.1	Методика дослідження ефективності використання графітових нагрівачів при виплавці легованого мідного сплаву в індукційних тигельних печах.....	59
2.2.2	Методика дослідження процесу сплавлення компонентів монотектичного сплаву Cu-FeCrC.....	62
2.2.3	Методика аналізу умов стабілізації мікроемульсованого монотектичного сплаву при дії змінного електромагнітного поля в індукційній тигельній печі.....	65
<b>РОЗДІЛ 3.....</b>		<b>67</b>
	<b>АНАЛІЗ ОСОБЛИВОСТЕЙ ДІЇ ЗМІННОГО ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ПОЛЯ В ІНДУКЦІЙНИХ ТИГЕЛЬНИХ ПЕЧАХ ПРИ ОТРИМАННІ РОЗПЛАВУ МІДНОГО СПЛАВУ, ЛЕГОВАНОГО FeCrC, В МІКРОЕМУЛЬСОВАНОМУ СТАНІ.....</b>	<b>67</b>
3.1	Визначення впливу електромагнітних властивостей складових сплаву Cu-FeCrC залежно від температури та просторового розподілу електроструму і електромагнітної сили в розплаві на процес розчинення лігатури.....	67
3.2	Встановлення співвідношення дії електромагнітного та гідродинамічного факторів на розчинення металічної добавки у мідному розплаві.....	71

3.2.1	Аналіз співвідношення коефіцієнтів молекулярної дифузії складових сплавів монотектичної системи на основі міді.....	71
3.2.2	Встановлення закономірності дії електромагнітної сили, яка генерується в розплаві, на процес розчинення добавки FeCrC у рідкій міді.....	73
3.2.3	Дія циркуляції розплавленої міді, спричиненої електромагнітною силою, на процес розчинення часток лігатури в розплаві поза зоною безпосередньої дії електромагнітного поля.....	76
3.3	Вплив магнітогідродинамічних і гідродинамічних факторів на стабілізацію мікроемульсованого стану розплаву.....	78
3.4	Аналіз умов ефективного використання графітових нагрівачів при виплавці в індукційних тигельних печах сплавів на основі міді.....	80
	Висновки.....	81
<b>РОЗДІЛ 4.....</b>		<b>83</b>
	<b>ФІЗИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ ВЗАЄМОДІЇ РІДКИХ КОМПОНЕНТІВ, ЩО ЗНАЧНО ВІДРІЗНЯЮТЬСЯ В'ЯЗКОСТЯМИ, НА СПЛАВІ МОНОТЕКТИЧНОЇ СИСТЕМИ Bi-Zn ТА ФОРМУВАННЯ ТОНКОЇ ЕМУЛЬСОВАНОЇ СТРУКТУРИ.....</b>	<b>83</b>
4.1	Визначення впливу руху розплаву на початковому етапі сплавлення компонентів монотектичної системи на модельному сплаві Bi-Zn на диспергування у основі сплаву об'єму добавки з в'язкістю значно більшою ніж в основі сплаву.....	83
4.2	Дослідження характеристик мікрочапель в структурі сплавів з областю незмішування рідких фаз в різних умовах охолодження.....	90

4.3 Вплив концентрації тугоплавкого компонента в зоні незмішування фаз у рідкому стані сплаву Bi-Zn і швидкості охолодження мікроемульсії при твердненні на кількість ультрадисперсних включень.....	93
4.3.1 Визначення особливостей впливу швидкості охолодження лусочок і їх товщини на структуру сплаву зі зниженою концентрацією дисперсного компоненту.....	93
4.3.2. Дослідження впливу концентрації на дисперсність включень.....	95
4.3.3 Вплив швидкості охолодження на розмірний діапазон включень сплаву Bi-Zn з 9% мас цинку в зоні незмішування.....	96
4.3.4 Визначення зв'язку критеріїв Біо та Фур'є з умовами отримання ультрадисперсних включень у сплаві.....	100
Висновки.....	103
<b>РОЗДІЛ 5.....</b>	<b>106</b>
<b>    РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ОДЕРЖАННЯ СПЕЦІАЛЬНИХ МІДНИХ СПЛАВІВ, ЗМІЦНЕНИХ УЛЬТРАДИСПЕРСНИМИ ВКРАПЛЕННЯМИ НА ОСНОВІ FeCrC, СФОРМОВАНИМИ У РОЗПЛАВІ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ВПЛИВУ, В УМОВАХ ПЛАВКИ В ІНДУКЦІЙНІЙ ТИГЕЛЬНІЙ ПЕЧІ.....</b>	<b>106</b>
5.1 Дослідження процесу утворення емульсованого стану сплавів системи Cu-FeCrC під електромагнітним впливом в індукційних тигельних печах.....	106
5.1.1 Особливості взаємодії компонентів сплаву міді з лігатурою при переведенні їх у рідкий стан.....	106

5.1.2 Отримання емульсованого стану розплаву при початковій стадії переводу лігатури у рідко-твердий стан, розчинення її легкоплавкої складової в рідкій міді з послідуочим розплавленням диспергованої тугоплавкої фази та стабілізація мікроемульсованого стану розплаву в процесі охолодження і тверднення.....	115
5.2 Розробка технології одержання спеціальних мідних сплавів, зміцнених ультрадисперсними вкрапленнями на основі FeCrC, сформованими в розплаві із застосуванням електромагнітного впливу, в умовах плавки в індукційній тигельній печі та їх збереження при охолодженні і твердненні.....	120
5.3. Металографічна оцінка структури дослідних вставок.....	127
5.4. Проведення порівняльних випробувань на основі визначення фізико-механічних, електро- та триботехнічних властивостей дослідних зразків контактних пластин.....	133
<b>ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ.....</b>	<b>136</b>
<b>СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ.....</b>	<b>141</b>
<b>ДОДАТКИ.....</b>	<b>157</b>
Додаток А. Список наукових публікацій здобувача за темою дисертації.....	157
Додаток Б. Акт впровадження результатів роботи.....	161
Додаток В. Акт впровадження результатів роботи.....	162



## ВСТУП

**Актуальність роботи.** Розвиток техніки потребує покращення функціональних матеріалів. Зокрема, спеціальні мідні сплави, що покликані забезпечити одночасно високі тепло- і електропровідність, міцність, твердість та зносостійкість, не відповідають сучасним вимогам, особливо в умовах роботи при підвищених температурах. Тому проблема поліпшення і збалансування комплексу властивостей таких матеріалів є актуальною. Традиційні методи зміцнення мідних сплавів (наприклад, за допомогою деформації, розпаду твердого розчину, дисперсійного тверднення) не забезпечують необхідного рівня властивостей. Більш ефективним напрямом покращення їхніх властивостей є зміцнення ультрадисперсними тугоплавкими вкрапленнями мідної матриці, при забезпеченні високих показників її тепло- і електропровідності. У сплавах монотектичної системи є можливість формування мікроемульсованого стану, завдяки існуванню області мікророзшарування над зоною макророзшарування рідких фаз. Перспективними є дисперснозміцнені мідні сплави монотектичної системи, наприклад, Cu-FeCrC. Визначення оптимальних складів та розвиток технології одержання таких сплавів представлено у роботах Кірієвського Б. А., Христенка В. В., Руденка М. А. та Середенко О. В. Але завдання формування та рівномірного розподілу ультрадисперсних включень в матриці потребують подальшого вирішення. Найбільш ефективно необхідну однорідність мікроемульсійного стану розплаву у всьому його об'ємі можливо досягти використовуючи вплив змінного електромагнітного поля (ЕМП), яке має виконувати функції регульованого нагріву та гомогенізації сплаву по температурі і концентрації. Наведеним вимогам відповідає процес одержання сплаву в індукційних тигельних печах (ІТП). Однак, необхідним є визначення і забезпечення режимів впливу ЕМП від сплавлення початкових компонентів металошихти до формування однорідного стану в усіх мікрооб'ємах розплаву.

**Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами.** Дисертаційна робота є узагальненням науково-практичних результатів, отриманих автором в період з 2013 по 2015 р. під час виконання науково-

дослідних робіт у Фізико-технологічному інституті металів та сплавів НАН України (ФТІМС НАНУ) згідно з цільовою комплексною програмою наукових досліджень НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин» («Ресурс») (постанова Президії НАН України №247 від 12.12.2012 р.) в рамках теми П-02.13.640 «Розробка МГД-технології одержання дисперснозміцнених матеріалів на основі міді для струмоз'ємних деталей залізничного транспорту» (виконувалась згідно державного контракту №Р7.6-2013 «Ресурс», № ДР 0113U002628 (розпорядження Президії НАН України №168 від 14.03.2013 р.)), в якій здобувач брав участь як виконавець.

**Мета і завдання дослідження.** Метою роботи є розвиток теорії і технології одержання мідних сплавів з покращеними експлуатаційними властивостями при підвищених температурах, зміцнених ультрадисперсними вкрапленнями на основі FeCrC, що формуються у процесі плавки із застосуванням електромагнітного впливу.

Для досягнення зазначеної мети були поставлені та вирішені такі завдання:

- розробити методики дослідження процесів формування мікроемульсованого стану у розплаві з областю незмішування металевих фаз на основі застосування аналітичного методу, фізичного моделювання та натурального експерименту;
- проаналізувати вплив електромагнітних властивостей компонентів сплаву Cu-FeCrC залежно від температури, просторового розподілу електричного струму та електромагнітної сили в ІТП на процес розчинення лігатури;
- дослідити вплив електромагнітних і гідродинамічних факторів на процес розчинення добавки при виплавці мідного сплаву в ІТП;
- встановити раціональний режим проведення процесу сплавлення компонентів сплаву Cu-FeCrC;
- визначити умови формування мікроемульсованого стану розплаву і вплив електромагнітного поля на його стабілізацію;

– дослідити вплив на параметри структури монотектичного сплаву концентрації зміцнюючого компонента в зоні незмішування рідких фаз та швидкості охолодження мікроемульсії;

– встановити технологічні параметри забезпечення ультрадисперсних розмірів вкраплень при охолодженні та твердненні спеціального мідного сплаву;

– розробити технологічний процес на основі дії змінного ЕМП при виплавці мідних сплавів зміцнених ультрадисперсними вкрапленнями на основі FeCrC в ІТП.

**Об’єкт дослідження.** Процес формування ультрадисперсних вкраплень на основі FeCrC у мідному сплаві при його виплавці під дією змінного ЕМП.

**Предмет дослідження.** Сплави на основі міді зі структурою замороженої мікроемульсії, сформованою в розплаві під електромагнітним впливом.

**Методи дослідження.** У роботі використані теоретичні та експериментальні методи досліджень, що базуються на фундаментальних положеннях теорії тепло- і масообмінних процесів у металевих розплавах та магнітної гідродинаміки (МГД). Для оцінки процесу взаємодії рідких фаз монотектичних сплавів при дії змінного ЕМП – метод теоретичного аналізу; метод фізичного моделювання на сплаві Bi-Zn – для вивчення взаємодії об’єму добавки і основи сплаву на початковому етапі їх сплавлення при різній інтенсивності перемішування та впливу умов охолодження мікроемульсованого розплаву на параметри литої структури; для фіксації отриманого стану сплаву використано структурно-гартівний метод; методи оптичної мікроскопії та металографічного аналізу – для вивчення литої структури зразків; електроопір одержаних сплавів вимірювали на універсальному приладі Р4833 ГОСТ 7165-89 по мостовій схемі; визначення твердості проводили по методу Брінелля на твердомірі ТШ-2 згідно ГОСТ 23677-79.

### **Наукова новизна отриманих результатів:**

1. Отримали подальший розвиток уявлення про процес сплавлення компонентів монотектичного сплаву у випадку коли добавка тугоплавка, має інтервал кристалізації, а у її складі присутня евтектична фаза, що має значно вищу в’язкість ніж основа сплаву. Встановлено, що при взаємодії твердої лігатури

FeCrC з рідкою міддю у температурному інтервалі між ліквідусом і солідусом добавки, забезпечується перехід у рідкий стан легкоплавкої високов'язкої складової та її розосередження на початковому етапі сплавлення, при цьому тугоплавка та легкоплавка фази лігатури диспергуються.

2. Розвинуто уявлення про вплив змінного електромагнітного поля на процес диспергування добавки на основі заліза у рідкій міді з температурою що входить в інтервал кристалізації добавки та інтенсифікації його за рахунок виникнення МГД мікротечій. Встановлено, що пришвидшення масообміну у розплаві відбувається при досягненні значення об'ємних електромагнітних сил більше  $1 \cdot 10^5$  Н/м<sup>3</sup>.

3. Вперше визначено, що формування однорідного мікроемульсованого сплаву монотектичної системи Cu з 4% мас. FeCrC у процесі його виплавки можливо за рахунок МГД впливу шляхом варіювання дії змінного електромагнітного поля на відповідних етапах плавки. А саме, руйнування добавки до дисперсних розмірів за рахунок розплавлення її легкоплавкої складової при питомій потужності поля 0,40-0,45 кВт/кг, переведення розплаву в мікроемульсований стан при питомій потужності 0,8-1,0 кВт/кг. Встановлено, що при охолодженні розплаву від температур зони мікроемульсійного стану до температури монотектики за рахунок зниження рівня теплосилового впливу ЕМП (0,15-0,20 кВт/кг) з подальшою розливкою ламінарним потоком та охолодженні зі швидкістю  $\sim 1000$  К/с фіксується структура з розміром включень зміцнюючої фази  $\leq 1$  мкм та щільністю їх розподілу  $1 \cdot 10^5$  мм<sup>-2</sup>.

4. Вперше встановлено, що застосування розроблених режимів електромагнітного впливу при виплавці монотектичного сплаву Cu-FeCrC та за рахунок зменшення вмісту FeCrC до 1% мас. при швидкості охолодження  $\sim 100$  К/с фіксується розмір включень зміцнюючої фази  $< 1$  мкм, а при зниженні концентрації лігатури до 0,7% мас. розмір вкраплень знижується до ультрадисперсного діапазону ( $\leq 0,5$  мкм).

**Практичне значення отриманих результатів.** Розроблену за одержаними науковими та практичними результатами технологію виплавки сплавів міді з

ультрадисперсними вкрапленнями на основі FeCrC, які формуються ендегенно із використанням електромагнітного впливу в умовах плавки в ІТП, впроваджено у виробництво ТОВ «Інтер-Контакт-Пріор» (м. Київ). З використанням промислової ІТП типу ІСТ 0,16 одержано мідний сплав з вкрапленнями розміром  $\leq 1$  мкм, при щільності їх рівномірного розподілу  $> 1 \cdot 10^5$  мм<sup>-2</sup>, з якого було виготовлено струмоз'ємні вставки для залізничного електротранспорту постійного струму. У порівнянні з характеристиками контактного дроту (КД) дослідні вставки, мають більш ефективно збалансований комплекс властивостей (відношення питомих електропровідностей вставки і контактного дроту рівне 0,9 та співвідношення твердості робочого шару вставки і контактного дроту 0,8) серед матеріалів інших виробників, що використовує акціонерне товариство «Українська залізниця». Це дозволяє прогнозувати зниження зносу КД, зменшення кількості випадків перегріву та його руйнування, завдяки поліпшенню умов сухого тертя, економію електроенергії за рахунок зниження питомого електроопору струмоз'ємних вставок, та в підсумку збільшення ресурсу пробігу дослідних вставок пантографів на електровозах постійного струму порівняно з серійними вставками: типу ПКД на 25%, з пантографної міді  $\geq 5$  разів, імпортованих МГ-487 у 2,5 рази. Також розроблена технологія має перспективи використання для виготовлення струмопровідних контактних дротів, що підтверджується зацікавленістю закордонних партнерів (D.MAG New Material Technology Ltd. (Kunshan, PRC)) та підписанням 30.03.2018 р. рамкової угоди про співробітництво з НАНУ ФТІМС.

**Особистий внесок здобувача.** Основні експериментальні дані та наукові положення дисертаційної роботи одержані і сформульовані здобувачем особисто. В роботах, опублікованих у співавторстві, здобувачеві належить участь у: розробці методики дослідження монотектичних сплавів [1, 3-11, 13, 14, 16]; встановленні впливу властивостей компонентів та умов одержання на процес формування і стабілізації мікроемульсованого стану сплаву [1, 3, 5-8, 12, 15, 16, 18-20]; організації, плануванні і проведенні експериментів [1, 3-11, 13, 14, 16, 17, 21]; узагальненні результатів експериментів [6, 7, 14, 17]; рекомендацій щодо основних параметрів нової технології одержання спеціальних мідних сплавів з

ультрадисперсними вкрапленнями на основі FeCrC [7, 14, 21]; робота [2] написана здобувачем самостійно.

**Апробація результатів дисертації.** Основні наукові положення і прикладні результати дисертаційної роботи доповідались на: X, XI, XII, XIII, XIV і XV Міжнародних науково-практичних конференціях «Лиття. Металургія. 2014-2019» (Україна, Запоріжжя, 27-29 травня 2014 р., 26-28 травня 2015 р., 24-26 травня 2016 р., 23-25 травня 2017 р., 22-24 травня 2018 р. та 21-23 травня 2019 р.); VIII Міжнародній науково-технічній конференції «Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2016» (Україна, Київ, 30-31 травня 2016 р.); XIV Всеукраїнській науково-практичній конференції «Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра» (Україна, Київ, 19 квітня 2016 р.); VI Науково-практичній конференції молодих вчених України «Нові ливарні технології і матеріали у машинобудуванні», (Україна, Київ, 01-02 червня 2016 р.).

**Публікації.** Основні результати дисертації опубліковані у 21 роботі в т. ч. у 5-ти статтях в наукових фахових виданнях, одна стаття у журналі, що входить до наукометричної бази даних «Scopus», 1 стаття у збірнику наукових праць, 13-ти тезах доповідей конференцій і 1 патенті України на корисну модель.

**Структура дисертації.** Дисертаційна робота складається зі вступу, 5-ти розділів, висновків, переліку використаних літературних джерел (129 найменувань) і трьох додатків (список наукових публікацій за темою дисертації, акти впровадження розробленої технології). Повний обсяг дисертації викладено на 140 сторінках. Розділи дисертації включають 56 рисунків, 4 таблиці. Загальний обсяг дисертаційної роботи складає 162 сторінки.

# РОЗДІЛ 1

## АНАЛІЗ СУЧАСНИХ НАУКОВИХ І ТЕХНОЛОГІЧНИХ РОЗРОБОК ОДЕРЖАННЯ СПЕЦІАЛЬНИХ ДИСПЕРСНОЗМІЩЕНИХ МІДНИХ СПЛАВІВ

### 1.1 Вимоги до спеціальних мідних сплавів, що використовуються в якості матеріалів з високою тепло та електропровідністю в умовах підвищених температур

Мідь широко використовується у промисловості для виготовлення, як провідників електричного струму, так і сплавів на її основі, зокрема, спеціальних, що мають важливе значення для авіа- та машинобудування, електроніки, електротехніки, металургії і електротранспорту. Зберігаючи високі тепло- та електропровідність, корозійну стійкість, пластичність та ін., мідні сплави мають забезпечувати більш високі механічні, технологічні та експлуатаційні властивості порівняно з чистою міддю [1, 2].

Всі домішки підвищують електроопір міді. Це зумовлює обмеження вмісту легуючих на рівні 3-5% для низьколегованих і 0,1% для мікролегованих мідних сплавів та не дозволяє значно підвищити температуру початку рекристалізації сплаву та характеристики міцності.

Крім забезпечення основних властивостей, невпинний технічний розвиток ставить ряд специфічних вимог до мідних сплавів та потребує поєднання цілого комплексу суперечливих властивостей. Зокрема, спеціальні мідні сплави (наприклад Cu-Cr, Cu-Cr-Zr, Cu-FeCrC та ін.), що покликані забезпечити одночасно високі тепло- і електропровідність, міцність, твердість та зносостійкість не відповідають сучасним вимогам, особливо в умовах роботи при підвищених температурах. Тому, проблема поліпшення і збалансування комплексу їх властивостей є актуальною. Варто зазначити, що такі матеріали використовуються у стратегічно важливих галузях вітчизняної економіки, наприклад для виготовлення відповіда-

льних струмоз'ємних деталей залізничного електротранспорту. Високий рівень цін на нафтопродукти і наявність електроенергії власного виробництва та розвинутої енергетичної інфраструктури в Україні робить електрифікацію залізних доріг пріоритетним напрямком. У зв'язку з загальносвітовою тенденцією до підвищення швидкостей руху поїздів, збільшенням потужності електрорухомого складу, безаварійна експлуатація електричної залізниці безпосередньо залежить від працездатності контактної пари: контактний провід – струмоз'ємний елемент. Тому, до матеріалу струмоз'ємних вставок, що працює в умовах сухого тертя і електроерозійного зносу, висувуються жорсткі вимоги з метою забезпечення надійного струмознімання при мінімальному зносі контактного проводу (КП), а також максимального збільшення міжремонтного пробігу полозу струмознімача [3, 4]. Дані вимоги виконуються при певному поєднанні таких властивостей: висока електропровідність, електроерозійна стійкість, високих значеннях показників триботехнічних характеристик, твердості, міцності і зносостійкості вставок. Для контактних дротів небезпечний нагрів до високих температур, тому що призводить до їх окиснення та знеміцнення. А виникнення електричної дуги через поганий контакт може призвести до перепалення КП. Відомо, що у світі втрати від тертя та зносу щорічно складають багато мільярдів доларів [5]. Вартість мідного контактного дроту, що використовується в Україні є досить високою. Тому, передусім струмоз'ємна вставка повинна мати меншу зносостійкість і твердість ніж мідний контактний дріт (твердість КП за Брінеллем коливається в межах 1085-1150 МПА [6]). В зв'язку з цим, важливі принципові підходи до вибору складу та технології виготовлення композиційних матеріалів струмоз'ємних вставок, що передбачає серійне виробництво.

Над розробкою струмоз'ємних пластин, як одних із найбільш відповідальних деталей в електротяговому обладнанні залізничного транспорту, активно працюють компанії Франції (ALSTOM, SNCF, RFF), Японії (Mitsubishi electric, Fudsi electric, Japan Rail Grup), Китаю (CSR Corp Ltd), Південної Кореї (Roten).

Розробка матеріалів для струмоз'ємних деталей залізничного транспорту постійного струму на сучасному етапі здійснюється за двома напрямками [7-10].



По першому розробляються матеріали на основі графіту (вугільно-графітові композиції або композити з вугільною матрицею і металевими компонентами), що характеризуються значним контактним опором та невисокою зносостійкістю. Другий напрямок пов'язаний з розробкою струмоз'ємних матеріалів на металевій основі, перш за все з використанням методів порошкової металургії. З огляду на їх багатостадійність та високу вартість у даний час широкий практичний інтерес представляють рідкофазні методи отримання композиційних матеріалів, що особливо важливо для складів з невеликим вмістом зміцнюючої фази.

## **1.2 Основні класи спеціальних мідних сплавів, що забезпечують високі механічні та теплоелектрофізичні властивості при підвищених температурах**

Для отримання мідних сплавів з підвищеними властивостями міцності, що необхідно для задоволення потреб сучасної техніки, використовують легування з утворенням твердого розчину. При утворенні твердого розчину електропровідність металу знижується, навіть у випадку коли в міді розчиняється більш електропровідний метал [1]. При твердорозчинному зміцненні введення більшості легуючих елементів, у кількості достатній для зміцнення, суттєво знижує значення електро- і теплопровідності. Що пояснюється підвищенням розсіяння електронів провідності через спотворення електричного поля решітки, внаслідок розміщення у ній атомів легуючого елементу та хімічною взаємодією компонентів. До сплавів твердорозчинного зміцнення належать наприклад провідникові бронзи  $\text{BrCr}_{0,1}$  (питомий електроопір 1,73-1,82 мкОм·см) та  $\text{BrKd}_1$  (питомий електроопір 1,82-2,13 мкОм·см) з добавками в межах 1% срібла або кадмію відповідно. Температура початку рекристалізації таких сплавів складає 620 К.

Більш ефективно дисперсійне зміцнення сплавів і зміцнення міді дисперсними частками (дисперснозміцнені матеріали). У першому випадку зміцнення досягається за рахунок виділення дисперсій тугоплавких сполук (що стримують рух дислокацій в процесі експлуатації) у процесі старіння сплаву в результаті термо-

механічної обробки або загартування. Прикладом такого сплаву є Cu-Co-Be (питомий електроопір 3,13-3,85 мкОм·см). Температура початку його рекристалізації 800 К. Однак, у таких сплавах при підвищених температурах відбувається збільшення розчинності та дифузійної рухливості легуючих елементів в основі сплаву, що супроводжується зниженням електро- і теплопровідності і в той же час зменшенням міцності. Тому верхня межа робочих температур таких сплавів обмежується на рівні 0,4-0,5  $T_{пл}$  міді.

У другому випадку в рідку мідну основу вводять («ex situ») або синтезують безпосередньо в розплаві («in situ») дисперсні тугоплавкі частки, що практично не взаємодіють з матрицею і залишаються стабільними аж до температур плавлення основи сплаву [1], таким чином забезпечується можливість збереження мікрогетерогенної будови і дислокаційної субструктури, що гарантує тривалу працездатність таких матеріалів до 0,9-0,95  $T_{пл}$  основи сплаву. Наприклад, температура початку рекристалізації сплавів Cu-Cr, Cu-Cr-Zr становить 800 К, а їх питомий електроопір становить 1,93-2,13 та 2,0-2,2 мкОм·см відповідно.

За Г.Фроммейером [11] класифікація композитів, залежно від структури, відповідно до морфології фаз, що складають їх мікроструктуру або геометрії компонентів, наступна: дисперснозміцнені композити та композити армовані частками, волокнисті композити, шаруваті композити. Металоматричні композити зміцнені дисперсними частками, порівняно з композитами, що зміцнюються волокнами забезпечують ізотропність властивостей, дешевші у виробництві та можуть піддаватись подальшій обробці.

Існують різні класифікації композитних матеріалів залежно від розмірів зміцнюючих фаз. Виділяють макроструктуровані композити (розміри зміцнюючих компонентів мають макроскопічні розміри  $\gg 0,1$  мм), мікроструктуровані композити (розмір зміцнюючих часток біля 1 мкм), субмікроструктуровані композити (розмір зміцнюючих часток значно менше  $\ll 1$  мкм).

Відповідно до діапазонів розмірів зміцнюючих дисперсних фаз використовують і іншу класифікацію: до 100 нм – мікро [12] або нано [13], 10-500 нм – ультрадисперсні [6, 14], 100-1000 нм – мезо [12, 13], понад 1000 нм – макро [12].

Аналіз літературних даних показав, що в сплавах отриманих ливарними методами, зв'язок дисперсності зміцнюючих фаз з їх об'ємним вмістом в сплавах підпорядковується певній тенденції. Сплави з мінімальними розмірами дисперсних фаз ( $\leq 0,5$  мкм) містять, як правило, 0,02-0,15% об. зміцнюючої фази [11]. При дисперсності фаз від 1,0 до 3,0 мкм їх питомий об'ємний вміст підвищується до 2,0-6,5% об [15-17].

На сьогодні багато розробок присвячено отриманню композиційних матеріалів зміцнених дисперсними некогерентними частками, наприклад  $Al_2O_3$ . Однак, при експлуатації композиту максимальні напруження виникають поблизу або в зоні розділу «дисперсна частка-матриця», тому рівень властивостей композиту визначається у тому числі властивостями межі розділу його компонентів. Що, в свою чергу, визначається адгезією на межі розділу компонентів композиційного сплаву [18].

Отримання дисперснозміцнених матеріалів, здатних зберігати високі електротехнічні та теплофізичні властивості при температурах, що перевищують  $0,6 T_{пл}$  можливо за рахунок формування зміцнюючих включень безпосередньо в розплаві на основі сплавів з областю незмішування у рідкому стані (сплави монотектичної системи) [19]. При цьому забезпечується кращий адгезійний зв'язок з матрицею зміцнюючих включень, ніж при введенні їх «ex situ». Сплавам на основі компонентів, що не змішуються притаманна практично повна відсутність взаємної розчинності у твердому стані, що в умовах експлуатації при підвищених температурах виключає можливість різкого зниження тепло- і електропровідності, а деяке їх зниження пропорційне кількості зміцнюючої фази і в значній мірі компенсується підвищенням міцності [20]. Основні фізико-механічні характеристики таких матеріалів зберігаються при підвищенні робочих температур аж до  $(0,8-0,9) T_{пл}$  [21].

Перспективність систем, що проявляють схильність до розшарування у рідкому стані для створення сплавів спеціального призначення підтверджується великою кількістю досліджень, виконаних, зокрема спеціалістами Європейського Космічного Агентства і NASA [23] та незгасаючим інтересом з боку промислово

розвинутих країн [22-40]. Однак їх широке практичне використання стримується через ряд специфічних особливостей (значну різницю питомих мас та температур плавлення та розшарування в рідкому стані в широкому інтервалі температур і концентрацій, а також укрупнення крапель дисперсної фази за рахунок дифузії і коалесценції).

При придушенні макроскопічного розшарування перед кристалізацією отримують структуру так званої «замороженої емульсії» з однорідним розподілом в обсязі вилівка дрібнодисперсних ( $\geq 1$  мкм) частинок однієї з фаз. Така структура надає сплаву унікальні трибологічні, демпфуючі, термостійкі та інші службові властивості. Більш дисперсні включення отримують при затвердінні перегрітих значно вище температури макророзшарування зі швидкостями охолодження  $10^3$ - $10^5$  К/с. Такі швидкості реалізуються тільки при одержанні металевих порошків або тонких стрічок, але не в традиційних технологіях виробництва виливків [41]. Причини виникнення незмішування в рідких металічних системах та механізми цілеспрямованого їх емульсування, не зважаючи на багаторічні дослідження, вивчені не достатньо. Промисловість потребує простого та доцільного з економічної точки зору способу отримання таких сплавів.

Даних по діаграмах стану промислових монотектичних сплавів або взагалі немає або вони вкрай обмежені. Загальна картина на прикладі типової (гіпотетичної) діаграми стану монотектичного сплаву представлена на рис.1.1.

Традиційний підхід до отримання емульсованих сплавів передбачає значний перегрів розплаву над зоною бінодалі, або введення підвищеної енергії перемішування. Але з метою зниження енергетичних затрат виправдано працювати поблизу точки Д на приведеній діаграмі стану, оскільки в цьому місці досягнення мікроемульсійного стану можливе при значно менших температурах, внаслідок чого, при охолодженні сплаву, потрібно знімати значно менший перегрів, а значить час перебування сплаву у зоні макророзшарування скорочується, що попереджує значний ріст вкраплень зміцнюючої фази.

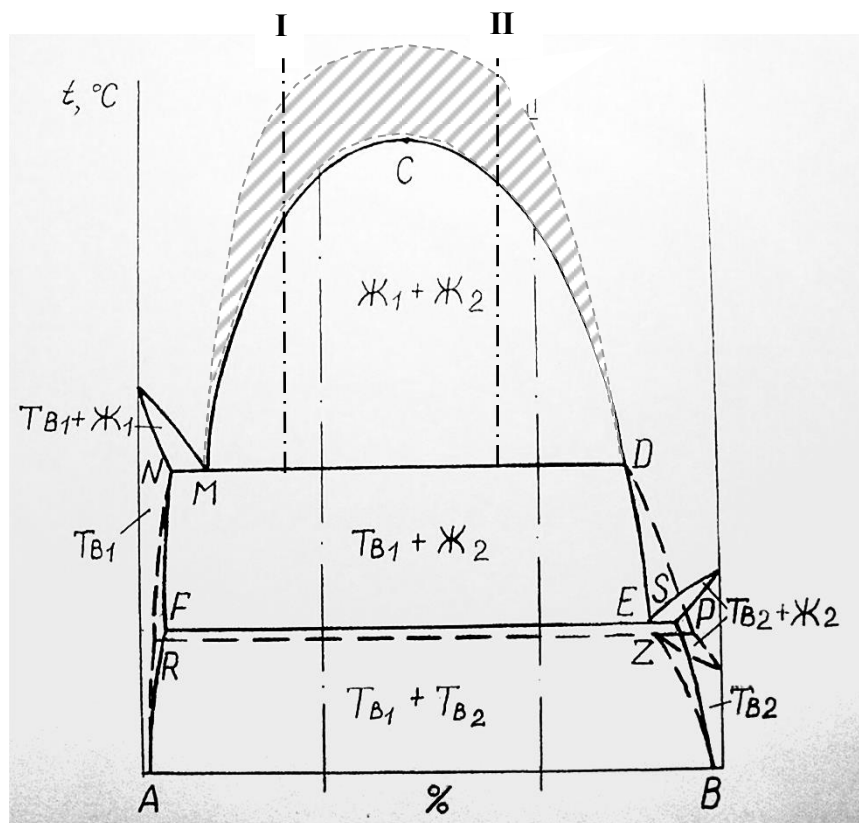



Рис. 1.1. Типова діаграма стану бінарної монотектичної системи

1, 2 – відповідно індекси насичених розчинів на основі компонентів А і В;  
 Ж, Тв – рідка і тверда фази;  $Ж_1+Ж_2$  – область розшарування розплаву на дві рідкі фази; MCD – границя області незмішування (бінодаль); NMD – лінія монотектичного перетворення; FES – евтектична лінія; RZP – перитектична лінія; C, M, E, P – відповідно критична, монотектична, евтектична, перитектична точки; I – гомогенний розплав – емульсія – тверда матриця з краплями – твердий сплав; II – гомогенний розплав – емульсія – суспензія – твердий сплав;  – зона мікрогетерогенного стану розплаву, вірогідної області існування мікроемульсії

Більшій концентрації дисперсної фази відповідає більш висока температура бінодалі. При охолодженні розплаву із зони незмішуваності, необхідно знизити його температуру до температури монотектики. Відповідно при більш високому температурному інтервалі перегріву необхідно більше часу для охолодження розплаву. У деяких сплавах монотектичних систем існує критична температура охолодження розплаву, яка дозволяє отримати дрібні рівномірно розподілені за

обсягом включення дисперсної фази. Наприклад, в сплаві монотектичної системи Ni-31,44% Pb тільки при переохолодженні  $> 242$  К утворюються округлі зерна і дрібні частинки Pb гомогенно розподілені в об'ємі [42]. Для отримання і збереження максимально дисперсних структур емульсій, поряд зі збільшенням швидкості охолодження (що проблемно для масивних зразків) необхідно вибирати вихідну точку  $t_1$  близьку до температури монотектики. Це забезпечує блокування процесу укрупнення дисперсної фази, оскільки тільки в'язкості металевого розплаву для цього недостатньо [43]. Кількість дрібнодисперсних крапель помітно зростає в міру зниження міжфазного натягу  $\sigma_{1-2}$  при диспергуванні розплаву в зоні макророзшарування. Так, міжфазний натяг в системі Fe-Cu-Si максимальний (90 мДж/м<sup>2</sup>) на вершині купола незмішуваності і прагне до нуля поблизу основи купола при температурі монотектики, тобто при гранично малій концентрації дисперсної фази [44]. Чим вище частка диспергованої фази, тим більшою мірою максимум розподілу зміщується в сторону більших крапель [45]. Підвищення концентрації дисперсної фази емульсії призводить до збільшення коалесценції крапель [46]. Вивчення впливу концентрації дисперсної фази на коалесценцію крапель при русі емульсії в турбулентному режимі показало, що при підвищенні відносного об'ємного вмісту дисперсної фази до 0,3 значно прискорюється злиття крапель [47]. Визначена в цій роботі залежність частоти злиття крапель від ряду характеристик емульсії і режиму її течії свідчить про зниження ступеня коалесценції при зменшенні усередненого градієнта пульсаційних швидкостей дисперсійної фази.

При середньому радіусі крапель  $> 1$  мкм різко посилюється вплив гравітації на коагуляцію і седиментацію крапель [48]. Експериментальні дані показали, що при заданих умовах охолодження, осадження а, отже, і просторове розділення на макрофази дисперсного та дисперсійного середовищ відбувається, тим швидше і виразніше, чим більший вміст дисперсної фази. Тобто чим більше час перебування розплаву в області незмішуваності в період охолодження [49]. Процеси укрупнення і гравітаційної седиментації крапель дисперсної фази блокують високі швидкості охолодження.

Разом з тим, розбавлені емульсії з малим вмістом 0,1% об. дисперсної фази, як правило, високодисперсні з діаметром крапель 0,1 мкм. Ці характеристики емульсії обумовлюють рідкісне зіткнення крапель і її високу стійкість [50]. Емульсія, що виникає в зоні мікророзшарування, має розміри дисперсної фази наномасштабного рівня ( $\leq 100$  нм). Виконання другої умови стійкості емульсії (0,1% об. дисперсної фази) вимагає мінімальної концентрації дисперсного компонента, яка забезпечується тільки при невеликому перегріві над температурою монотектики.

Макроскопічна однорідність не гарантує мікроскопічну. Численні дослідження показали, що макроскопічна однорідність металевих розплавів досягається при перемішуванні значно швидше, ніж рівномірне розосередження і розчинення різних нерівноважних концентраційних мікронеоднорідностей. Гомогенізація розплаву на мікрорівні лімітується переважно масопереносом в тонких прикордонних шарах на межі поділу фаз [51]. Флуктуації речовини і енергії в мікрооб'ємах призводять до коливань температури мікрооб'ємів у розплаві в певних межах, незважаючи на сталість середньої температури по всьому об'єму рідкометалевого середовища [52].

Основна причина метастабільного стану рідкометалевої неоднорідності промислових сплавів, пов'язана з передісторією їх отримання (плавлення гетерогенних шихтових матеріалів і металевих добавок, що вводяться для легування, модифікування, розкислення і мікролегування, змішування компонентів при температурах поблизу ліквідусу, перегрів вище кривої незмішуваності (бінодалі) розплавів монотектичних систем і т.д.) Близькість температури розплаву в цих випадках до температури ліквідусу значно збільшує час перебування рідкого сплаву в стані метастабільної рівноваги між мікрооб'ємами збагаченими одним з компонентів і оточуючим розплавом збагаченим іншим [53].

Навіть при значних перегрівах над температурою ліквідусу у сплавах, зберігаються мікрооб'єми в яких спостерігається підвищення концентрації одного або декількох компонентів [54, 55]. Найбільш стійке збереження мікрогетерогенності в рідкому стані характерне для сплавів евтектичних систем [56, 57], різновидом

яких є сплави монотектичної системи. Виражена мікрогетерогенність в них прослідковується і в зоні переходу від області існування однофазного розплаву до області незмішуваності рідких фаз [54]. Методом дифракції рентгенівського проміння встановлено, що розплави багатоконцентних монотектичних систем навіть при великих перегрівих відносно температур плавлення базових компонентів складаються з одно- і двокомпонентних мікроугруповань, [58,59].

Особливістю сплавів монотектичної системи є вплив швидкості охолодження на процес укрупнення крапель дисперсної фази при проходженні області незмішуваності. Більш висока швидкість охолодження веде до меншого радіусу крапель і більшої їх кількості [60].

Вибір зміцнюючої фази у вигляді лігатури FeCrC пояснюється відносно невисокою температурою її плавлення порівняно з Cr і забезпечення мінімального залишкового вмісту розчинених елементів в фазі на основі міді при монотектичній температурі. Формування емульсії полегшується коли зв'язки Me-C уже сформовані, а вуглець знаходиться в активному металічному стані [61]. Не менш важливим є що невисока вартість такої лігатури, її доступність та відсутність шкідливих компонентів у її складі.

У визначенні оптимальних складів сплавів монотектичної системи Cu-FeCrC наразі досягнуто помітний прогрес [62, 63]. Із врахуванням необхідності забезпечення високої електропровідності та зносостійкості сплаву в умовах роботи при підвищених температурах на основі літературно-патентного пошуку вибрано наступний склад лігатури FeCrC: 16% мас. хрому, 1,4% мас. вуглецю, решта залізо і домішки [64]. Однак завдання формування ультрадисперсних включень та рівномірного їх розподілу потребує вирішення. Досягнутий на сучасному етапі рівень дисперсності зміцнюючої фази у сплавах Cu-FeCrC знаходиться у діапазоні між макроструктурованими та субмікроструктурованими композитами на рівні 3-5 мкм з окремими включеннями до 50 мкм [65], тобто такі композити за наведеною вище класифікацією умовно можна віднести до мікроструктурованих композитів за умови досягнення дисперсності до 1 мкм. Досягнутий рівень щільності розподілу включень знаходиться у діапазоні  $2-2,7 \cdot 10^9 \text{ м}^{-2}$  при вмісті добавки



FeCrC 5-8% [66] до  $4 \cdot 10^9 \text{ м}^{-2}$  при вмісті добавки лігатури 5% [65]. Перспектива покращення властивостей таких матеріалів лежить у формуванні включень дисперсної фази з розмірами, що належать до мікроструктурованого діапазону (біля 1 мкм) та подальшого їх зменшенні до субмікроструктурованого діапазону, при цьому також необхідно забезпечити високу щільність їх розподілу в основі сплаву та однорідність.

В дослідженнях по формуванню структури емульсованих сплавів головна увага приділяється розміру вкраплень та їхньому розподілу за розмірами. Недостатньо вивчено вплив швидкості охолодження на кількість крапель емульсії, а також рідко враховуються особливості теплообміну між розплавом і охолоджувачем.

Вивчення особливостей поведінки емульсованих сплавів у багатьох випадках проводять на модельних сплавах з невисокою температурою плавлення, у тому числі монотектичної системи цинк-вісмут. Система Zn-Bi досліджується досить тривалий час тому її діаграма стану добре відома – рис. 1.2. [67]. Велика кількість експериментальних точок над бінодаллю вказує на існування зони мікрогетерогенного стану.

Перспектива отримання мідних сплавів монотектичної системи зміцнених включеннями з розмірами  $< 1 \text{ мкм}$  з'явилася в результаті виявлення над областю макророзшарування рідких фаз зони мікророзшарування з нанорозмірними мікроугрупованнями. Згідно з уявленнями про метастабільну мікрогетерогенність розплавів монотектичного типу при нагріванні розплаву вище купола макророзшарування (бінодалі) утворюється не однорідна на атомному рівні рідина, а розплав з мікроскопічними областями, збагаченими різними компонентами. Цей стан метастабільний, його охарактеризовано терміном «мікроемульсія» [57]. Розмір мікронеоднорідностей визначено в кілька десятків нанометрів (до 100 нм). При нагріванні розплавів вище визначеного для кожного складу температури ознаки їх мікророзшарування зникають. Чим більше розміри областей мікронеоднорідності, тим більший ефект зростання кінематичної в'язкості ( $\nu$ ) в області мікрогетероген-

ності тобто досягається максимально можлива для даної системи флуктуаційна мікрогетерогенність [57].

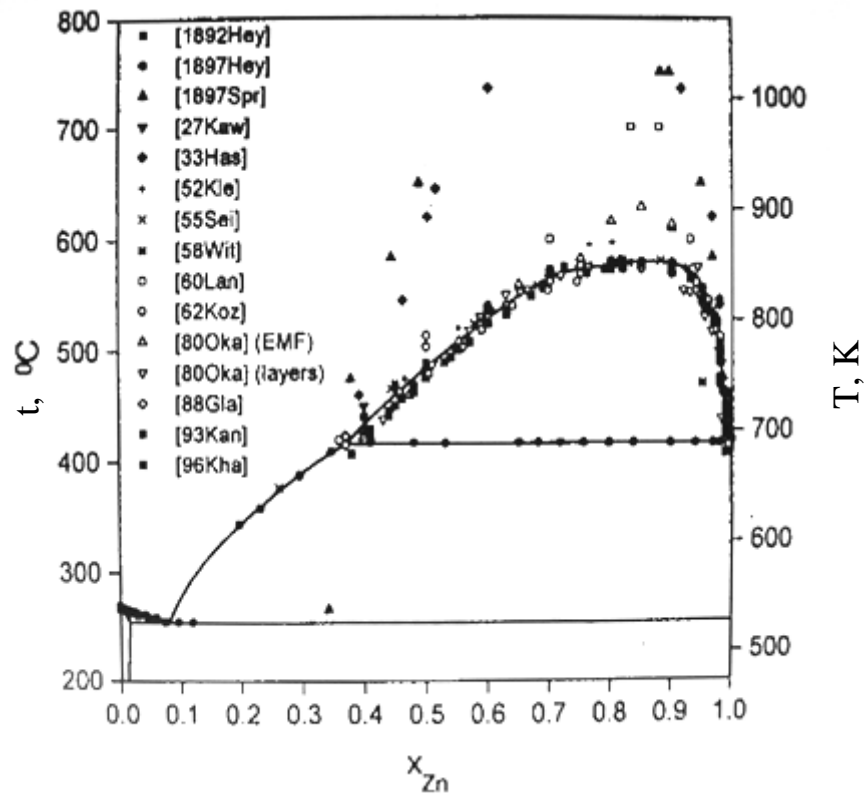


Рис. 1.2. Зведені дані по фазовій діаграмі стану системи Ві – Zn (вміст цинку в сплаві  $X_{Zn}$  вказано в ат. %.)

Для металевих систем з розшаруванням у рідкому стані температурну залежність в'язкості і електроопору поділяють на три ділянки: передкритичну, критичну і нормальну. Межі ділянок визначаються діаграмами стану систем: чим більше область обмеженої розчинності, тим істотніше аномалії кінематичної в'язкості і питомого електроопору. Флуктуації щільності і концентрації на критичній ділянці максимальні [55].

Ознаки мікронеоднорідності в алюмінієвих монотектичних розплавах зафіксовані при температурах вище температури бінодалі на 300 K і більше. У сплавах Zn-Bi мікронеоднорідність зберігається при перегріванні на 200 K над температурою бінодалі [67, 68]. У монотектичних розплавах на основі Zn (Zn-Pb, Zn-Bi) подібні області виникають при перегрівках над температурою бінодалі до 15-50 K

при концентраціях близьких до основи купола, утвореного бінодаллю над температурою монотектики, а над вершиною купола при значно більших температурних інтервалах перегріву [69]. В системі Ga-Bi зберігається мікронеоднорідність з розмірами 10-100 нм при перегріві на 100 К над температурою бінодалі [55]. Область мікрогетерогенності, оцінена по вимірюванню в'язкості розплаву, для системи Cu-Pb існує при перегріванні на 110 К вище температури бінодалі (температури макророзшарування) [68]. У ряді розплавів монотектичної системи в області макророзшарування виявлена якісна відмінність будови двох рівноважних рідких фаз. Поряд з макроскопічними розшаруванням бінарних систем (Ga-Pb, Ga-Bi, Al-In) в рідкому стані в них проявляється і мікророзшарування тільки однієї рідкої фази на основі більш легкоплавкого компонента. Так для системи Ga-Pb встановлено, що рідина на основі більш легкоплавкого компонента (Ga) являє собою мікронеоднорідний розчин Pb в Ga, в якому більш тугоплавкий компонент (Pb) розподілений, як поатомно, так і з утворенням скупчень, що не перевищують розмір однієї координаційної сфери. Будова рідини на основі більш тугоплавкого компонента відповідає уявленню про однорідний розчин [72].

Підсумовуючи вищесказане, можна стверджувати, що мідні сплави монотектичної системи Cu-FeCrC, при умові формування структури з низьколегованою матрицею та ультрадисперсними вкрапленнями тугоплавкої фази (на основі лігатури FeCrC), рівномірно розподіленими в об'ємі сплаву, як матеріали, що зберігають високі електропровідність, міцність, твердість та зносостійкість при підвищених температурах, мають значні перспективи, зокрема, для виготовлення відповідальних деталей залізничного електротранспорту, а саме струмоз'ємних вставок.

### **1.3 Сучасні технології одержання спеціальних мідних сплавів**

Невідповідність традиційних матеріалів сучасним вимогам усувається створенням і застосуванням нових сплавів, зокрема, дисперснозміцнених, що є різно-

видом композиційних матеріалів, в яких провідна роль в зміцненні належить структурним факторам. Основним елементом цих сплавів є матриця, що несе навантаження, а роль зміцнюючої фази в основному – це формування дислокаційної субструктури у процесах отримання сплавів і стабілізація її в умовах експлуатації. В якості зміцнюючої фази широко використовуються стабільні керамічні компоненти такі як бориди, оксиди і карбіди, наприклад  $Al_2O_3$ ,  $TiB_2$ ,  $TiC$ .

На підставі огляду літературних даних можливо виділити такі основні технологічні процеси отримання металоматричних композитів: хімічні, газо- і парофазні, рідкофазні (виплавка сплавів, направлена кристалізація, просочування каркасу з наповнювача), твердофазні (методи порошкової металургії) та комбіновані [72-76]. Для виробництва композитів з металевою матрицею традиційно використовуються твердофазні методи, перевагами яких є можливість застосування в якості основи матеріалу металів, сплавів та сполук, досягнення високих концентрацій зміцнюючої фази. Однак є і суттєві недоліки – нерівномірність розподілу зміцнюючої фази по об'єму через комкування при перемішуванні вихідних компонентів, підвищений вміст оксидів та інших домішок, спричинений розвинутою поверхнею порошоків, багатостадійність, енергоємність.

Для досягнення кращого перемішування та подрібнення компонентів використовують такий прийом порошкової металургії, як механічне легування [77-79], що полягає в багаторазовому деформуванні різнорідних порошкових частинок з використанням високоенергетичного обладнання. При досягненні критичного ступеня деформації, відбувається руйнування композиційних частинок, що супроводжується взаємодифузією та їх деформаційним зварюванням. У подальшому такі порошки спікаються. Використання такого методу забезпечує досить рівномірний розподіл дисперсної фази в міді, але є суттєві обмеження форм та розмірів деталей. Багатостадійність методу механічного легування та високоенергетичність цього процесу вимагає пошуку інших способів отримання дисперснозміцнених матеріалів.

Одним з методів формування дисперсних включень із стійких оксидів металів є внутрішнє окиснення, яке полягає в окисненні більш активних складових

сплаву при його насиченні киснем у твердому стані [80]. Однак досягнути однорідного внутрішнього окислення у всьому об'ємі сплаву складно через не контрольованість цього процесу. Матеріалам отриманим за допомогою цього методу також властива пористість, що відповідно негативно впливає на механічні властивості.

Тільки контакт з утворенням сильних міжфазних зв'язків між дисперсною фазою і матрицею забезпечує механічну міцність литих композиційних матеріалів (ЛКМ) за рахунок підвищення ефективності передачі та перерозподілу навантажень від матриці до вкраплень зміцнюючої фази. Міжфазні зв'язки повинні бути поверхневими, без утворення хімічних сполук на межі поділу і з мінімальною глибиною дифузійного шару. Міцність зв'язку частинок з основою сплаву повинна бути не менше міцності матриці. Існуючі методи отримання ЛКМ, введенням зміцнюючих частинок в розплав «*ex situ*», їх замішуванням або іншими способами, не забезпечують необхідного рівня зв'язків між зміцнюючою фазою і матрицею. Через велику площу міжфазної поверхні, яка зазвичай вкрита оксидами та насичена адсорбованими газами виникають суттєві складнощі з їх рівномірним розподіленням у металевій матриці (агломерація, комкування). Крім того, введення добавок мікронних розмірів в розплави вимагає застосування енерговитратних технологій подрібнення присадок та потребує використання спеціальних прийомів введення. Більш ефективно формувати включення зміцнюючої фази всередині розплаву («*in situ*») [81, 82].

Однією з технологій, що забезпечує щільний контакт фаз і достатню міцність зв'язків між ними в ЛКМ є самопоширюваний високотемпературний синтез [83, 84]. У цьому процесі дисперсні частинки армуючої фази не вводять в розплав ззовні, а синтезують в ньому за рахунок хімічних реакцій між попередньо введеними компонентами. Дослідженням технологій виробництва композитів на основі *Si*, що зміцнюються керамічними частками «*in situ*» в результаті екзотермічних реакцій окислення у світі приділяється багато уваги [85]. Характерними недоліками таких технологій є висока пористість, необхідність попереднього подрібнення компонентів, можливість отримання деталей невеликих розмірів, склад-

ність або взагалі неможливість керування процесом формування зміцнюючої фази, що суттєво ускладнює отримання однорідного розподілу зміцнюючих включень в матеріалі.

В роботі [86] мідь (2 кг), плавили в графітовому тиглі з використанням печі електроопору. До розплавленої міді додавали солі гексафлуротитаната калію ( $K_2TiF_6$ ) і порошок графіту у стехіометричній пропорції. Розплавлений метал в інертній атмосфері перемішували керамічною мішалкою зі швидкістю 100 об / хв. Розплав витримували при температурі 1373 К протягом 30 хв, що викликало хімічну реакцію, та призводило до утворення *in-situ* частинок TiC. Дисперсність частинок карбіду титану була в діапазоні 1-5 мкм, розподіл у мідній матриці однорідним. На приведених у роботі фото мікроструктури Cu-TiC спостерігались темні області розмірами до 30 мкм, що вірогідно були скупченнями графітового порошку, який не прореагував. Також варто зазначити, що компонент  $K_2TiF_6$  є токсичною речовиною.

Формування у сплавах високодисперсних, розподілених на заданій відстані одна від одної частинок, які майже не розчиняються в матриці до температури її плавлення, можливо також металургійними методами в процесі виплавки сплаву. При цьому технологічний процес отримання композиційного матеріалу є простішим та економічно вигідним, забезпечується необхідна щільність і міцність міжфазних зв'язків.

У роботі [87] повідомляється про отримання композиту на мідній основі зміцненого синтезованими «*in situ*» карбідами хрому  $Cr_3C_2$  з розмірами  $\sim 1$  мкм. У процесі виплавки в індукційній печі до мідного розплаву за допомогою дзвіночка додавали порошки нанорозмірний алмазографітовий та хрому. Однак автори не приводять пояснення за рахунок яких технологічних прийомів забезпечується взаємодія компонентів для формування зміцнюючої фази та однорідний розподіл прореагованих компонентів. Тривалість процесу виплавки також не відома, тому не зрозуміло які енергетичні затрати. Необхідно зауважити, що форма карбідної фази не сферична і виступає концентратором напружень в процесі експлуатації,

до того ж вартість використаних вихідні компоненти є високою, що впливає на кінцеву ціну матеріалу та обмежує його широке використання.

В роботі [88] передбачалось одержання дисперснозміцненої фази в мідному розплаві за рахунок введення в нього лігатури (чавун марки ЧХ16 - вміст хрому 16 % і вуглецю 3,4 %), яка складається з металевої матриці і дисперсних часток карбідів. В цьому випадку обов'язковою умовою є розчинення матричної фази легуючих добавок в розплаві основного металу і нерозчинність або обмежена розчинність її карбідних включень. В результаті експерименту розчинення твердого хромистого чавуну при температурі 1523 К, що нижче температури його плавлення, але вище температури плавлення міді, досягли подрібнення карбідної складової з формуванням структур, що містять мідну матрицю і включення, карбідних часток, розмірами значно менше, ніж вони були в структурі чавуну. Включення карбідів хрому і складних карбідів  $FeCrC$ , що є складовими хромистого чавуну, переходять в розплав у твердому стані і подрібнюються до розмірів часток  $\sim 1$  мкм. Однак в цій роботі приведена технологія отримання в ІТП розплаву на основі міді легованої 4 % чавуну марки ЧХ16 при температурі 1573-1623 К і ізотермічній витримці на протязі 30 хв та не вказана дисперсність отриманих включень. Використання температури, яка перевищує температуру плавлення лігатури і перехід в зону незмішування фаз, очевидно, пов'язаний зі значним насиченням мідної матриці залізом і хромом і суттєвим зниженням її електропровідності що має місце при розчиненні твердої лігатури.

В патенті [89] дисперснозміцнений сплав на мідній основі одержували в ІТП з графітовим тиглем, введенням в розплав міді кусків сплаву  $FeCrC$  (хромистий чавун – Cr 16 %, C 1,4 %) з характерним розміром 100 мм в кількості, зокрема, 6,5 % мас. В патенті передбачено і одночасне введення твердих міді і чавуну в тигель при сукупному плавленні. Нагрів розплаву здійснювали до температури 1788 К і видержували 10-15 хвилин до розливки. Розплав диспергували в порошок, розмір дисперсної фази в якому складав до 5 мкм. Незважаючи на високу швидкість охолодження при диспергуванні розплаву в порошок, розмір зміцнюючих включень на основі  $FeCrC$  значно перевищував ультрадисперсний діапазон.

В даний час в мідному сплаві, зміцненому 6,5% хромистого чавуну, підданому електромагнітного впливу в зоні макророзшарування (під бінодаллю), досягли дисперсності зміцнюючої фази  $< 3$  мкм з окремими включеннями до 15 мкм [65].

При заданому хімічному складі сплаву визначальною при отриманні металоємulsionі стає організація зовнішніх силових дій, що вводяться в розплав. Одним з найраціональніших шляхів створення ефективних силових дій при отриманні тонкодисперсних і однорідних металоємulsionі є використання електромагнітних сил для диспергування рідких фаз розплаву, зокрема в умовах застосування ІТП. При цьому необхідно враховувати, як конструктивні та енергетичні особливості плавильних агрегатів, так і фізико-хімічні властивості розплавів та структурні фактори. Структура залізовуглецевого сплаву FeCrC може змінюватись від А+К до Ф+П+К. Аустеніт, як метастабільна фаза схильний до кінетичного процесу розчинення. Ферито-перлітна основа сприяє проникненню міді в контактний поверхневий шар чавуну по границям зерен. Оплавлення утвореного прошарку, що містить мідь приводить до випадіння мікрочасток чавуну в поверхневому шарі і перенесенню їх в розплав міді [90]. Відмінності в магнітних і електричних властивостях фаз та неоднорідності в структурі лігатури, при впливі змінного електромагнітного поля призводять до концентрації щільності електричного струму на їх границі та значного підвищення виділення тепла в цій зоні [91], що може інтенсифікувати процес розчинення лігатури.

#### **1.4 Аналіз можливості використання впливу електромагнітного поля на процес формування металічних мікроемulsionі в розплавах з областю незмішування в умовах плавки в ІТП**

В кольоровій металургії, зокрема, при отриманні сплавів монотектичної системи, разом з паливними печами і печами електроопору найбільш широко використовуються індукційні печі каналного (ІКП) і тигельного типу [92-96]. Для пу-



ску ІКП необхідна наявність рідкого металу в каналі. Розраховані такі печі на виплавку великих об'ємів металу (від 1 т). Використання їх в дрібносерійному виробництві мідних сплавів і особливо монотектичного типу з вельми жорсткими вимогами до однорідності хімічного складу і гомогенності температури у всьому об'ємі розплаву не доцільно. Тому вони переважно використовуються при масовому виробництві у неперервному режимі експлуатації.

Індукційні тигельні печі характеризуються можливістю пуску на твердій шихті та періодичного використання та є дуже розповсюдженими на металургійних підприємствах України. Це обумовлено рядом переваг ІТП, в першу чергу значною продуктивністю і якістю отриманого розплаву, низьким угаром елементів, можливістю точного регулювання температури металу, гігієнічністю процесу плавки. Місткість тиглю ІТП може варіюватись у широкому діапазоні – від десятків грам до декількох тонн.

Важливою особливістю є безконтактне наведення в металошихті змінного електромагнітного поля і електричного струму, що розігріває метал і породжує електродинамічні сили, які забезпечують циркуляцію розплаву [95] (рис. 1.3), та створюють передумови рівномірного розподілу легуючих елементів в об'ємі розплаву.

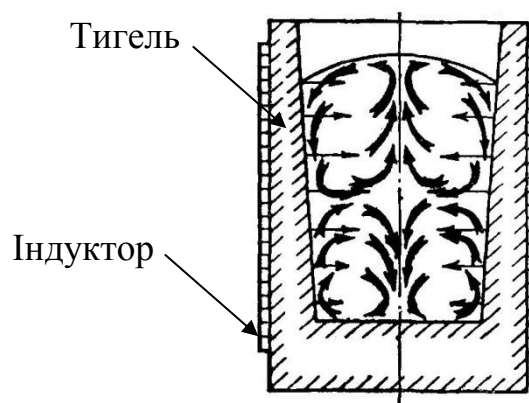


Рис. 1.3. Електродинамічна циркуляція металу в тиглі індукційної печі

Швидкість руху рідкого металу визначає хід масообмінних процесів з компонентами, що вводяться в розплав, зокрема, швидкість на дзеркалі розплаву ви-

значає темп плавлення шихти і добавок (особливо з меншою щільністю ніж основа сплаву). Значення швидкості рідкого металу в промислових індукційних печах різної конструкції можуть відрізнятися в десятки разів (від 0,01 м/с при плавці ІТП середньої частоти до 1 м/с в потужних печах промислової частоти). При цьому електродинамічні явища можуть супроводжуватися потужними пульсаціями, деформацією поверхні, викидами частинок металу з тигля [96].

В індукційних печах тепловиділення в металі і швидкість його циркуляції пропорційні енергії електромагнітного поля, що накладається на розплав. Для роботи індукційної печі важливе значення має частота живлючого струму. Кожній місткості печі і електричному опорі шихти, що плавиться в даній печі відповідає певне значення частоти струму що живить індуктор. Кількість електричної енергії, що переходить в теплову залежить від електроопору шихти. Володіючи малим питомим опором, мідь відповідно має невеликий коефіцієнт поглинання електромагнітної хвилі, значно менший, ніж мають всі промислові метали і сплави (окрім срібла). Тому з чистої міді виготовляють більшість струмопровідних частин ІТП, включаючи індуктор. При індукційному нагріві твердої мідної шихти коефіцієнти поглинання електромагнітної хвилі шихтою і індуктором практично рівні через рівний питомий електроопір матеріалу мідної шихти і індуктора, тому в них виділятимуться однакові активні потужності, причому потужність, що виділяється в індукторі, відноситься до електричних втрат. З цього виходить, що при індукційному нагріві твердої мідної шихти електричний ККД системи індуктор-шихта буде менше 0,5. Загальний ККД індукційної тигельної пічної установки з урахуванням втрат в джерелі струму і конденсаторних батареях, а також теплових втрат буде значно меншим і на практиці не перевищує 0,25-0,30 [97]. При такому низькому ККД процес виплавки мідного сплаву стає неекономічним, оскільки різко зростає тривалість процесу, а також витрата електроенергії. Підвищення ККД індукційної установки при плавці мідних сплавів можливе за рахунок використання в процесі плавки електропровідного графітового тиглю, питомий електроопір якого складає  $10^{-3}$  Ом·м. При товщині стінки тигля більше глибини проникнення електромагнітної хвилі в графіт він цілком поглинає електромагнітну енергію при

даній частоті живлючого струму. Електричний ККД системи індуктор-садка у такому випадку значно зростає та може сягати до 0,95. З енергетичної точки зору це найвигідніший спосіб плавки мідних сплавів, особливо з високим вмістом міді, в індукційних тигельних печах. До того ж при плавці в графітовому тиглі мідь розкислюється за рахунок матеріалу тигля, і у багатьох випадках, не потребує додаткового розкислення.

Найпоширенішим типом індукційних печей в українських металургійних підприємствах є тигельні печі середньої частоти (500-2400 Гц). Витрати електроенергії в таких печах складають 0,8-1,0 кВт/кг. При частоті 1000-2500 Гц електромагнітна енергія майже повністю виділяється в стінці тиглю, оскільки глибина проникнення ЕМП в графіт менше товщини стінки тиглю. Таким чином при використанні графітового тиглю різко знижується силовий вплив ЕМП і відповідно перемішування рідкометалевої садки, що є суттєвим недоліком при отриманні сплавів.

Проблема збереження силового впливу на прийнятному рівні в процесі виплавки сплаву, вирішувалась, зокрема за рахунок зменшення товщини стінки графітового тиглю [65], однак при цьому знижується експлуатаційний ресурс такого тиглю. Також проблема підвищення ефективності ІТП вирішувалась за рахунок введення в садку графітового елемента у вигляді стрижня [98], однак така геометрична форма не дає змоги розмістити нагрівач у зоні високої напруженості ЕМП та, у випадку підвищення рівня розплавленого металу, архімедова сила виштовхне його з тиглю. Науково-практичний інтерес представляє дослідження можливості використання нагрівача із графіту у вигляді диску. На рисунку 1.4 наведено схему силового впливу ЕМП на диск з електропровідного матеріалу, розміщений всередині індуктора ІТП [93].

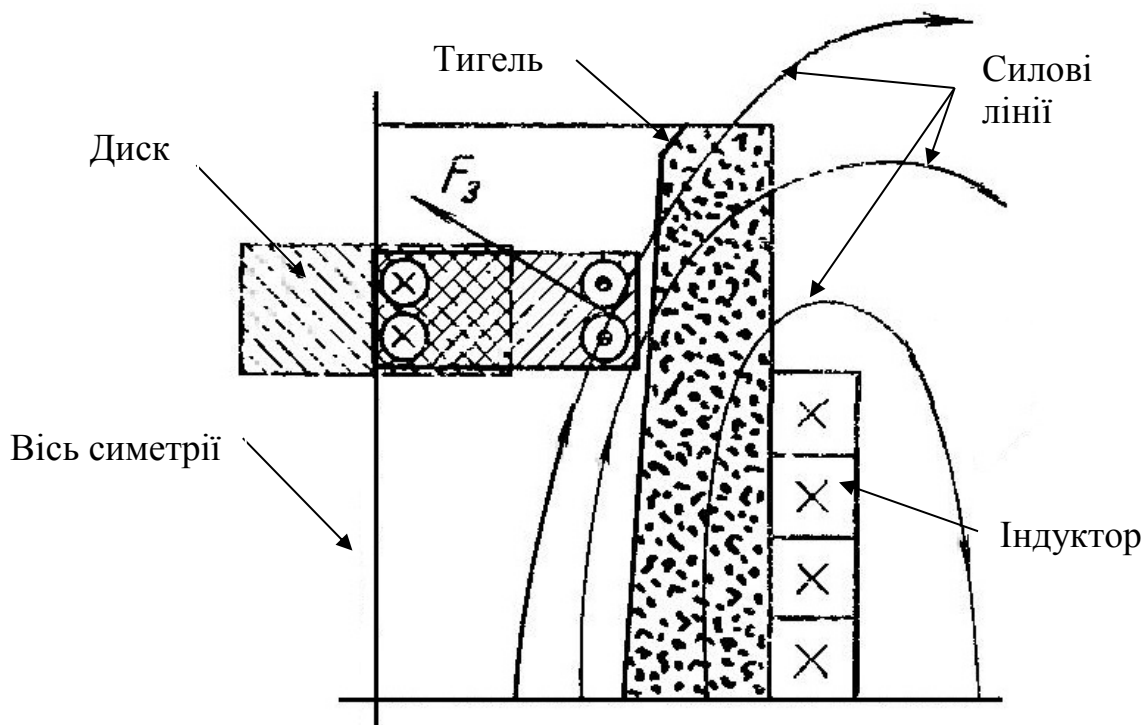


Рис. 1.4. Силкові взаємодії в системі індуктор загрузка

Згідно даних[93], якщо диск розташований в полі індуктора асиметрично відносно осі ІТП, то щільність індуктованих струмів у правій частині диску ніж у його лівій частині (внаслідок неоднорідності поля). Результуюча сила  $F_3$ , що діє на диск направлена вгору і вліво прагне змістити диск до осі індуктора. Крутний момент, що при цьому виникає намагається повернути диск проти часової стрілки і розташувати диск паралельно силовим лініям ЕМП (в такому положенні потужність, що виділяється в диску зменшиться).

Магнітний потік, що генерується індуктором, проходить в тій чи в іншій мірі по шихті. Тому для роботи ІТП мають велике значення магнітні властивості, а також форма і розміри шматків шихти. Оскільки основний компонент шихти, з якої формується зміцнююча фаза, є феромагнітним металом (залізо основний компонент), доки його температура не досягла точки Кюрі ( $\sim 1043$  K) його магнітна проникність зберігає свою величину. Відносна магнітна проникність залізовуглецевих сплавів дуже сильно залежить від їх складу і структури. Зокрема, сплавам з перлітною структурою властиві високі втрати на гістерезис та невисоку магнітну проникність. Збільшення вмісту Cr та C знижує відносну магнітну проник-

ність. Відносна магнітна проникність залізохромового сплаву при 293 К може сягати значення рівного 100 при частотах  $\sim 2400$  Гц та знижується з ростом частоти [99]. Таким чином розігрів такої шихти у перший період плавки буде відбуватись не тільки за рахунок тепла, що виділяється від циркуляції в ній вихрових струмів, але і за рахунок втрат на перемагнічування. При нагріві вище точки Кюрі така шихта втрачає свої магнітні властивості і стає діамагнітною, як і інші компоненти сплаву (відносна магнітна проникність знижується до 1).

У таблиці 1.1. наведено фізичні властивості легуючої добавки FeCrC [100] та мідної основи [101].

Таблиця 1.1.

## Фізичні властивості лігатури та основи сплаву

Параметри	Мідь (матриця сплаву)	Лігатура FeCrC (дисперсна фаза)
Густина $\rho^e$ , кг/м <sup>3</sup> ( при 1623,15 К)	7700	6900
Електричний опір $\rho_p \cdot 10^8$ , Ом·м при 293,15 К	1,7	15
$\rho_p \cdot 10^8$ , Ом·м при 700 К	4,5	44,8
$\rho_p \cdot 10^8$ , Ом·м при 1073 К	7,4	105
$\rho_p \cdot 10^8$ , Ом·м при 1357,6 К (твердий стан)	10,0	116
$\rho_p \cdot 10^8$ , Ом·м при 1357,6 К (рідкий стан)	21,0	116
$\rho_p \cdot 10^8$ , Ом·м при 1563,15 К	22,9	120,7
$\rho_p \cdot 10^8$ , Ом·м при 1623,15 К	26,0	125

Як видно з даних табл.1.1, легуючий комплекс FeCrC суттєво відрізняється від міді за показниками електроопору та магнітної сприйнятливості як у твердому, так і рідкому станах. При переході міді у рідкий стан відбувається різкий

підйом питомого електроопору. При подальшому нагріві електроопір зростає поступово.

Одержання розплаву з мінімально допустимими відхиленнями в його об'ємі по температурі і концентрації мікрооб'ємів, внаслідок суттєвих відмінностей електричних і магнітних властивостей компонентів сплаву, можливо за рахунок диференційованого впливу ЕМП на компоненти та реалізації за рахунок цього комплексу МГД-впливів. Необхідне визначення оптимальних режимів впливів на різних етапах процесу виплавки.

В період введення металодобавки в розплав міді протікають складні фізико-хімічні процеси. В загальному випадку цей період включає стадії теплової взаємодії, розчинення і утворення фаз. При цьому виникає проблема швидкого досягнення рівномірного розподілу речовини присадки у всьому об'ємі міді. В той же час дія лімітуючих чинників на окремих стадіях процесу одержання мідного сплаву утрудняє прискорену гомогенізацію речовини добавки в об'ємі всього оброблюваного металу. При використанні кускових металодобавок (у тому числі FeCrC), поверхневий шар яких має тріщини і раковини, що містять пил, вологу і адсорбовані гази, встановлення щільного контакту рідкої міді з присадкою загальмовується.

В роботі [102] методом прямого візуального спостереження встановлено, що руйнування сплаву на зерна відбувається за рахунок розплавлення границь зерен, проковзування по рідкому прошарку і вивалювання зерен під дією власної ваги. З метою інтенсифікації процесу розчинення лігатури, необхідно дослідити можливість диспергування добавки до мікронних розмірів на початковому етапі сплавлення компонентів за рахунок вибору відповідного температурного режиму проведення процесу розчинення та формування зони локального підвищення впливу ЕМП та розміщення добавки саме в цій зоні.

При плавці залізовуглецевих сплавів, наприклад чавуну, інтенсивність процесу розчинення тугоплавких добавок сильно залежить від їх розмірів. Оптимальний розмір добавок, що розчиняють в чавуні, наприклад карбюризаторів, для печей з робочою частотою 60-180 Гц знаходиться у діапазоні 0,2-10 мм, а для ІТП з

частотою 1-3 кГц, в яких інтенсивність перемішування нижче, доцільно використовувати дрібніші частки від 0,2 до 3 мм [103]. При температурі 1573 К Cr введений у розплав у вигляді кусків менше 2 мм розчиняється в два рази швидше ніж при розмірах 10-12 мм [104].

По даним різних дослідників наявність в ламінарному потоці твердих частинок може слугувати своєрідним дискретними турбулізаторами і тоді виникнення вихорів відбувається при числі Рейнольдса в декілька разів меншому, ніж для однофазних середовищ [105].

Внаслідок того що добавка лігатури FeCrC і мідна основа сплаву відрізняються за питомим електроопором при дії змінного ЕМП у процесі виплавки в ІТП вони отримують різне прискорення [106], внаслідок чого за добавкою виникає вихровий слід (рис.1.5), що суттєво інтенсифікує масоперенос [107].

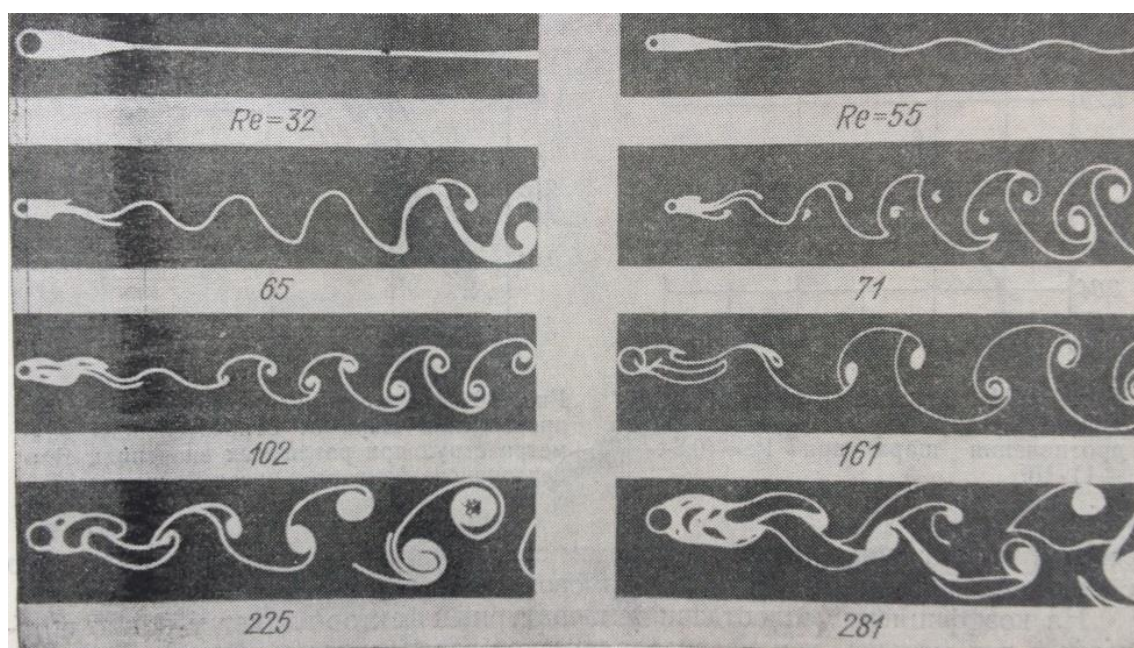


Рис. 1.5. Виникнення вихорового сліду за добавкою під час руху рідини у ламінарному режимі

Варто зазначити, що в процесі виплавки мідного сплаву з добавкою твердої лігатури FeCrC, температура плавлення якої вище ніж температура розплаву, взаємодія її з основою може проходити за різними механізмами, що залежить від ба-

гатьох факторів. Зокрема, важливий вплив мають температурні режими та відносна швидкість руху добавки, а також її внутрішня будова. Насичення міддю із розплаву поверхневого конактного шару добавки може приводити до утворення монотектичного розплаву і його розпаду [90] – рис. 1.6.



Рис. 1.6. Розчинення добавки FeCrC в дисперсно-зміцненій бронзі

Експериментальні дані свідчать, що інтенсивність процесу розчинення добавки сильно залежить від гідродинаміки пограничного шару навколо добавки.

### **1.5 Висновки і постановка завдань дослідження**

На підставі розгляду вимог до експлуатаційних характеристик дисперсно-зміцнених матеріалів, які використовуються у сучасному електрообладнанні, зокрема, для виготовлення відповідальних деталей струмоз'ємних конструкцій залізничного електротранспорту постійного струму, представлена провідна позиція спеціальних мідних сплавів серед матеріалів з високими показниками тепло- і



електропровідності, зносо- і електроерозійності в умовах експлуатації при підвищених температурах та показана не відповідність їх характеристик сучасним вимогам. Тому проблема поліпшення та збалансування комплексу їх властивостей є актуальною з огляду на використання у стратегічно важливих галузях вітчизняної економіки.

Показано, що покращення властивостей таких матеріалів можливо досягти за рахунок використання сплавів монотектичної системи, зокрема Cu-FeCrC, при умові забезпечення рівномірного розподілу та дисперсності зміцнюючої фази  $\leq 1$  мкм. Визначено, що перспективним способом отримання розплавів в стані мікроемульсії є входження в мікрогетерогенну зону над бінодаллю діаграми стану сплавів монотектичної системи, існування якої встановлено багатьма сучасними дослідженнями. На основі аналізу електромагнітних властивостей основи сплаву та добавки лігатури показано перспективність застосування електромагнітних впливів в умовах використання ІТП для формування мікроемульсованого стану розплаву. Розглянуті особливості дії змінного ЕМП на процес формування металоемульсій в сплавах монотектичної системи в умовах їх виплавки в ІТП. Відзначено необхідність встановлення раціональної схеми проведення процесів виплавки і способу отримання твердого сплаву зі структурою замороженої мікроемульсії з високою щільністю рівномірного розподілу. З'ясовано необхідність локальної концентрації впливу ЕМП в зоні розчинення добавки лігатури.

На підставі зроблених у розділі висновків визначено такі основні завдання даної роботи:

- розробити методики дослідження процесів формування мікроемульсованого стану у розплаві з областю незмішування металевих фаз на основі застосування аналітичного методу, фізичного моделювання та натурального експерименту;
- проаналізувати вплив електромагнітних властивостей компонентів сплаву Cu-FeCrC залежно від температури, просторового розподілу електричного струму та електромагнітної сили в ІТП на процес розчинення лігатури;
- дослідити вплив електромагнітних і гідродинамічних факторів на процес розчинення добавки при виплавці мідного сплаву в ІТП;

- встановити раціональний режим проведення процесу сплавлення компонентів сплаву Cu-FeCrC;
- визначити умови формування мікроемульсованого стану розплаву і вплив електромагнітного поля на його стабілізацію;
- дослідити вплив на параметри структури монотектичного сплаву концентрації зміцнюючого компонента в зоні незмішування рідких фаз та швидкості охолодження мікроемульсії;
- встановити технологічні параметри забезпечення ультрадисперсних розмірів крапель при охолодженні та твердненні спеціального мідного сплаву;
- розробити технологічний процес на основі дії змінного ЕМП при виплавці мідних сплавів зміцнених ультрадисперсними краплями на основі FeCrC в ІТП.

## РОЗДІЛ 2

### ОСНОВНІ МЕТОДИКИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Загальна методична побудова роботи включала: розробку методики теоретичного аналізу взаємодії рідких фаз сплавів монотектичної системи з метою визначення найбільш раціонального процесу отримання мікроемульсованого металевого розплаву з розмірами крапель  $\leq 1$  мкм при електромагнітному впливі і фіксації цього стану в литій структурі; методику відпрацювання на низькотемпературному сплаві (BiZn), на основі теорії подібності, раціональних режимів формування мікроемульсованого стану розплаву і отримання литих структур типу заморожених мікроемулсій; розробку методики обробки змінним ЕМП розплаву для отримання монотектичного сплаву за монотектичного складу з литою структурою із рівномірним розподілом ультрадисперсних включень лігатури FeCrC в мідній матриці; використання стандартних методик для оцінки структури і властивостей виливків.

#### **2.1 Методика дослідження процесів масообміну компонентів сплаву Cu-FeCrC при отриманні мікроемульсованого розплаву**

##### **2.1.1 Методика аналізу впливу електромагнітних властивостей компонентів сплаву Cu-FeCrC залежно від температури та особливостей розподілу електромагнітного поля і електромагнітної сили в індукційних тигельних печах при отриманні мікроемульсованого розплаву**

В роботі, за допомогою методу порівняння, оцінювали основні електромагнітні властивості міді і легуючого комплексу FeCrC, а саме: електроопір та магнітну проникність, а також щільність, оскільки ці характеристики безпосередньо впливають на ефективність процесу виплавки мідного сплаву в ІТП. Для чого встановлювали безрозмірне співвідношення питомого електроопору легуючого

комплексу та мідної основи сплаву ( $\rho_{\text{FeCrC}}/\rho_{\text{Cu}}$ ) у твердому і рідкому станах при температурах, що включають температури фазових переходів і точку Кюрі для легуючого комплексу: 293,15 К, 1073 К, 1357,6 К, 1563,15 К та 1623,15 К. При цьому використано дані по питомому електроопору міді з [101], а значення електроопору легуючої добавки взято з [100]. Безрозмірне співвідношення абсолютних магнітних проникностей FeCrC визначено при 293,15 К, 1073 К, 1357,6 К, 1563,15 К та 1623,15 К.

Виконана оцінка впливу змінного ЕМП на процес формування мікроемульсованого сплаву на основі аналізу глибини його проникнення у розплав –  $\Delta$  з урахуванням зміни електромагнітних властивостей з ростом температури.

Для спрощення практичних розрахунків вважають, що увесь струм протікає в умовному «активному» шарі садки ( $\Delta$ ) [94]:

$$\Delta = 503\sqrt{\rho/\mu \cdot f} \quad 2.1$$

де  $\rho$  – питомий електричний опір металу, що нагрівається в ІТП, Ом·м;

$\mu = \mu_r/\mu_0$  – відносна магнітна проникність металу;

$\mu_r$  – абсолютна магнітна проникність металу, Гн/м;

$\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$  – абсолютна магнітна проникність вакууму, Гн/м;

$\pi$  – число Піфагора;

$f$  – частота струму, що живить ІТП, Гц.

Згідно рівняння 2.1, в поверхневому шарі садки рівному глибині проникнення  $\Delta$  виділяється 86,5% потужності. Таким чином при наближених енергетичних розрахунках нехтують 13,5% потужності. Однак у випадку отримання мікроемульсованого сплаву з розмірами включень зміцнюючої фази  $\leq 1$  мкм цей неврахований залишок є важливим, оскільки забезпечує додатковий силовий МГД вплив. Вплив частоти живлючого струму ІТП на глибину проникнення ЕМП у мідь та добавку FeCrC визначався в діапазоні 1000-50000 Гц при наступних температурах: 293,15 К, 1073 К, 1357,6 К, 1563,15 К та 1623,15 К.

Реальне зменшення щільності струму від поверхні у глиб провідника відбувається по експоненційному закону [93]:

$$\delta_x = \delta_0 e^{-x/\Delta}, \quad 2.2$$

де  $\delta_x$  – густина струму на відстані  $x$  від поверхні;

$\delta_0$  – густина струму на поверхні провідника;

$e$  – основа натуральних логарифмів ( $e = 2,718$ ).

На основі формули 2.2 були побудовані графічні залежності та проведено аналіз зміни щільності струму залежно від зміни відстані представлені у безрозмірному вигляді  $-x/\Delta$ .

Закономірності впливу змінного електромагнітного поля в умовах плавки в ІТП на частку лігатури FeCrC в зоні суттєвого впливу ЕМП («активній» зоні) досліджувались з використанням підходу, запропонованого в роботі [108], де наведено формулу для визначення масообмінного числа Нуссельта ( $Nu_1$ ) при розчиненні в рідкому металі твердої циліндричної добавки з урахуванням того, що електропровідність основи сплаву вище ніж добавки, що дозволяє використати цей вираз:

$$Nu_1 = 0,412 \cdot \sqrt[3]{Pr_D \frac{\sigma - \sigma_1}{\sigma + \sigma_1} \cdot \frac{2a^3 j_x (B_x^2 + B_y^2)^{0,5}}{\eta \nu} \cdot \frac{L^2}{a^2}}, \quad 2.3$$

де  $Pr_D = \nu/D$  – дифузійний критерій Прандтля, також позначається як число Шмідта,  $Sc$ ;

$\nu$  – коефіцієнт кінематичної в'язкості розплаву,  $m^2/s$ ;

$D$  – коефіцієнт дифузії,  $m^2/s$ ;

$\sigma$  – електропровідність розплаву,  $Om^{-1}$ ;

$\sigma_1$  – електропровідність твердої добавки,  $Om^{-1}$ ;

$j_x$  – щільність електричного струму поодаль від добавки,  $A/m^2$ ;

$\eta$  – коефіцієнт динамічної в'язкості розплаву,  $kg/m \cdot s$ ;

$B_x$  – індукція ЕМП в напрямку осі  $x$  від індуктора, Тл;

$B_y$  – індукція ЕМП у напрямку осі  $y$ , наведена індуктором в розплаві, Тл;

$F_e$  – об’ємна електромагнітна сила, Н/м<sup>3</sup>.

Застосовність формули 2.3 залежить від значень, які може приймати вираз  $(\sigma - \sigma_1)/(\sigma + \sigma_1)$  в різних умовах проведення процесу плавки, оскільки електричні провідності основи сплаву і добавки залежать від температури. Це співвідношення аналізувалось для різних варіантів введення добавки лігатури: при шихтуванні твердих міді і лігатури, при введенні в рідку мідь добавки з температурою 293 К та при введенні в мідний розплав твердої добавки прогрітої до 700 К.

При розрахунку значення дифузійного критерія Прандтля, коефіцієнт дифузії визначено за формулою Стокса-Ейнштейна [109]:

$$D = \frac{k_b T}{6\pi\eta r}, \quad 2.4$$

де  $k_b$  – стала Больцмана, Дж/ К;

$T$  – абсолютна температура, К.

Значення коефіцієнта динамічної в’язкості  $\eta_{(Cu)}$ , розраховано при температурі розчинення добавки 1563 К по значенням  $\nu$  і  $\rho$  (міді) з [101,110, 111].

З урахуванням того, що лігатура попередньо прогрівалась для видалення адсорбованої вологи, перед введенням у розплав міді, розрахунки по формулі 2.4. проводили використовуючи значення електропровідності міді при 1563 К ( $4,3 \cdot 10^6$  См), а добавки при 700 К ( $9,5 \cdot 10^5$  См) та 1563 К ( $8,3 \cdot 10^5$  См), визначенні за даними [110, 112].

В ІТП розплав, разом з лігатурою, рухається в циркуляційному потоці і періодично проходить через струмонесучий шар з коефіцієнтом масопереносу  $\beta_1$  і зону без електромагнітного впливу з коефіцієнтом  $\beta_2$ . Число  $Nu_2$  в останній розраховувалось по виразу наведеному в роботі [113], при значенні чисел Рейнольдса у діапазоні  $Re = 10^2 \dots 10^4$ :

$$Nu_2 = 0,8 \cdot \sqrt[3]{Sc} \cdot \sqrt{Re} \quad 2.5$$

де  $Re = \frac{v_m l}{\nu}$  – критерій Рейнольдса, що характеризує режим течії

рідкометалевих фаз;

$v_m$  – максимальна швидкість потоку розплаву, м/с;

$l$  – характерний розмір розплаву, м.

Інтенсивність циркуляції розплаву в ІТП, що характеризується максимальним значенням швидкості на осі розплаву  $v_m$ , була розрахована за формулою [94]:

$$v_m = \left(\frac{v_0}{B_{0m}}\right) \cdot \sqrt{\rho\mu} \quad 2.6$$

де  $B_{0m}$  – амплітуда максимального значення індукції на поверхні розплаву

$B_0$ ;

$v_0$  – безрозмірна швидкість (для однофазних ІТП без вильоту індуктора і при співвідношенні висоти розплаву до його діаметру рівному 1,5 значення  $v_0$  приймають рівним 0,65).

Коефіцієнти масопереносу визначались з використанням виразу наведеного в роботі [114]:

$$\beta = \frac{Nu \cdot D}{2a} \quad 2.7$$

### **2.1.2 Методика досліджень на модельному сплаві $\text{BiZn}$ взаємодії компонентів при сплавленні і впливу концентрації зміцнюючої фази та умов охолодження на мікроструктуру сплаву**

Особливості взаємодії рідких металевих об'ємів, що складаються з компонентів сплаву монотектичної системи і формування в розплаві емульсованого

стану при різній інтенсивності перемішування, досліджувались із застосуванням методу фізичного моделювання. В якості модельного сплаву було обрано низькотемпературний сплав монотектичної системи цинк-вісмут, компоненти якого суттєво відрізняються температурами плавлення і в'язкостями (співвідношення в'язкостей основи сплаву і добавки модельного сплаву дуже близьке до симплексу в'язкостей компонентів натурального сплаву Cu-FeCrC, що приблизно дорівнює 3). Крім того, значна протяжність концентраційної області незмішуваності сплаву Bi-Zn при проведенні експериментів спрощує досягнення зони емульсованого стану за значно нижчих температур порівняно з натурним сплавом.

Як компоненти сплаву застосовувалися литі циліндри діаметром 10 мм з вісмуту технічної чистоти (2,5 мас.% домішок (Cu, Fe, Ag та інш.) і гранули цинку (ЧДА) з 0,01 мас.% домішок (діаметр 5 мм).

Характер впливу концентрації зміцнюючої фази на розмір і рівномірність розподілу крапель мікроемульсії в об'ємі матриці досліджено на двох сплавах Bi-Zn з різним вмістом тугоплавкого компоненту (Zn) 30% та 25% мас відповідно (14% та 9% мас у зоні незмішування). Вісмут і цинк зважувались з точністю  $\pm 5$  мг на лабораторних терезах ЗЛГ, маса сплаву становила приблизно 50 г.

Для приготування сплаву використовувались алунові тиглі діаметром 0,055 м, висотою 0,042 м з товщиною стінки 0,002 м, які розміщувались в печі електроопору. Температуру сплаву і пічного простору контролювали за допомогою термомпари ТХА (хромель-алюмель) з потенціометром М4213 (похибка вимірювання 5 К). В експериментах, після плавлення компонентів сплаву забезпечувалася взаємодія нижнього об'єму розплавленого вісмуту і верхнього об'єму розплаву чистого цинку, шляхом перемішування розплаву лопатевою мішалкою, яка оберталась за допомогою електродвигуна типу РД-09 з редуктором з регулюванням швидкості обертання.

Для оцінки характеру руху розплаву (та забезпечення необхідної інтенсивності перемішування) використовували відцентровий критерій  $Re$ , значення якого розраховувались за формулою [115]:



$$Re = \frac{\rho \cdot n \cdot d^2}{\eta}, \quad 2.8$$

де  $d$  – діаметр мішалки, м;

$n$  – кількість обертів мішалки, об/с.

Проби розплаву відбирали підігрітою до температури розплаву алундовою ложкою, після чого порція розплаву зливалася на підкладку (скидалась з висоти 0,30-0,45 м), де вона охолоджувалась і тверднула.

Отримані тонкі зразки сплаву (металеві лусочки) фіксували у пластиковій обоймі та заливали універсальним двокомпонентним епоксидним клеєм із затверджувачем. Після затвердіння клейової суміші виготовляли шліфи поперечного перерізу і полірували їх. Фази на основі цинку і вісмуту ідентифікували за кольором. Для отримання контрастного зображення застосовували травлення 20% спиртовим розчином соляної кислоти.

Розміри і товщину лусочок визначали по ГОСТ 1778-70 Сталь. Металографічні методи визначення неметалічних включень. Метод Л. Варіант Л2 (для збільшення 500-520) за допомогою оптичного мікроскопу МЕТАМ Р-1 визначали середній розмір дисперсних включень зміцнюючої фази ( $b_{cp}$ ) і їх кількість на одиницю площі шліфу ( $q$ ). Підрахунок кількості включень у лусочках 320-120 мкм проводився з площі 156 мкм<sup>2</sup> в 16 місцях, 105-36 мкм – 81 мкм<sup>2</sup> в 16 місцях. Обробка результатів вимірів виконувалась згідно [116], а також за допомогою інтервальної оцінки істинного значення величини, що визначалась по методиці, приведеної в роботі [117] для задач, в яких число вимірів (спостережень) не перевищує 20 [118].

При вивченні особливостей взаємодії фаз, фіксували характерні розміри об'ємів, що виникали при проникненні однієї фази в іншу (довжина  $l$  і ширина  $b$ ), а також хвильових збурень з довжиною хвилі  $\lambda_b$  і амплітудою  $A_0$ , що утворилися на міжфазній поверхні з коефіцієнтом міжфазного натягу  $\sigma_{1-2}$ .

Дослідження мікроструктури сплавів проводилося з використанням оптичного мікроскопу для металографічних досліджень METAM-P1.

При встановленні впливу умов охолодження сплаву на розмір, кількість крапель мікроемульсії і однорідність структури на основі менш тугоплавкого компонента Ві з добавкою Zn, експерименти проводились на замонотектичному сплаві вісмуту з 30 % мас. цинку. Температура обробки розплаву і розливки становила 835 К, що на 50 К вище температури області незмішування сплаву [67]. Товщина зразків, що формувались на підложці була 600, 300 і 120 мкм. Швидкість охолодження ( $V_o$ ) розраховували за допомогою рівняння Ньютона-Ріхмана [107]:

$$Q = \alpha \Delta t S_T \tau \quad (2.9)$$

де  $Q$  – кількість тепла, Дж;

$\alpha$  – коефіцієнт тепловіддачі, Вт/м<sup>2</sup>К;

$\Delta t = t_c - t$  – різниця температур навколишнього середовища ( $t_c$ ) і розплаву ( $t$ ), °С;

$S_T$  – площа поверхні розплаву через яку відбувається теплообмін, м<sup>2</sup>;

$\tau$  – час, с.

Коефіцієнт тепловіддачі ( $\alpha$ ) від зразка до підкладки визначали на основі підходу, що враховує контактний опір повітря, замкнутого між нерівностями на поверхні підкладки [119, 120]. В дослідженнях застосовувались підкладки з близькими коефіцієнтами теплопровідності, але з різними висотами мікронерівностей на поверхнях. Підкладка з графіту мала мікронерівності  $\sim 200$  мкм ( $\alpha = 1,63 \cdot 10^3$  Вт/(м<sup>2</sup> · К), сталева полірована  $\sim 2$  мкм ( $\alpha = 1,42 \cdot 10^5$  Вт/(м<sup>2</sup> · К) [121].

Умови теплообміну описувались безрозмірними числами Біо (Bi), що відображає перепад температури в тілі (зразку), тобто відносну інтенсивність теплообміну (для геометрично подібних тіл рівність чисел Біо визначає подібність розподілення температурних полів) і Фур'є (Fo), яке характеризує співвідношення швидкості зміни теплових умов в навколишньому середовищі та швидкості пере-

строювання поля температури всередині досліджуваного зразка у процесі охолодження (залежить від розмірів тіла і коефіцієнта його теплопровідності) [122].

$$Bi = \frac{\alpha \cdot l}{\lambda} \quad (2.10)$$

де  $\lambda$  – коефіцієнт теплопровідності підкладки, Вт/м·К.

$$Fo = \frac{a \cdot \tau}{l^2} \quad (2.11)$$

де  $a$  – коефіцієнт температуропровідності), м<sup>2</sup>/с.

За допомогою оптичного мікроскопу МЕТАМ-Р1 встановлювали середній розмір вкраплень ( $b$ ), середню відстань між ними ( $l_m$ ) та їх кількість на одиниці площі шліфа ( $q$ ).

## **2.2 Методика дослідження процесу формування мікроемульсованого стану сплавів системи Cu-FeCrC при електромагнітному впливі в індукційних тигельних печах**

### **2.2.1 Методика дослідження ефективності використання графітових нагрівачів при виплавці легованого мідного сплаву в індукційних тигельних печах**

Враховуючи необхідність проведення значної кількості експериментів на високотемпературному сплаві Cu-FeCrC та керуючись економічною доцільністю, експериментальні плавки проводили у лабораторній індукційній тигельній печі невеликої ємності (до 0,3 кг міді) високої частоти (42 КГц). На рисунку 2.1 показано зовнішній вигляд та розміри індуктора лабораторної ІТП, що використовувалась для експериментів.



а

б

Рис. 2.1. Зовнішній вигляд та геометричні розміри індуктора лабораторної високочастотної ІТП:

а) висота індуктора; б) діаметр індуктора

В індуктор коаксіально встановлювали алундовий вогнетривкий тигель, місткість якого становила до 0,3 кг мідного сплаву. У вільний простір між тиглем та індуктором вкладали теплоізоляцію.

Графітовий тигель не використовували з метою недопущення зниження рівня силового впливу на садку (зменшення енергії перемішування), що значно ускладнило, або взагалі унеможливило гомогенізацію сплаву по температурі і концентрації. Для підведення теплової енергії необхідної для розплавлення сплаву з низьким електроопором при дослідженні процесу виплавки емульсованого мідного сплаву з добавкою лігатури в лабораторній ІТП використовували графітовий нагрівач у вигляді диску, який вільно розміщували в алундовому тиглі.

Для встановлення оптимальних геометричних розмірів графітового нагрівача було проведено серію експериментів на лабораторній індукційній тигельній печі з частотою струму, що живить індуктор, 42 кГц. В процесі відпрацювання варіювали геометричні розміри графітових дисків. Всі експерименти проводили при однакових електричних навантаження на індукторі печі (220В). Графітовий

диск розміщували всередині індуктора ІТП на вогнетривкій футерівці, після чого на ньому розміщували дві термомпари: одна в центрі диску, інша біля краю – рис 2.2 а. Потім фіксували термомпари та щільно укладали теплоізоляцію для попередження теплових втрат – рис 2.2 б і вмикали піч.



а



б

Рис 2.2 Вигляд лабораторної ІТП в процесі підготовки до експериментів з графітовим нагрівачем:

а – графітовий диск розміщений в індукторі ІТП із встановленими термомпарами; б – зовнішній вигляд індуктора ІТП після вкладання термоізоляції

Під впливом вихрових струмів, що наводились електромагнітним полем, графітовий диск нагрівався. Зміну температури графітового диску контролювали за допомогою термомпар ТХА з потенціометром М4213 (похибка вимірювання 5 К).

Тривалість процесу фіксували з моменту увімкнення ІТП за допомогою секундоміру СДСпр-1, що забезпечує точність вимірювання до 0,1 секунди. Фіксували графіки нагріву (через проміжки часу рівні 60 с) і по них визначали максимальну швидкість нагріву.

### 2.2.2 Методика дослідження процесу сплавлення компонентів монотектичного сплаву Cu-FeCrC

Відпрацювання технології виплавки мікроемульсованого стану сплавів системи Cu-FeCrC проводили в ІТП з частотою струму, що живить індуктор, 42 кГц на малих масах сплаву при ємності садки до 0,3 кг, під час цього процесу використовували графітовий диск з наступними геометричними розмірами: діаметром до 0,9 від внутрішнього діаметра вогнетривкого тигля та висотою до 0,2 – рисунок 2.3.

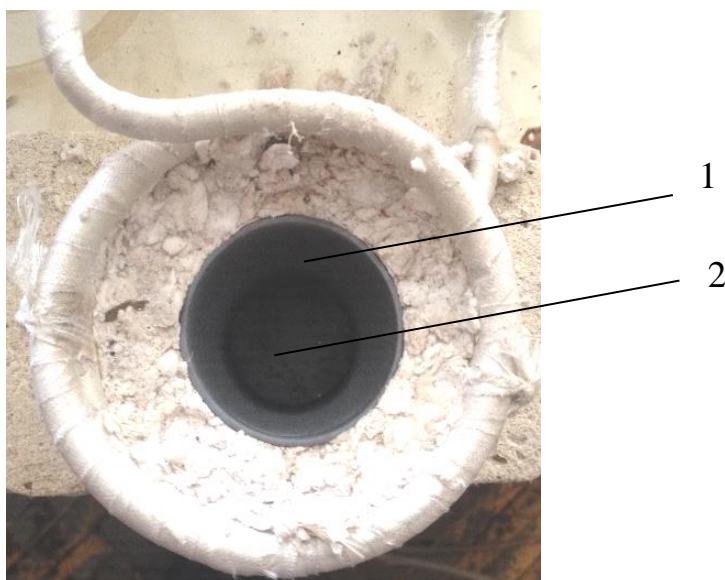


Рис. 2.3. Лабораторна індукційна тигельна піч з алуновим тиглем і графітовим нагрівачем:

1 – алуновий тигель; 2 – вкладений на дно тиглю графітовий диск

Для виплавки сплавів Cu-FeCrC використовували лігатуру FeCrC яка містила 16% мас. хрому, 1,4% мас. вуглецю, решта залізо і домішки. Маса введеної лігатури варіювалась у кількості 1,0%...5% від маси сплаву. Зважування проводились на лабораторних терезах ЗЛГ (точність  $\pm 5$  мг). Розплавлення міді і перегрів розплаву до 1653 К здійснювався при питомій потужності  $\sim 450$  Вт / кг. Температуру контролювали за допомогою вольфрам-ренієвої термопари ВР 5/20 з мілівольтметром типу Ш 4500 (межа похибки вимірювання 1,5%). Потужність визнача-

лась за допомогою еталонного вимірювача електричної потужності ІТЕСН ІТ9121 (точність 0,2%).

Розподілення силових ліній ЕМП поля в індукторі ІТП візуалізували за допомогою індикатору з феромагнітним вказівником.

Було досліджено два способи сплавлення лігатури з мідною основою сплаву. При першому способі на дно вогнетривкого тиглю щільно укладали частину мідної шихти, на яку поміщали добавку лігатури. Слідкуючи при цьому за недопущенням контакту лігатури із стінкою тиглю, оскільки в промисловій ІТП з графітовим тиглем контакт лігатури FeCrC з тиглем через їх активну взаємодію може викликати його локальне розмивання і, як наслідок, руйнування. Потім в тигель закладали решту міді, зверху неї розміщували графітовий диск і вмикали ІТП.

У другому способі тверду добавку (300 К) вводили в мідний розплав нагрітий до температури 1563-1593 К на дзеркало металу у кільцевий зазор між стінкою тиглю і графітовим диском при питомій потужності  $\sim 350$  Вт / кг.

В обох випадках у процесі виплавки через рівні проміжки часу відбирали проби сплаву методом загартування із розплаву підігрітою до температури розплаву алундовою ложкою, після чого порція розплаву зливалася на сталеву поліровану підкладку, де охолоджувалася і тверднула.

Після проведення процесу виплавки розплав Cu-FeCrC з різним вмістом лігатурного сплаву, при температурі 1673 К розливався у кокілі для отримання макрозразків сплаву. Висота кокілів була 50 мм, діаметр порожнини – 15 мм. Швидкість охолодження зразків розраховувалась по рівнянню (2.9).

Умови охолодження характеризувались числами Біо і Фур'є, які розраховували по виразах (2.10) і (2.11).

Для визначення впливу кількості добавки на параметри литої структури сплавів зразки розрізали у поздовжньому напрямку, піддавали шліфуванню і поліруванню. Мікроструктура отриманих зразків сплаву досліджували на шліфах за допомогою металографічного мікроскопу.

Визначення розміру зерна, характеристик  $b$ ,  $\ell$  і  $q$  проводилось на шліфах травлених у розчині, що складався з 74 % мас. води, 18,5 % мас. соляної кислоти і 7,5 % мас. хлорного заліза.

Мікроструктура отриманих контактних вставок досліджувалась за допомогою оптичного мікроскопу МЕТАМ Р-1. Травлення зразків проводили реактивом, який містив 100 мл води, 25 мл соляної кислоти та 10 мл хлорного заліза. Вміст пор та розмір складових композиційного матеріалу струмоз'ємної пластини визначали використовуючи метод січної [123]. На кожному шліфі проводили виміри не менш ніж в 10 полях зору.

Електричний опір зразків контактних вставок отриманих із сплаву Cu-FeCrC визначали на універсальному вимірювальному приладі Р4833 – рис. 2.4, що має діапазон вимірювання електроопору від  $10^{-4}$  до  $10^6$  Ом, згідно ГОСТ 7165-93 по мостовій схемі. Діапазон вимірювання складав  $10^{-4}$ - $10^2$  Ом, тому використовувалась 4-х зажимна схема підключення приладу, що дозволяє знизити вплив недостатнього контакту чи опору щупів на результати вимірювання.



Рис. 2.4. Зовнішній вигляд універсального приладу Р4833

Розрахунок питомого електроопору проводили по формулі:

$$\rho = l_3 / R S, \quad (2.12)$$

де  $\rho$  – питомий електроопір, Ом·м;

$l_3$  – довжина зразка, м;



$R$  – електроопір зразка, Ом;

$S$  – площа поперечного перерізу зразка, м<sup>2</sup>.

Оцінка похибки вимірів значення досліджуваного параметра вираховувалась як середнє арифметичне ( $A_{cp}$ ) за результатами декількох вимірів по формулі:

$$A_{cp} = (\sum A_i) / n \quad (2.13)$$

де  $A_i$  – результат  $i$ -го виміру;

$n$  – кількість вимірів.

Визначення твердості контактних вставок при кімнатній температурі та при підвищених температурах проводили на твердомірі ТШ-2 згідно ГОСТ 23677-79 методом Брінелля. Випробування при підвищених температурах проводились методом відбитку при використанні твердосплавної кулі діаметром 5 мм, тривалість витримки під навантаженням 10 с, величина навантаження – 250 кг.

### 2.2.3 Методика аналізу умов стабілізації мікроемульсованого монотектичного сплаву при дії змінного електромагнітного поля в індукційній тигельній печі

Встановлення визначальних чинників, що впливають на стабільність мікроемульсованого або мікросуспензійного станів рідких металевих сплавів за допомогою змінного електромагнітного поля індукторів (соленоїдів) в циліндричних ємностях, при локалізації електромагнітних об'ємних сил, внаслідок скін-ефекту, в поверхневому шарі, виконано на основі відомих залежностей, що описують умови ефективного видалення включень дисперсної фази із розплаву [124, 125]:

$$\tau \cdot d_{вк}^2 \cdot B^2 / (v \cdot \mu \cdot R^2) \quad (2.14)$$

$$R / \Delta \quad (2.15)$$

де  $\tau$  – час дії ЕМП, с;

$d_{вк}$  – діаметр включень дисперсної фази, м;

$B$  – індукція магнітного поля, Тл;

$v$  – кінематична в'язкість розплаву, м<sup>2</sup> / с;

$\mu$  – магнітна проникність розплаву, Гн / м;

$R$  – радіус ємності.

Мікроемульсований стан сплавів системи Cu-FeCrC термодинамічно нестійкий. Ця нестійкість проявляється в злитті крапель рідкої фази FeCrC одна з одною (коалесценції), що може призвести до значного зростання розмірів вкраплень зміцнюючої фази при охолодженні сплаву. Тому швидкість злиття крапель зміцнюючої фази, визначає ефективність технологічного процесу отримання сплавів з дрібно та ультрадисперсними включеннями. Для аналізу швидкості злиття крапель використано вираз [47]:

$$\Theta = 0,01315W\sqrt{\lambda_e U_0^3 / D\nu_e} \quad (2.16)$$

де  $\Theta$  – швидкість злиття крапель, м/с;

$W$  – відносний об'ємний вміст дисперсної фази;

$\lambda_e$  – мікромасштаб турбулентності;

$U_0$  – середня швидкість потоку;

$D$  – діаметр трубопроводу, м;

$\nu_e$  – ефективна кінематична в'язкість, м<sup>2</sup>/с.

## РОЗДІЛ 3

### АНАЛІЗ ОСОБЛИВОСТЕЙ ДІЇ ЗМІННОГО ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ПОЛЯ В ІНДУКЦІЙНИХ ТИГЕЛЬНИХ ПЕЧАХ ПРИ ОТРИМАННІ РОЗПЛАВУ МІДНОГО СПЛАВУ, ЛЕГОВАНОГО FeCrC, В МІКРОЕМУЛЬСОВАНОМУ СТАНІ

#### 3.1 Визначення впливу електромагнітних властивостей складових сплаву Cu-FeCrC залежно від температури та просторового розподілу електроструму і електромагнітної сили в розплаві на процес розчинення лігатури

Згідно розробленої методики (див. підрозділ 2.1.1) визначено, що легуючий комплекс FeCrC суттєво відрізняється від мідної основи сплаву за показниками електроопору та відносної магнітної проникності, як у твердому, так і в рідкому станах. Встановлено, що при температурі  $\sim 293$  К питомий електроопір лігатури у 8,8 разів більше ніж у міді, а магнітна проникність феромагнітної лігатури перевищує на порядки цей показник діамагнітної міді. Після нагріву мідної шихти і лігатури до 1073 К, що вище температури фазового переходу II роду, тобто вище точки Кюрі лігатури, співвідношення компонентів сплаву по питомому електроопору підвищується до 14,2 раз, при цьому лігатура втрачає свої феромагнітні властивості, стає парамагнітною, а співвідношення відносних магнітних проникностей практично наближається до 1. При досягненні температури 1357,6 К, коли мідь перебуває ще у твердому стані співвідношення компонентів сплаву по питомому електроопору знижується до 11,6 раз. Після розплавлення мідної шихти і твердому стані лігатури співвідношення компонентів сплаву по питомому електроопору знижується до  $\sim 5,5$  раз. При перегріві розплаву вище температури солідус лігатури 1563,15 К (температура плавлення евтектичної складової) симплекс електроопорів склав 5,3. А при повному розплавленні лігатури (досягненні температури ліквідус лігатури) 1623,15 К (температура плавлення більш тугоплавкої

складової) симплекс електроопорів основи сплаву і добавки змінився не значно і склав 5,4 раз.

Співвідношення електроопорів твердої лігатури при 293 К та розплавленої міді 1357,6 К складає 0,7. Таким чином, при вводиті холодної лігатури, струм буде проходити через добавку викликаючи її швидкий розігрів на початковому етапі. При нагріві до 1073 К співвідношення складає 4,5.

Велике значення відносної магнітної проникності феромагнітної лігатури зменшує величину глибини проникнення ЕМП в неї на початковому етапі нагріву до проходження точки Кюрі в якій лігатура стає парамагнітною (~1043-1063 К). Якщо електропровідність частки більше електропровідності розплаву, то зона замкнутої циркуляції формується поблизу передньої точки частки і навпаки при  $\sigma_l < \sigma$ , поблизу задньої [103]. Поблизу добавки, внаслідок того, що вона має меншу електропровідність ніж мідний розплав виникає вихрова течія. При вводиті в розплав міді (~ 1563 К) твердої (293 К) добавки лігатури співвідношення їх щільностей складає 1,5 рази, співвідношення питомих електричних опорів 0,65 раз, а магнітна проникність лігатури у 100 разів вище. Це приводить до руху добавки в зону більш високої напруженості змінного електромагнітного поля, концентрації електричного струму в добавці і її інтенсивному нагріву за рахунок перемагнічування. При перегріві добавки над точкою Кюрі співвідношення магнітних проникностей практично рівняється 1, а електроопір добавки зростає і стає у 3 рази вище, ніж у міді, співвідношення щільностей майже не міняється. Коли температура добавки досягає температури розплаву співвідношення щільності і магнітної проникності практично не змінюється, а співвідношення електроопорів складає величину ~4, щільність струму в добавці зменшується, і електромагнітні сили виштовхують її з зони підвищеної напруженості електромагнітного поля і навколо часток виникають електровихрові течії.

Глибина проникнення струму є базою при розробці технологічних процесів індукційного нагріву і визначає ефективність технології. На рис. 3.1. показано як змінюється глибина проникнення ЕМП у мідь та лігатуру FeCrC, залежно від час-

тоти живлючого ІТП струму та зміни електроопору компонентів сплаву в процесі виплавки.

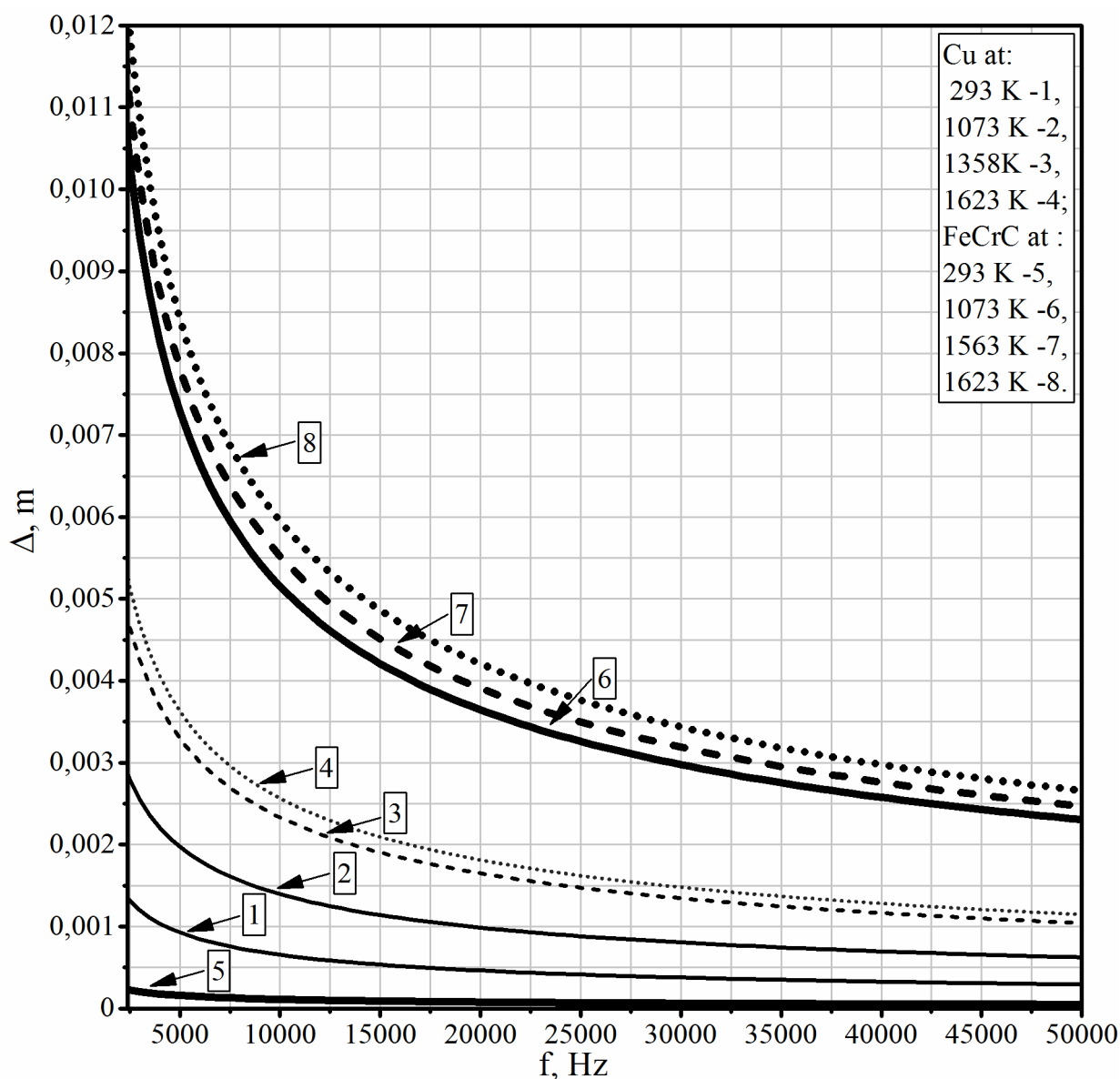


Рис. 3.1. Залежність глибини проникнення ЕМП у мідь та лігатуру FeCrC (при різних температурах) від частоти живлючого ІТП струму

Як видно з рис. 3.1 глибина проникнення ЕМП у феромагнітну лігатуру на початковому етапі нагріву зовсім незначна, а після втрати феромагнітних властивостей та переходу у парамагнітний стан добавки  $\Delta$  підвищується.

Оскільки в ІТП зона дії ЕМП поширюється в розплав на невелику глибину, вплив на добавку лігатури, з метою її диспергування і інтенсифікації процесу теп-

ломасообміну, при виплавці сплаву здійснюється, в основному, за рахунок гідродинамічних підходів. Використання графітового тиглю додатково екранує розплав від силової дії ЕМП, тому слід розглянути можливість формування зони з підвищеним впливом ЕМП для розчинення лігатури.

Враховуючи просторово неоднорідний розподіл електричного струму в садці при виплавці сплавів у ІТП (див. формулу 2.2) доцільно оцінити реальний вплив ЕМП.

Залежність щільності струму  $\delta$  в ІТП від відстані  $x$  відносно поверхні металеві садки наведена на рисунку 3.2.

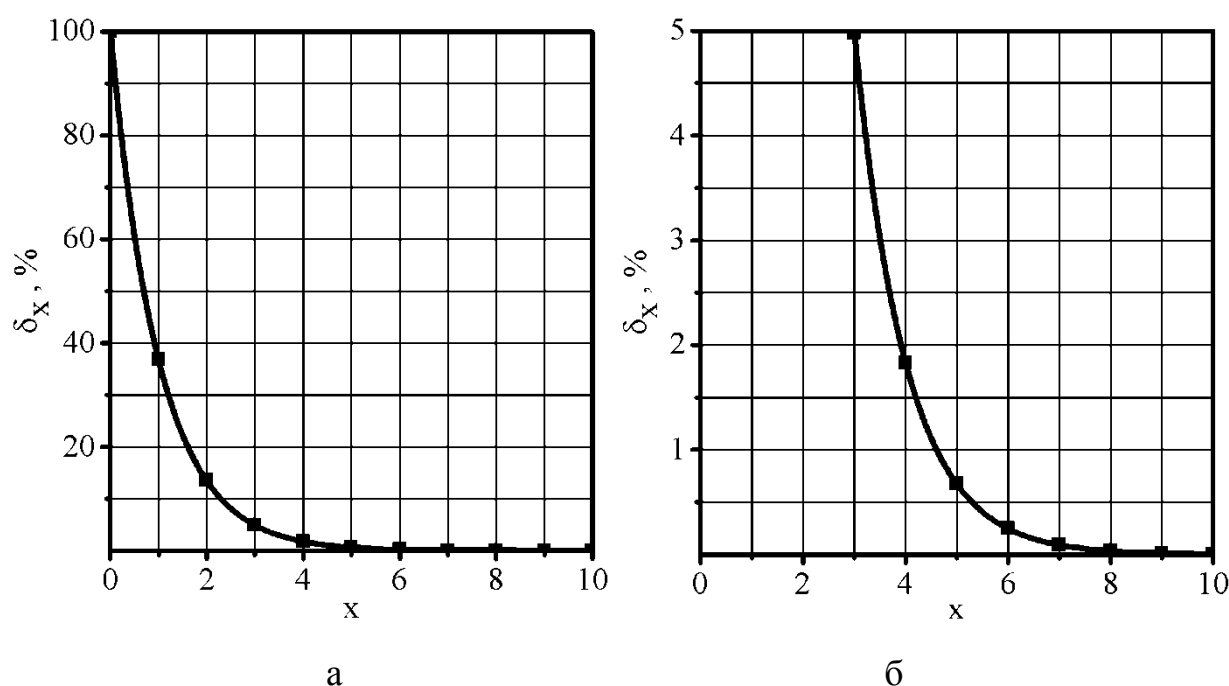


Рис. 3.2. – Зв'язок щільності струму ( $\delta_x$ ) із зростанням відстані ( $x=\Delta x/\Delta$ ) вглиб від поверхні провідника:

а – загальна картина; б – залежність в діапазоні малих щільностей струму

З урахуванням просторово неоднорідного розподілу щільності електроструму  $j$  та електромагнітних сил  $F_e$  у рідкій міді, при отриманні емульсованого розплаву в ІТП, визначено, що суттєва дія наведеного струму та електромагнітної сили розповсюджується на значно більшу глибину розплаву ніж товщина ( $\Delta$ ) умовного «активного» шару, прилеглого до бокової поверхні садки. Так, на відстані

від вказаної поверхні, яка в 5 разів перевищує  $\Delta$ , щільність струму становить  $\sim 1\%$  від максимального значення на боковій поверхні розплаву, а питома електромагнітна сила ( $\text{Н/м}^3$ ) знижується до  $1\%$  на відстані  $\sim 0,4$  внутрішнього радіуса тигля [2]. Відповідно, розмір добавки лігатури, що вводиться, може суттєво перевищувати  $\Delta$  і при цьому вона буде повністю перебувати в зоні дії електричного струму. Вплив електромагнітного поля навіть на рівні  $1\%$  від максимального значення може мати важливе значення при невеликих розмірах добавки.

### 3.2 Встановлення співвідношення дії електромагнітного та гідродинамічного факторів на розчинення металічної добавки у мідному розплаві

#### 3.2.1 Аналіз співвідношення коефіцієнтів молекулярної дифузії складових сплавів монотектичної системи на основі міді

Компоненти мідних сплавів, які відносяться до монотектичної системи із зоною незмішування в рідкому стані, наприклад Cu-Cr, Cu-Pb, Cu-FeC, Cu-FeCrC відрізняються багатьма властивостями (тепло- і електропровідністю, в'язкістю, магнітною проникністю та інш.). Ці відмінності суттєво впливають на процес приготування сплавів заданих складів.

Для досягнення рівноважного стану у розплаві важливе значення мають дифузійні процеси. Аналіз співвідношення  $K_D$  коефіцієнтів взаємної молекулярної дифузії  $D$  компонентів ( $A$  – дисперсійне середовище,  $B$  – дисперсна фаза) мідних сплавів монотектичної системи проведено на основі формули 2.4:

$$K_D = D_{A-B} / D_{B-A} = (\rho_A \cdot \nu_A \cdot r_B) / (\rho_B \cdot \nu_B \cdot r_A) = K_\rho \cdot K_\nu \cdot K_r^{-1}, \quad 3.1$$

де  $D_{A-B}$ ,  $D_{B-A}$  – коефіцієнти молекулярної дифузії відповідно компонента  $A$  у  $B$  та  $B$  у  $A$ ,  $\text{м}^2/\text{с}$ ;

$\rho_A$  і  $\rho_B$  – щільність відповідно мідного розплаву та добавки лігатури,  $\text{кг/м}^3$ ;

$\nu_A$  і  $\nu_B$  – кінематичні в'язкості розплаву міді та добавки лігатури,  $\text{м}^2/\text{с}$ ;

$r_B$  і  $r_A$  – атомний радіус добавки лігатури та мідного розплаву,  $\text{м}$ ;

$K_\rho$ ,  $K_\nu$ ,  $K_r$  – симплекси відповідно щільностей, кінематичних в'язкостей та атомних радіусів компонентів  $A$  і  $B$ .

Для багатьох сплавів на мідній основі із зоною незмішування рідких фаз співвідношення  $K_r \approx 1$ , а  $K_\rho$  відрізняється від 1 максимум на 40%. З урахуванням цього, співвідношення  $K_\rho/K_r$  можна прийняти наближено рівним 1. В той же час значення співвідношення в'язкостей компонентів  $K_\nu$  в ряді випадків може бути більше 3. У таких випадках провідний вплив на  $K_D$  чинить симплекс  $K_\nu$ .

Відповідно до формули Стокса-Ейнштейна для оцінки коефіцієнта дифузії атомів речовини, що розчиняється у фазі розчинника, він обернено пропорційно залежить від в'язкості розчинника. Тому висока в'язкість добавки, що емульсується уповільнює її насичення атомами основи і перехід в рівноважний стан, що відповідає області незмішування. Крім того, добавка містить складні з'єднання з міцними міжчастинковими зв'язками (карбіди), що робить її ще більш важкорозчинною.

Лігатура FeCrC багатоконпонентна і характеризується наявністю карбідної евтектики, температура плавлення якої нижче на кілька десятків градусів температури плавлення матриці (зерна сорбітизованого перліту). При сплавленні в ІТП Cu зі сплавом на основі Fe з 16% мас. Cr та 1,4% мас. вуглецю в мідній матриці розчиняється тільки Fe і Cr [126]. При цьому кількість доданого до Cu лігатурного сплаву сильно позначається на концентрації в мідній матриці заліза і хрому, що в ній розчиняються. При 2% введеної добавки вміст заліза (0,5% мас.) в 25 разів перевищує концентрацію розчиненого Cr, підвищення вдвічі кількості введеної добавки призводить до збільшення вмісту заліза в 2,5 рази, а кількості хрому зростає в 11 разів. В цьому випадку для дифузії заліза в мідь  $K_r = 0,93$ ,  $K_\rho = 1,14$ , а для дифузії Cr в Cu  $K_r = 0,87$ ,  $K_\rho = 1,26$ . При емульсуванні розплаву формується подвійна емульсія: краплі на основі розплавлених зерен сорбітизованого перліту і краплі на основі карбідної евтектики. Краплі на основі евтектики довго насичу-



ються Cu, що затягує процес отримання емульсованого сплаву з однорідними за складом включеннями на основі лігатури.

Визначено, що вплив співвідношення кінематичних в'язкостей міді та легуючої добавки на коефіцієнт взаємної молекулярної дифузії  $K_D$  значно більше (до декількох раз) ніж співвідношення їх щільностей та атомних радіусів і має вирішальне значення.

### 3.2.2 Встановлення закономірності дії електромагнітної сили, яка генерується в розплаві, на процес розчинення добавки FeCrC у рідкій міді

Змінне електромагнітне поле в ІТП прямо не діє на коефіцієнти молекулярної дифузії, але істотно впливає на ефективний коефіцієнт дифузії через турбулізацію розплаву та формування мікроциркуляційних течій біля неоднорідностей електроопору і магнітної проникності в мідному розплаві з добавками.

З метою встановлення закономірностей впливу змінного електромагнітного поля на частинку лігатури FeCrC в умовах виплавки сплаву в ІТП був використаний підхід, що враховує виникнення навколо добавки мікро-циркуляційних течій, запропонований у роботі [108], де приведена формула (див. підрозд. 2.1) для визначення масообмінного числа Нуссельта при розчиненні в рідкому металі твердої циліндричної добавки. Ця формула із врахуванням досліджуваних умов плавки в ІТП ( $B_x=0$ , оскільки вектор індукції електромагнітного поля перпендикулярний індукованому у розплаві електричному струму, а об'ємна електромагнітна сила  $F_e = j_x B_y$ ) і припущення рівності довжини  $L$ , частини циліндра, що розчиняється і його діаметра  $2a$  була приведена до виду:

$$Nu = 0,412 \cdot \sqrt[3]{Pr_D \frac{\sigma - \sigma_1}{\sigma + \sigma_1} \cdot \frac{2a^3 j_x (B_x^2 + B_y^2)^{0,5}}{\eta \nu} \cdot \frac{L^2}{a^2}} = 0,824a \cdot \sqrt[3]{Pr_D \frac{\sigma - \sigma_1}{\sigma + \sigma_1} \cdot \frac{F_e}{\eta \nu}} \quad 3.2$$

де  $\nu$  – коефіцієнт кінематичної в'язкості рідкої міді,  $m^2/c$ ;

$D$  – коефіцієнт дифузії Fe (як основного компонента лігатури FeCrC) в рідкій міді,  $m^2/c$ ;

$\sigma$  – електропровідність рідкої міді,  $Om^{-1}$ ;

$\sigma_1$  – електропровідність твердої добавки FeCrC,  $\text{Om}^{-1}$ ;

$\eta$  – коефіцієнт динамічної в'язкості рідкої міді,  $\text{кг/м}\cdot\text{с}$ ;

$F_e$  – об'ємна електромагнітна сила, що діє в умовах плавки в ІТП,  $\text{Н/м}^3$ .

Електричні провідності добавки та міді помітно змінюються зі зміною температури, що відповідно відображається на значенні виразу  $(\sigma - \sigma_1) / (\sigma + \sigma_1)$ . На рисунку 3.3 наведено залежність цього виразу від температури для двох варіантів проведення процесу плавки.

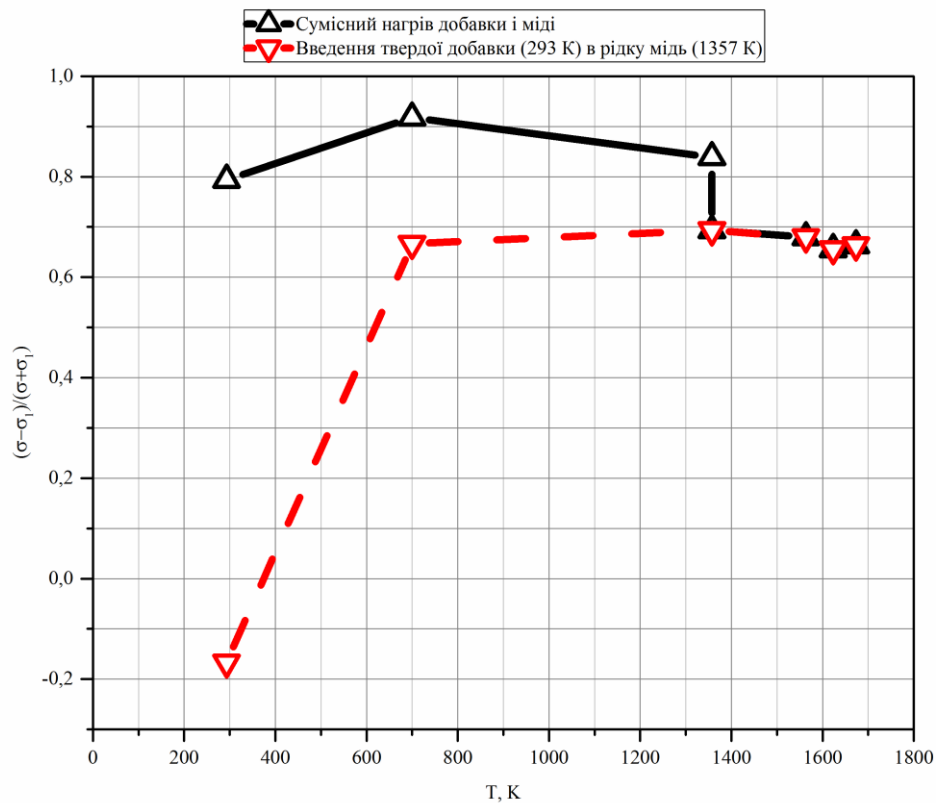


Рис. 3.3. – Залежність виразу  $(\sigma - \sigma_1) / (\sigma + \sigma_1)$  від температури компонентів сплаву

З рис. 3.3 видно, що на початковому етапі нагріву (до 700 К), при варіанті сумісного нагріву міді та лігатури, вираз  $(\sigma - \sigma_1) / (\sigma + \sigma_1)$  приймає більші значення ніж у випадку введення твердої добавки у рідку мідь. Однак, якщо врахувати, що добавки перед введенням у розплав попередньо прожарюють, різниця

стає не такою суттєвою, а при температурі більше 1360 К залежності співпадають. Отже, при введенні твердої добавки лігатури в рідку мідь для інтенсифікації процесу масообміну доцільно попередньо прожарювати лігатуру.

Аналіз показує, що згідно даних [110] значення  $Pr_D$  змінюється незначно в межах 10%. В такому випадку коефіцієнт масопереносу визначається як [114]:

$$\beta = \frac{NuD}{2a} = 0,412 \cdot \sqrt[3]{Pr_d \frac{\sigma - \sigma_1}{\sigma + \sigma_1} \cdot \frac{F_e}{\eta\nu}} \cdot D \quad 3.3$$

Для випадку отримання сплаву міді з лігатурою FeCrC, що розглядається, значення, які входять в формулу 3.3  $\sigma$ ,  $\sigma_1$ ,  $\nu$ ,  $\rho$ ,  $D$  (для варіанта дифузії заліза в мідь як основного компонента лігатури) взято із [110]. Графічно отримано залежність коефіцієнту масообміну для діапазону значень  $F_e$ , характерних для плавки мідних сплавів у ІТП, приведена на рисунку 3.4 у напівлогарифмічних координатах.

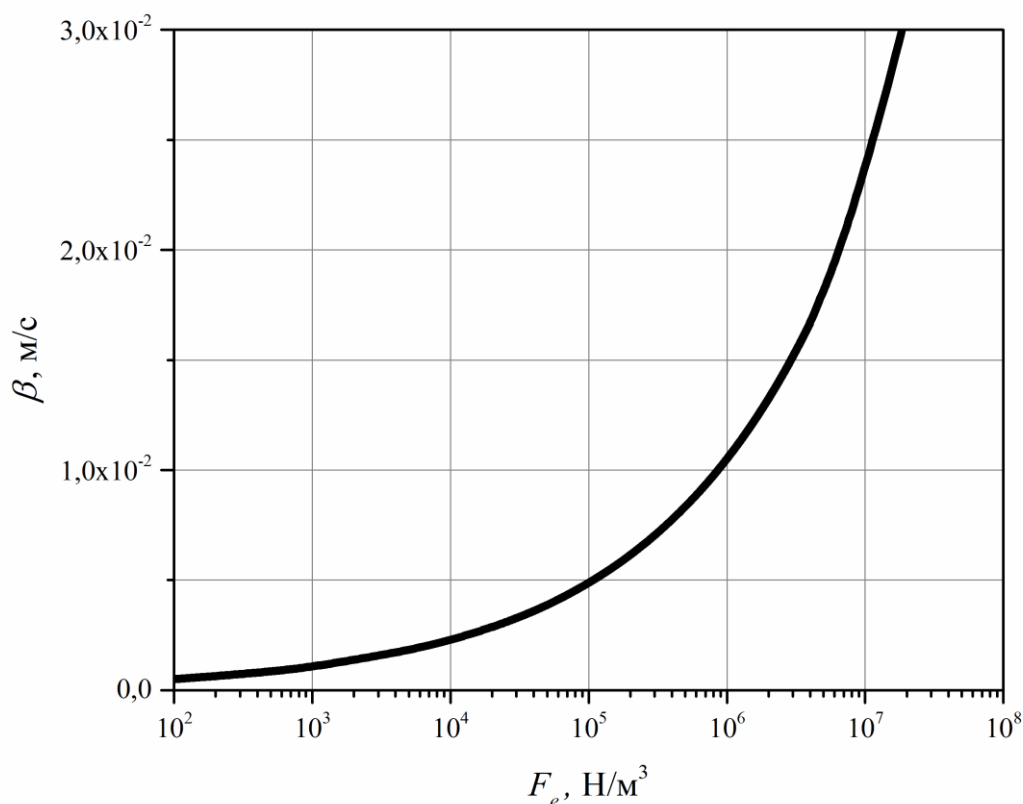


Рис. 3.4. – Залежність коефіцієнта масопереносу  $\beta$  від об'ємної електромагнітної сили  $F_e$  при отриманні сплаву Cu-FeCrC

В результаті аналізу даних рис. 3.2 встановлено, що суттєве прискорення масообміну під дією електромагнітної сили не залежить від розміру добавки і відбувається при значеннях  $F_e > 1 \cdot 10^5 \text{ Н/м}^3$ .

### 3.2.3 Дія циркуляції розплавленої міді, спричиненої електромагнітною силою, на процес розчинення часток лігатури в розплаві поза зоною безпосередньої дії електромагнітного поля

При виплавці мідних сплавів в ІТП зона дії електромагнітного поля через скін-ефект локалізується в тонкому шарі бокової поверхні розплаву [93], оберненого до індуктора і в залежності від частоти живлючого індуктор електричного струму, для мідного розплаву величина еквівалентної глибини проникнення, що використовується в розрахунках, не перевищує 2 мм. Тому розмір добавки для ефективного впливу на неї електромагнітних сил повинен бути суттєво менше 2 мм. Так як об'єм розплаву в тиглі ІТП значно перевищує об'єм зони безпосередньої дії електромагнітного поля, досліджено вплив поза цією зоною дисперсності твердої добавки FeCrC на процес її розчинення в рідкій міді.

Електромагнітна енергія в ІТП надходить в розплав через струмонесучий шар на боковій поверхні в тиглі. Величина цього шару визначається глибиною проникнення електромагнітної хвилі в рідкий метал. Метал, разом з лігатурою, рухається в циркуляційному потоці і періодично проходить через струмонесучий шар з коефіцієнтом масопереносу  $\beta_1$  і зону без електромагнітного впливу з коефіцієнтом  $\beta_2$ . Число  $Nu_2$  в останній визначається при значенні числа Рейнольдса  $Re = 10^2 \dots 10^4$  по виразу [113] (див. розд. 2).

При цьому коефіцієнт масопереносу  $\beta$  визначався на основі відомого виразу 2.5:

$$\beta = Nu D_{\text{Fe-Cu}} / l, \quad 3.4$$

де  $D_{\text{Fe-Cu}}$  – коефіцієнт дифузії заліза (як основного компонента лігатури) в рідку мідь,  $\text{м}^2/\text{с}$ ;

$l$  – характерний розмір добавки, м.

На швидкість протікання масообмінних процесів впливає ряд факторів в першу чергу гідродинамічний стан розплаву і розмір добавки.

Встановлено залежність величини  $\beta$  від значення числа  $Re$  у декількох розмірних діапазонах легуючої добавки поза зоною безпосередньої дії ЕМП – рис. 3.5.

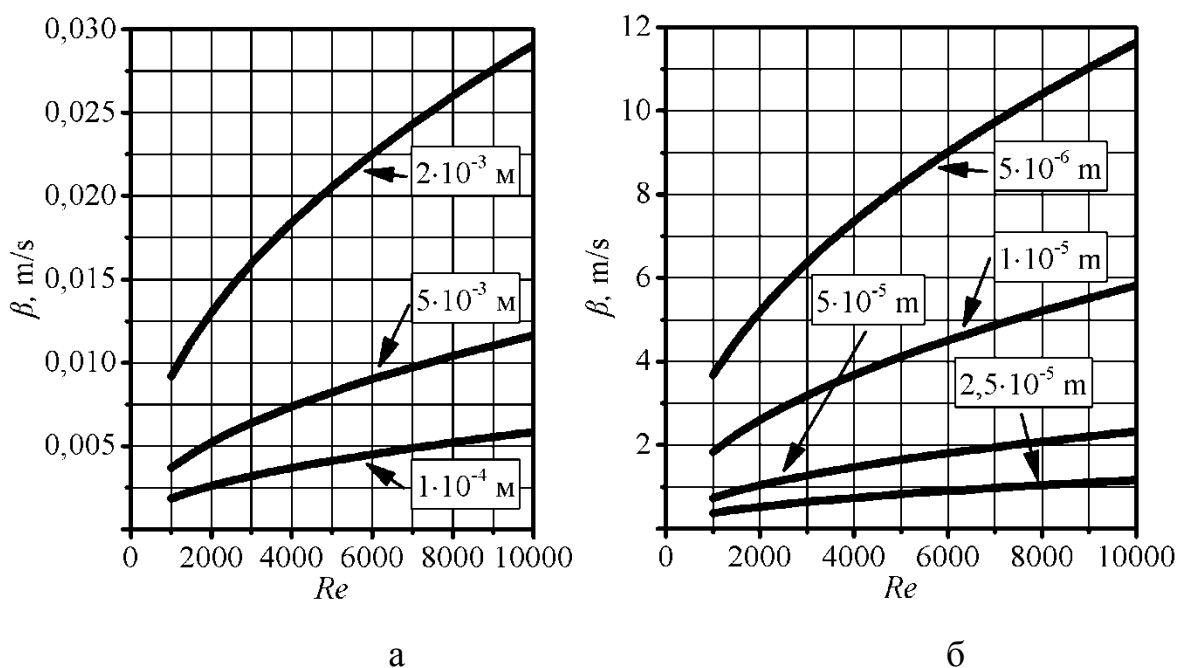


Рис. 3.5. – Залежність коефіцієнта масопереносу від числа  $Re$  при різних розмірах добавки ( $l$ ):

а – розміри лігатури знаходяться в межах мікронного діапазону; б – добавка з розмірами у міліметровому діапазоні

Із рівнянь масопередачі випливає, що кількість речовини, яка переноситься з однієї фази в іншу, залежить, зокрема, від площі поверхні контакту фаз. Тому дуже часто для створення розвиненої міжфазної поверхні одну або кілька фаз, що беруть участь у масообмінному процесі, попередньо диспергують. Подрібнення лігатури викликає пропорційне зростання коефіцієнту масообміну.

Визначено, що в об'ємі розплаву поза «активною» зоною раціонально проводити процес розчинення у рідкій міді добавки FeCrC при найменших її розмірах в турбулентному режимі при максимально досяжних значеннях числа  $Re$ . Як видно з рисунка 3.3 а, найбільше значення  $\beta$  (близько  $3 \cdot 10^{-2}$  м/с) в міліметровому діапазоні  $l$  досягається при мінімальному розмірі добавки і максимально реалізованих числах  $Re$  ( $> 10000$ ). Подрібнення добавки до характерного розміру рівному 50 мкм веде до підвищення величини  $\beta$  до 1 м/с при  $Re = 10000$  (див рис. 3.3 б). При зменшенні розміру твердої добавки до 5 мкм значення  $\beta$  зростає до 12 м/с. Однак введення порошків зміцнюючих фаз мікронної дисперсності, потребує затратної технології їх подрібнення та спеціальних способів їх введення. Тому необхідно дослідити можливість диспергування добавки на початковому етапі сплавлення компонентів за рахунок диференційованого впливу ЕМП та формуванні цих фаз ендегенно, тобто безпосередньо в розплаві.

### **3.3 Вплив магнітогідродинамічних і гідродинамічних факторів на стабілізацію мікроемульсованого стану розплаву**

Окрім формування мікроемульсованого стану розплаву, не менш важливим є збереження мінімального розміру включень дисперсної фази та запобігання їх укрупненню при охолодженні. Тому досліджено визначальні чинники, що підвищують стабільність мікроемульсованого або мікросуспензійного станів рідких металевих сплавів за допомогою змінного електромагнітного поля індукторів (соленоїдів) в циліндричних ємностях, при локалізації електромагнітних об'ємних сил, внаслідок скін-ефекту, в поверхневому шарі. Проведено аналіз відомих безрозмірних виразів наведених в розділі 2 (формули 2.14, 2.15), що описують умови дестабілізації однорідного стану розплаву та видалення включень дисперсної фази [124, 125].

Активне видалення дисперсної фази з розплаву відбувається при максимально великих значеннях першого параметра (2.14), а другого (2.15) при значенні рівному 2.

Враховуючи необхідність забезпечення протилежного результату, а саме забезпечення стабілізації мікроемульсованого стану розплаву, при дії на нього змінного ЕМП, в умовах проведення процесу виплавки у ІТП, отримано об'єднаний вираз для розплаву на мідній основі, мінімізація значення якого сприяє стабілізації мікроемульсійного стану:

$$4,3 \cdot 10^{15} \cdot \tau \cdot f \cdot (d_{\text{BK}} \cdot B)^2 \quad 3.5$$

Визначено, що стабільності мікроемульсованого стану найбільше сприяє складова виразу  $(d_{\text{BK}} \cdot B)^2$ , оскільки величини  $d_{\text{BK}}$  і  $B$  значно менше 1, а квадрат їх добутку становить дуже мале значення. Величини  $\tau$  і  $f$ , навпаки, мають дуже великі значення. Тому, чим дисперсніша емульсія (чим менше розмір дисперсної фази  $d_{\text{BK}}$ ) і менше індукція електромагнітного поля  $B$ , тим стабільніше мікроемульсійний стан розплаву.

На основі рівняння (2.16) проаналізовано вплив режиму руху дрібнодисперсних емульсій в рамках локально-ізотропної турбулентності на їх коалесценцію. Енергія дисипації визначає інтенсивність взаємодії крапель, розміри яких менше мікромасштабу пульсацій швидкості циркуляційного потоку розплаву в ІТП. Таким чином кардинальним вирішенням питання стабілізації мікроемульсії є переведення руху розплаву після досягнення цього стану в ламінарний режим і подальше охолодження сплаву до мікросуспензійного стану, а потім розливання ламінарним потоком або в умовах швидкісного охолодження сплаву.

Вивчення впливу концентрації дисперсної фази на швидкість коалесценції крапель при русі емульсії в турбулентному режимі показало, що при підвищенні відносного об'ємного вмісту дисперсної фази до 0,3 значно прискорюється злиття крапель [47]. Визначена в цій роботі залежність частоти злиття крапель від ряду характеристик емульсії і режиму її течії свідчить про зниження ступеня коалесце-

нції при зменшенні усередненого градієнта пульсаційних швидкостей дисперсійної фази.

### **3.4 Аналіз умов ефективного використання графітових нагрівачів при виплавці в індукційних тигельних печах сплавів на основі міді**

Процес виплавки сплавів, особливо з високою електропровідністю, зокрема мідних, в індукційних тигельних печах не завжди відповідає вимогам ефективності і енергоощадності (див розділ 1). З метою зниження енергоємності процесу та скорочення тривалості процесу виплавки високо електропровідного сплаву на мідній основі в ІТП високої частоти, необхідно визначити спосіб проведення процесу плавки та проаналізувати можливість використання графітових нагрівачів та встановити раціональні режими теплосилового впливу ЕМП. Проведено якісний аналіз ефективності графітових нагрівачів (виконаних у формі дисків) залежно від співвідношення їх геометричних параметрів з розмірами неелектропровідного тиглю ІТП. Встановлено, що вибір відносного діаметра менше 0,6 не виправданий через різке зменшення напруженості електромагнітного поля у нагрівачі при віддаленні його краю від індуктора, а також через зменшення об'єму такого нагрівального елемента і відповідно значного зниження кількості тепла, що виділяється в нагрівачі. З'ясовано, що при діаметрі нагрівача більше 0,9, зростає можливість його заклинювання у тиглі внаслідок розширення після нагріву через неідеальність циліндричних поверхонь нагрівача та тигля. Крім того, на етапі після введення твердої лігатури з щільністю меншою ніж у розплаву основи сплаву, добавка плаває у кільцевому зазорі між боковою поверхнею графітового нагрівача і тиглем, що також може привести до заклинювання диску внаслідок розширення лігатури при нагріві. Таким чином зазор між тиглем та диском має бути достатнім для введення легуючих добавок в протилежному випадку добавку необхідно буде подрібнювати. Вибір відносної висоти графітового диску менше 0,1 призводить до зменшення його об'єму і відповідно зниження кількості тепла, що в ньому ви-



діляється. Збільшення відносної висоти графітового диску більше 0,2 призводить до суттєвого зниження силового впливу електромагнітного поля на розплав внаслідок екранування нагрівачем рідкого сплаву. Тобто якщо товщина графітового нагрівача значно більше глибини проникнення ЕМП в графіт, то вся енергія електромагнітного поля виділяється у вигляді тепла. Зроблені висновки щодо геометричних розмірів графітового нагрівача необхідно перевірити експериментально.

Картина розподілу силових ліній електромагнітного поля в ІТП і електромагнітних сил, що виникають у розплаві дуже складна і детальна її візуалізація потребує попереднього глибокого вивчення, у даній роботі така задача не ставилась, тому особливості дії ЕМП необхідні для розробки технології виплавки мідних монотектичних сплавів у стані мікроемульсії були з'ясовані експериментальним шляхом.

### **Висновки:**

1. Показано, що для досягнення рівноважного стану у металевому розплаві важливе значення мають дифузійні процеси. Визначено, що на співвідношення коефіцієнтів взаємної молекулярної дифузії ( $K_D$ ) компонентів сплаву монотектичної системи провідний вплив має співвідношення кінематичних в'язкостей рідких фаз на основі отриманої залежності  $K_D = K_v \cdot K_p \cdot K_r^{-1}$ , де  $K_p$  і  $K_r$  співвідношення відповідно щільностей і радіусів атомів основи сплаву А і компонента В, з урахуванням характерного для багатьох сплавів монотектичної системи значення співвідношення  $K_p/K_r \approx 1$ .

2. Визначено, що для інтенсифікації процесу розчинення лігатури, необхідно сформувати зону локального підвищення впливу ЕМП та розміщення добавки саме в цій зоні за рахунок чого можливе диспергування добавки до мікронних розмірів на початковому етапі сплавлення компонентів.

3. Встановлено, що суттєве прискорення масообміну між компонентами сплаву монотектичної системи Cu-FeCrC під дією електромагнітної сили в актив-

ній зоні ІТП не залежить від розміру добавки лігатури і відбувається при значеннях  $F_e > 1 \cdot 10^5 \text{ Н/м}^3$ .

4. Визначено, що в об'ємі розплаву поза «активною» зоною дії ЕМП раціонально проводити процес розчинення у рідкій міді добавки FeCrC при найменших її розмірах в турбулентному режимі при максимально досяжних значеннях числа  $Re$ .

5. Встановлено провідні фактори, що підвищують стабільність мікроемульсованого або мікро-суспензійного станів рідких металевих сплавів при впливі змінного ЕМП в індукторі ІТП, при локалізації електромагнітних об'ємних сил завдяки скін-ефекту у поверхневому шарі. Визначено вираз для розплаву на мідній основі, мінімізація значення якого, сприяє стабілізації стану мікроемульсії при дії змінного ЕМП має вигляд  $4,3 \cdot 10^{15} \cdot \tau \cdot f \cdot (d \cdot B)^2$ , таким чином стабільності мікроемульсованого стану розплаву найбільше сприяє підвищення дисперсності зміцнюючої фази і зменшення градієнта ЕМП.

## РОЗДІЛ 4

### ФІЗИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ ВЗАЄМОДІЇ РІДКИХ КОМПОНЕНТІВ, ЩО ЗНАЧНО ВІДРІЗНЯЮТЬСЯ В'ЯЗКОСТЯМИ, НА СПЛАВІ МОНОТЕКТИЧНОЇ СИСТЕМИ Bi-Zn ТА ФОРМУВАННЯ ТОНКОЇ ЕМУЛЬСОВАНОЇ СТРУКТУРИ

#### 4.1 Визначення впливу руху розплаву на початковому етапі сплавлення компонентів монотектичної системи на модельному сплаві Bi-Zn на диспергування у основі сплаву об'єму добавки з в'язкістю значно більшою ніж в основі сплаву

Аналіз проб, отриманих згідно методики наведеної в підрозд. 2.1.2 з модельного сплаву вісмуту із 30% мас. цинку показав, що в умовах незначного руху розплаву (значення критерію  $Re \sim 1$ ) взаємодія компонентів сплаву проходить наступні етапи. На першому етапі в результаті замішування рідких фаз в об'єм вісмуту потрапляють дисперговані об'єми Zn. У рідкому цинку спостерігались тільки одиничні об'єми Bi, оскільки Zn має втричі більшу в'язкість порівняно з вісмутом, що аналогічно співвідношенню в'язкостей компонентів натурального сплаву Cu-FeCrC. Другий етап характеризувався тим, що з об'єму цинку відбувалась дифузія його атомів в об'єм Bi. При цьому утворювалась зона розплаву прилегла до цинкової фази у вигляді тонкого шару товщиною до 7 мкм (рис. 4.1 а). На третьому етапі в об'ємі розплаву формувались об'єми фаз на основі вісмуту з різним вмістом Zn в діапазоні концентрацій – від доевтектичного до заевтектичного складів (див. рис. 4.1 б). Четвертий етап полягав у тому, що на поверхні об'ємів фаз з вмістом компонентів близьким до евтектичного, а також доевтектичного виникали короткохвильові збурення, спричинені зменшенням міжфазного натягу, в результаті дифузії цинку через міжфазну поверхню. Ці збурення характеризувались для об'ємів фаз з концентрацією компонентів близькою до евтектичної  $\lambda_b = 14-21$  мкм,  $A_0 = 4-7$  мкм (рис. 4.1 в).

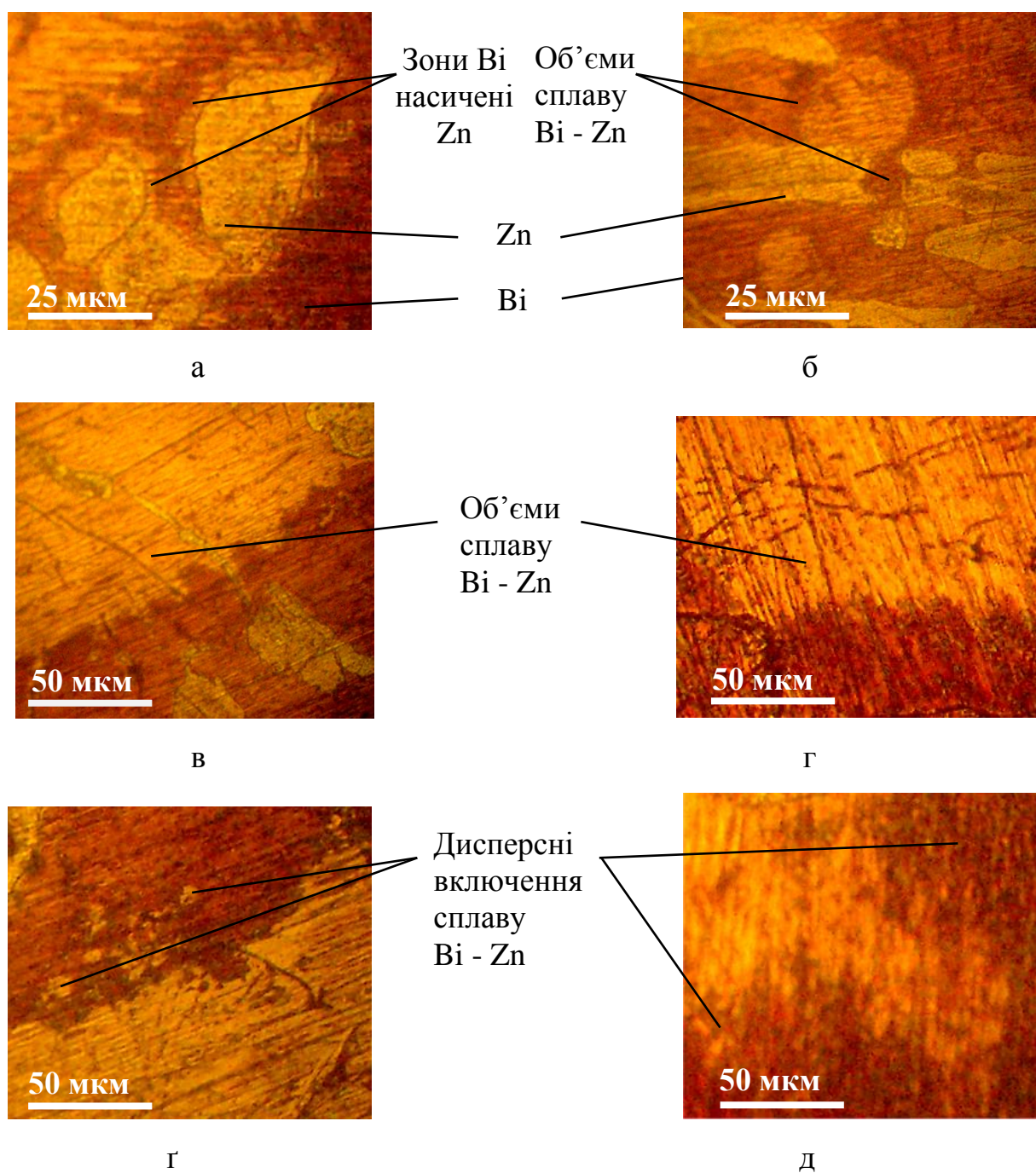


Рис. 4.1. Етапи взаємодії об'ємів Zn з Bi при утворенні сплаву з концентрацією компонентів, що відповідає зоні незмішування рідких фаз:

- а) дифузія Zn у зони Bi, прилеглих до об'ємів Zn; б) утворення об'ємів Bi з різним вмістом Zn; в) збурення на поверхні об'ємів Bi з концентрацією Zn близькою до евтектичної; г) збурення на поверхні об'ємів Bi з доевтектичною концентрацією Zn; ґ) диспергування фази з концентрацією Zn близькою до евтектичної; д) диспергування фази з доевтектичною концентрацією Zn

На поверхні об'ємів Ві із доевтектичною концентрацією Zn існували збурення з параметрами близькими до фази зі складом наближеним до евтектичного на яких додатково утворились збурення з  $\lambda_b = 2,8$  мкм,  $A_0 = 0,7$  мкм (рис. 4.1 г).

П'ятий етап формування розплаву пов'язаний з руйнуванням міжфазної поверхні об'ємів Ві, насичених Zn. В результаті руйнування фази зі складом близьким до евтектичного утворювалися дисперсні включення з  $b = 2-5$  мкм, а із доевтектичною концентрацією включення з  $b$  як  $1,5-5$  мкм, так і більш дисперсні – до  $1$  мкм (рис. 4.1 г, д). При збільшенні інтенсивності перемішування, порівняно з попереднім випадком ( $1 < Re < 10$ ), в розплаві починали утворюватись подовжені об'єми на основі цинку. Такі утворення характеризувались довжиною  $l = 6-170$  мкм і шириною  $b = 17-90$  мкм. На рис. 4.2 а показано об'єми фази на основі Zn, що утворились в умовах  $1 < Re \ll 10$ . Співвідношення  $l / b$  таких компактних об'ємів було  $\sim 1,1$ . Збурення на їх поверхнях були двох масштабів – більшого, що мали  $\lambda_b = 11-33$  і  $A_0 = 9-63$  мкм та меншого – з  $\lambda_b$  до  $6$  і  $A_0$  до  $2$  мкм. Зі зростанням числа  $Re$  до  $10$  виникали подовжені об'єми на основі цинку зі співвідношенням  $l/b$  до  $3,8$  (рис. 4.2 б).

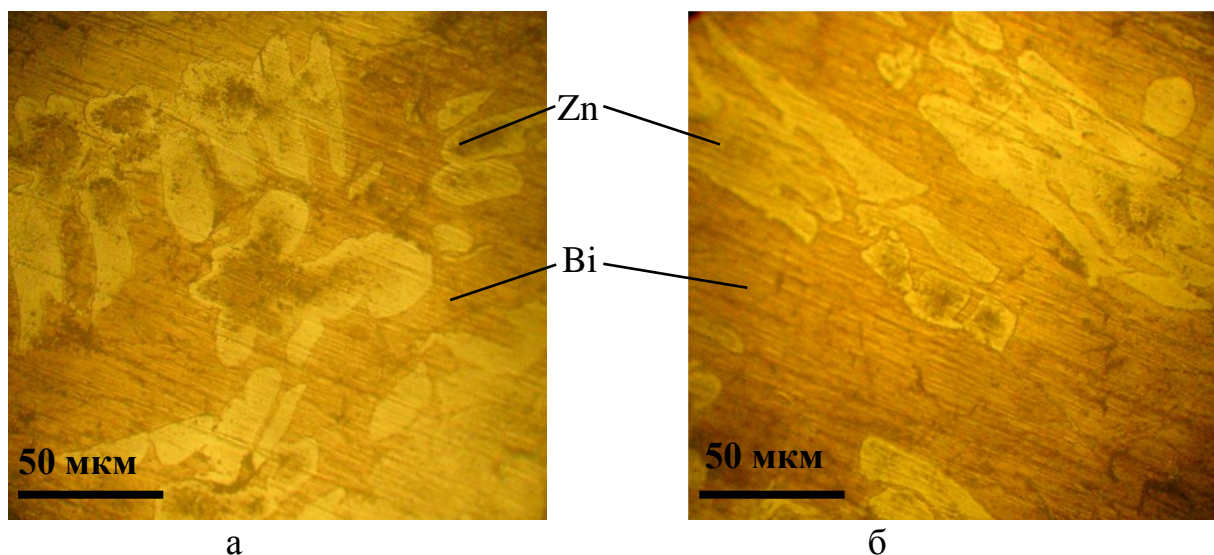


Рис. 4.2. Початок взаємодії рідких об'ємів Ві і Zn при ламінарному режимі руху розплаву:

а) збурення на поверхні компактних об'ємів Zn; б) подовжені об'єми Zn

Внаслідок перемішування розплаву подовжені об'єми були як прямолінійними (див. рис. 4.2 б), так і криволінійними, що утворювали вихори з радіусом циркуляційного контуру  $\sim 140$  мкм.

Проміжне положення відображали об'єми розплаву, що мали як прямолінійні ділянки, так і циркуляційні (рис. 4.3).

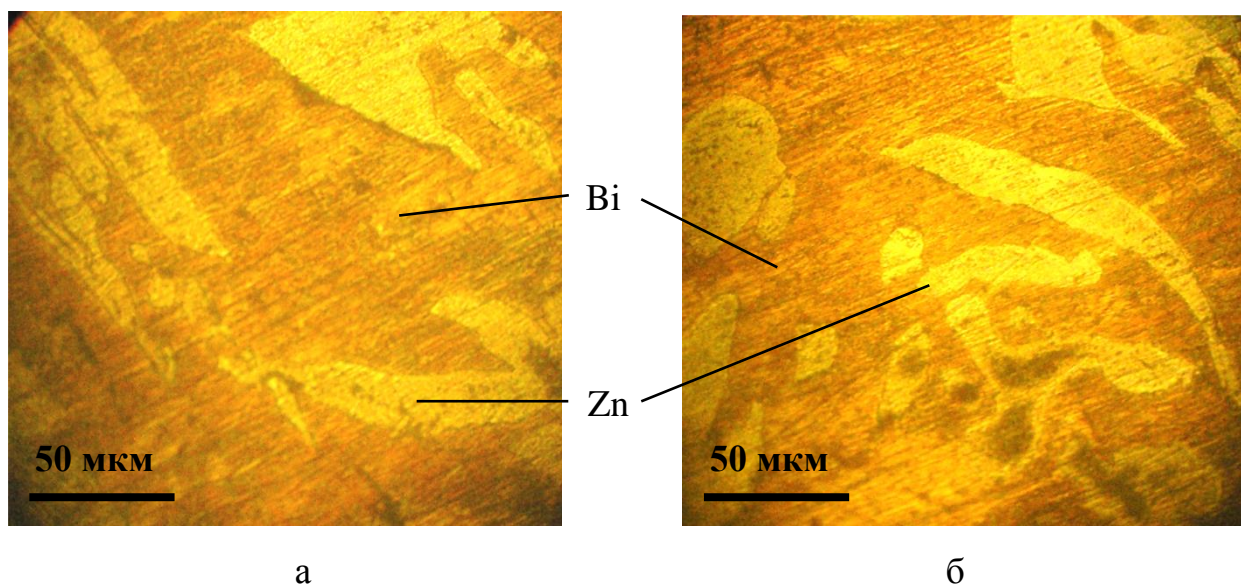


Рис. 4.3. Фрагменти локального циркуляційного контуру руху об'ємів розплаву:

а) об'єм з прямолінійною і циркуляційною ділянками; б) об'єми, що утворюють циркуляційний контур

Процес утворення подовжених об'ємів на основі цинку посилювався, дифузійний шар розплаву на базі Ві насичений Zn, прилеглий до об'ємів Zn ставав тоншим – до 1 мкм, або змивався потоком у товщу розплаву. В результаті виникали форми включень сплаву на основі Zn зі співвідношенням  $l / b = 2-24$ , які мали на поверхні збурення з  $\lambda_b$  і  $A_0$  11-130 та 14-21 мкм відповідно – рис. 4.4 а. На них накладались збурення меншого масштабу  $\lambda_b$  і  $A_0 \leq 1$  мкм. Процес формування найдовших включень супроводжувався змиванням виступів збурень потоком Ві і різким зменшенням амплітуди збурень до  $\sim 1$  мкм. На рис. 4.4 показано процес витягування подовжених включень в потоці розплаву і зменшення амплітуди збурень.

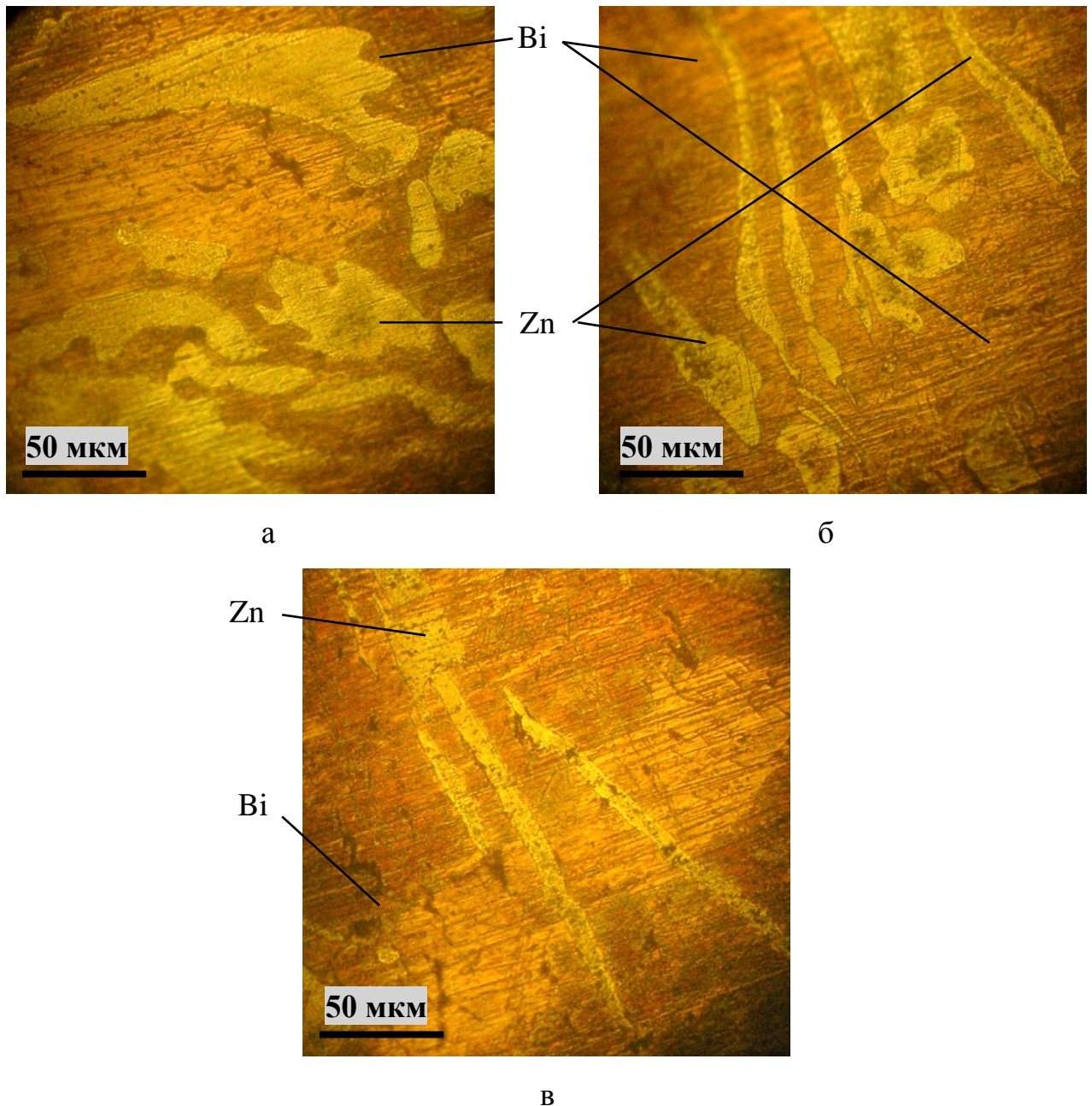


Рис. 4.4. Об'єми Zn, подовжені в потоці розплаву:

а) подовжені включення зі збуреннями більшого масштабу на поверхні; б) формування найбільш видовжених об'ємів і зменшення на їх поверхні амплітуди збурень більшого масштабу; в) найбільш видовжені об'єми на основі цинку

Підсилення перемішування ( $Re \sim 100$ ) призвело до збільшення кількості диспергованих об'ємів Zn у Bi і зменшення довжини максимальних утворень як компактних (рис. 4.5 а), так і подовжених (див. рис. 4.5 б) зі 170 до 90 мкм.

Крім того, така інтенсифікація перемішування сприяла проникненню об'ємів вісмуту (з розміром до 45 мкм) у цинк (див. рис. 4.5 в) і диспергуванню фази Ві у Zn з утворенням зворотної емульсії із вкрапленнями  $b = 2-11$  мкм (див. рис. 4.5 в, г). Підсилювся процес дифузії цинку у вісмут, на що вказувало збільшення товщини дифузійного пограничного шару у багатьох місцях до  $\sim 5$  мкм, який не встигав змивати потік розплаву (див. рис. 4.5 в, г).

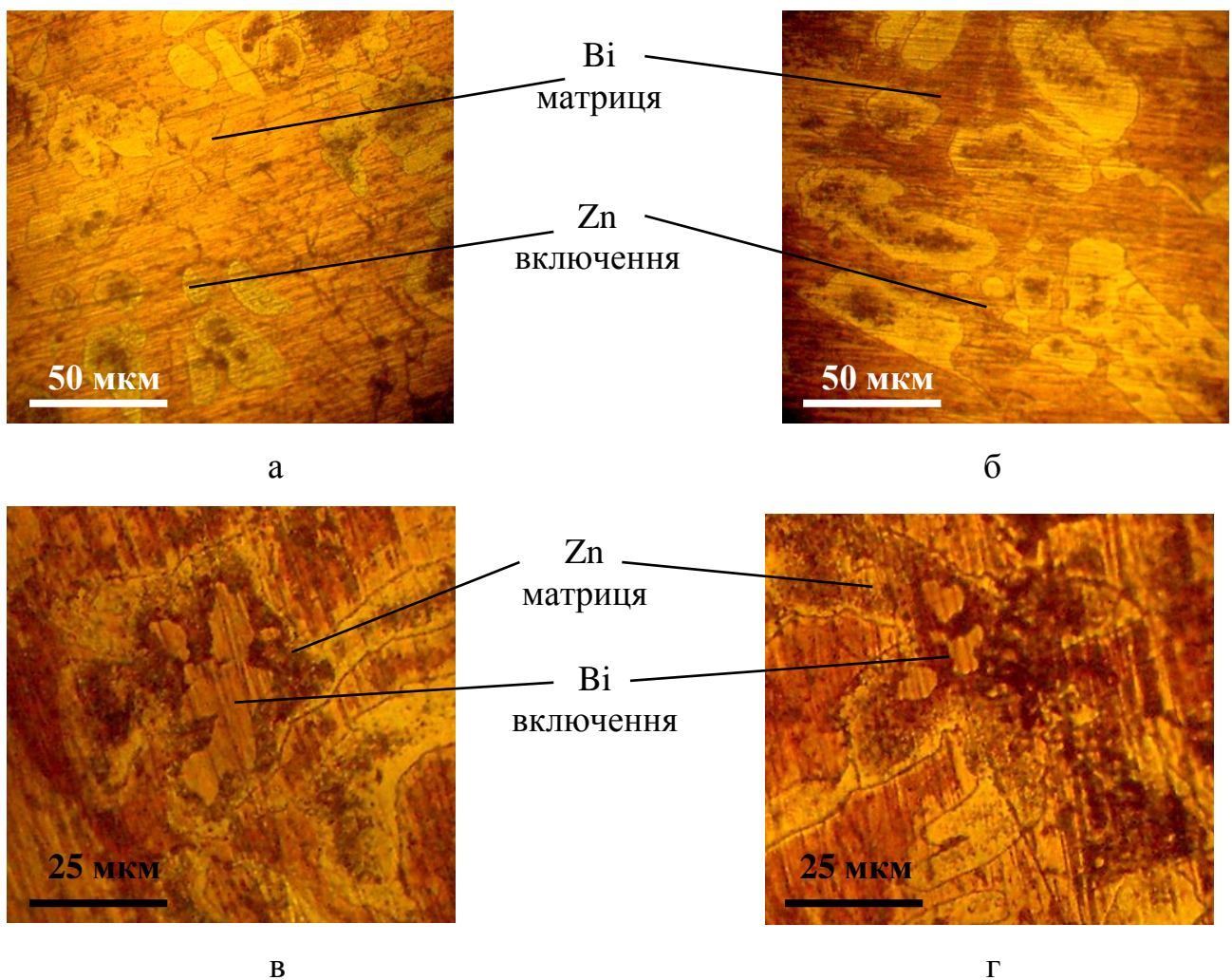


Рис. 4.5. Об'єми розплаву з емульсованими включеннями утвореними дією зсувових зусиль в потоці розплаву:

а) пряма емульсія з компактними включеннями; б) пряма емульсія з подовженими включеннями; в) зворотня емульсія з крупними включеннями; г) зворотня емульсія з дрібними включеннями



Збільшення інтенсивності перемішування ( $Re \sim 500$ ) призвело до подальшого зростання кількості диспергованих об'ємів і відповідного зменшення їх розмірів (рис. 4.6).

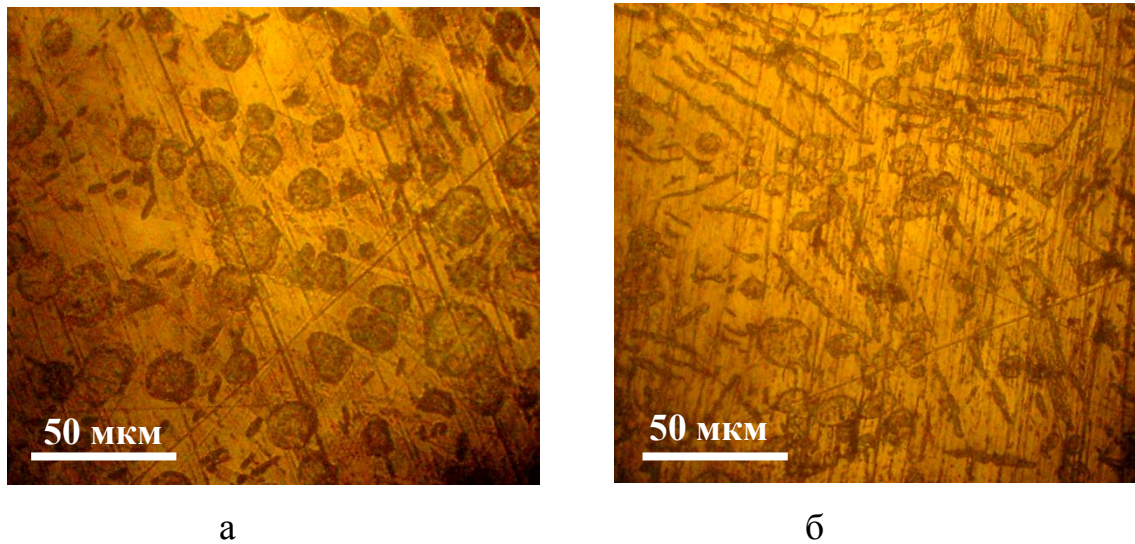


Рис. 4.6. Структура сплаву, отриманого в умовах зростання інтенсивності його перемішування:

а)  $Re \sim 500$ ; б)  $Re \sim 1000$

Подальша інтенсифікація перемішування ( $Re \sim 1000$ ) викликала швидкий перехід розплаву в емульсований стан, але дифузійні процеси спрямовані на досягнення рівноважної концентрації компонентів в матриці і диспергованих об'ємах згідно діаграми стану не відбулись у повній мірі.

Для узагальнення отриманих даних, щодо визначення впливу руху розплаву на початковому етапі сплавлення компонентів монотектичної системи модельного сплаву  $Bi-Zn$  отримано залежність характерного розміру  $l_c$  диспергованих рідких фаз від значення критерію Рейнольдса на початковому етапі сплавлення компонентів сплаву монотектичної системи  $Bi-Zn$  та показано на рис. 4.7.

Математична обробка отриманих даних (рис. 4.7) відповідає виразу:

$$l_c = 173,8 / [1 + (Re/34,9)^{1,1}], \text{ коефіцієнт детермінації } R^2 = 0,999.$$

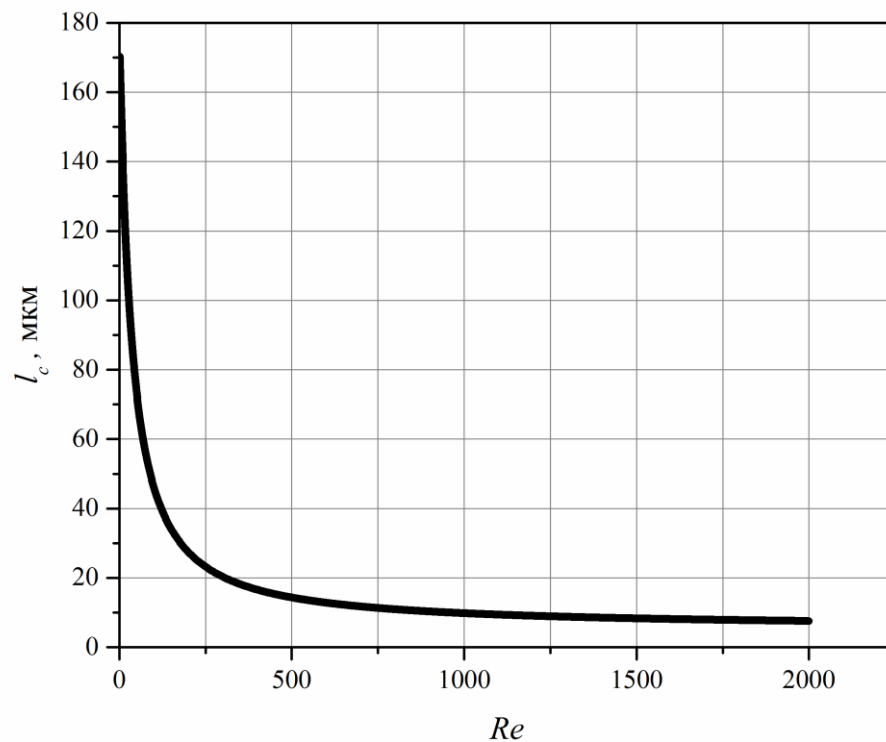


Рис. 4.7. Залежність характерного розміру  $l_c$  диспергованих рідких фаз від значення числа  $Re$

Тому, пришвидшення процесів диспергування і дифузії в зоні двофазного стану розплаву можливо за рахунок адресного впливу на добавку і прилеглий до неї шар основи сплаву, що, зокрема, може бути реалізовано завдяки використанню дії ЕМП, внаслідок відмінностей електричних характеристик компонентів.

#### **4.2 Дослідження характеристик мікрівкрапель в структурі сплавів з областю незмішування рідких фаз в різних умовах охолодження**

Дослідження проводили згідно методики підрозділу 2.1.2 на замонотектичному сплаві вісмуту з 30% мас. Zn. Для забезпечення різних умов охолодження сплаву використовували підкладки з близькими коефіцієнтами теплопровідності, але різними висотами мікронерівностей на поверхні. Умови теплообміну описували безрозмірними числами Біо та Фур'є. Визначали середній розмір вкрапель

(b), середню відстань між ними ( $l$ ) та їх кількість на одиниці площі шліфа ( $q$ ). Структури зразків отриманих на різних підкладках суттєво відрізнялися – рис. 4.8.

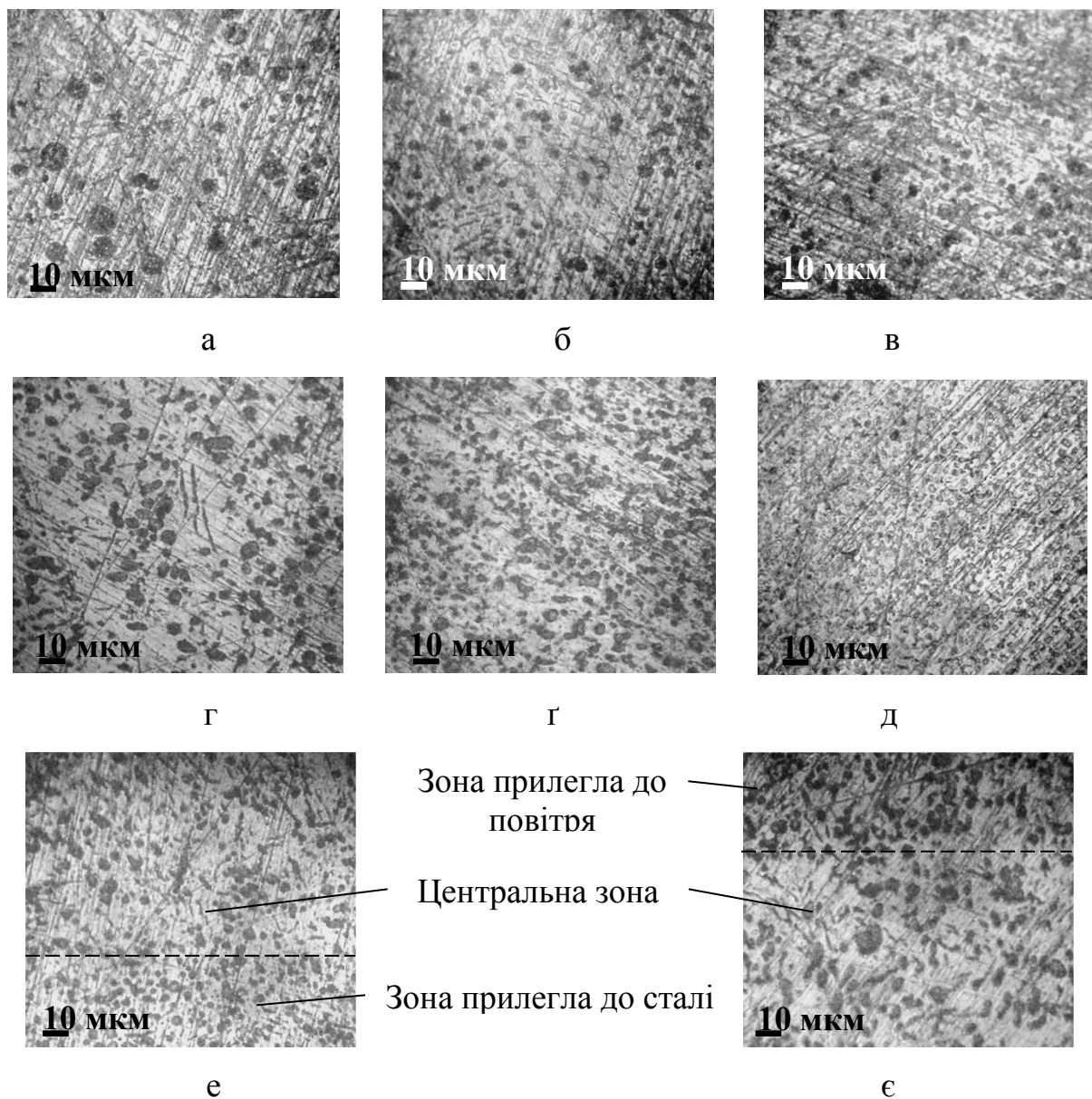


Рис. 4.8. Структура зразків сплаву, отриманих у різних умовах:

а) зразок шириною 600 мкм, отриманий на графітовій поверхні; б) зразок шириною 300 мкм, отриманий на графітовій поверхні; в) зразок шириною 120 мкм, отриманий на графітовій поверхні; г) зразок шириною 600 мкм, отриманий на сталевій поверхні; г) зразок шириною 300 мкм, отриманий на графітовій поверхні; д) зразок шириною 120 мкм, отриманий на сталевій поверхні; е) неоднорідність в структурі зразків з боку підкладки; е) неоднорідність в структурі зразків з боку повітря

Структури зразків сплаву з товщиною 600 мкм, 300 мкм, 120 мкм, що тверднули на графіті, були однорідними (див. рис. 4.8 а, б, в). В структурі зразків, отриманих на сталевій підкладці, товщиною 600 і 300 мкм сформувалися 3 зони: нижня, зі сторони прилеглої до підкладки, середня зона (її структура представлена на рис. 4.8: г – зразка товщиною 600 мкм, г – 300 мкм) і верхня – зі сторони повітря.

Розміри вкраплень цинку в нижній зоні були на 30 %, а у верхній на 7 % менше, ніж у середній, висота зон була  $\sim 60$  мкм – рис. 4.8 е, є. Структура зразка товщиною 120 мкм була однорідною (рис. 4.8 д). Умови охолодження і параметри структури (для зразків з неоднорідною структурою – для середньої зони приведено в табл. 4.1).

Таблиця 4.1

Вплив умов охолодження на параметри вкраплень у структурі сплаву Bi-Zn

Параметри	Матеріал підкладки					
	Графіт			Сталь		
	Товщина зразка, мкм					
	600	300	120	600	300	120
$V_o, K/c$	$8,21 \cdot 10^2$	$1,64 \cdot 10^3$	$4,10 \cdot 10^3$	$7,12 \cdot 10^4$	$1,42 \cdot 10^5$	$3,56 \cdot 10^5$
$Bi$	0,065	0,033	0,013	5,67	2,83	1,13
$Fo$	12,1	24,2	60,5	0,1	0,3	0,7
$b, \text{мкм}$	$6,4 \pm 1,02$	$3,6 \pm 0,46$	$3,1 \pm 0,58$	$3,6 \pm 0,45$	$1,7 \pm 0,17$	$1,4 \pm 0,13$
$\ell, \text{мкм}$	$8,2 \pm 1,89$	$3,1 \pm 0,88$	$2,9 \pm 1,31$	$5,4 \pm 0,86$	$2,5 \pm 0,66$	$1,2 \pm 0,25$
$q, \text{мм}^{-2}$	$7,90 \cdot 10^3$	$1,11 \cdot 10^4$	$1,25 \cdot 10^4$	$1,10 \cdot 10^4$	$6,02 \cdot 10^4$	$1,78 \cdot 10^5$

Коли значення критерію  $Bi \sim 1$  розподіл вкраплень у зразку однорідний (див. рис. 4.8 д), а при  $Bi > 2$  фіксується неоднорідний розподіл вкраплень та зростає полідисперсність вкраплень (рис. 4.9).

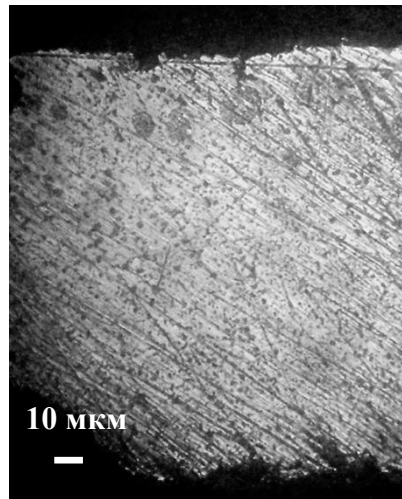


Рис. 4.9. Неоднорідність в структурі краплі сплаву Bi-Zn

Таким чином, для отримання однорідної структури сплаву з дрібнодисперсними вкрапленнями (як у випадку підкладки з графіту) значення числа  $Bi$  повинно бути  $< 0,1$ , що відповідає умові термічно “тонкого” тіла з дуже незначним перепадом температури у зразку, що охолоджується. Для однорідного зразка, отриманого на сталевій підкладці (товщиною 120 мкм), однорідність структури, вірогідно, пов’язана зі змиканням нижньої і верхньої зон. У підсумку варто зазначити, що найбільш дисперсні мікроемульсовані структури утворюються в умовах  $Fo < 1$ , однорідні по висоті зразка – при  $Bi \leq 1,2$ , з найбільш однорідним розподілом вкраплень – при  $Fo \ll 1$ .

**4.3 Вплив концентрації тугоплавкого компонента в зоні незмішування фаз у рідкому стані сплаву BiZn і швидкості охолодження мікроемульсії при твердненні на кількість ультрадисперсних включень**

**4.3.1 Визначення особливостей впливу швидкості охолодження лусочок і їх товщини на структуру сплаву зі зниженою концентрацією дисперсного компоненту**

Експерименти для визначення особливостей впливу швидкості охолодження лусочок і їх товщини на структуру сплаву проводили на замонотектич-

ному сплаві вісмуту з 25% мас. цинку (9% мас. Zn в зоні незмішування) згідно методики наведеної у підрозділі 2.1.2.

В результаті проведених експериментів були отримані зразки – металеві лусочки різної товщини. На основі розрахунків була визначена швидкість охолодження лусочок і її зв'язок з їх товщиною, яка представлена на рис. 4.10.

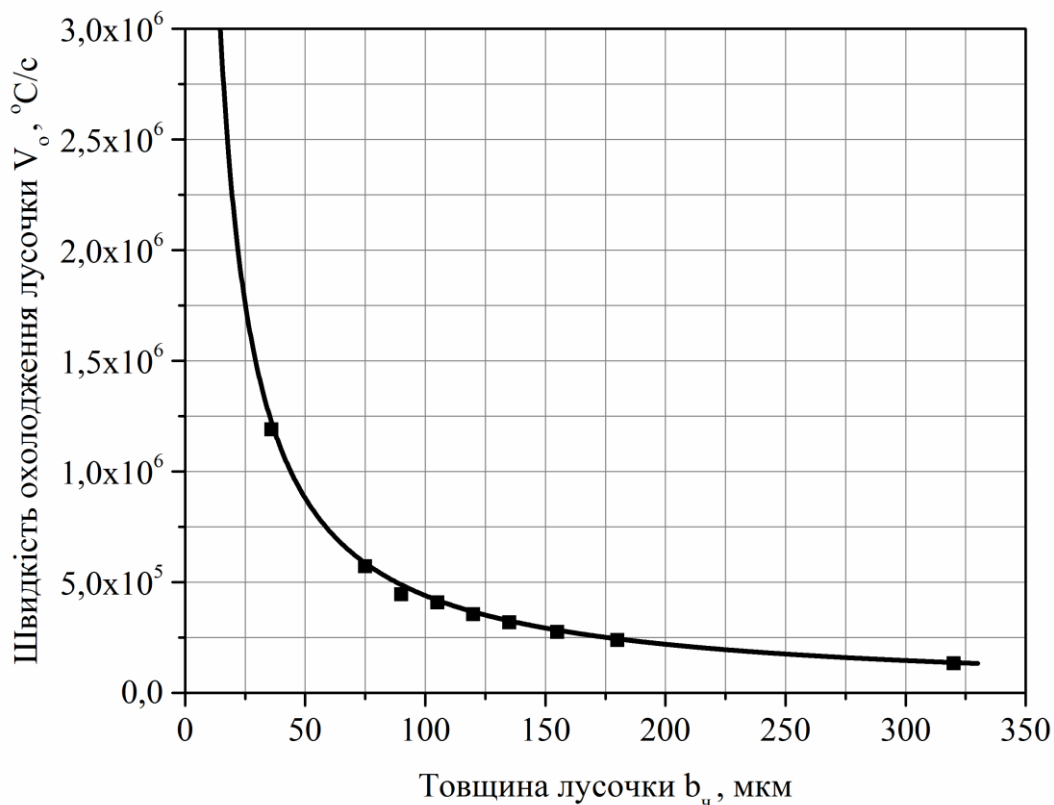
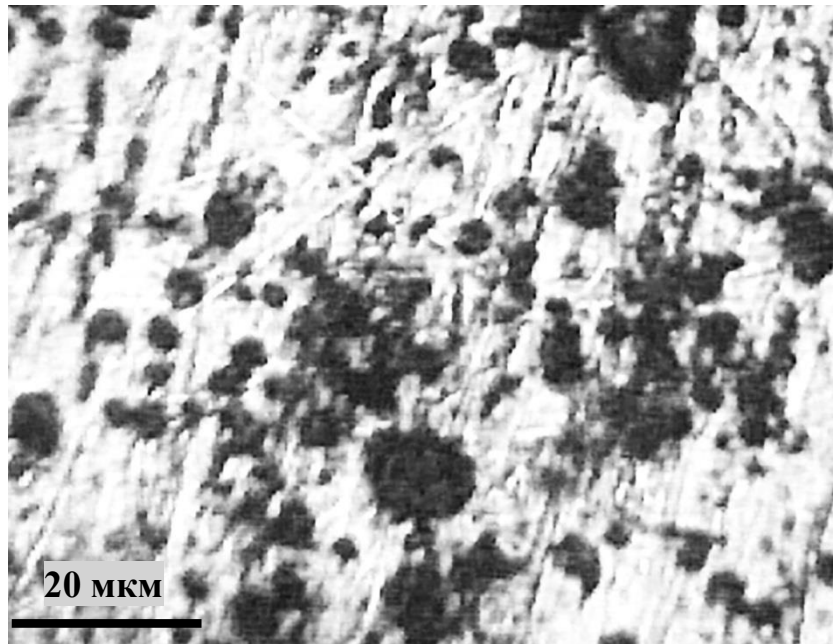
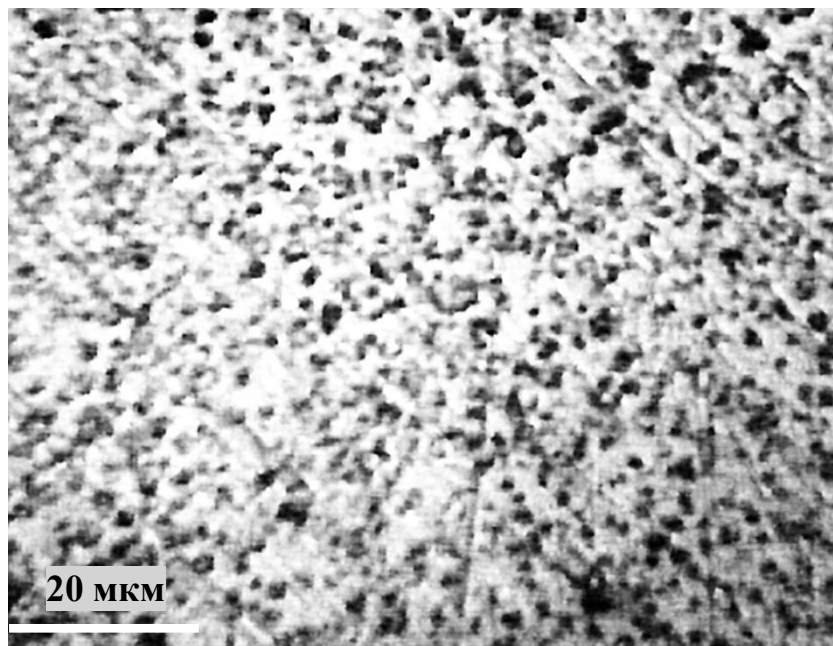


Рис. 4.10. Зв'язок швидкості охолодження металевих лусочок з їх товщиною

Як видно з рисунка 4.10. залежність швидкості охолодження металевих лусочок від їх товщини суттєво не лінійна, при цьому швидкість охолодження різко зростає при потоншенні лусочки менше 100 мкм. Наближено дана залежність може бути описана рівнянням  $V_0 = 4,40 \cdot 10^7 \cdot b_{\text{ч}}^{-1}$ . Варто зауважити, що навіть при відносно несуттєвому зростанні швидкості охолодження (див. рис. 4.11 б) структура зразків значно змінилася – різко зросла дисперсність включень і однорідність їх розподілу – рис. 4.11.



а



б

Рис. 4.11 Структури зразків отриманих при різних швидкостях охолодження (лусочки товщиною 320 і 120 мкм)  $V_0,13 \cdot 10^6$  К/с (а);  $0,36 \cdot 10^6$  К/с (б)

#### 4.3.2 Дослідження впливу концентрації на дисперсність включень

Вивчення характеру впливу концентрації зміцнюючої фази на розмір і рівномірність розподілу крапель мікроемульсії в об'ємі матриці досліджено на двох

сплавах Ві-Zn з різним вмістом тугоплавкого компоненту (цинк) 30% та 25% мас відповідно (14% та 9% мас у зоні незмішування). В умовах експерименту на сталевій підкладці при швидкості охолодження  $V_o = 3,56 \cdot 10^5$  К/с при концентрації 14% мас у зоні незмішування рідких фаз досягнута дисперсність вкраплень  $b_{cp} = 1,40 \pm 0,13$  мкм. При зменшенні у 1,6 рази (на 5% мас, до 9% мас у зоні незмішування) концентрації другого компоненту (Zn) сплаву дисперсність вкраплень зросла у 1,9 рази в пробах, отриманих при однакових швидкостях охолодження, при збереженні значення величини щільності розподілу включень на рівні  $1,8 \cdot 10^5$  мм<sup>-2</sup>.

#### **4.3.3 Вплив швидкості охолодження на розмірний діапазон включень сплаву Ві-Zn з 9% мас цинку в зоні незмішування**

Отримані лусочки мали відмінність по товщині на початку розмірного ряду (зразки №1 та №2) 140 мкм, в його середині (зразки №3 - №7) 15 мкм і 39 мкм в кінці (зразки №8 і №9). Відношення тривалості охолодження першого і останнього зразка склало 8,89.

При вивченні структур отриманих лусочок в поперечних перерізах встановлена істотна залежність розподілу включень дисперсної фази по розмірним діапазонами від швидкості охолодження. Найбільш характерні типи розподілу включень по діапазонах представлені на рисунку 4.12.

Аналіз даних представлених на рисунку 4.12 показує, що кількість дрібніших включень дисперсної фази зростає зі збільшенням швидкості охолодження і при цьому спостерігається звуження загального діапазону розмірів включень (з 0,4-9,0 до 0,1-3,1 мкм). Для лусочок отриманих з мінімально реалізованими швидкостями охолодження  $(0,13-0,24) \cdot 10^6$  К/с чітко простежувалися три діапазони розподілу включень по товщині лусочки. Дані особливості структури лусочок по товщині збігалися з типом структури зразків з концентрацією дисперсного компонента більше в 1,6 рази (див. підрозділ 4.2). Зразки, отримані із сплаву Ві з 30% мас. Zn при  $V_o = 0,14 \cdot 10^6$  К/с також мали три зони (нижня – у сталевій підкладці,



верхня – з боку повітря і середня зона між ними) неоднорідні за розподілом включень і за їх розмірами.



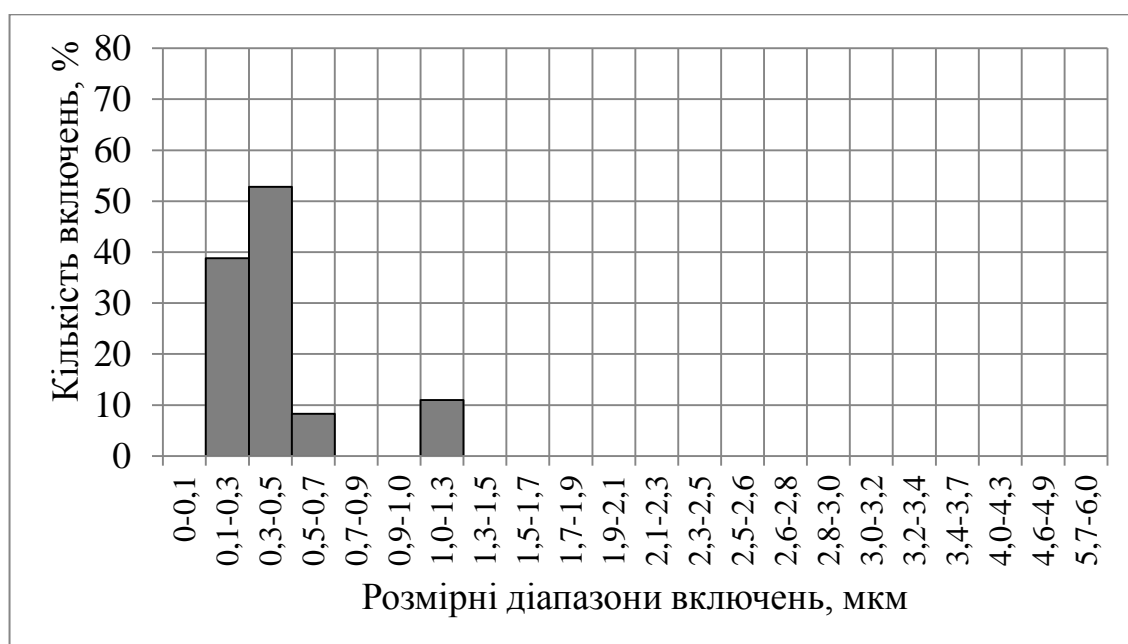
а



б



в



г

Рис. 4.12. Розподіл включень за кількістю у відсотках від загального числа в різних розмірних діапазонах в залежності від швидкості охолодження,  $v_0$ :  
 $0,13 \cdot 10^6$  К/с (а);  $0,36 \cdot 10^6$  К/с (б);  $0,45 \cdot 10^6$  К/с (в);  $1,19 \cdot 10^6$  К/с (г)

У дослідженому інтервалі швидкостей охолодження діапазони розподілу включень: перша група, найчисленніша, була представлена в діапазоні 0,4-2,5 мкм, потім слідувала друга група (20% від загальної кількості включень), але в

дуже вузькому діапазоні 2,8-3,1 мкм, третя група представлена малою кількістю включень (10-15%) розсіяних в досить широкому діапазоні починаючи з 3,4 мкм до 6,0 мкм (швидкість охолодження  $0,13 \cdot 10^6$  К/с) і до 9,0 мкм при швидкості охолодження  $0,25 \cdot 10^6$  К/с. При швидкості охолодження  $0,28 \cdot 10^6$  -  $0,45 \cdot 10^6$  К/с третя група включень не спостерігалась. Кількість включень другої групи досягло максимуму (7%) при швидкості охолодження  $0,36 \cdot 10^6$  К/с (див. рис. 4.12 б). При швидкості охолодження  $0,45 \cdot 10^6$  К/с зафіксовано мінімальну кількість включень другої групи ( $\sim 1\%$ ) див. рис. 4.12 в. При подальшому зростанні швидкості охолодження включень другої групи в структурі лусочок не спостерігалось. У першій групі включень при підвищенні швидкості охолодженні частка ультрадисперсних включень безперервно зростала і була найбільшою при максимально досягнутій швидкості охолодження  $1,19 \cdot 10^6$  К/с (див. рис. 4.12 г). Згідно з отриманими експериментальними даними побудовано залежність кількості ультрадисперсних включень від швидкості охолодження – рис. 4.13.

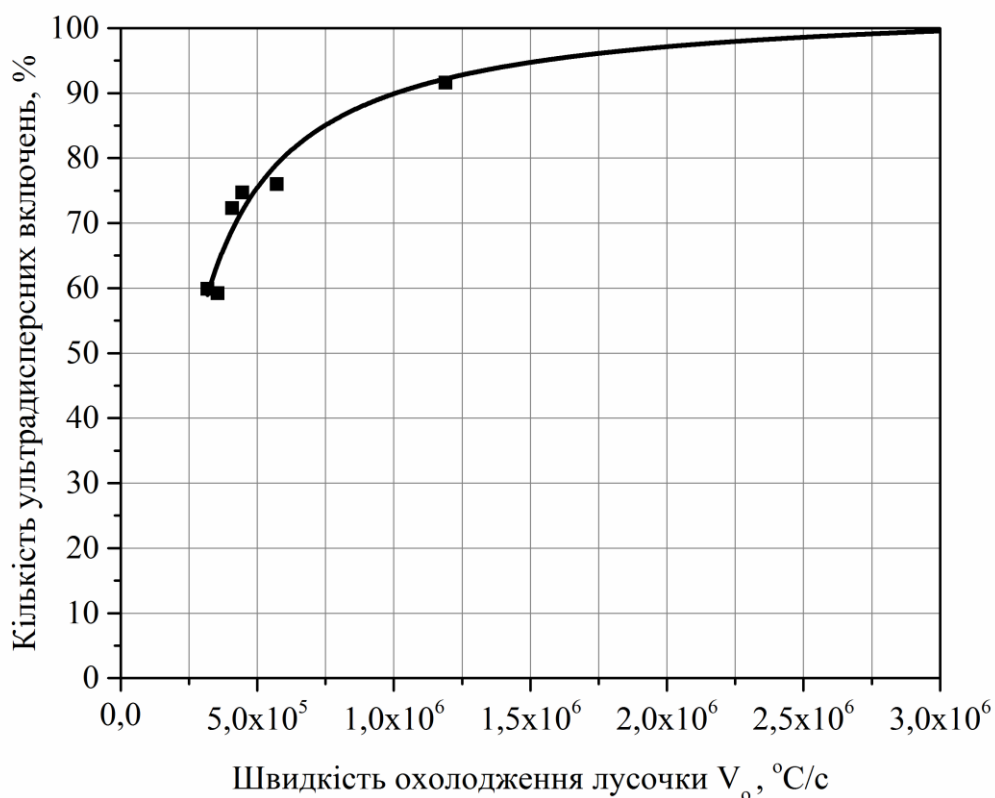


Рис. 4.13. Залежність кількості ультрадисперсних включень у зразках від швидкості їх охолодження

Як видно з рис. 4.13 темп зростання кількості ультрадисперсних включень різко знижується при досягненні швидкості охолодження більше  $1 \cdot 10^6$  К/с і їх вмісті 90% від загальної кількості включень. Згідно з отриманою прогнозою залежністю 100% ультрадисперсних включень можливо досягти при швидкості охолодження  $\sim 3 \cdot 10^6$  К/с.

#### 4.3.4 Визначення зв'язку критеріїв Біо і Фур'є з умовами отримання ультрадисперсних включень у сплаві

З метою узагальнення отриманих результатів середні розміри включень  $b_{cp}$  в зразках представлені в безрозмірному вигляді (тобто їх значення віднесені до числової характеристики верхньої межі ультрадисперсного діапазону (0,5 мкм) –  $k_b = b_{cp}/0,5$ ). Залежність  $k_b$  від числа Фур'є (критерія теплової гомохронності) представлена на рисунку 4.14.

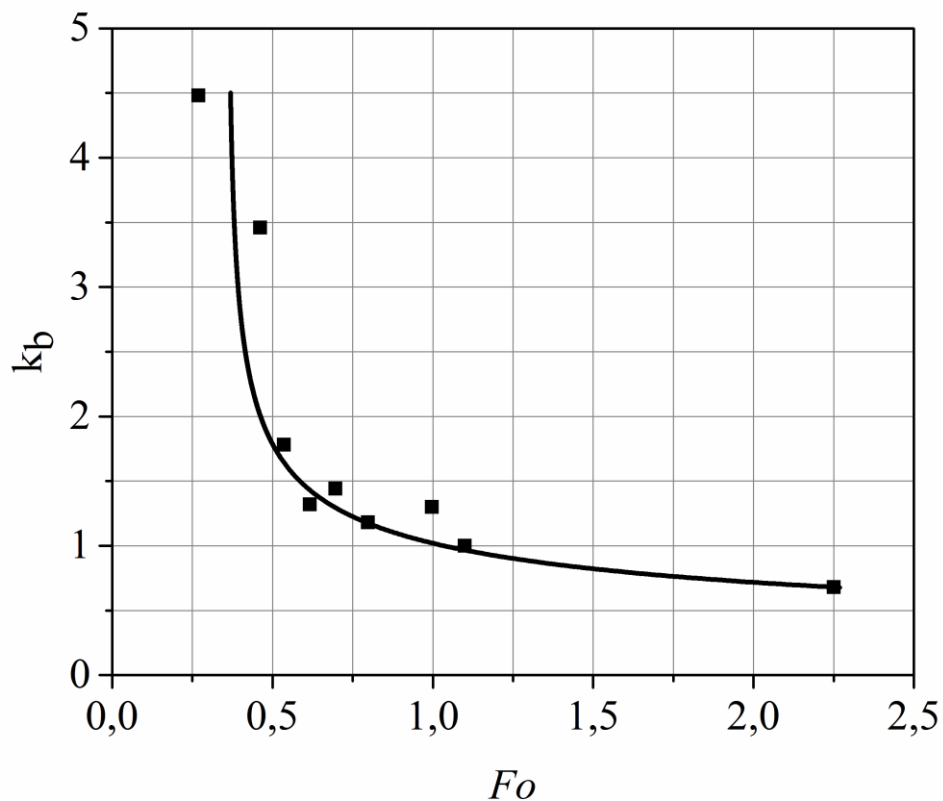


Рис. 4.14. Залежність відношення  $k_b$  від числа  $Fo$

В умовах проведених досліджень середні значення розмірів включень в зразках досягали ультрадисперсності при виконанні умови  $Fo > 1$ . При перевищенні величини числа Фур'є значення рівного 1 темп зменшення розмірів в зоні ультрадисперсності різко знижується.

Взаємозв'язок величини  $k_b$  зі значеннями числа  $Bi$  представлений на малюнку 4.15 показав, що розміри включень в зразках досягали ультрадисперсного діапазону при значеннях числа  $Bi < 0,7$ .

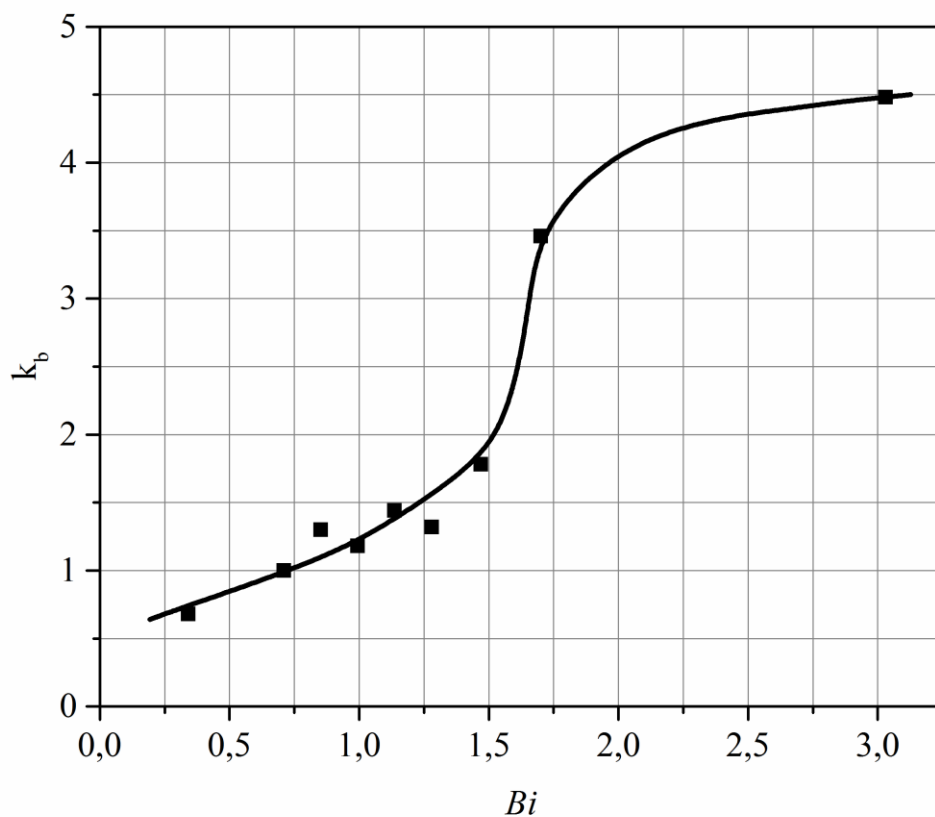


Рис. 4.15. Залежність безрозмірної величини  $k_b$  від відносної інтенсивності теплообміну в зразках (числа  $Bi$ )

Оскільки отримане значення критерію  $Bi$  близьке до 1, то це означає що температурний перепад є величиною того ж порядку, що і температурний напір і при дослідженні нестационарних процесів цей випадок представляє найбільші складнощі для теоретичного аналізу.

Вивчення зв'язку щільності розподілу включень в лусочках від числа Фур'є показало його істотну нелінійність – рис. 4.16.

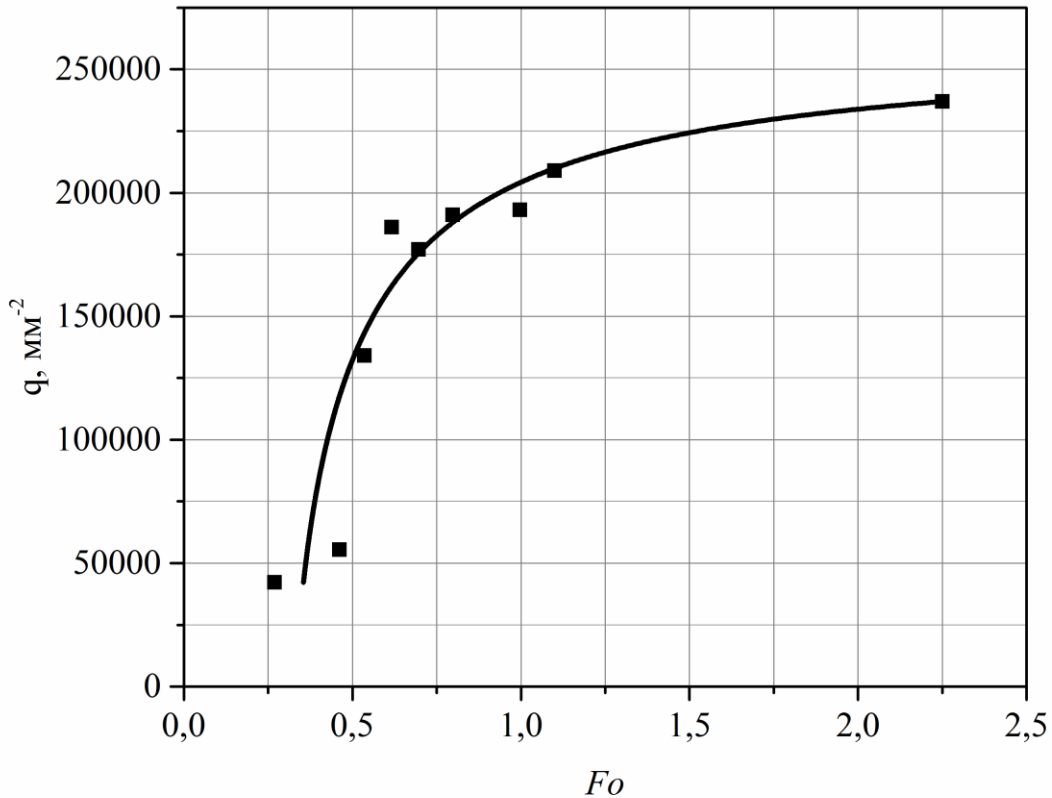


Рис. 4.16. Залежність щільності розподілу включень в зразках від значення критерія Фур'є

При збільшенні числа  $Fo$  від 0,3 до 1,0 щільність розподілу включень в отриманих зразках виросла в 4 рази. При подальшому зростанні числа  $Fo$  спостерігалось різке уповільнення темпу приросту  $q$ , що свідчить про менш сприятливі умови для утворення нових включень.

Залежність щільності розподілу включень в лусочках від значення числа Біо представлена на рисунку 4.17.

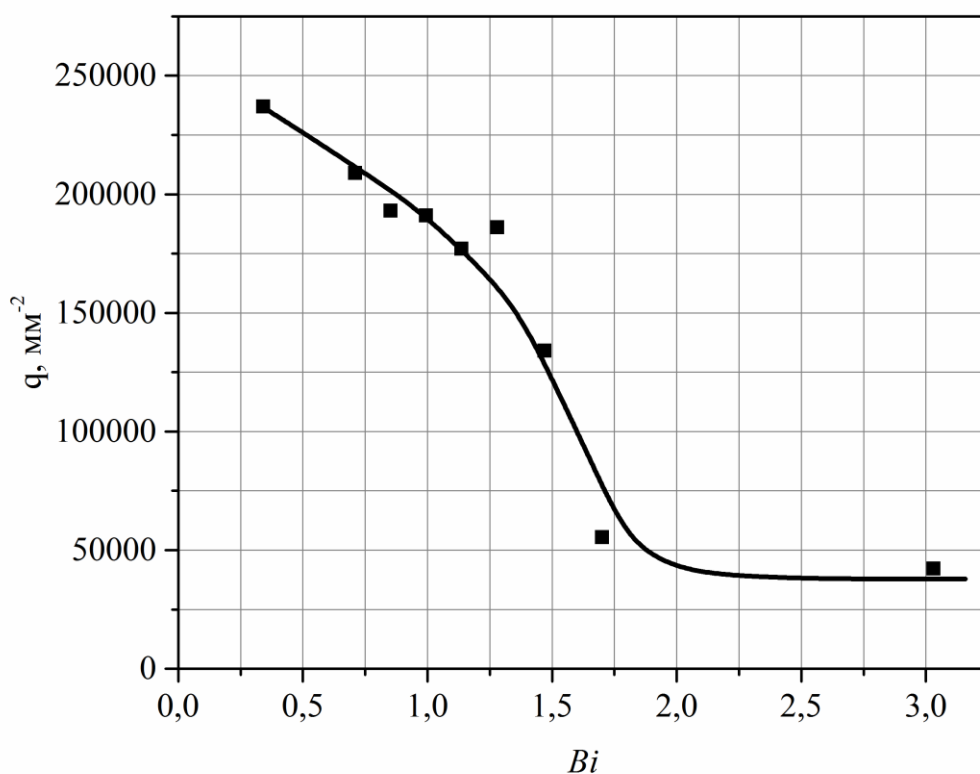


Рис. 4.17. Залежність щільності розподілу включень в зразках від значень критерію Біо

З рисунка 4.17 видно, що зниження числа Біо від 3,0 до 2,0 не супроводжується помітним збільшенням величини  $q$ . При подальшому зменшенні числа Біо характер залежності різко змінюється і веде до істотного зростання щільності розподілу включень. Однак при значеннях числа Біо менше 1,3 темп зростання  $q$  дещо знижується.

### Висновки:

1. Встановлено на низькотемпературному сплаві монотектичної системи Ві-Zn, компоненти якого суттєво відрізняються температурами плавлення і в'язкостями, вплив руху розплаву на диспергування добавки Zn в об'ємі Ві на по-

чатковому етапі їх сплавлення при різній інтенсивності перемішування ( $Re \sim 1-1000$ ).

2. З'ясовано, що на міжфазній поверхні виникали збурення при досягненні інтенсивності перемішування  $Re=10$ , верхівки яких змивались потоком розплаву і розосереджувались у його об'ємі. Підсилення інтенсивності перемішування ( $Re \sim 100$ ) призводило до зростання кількості диспергованих об'ємів Zn у Ві. Одночасно інтенсифікувався процес проникнення крапель вісмуту у цинк, диспергування фази Ві в об'ємі Zn та дифузії Zn у Ві. Подальше підвищення інтенсивності перемішування ( $Re \sim 1000$ ) призвело до підвищення числа диспергованих об'ємів і зменшенню їх розмірів, відбувався пришвидшений перехід розплаву в емульсований стан, але дифузійні процеси, спрямовані на досягнення рівноважної концентрації фаз, згідно діаграми стану, у повній мірі не завершилися.

3. Визначено залежність характерного розміру  $l_c$  диспергованих рідких фаз від значення числа Рейнольдса на початковому етапі сплавлення компонентів сплаву монотектичної системи Ві-Zn визначена виразом  $l_c = 173,8 / [1 + (Re/34,9)^{1,1}]$ , коефіцієнт детермінації  $R^2 = 0,999$ .

4. Встановлено, що для отримання однорідної структури сплаву з дрібнодисперсними вкрапленнями (як у випадку використання для охолодження сплаву підкладки з графіту) число  $Bi$  повинно бути  $< 0,1$ , що відповідає умові термічно "тонкого" тіла з дуже незначним перепадом температури у зразку, що охолоджується. Найбільш дисперсні мікроемульсовані структури утворюються в умовах  $Fo < 1$ , однорідні по висоті зразка – при  $Bi \leq 1,2$ , з найбільш однорідним розподілом вкраплень – при  $Fo \ll 1$ .

5. Визначено, що залежність швидкості охолодження лусочок, отриманих з розплаву Ві з 25% Zn (9% Zn в зоні незмішуваності рідких компонентів), від їх товщини істотно нелінійна і приблизно описується рівнянням  $V_o = 4,4 \cdot 10^7 \cdot b_q^{-1}$ . При цьому швидкість охолодження різко зростає при досягненні товщиною зразка значень менше 100 мкм.

6. З'ясовано, що із збільшенням швидкості охолодження з  $0,13 \cdot 10^6$  до  $1,19 \cdot 10^6$  К/с діапазон розмірів включень звужується з 0,4-9,0 до 0,1-3,1 мкм, при



цьому кількість дрібніших включень дисперсної фази зростає. Однак темп зростання кількості ультрадисперсних включень різко знижується при досягненні швидкості охолодження більше  $1 \cdot 10^6$  К/с і їх вмісту близько 90% від загальної кількості включень.

7. Встановлено, що зниження в 1,6 рази концентрації другого (більш тугоплавкого) компонента в сплаві BiZn в зоні незмішуваності сплаву приводить до збільшення в 1,9 рази дисперсності включень при збереженні щільності їх розподілу в структурі зразків.

8. Встановлено, що середні значення розмірів включень в зразках досягали діапазону ультрадисперсності при виконанні умов  $Fo > 1$ ,  $Bi < 0,7$ . Визначено, що збільшення числа  $Fo$  від 0,3 до 1,0 і зменшення числа  $Bi$  від 2,0 до 1,3 веде до різкого зростання щільності розподілу включень  $q$ , а при  $Fo > 1$  темп приросту  $q$  різко сповільнюється, і майже не змінюється при  $Bi > 2,0$ .

9. Визначено, що 100% ультрадисперсних включень можливо досягти при швидкості охолодження  $\cong 3 \cdot 10^6$  К/с.

## РОЗДІЛ 5

### РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ОДЕРЖАННЯ СПЕЦІАЛЬНИХ МІДНИХ СПЛАВІВ, ЗМІЦНЕНИХ УЛЬТРАДИСПЕРСНИМИ ВКРАПЛЕННЯМИ НА ОСНОВІ FeCrC, СФОРМОВАНИМИ У РОЗПЛАВІ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ВПЛИВУ, В УМОВАХ ПЛАВКИ В ІНДУКЦІЙНІЙ ТИГЕЛЬНІЙ ПЕЧІ

#### 5.1 Дослідження процесу утворення емульсованого стану сплавів системи Cu-FeCrC під електромагнітним впливом в індукційних тигельних печах

##### 5.1.1 Особливості взаємодії компонентів сплаву міді з лігатурою при переведенні їх у рідкий стан

Для отримання сплаву міді з лігатурою FeCrC, перша серія плавок була проведена згідно методики наведеної у розділі 2 в ІТП з частотою живлючого струму 42 КГц. Внутрішній діаметр індуктора 0,09 м, висота – 0,09 м, кількість витків – 9 шт. Максимальна вага садки сягала 0,3 кг. Питома потужність варіювалась в діапазоні 200...816 Вт/ кг. Сплави виготовлялись з різним вмістом добавки лігатури від 0,7 до 5% мас.

Згідно даних [97] при виплавці сплавів з високою електропровідністю, наприклад на основі Cu, в ІТП, виділення активної потужності у мідній садці і мідному індукторі практично однакові. Цей факт значно ускладнює, або взагалі унеможлиблює розплавлення міді в ІТП без застосування додаткових прийомів. Так експеримент проведений в ІТП вказаної частоти, при питомій потужності до 800 Вт/кг показав, що за 1,5 год. його проведення мідна шихта у вогнетривкому неелектропровідному тиглі (виготовленому з оксиду алюмінію) не розплавилась і нагрілась лише до температури  $\sim 473$  К, що узгоджувалось з літературними даними для промислових печей більшої ємності.

Враховуючи аргументи наведені у підрозділі 3.4, було проведено серію експериментів направлених на визначення можливості виплавки мідного сплаву в

ІТП високої частоти з використанням додаткового графітового нагрівача та встановлення оптимальних геометричних параметрів такого нагрівача у вигляді диску.

Дані експериментів відображені в таблиці 5.1.

Таблиця 5.1.

Залежність швидкості нагріву графітових дисків від їх розмірів

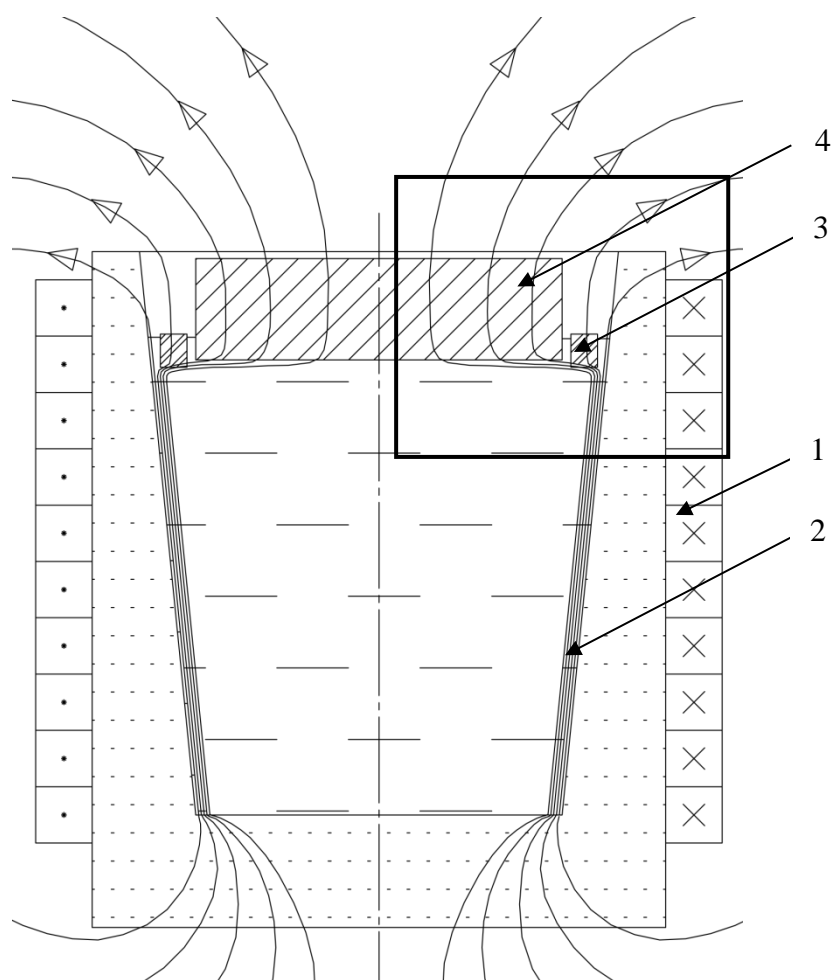
Номер експерименту	Співвідношення геометричних параметрів графітових нагрівачів (дисків) з розмірами тигля		Максимальна швидкість нагріву, К/с	Час виплавки сплаву, хв
	Відносний діаметр	Відносна висота		
1	0,9	0,18	6,4	40
2	0,6	0,18	6,0	43
3	0,6	0,20	5,8	44
4	0,6	0,10	5,7	45
5	0,5	0,30	4,8	54
6	0,5	0,38	4,7	56
7	0,5	0,05	4,0	64
8	-	-	0,3	-

Враховуючи отримані дані, було визначено, що графітовий нагрівач у вигляді диску доцільно виготовляти з наступними геометричними розмірами: діаметром 0,6-0,9 від внутрішнього діаметра вогнетривкого тигля та висотою 0,1-0,2 від висоти тигля. Розроблено спосіб виплавки металів та сплавів з високою електропровідністю в індукційних тигельних печах з додатковим нагрівачем, на який отримано патент України на корисну модель [127].

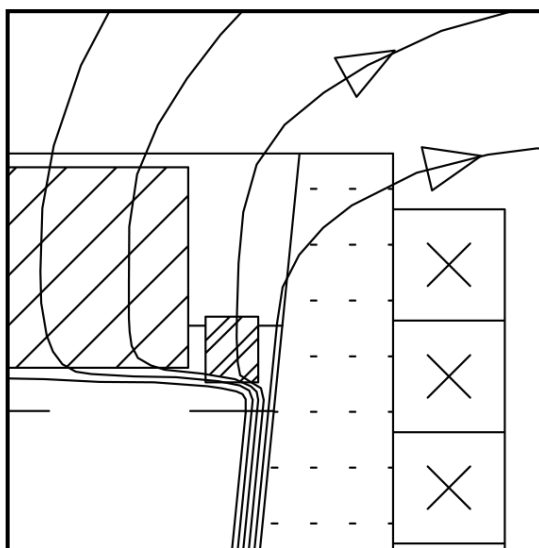
Такий спосіб виплавки може використовуватись у ливарному виробництві, мікрометалургії, ювелірній і зубопротезній промисловості, при цьому виготовлення графітового нагрівача у формі диску простіше з технологічної точки зору і

дешевше порівняно з традиційним графітовим тиглем. Таким чином виникає можливість плавки у індукційних тигельних печах не обладнаних графітовим тиглем металів та сплавів електричні властивості, яких не дозволяють досягти безпосереднього тепловиділення на рівні необхідному для плавлення.

На рисунку 5.1 наведена схема розміщення такого нагрівача у тиглі ІТП і локалізація силових ліній ЕМП спричинена його присутністю.



а



б

Рис. 5.1. Схема локалізації силових ліній електромагнітного поля у тиглі ІТП в присутності графітового диску:

а – загальний вигляд; де: 1 – індуктор; 2 – вогнетривкий тигель; 3 – добавка лігатури; 4 – графітовий диск; б – виділена зона збільшено

Як видно з цього рисунку, розміщення графітового диску у тиглі ІТП викликало викривлення силових ліній магнітного поля у кільцевому зазорі між диском та тиглем, що призвело до збільшення теплосилового впливу ЕМП у цій зоні. Силкові лінії ЕМП входили в графітовий диск та виходили під ним у розплав спричинюючи локальне підвищення теплосилового впливу електромагнітного поля. Тобто використання такого графітового нагрівача дозволяє локально сконцентрувати силкові лінії ЕМП в зоні присутності добавки лігатури (через різницю щільностей добавка знаходиться саме у цій зоні) і додатково захистити поверхню розплаву від окиснення. Проведені дослідження підтвердили факт проявлення ефекту, коли електропровідне тіло намагається покинути зону максимальної напруженості ЕМП у циліндричному індукторі та змушує центруватися диск таким чином, що його центральна точка співпадає з віссю тиглю, таким чином стабілізується кільцевий зазор [93]. Наступні експерименти по отриманню сплаву  $\text{Cu-FeCrC}$  проводили із застосуванням графітового диску, оптимальні геометричні розміри якого були визначені. Зважаючи на введення легуючих добавок у невели-

ких кількостях (до 5% мас.) та виникнення навколо них МГД течій, що омивали лігатуру мідним розплавом, захищаючи таким чином від безпосереднього контакту лігатури з графітовим нагрівачем. Встановлення найбільш ефективного режиму сплавлення легуючого комплексу FeCrC з міддю при отриманні мікроемульгованого розплаву із включеннями FeCrC, розмірами  $\leq 1$  мкм, проведено шляхом дослідження двох режимів сплавлення основи сплаву з лігатурою при впливі ЕМП, в умовах ІТП. Перший режим передбачав проведення процесу сплавлення за температури вище, а другий за температури нижче температури ліквідус добавки.

Експерименти проводили в лабораторній ІТП (рис. 5.2) з вогнетривким тиглем діаметром 50 мм та висотою 40 мм додатково обладнаній графітовим нагрівачем виконаним у вигляді диску діаметром 45 мм і висотою 7,2 мм. Розміри лігатури, що використовували були до 3 мм. В процесі плавки диск не зміщувався відносно осі тиглю, що співпадало з теоретичними даними наведеними в розділі 3. Для вибору оптимального режиму теплосилового впливу ЕМП, в умовах виплавки сплаву в ІТП, на різних етапах отримання розплаву, електромагнітні навантаження варіювали у діапазоні від 333 до 816 Вт/кг. Ємність садки сягала 300 г. Структура лігатури FeCrC, що використовувалась наведена на рис. 5.3.



Рис. 5.2. Введення додаткової порції мідної шихти в тигель лабораторної індукційної печі з частотою 42 кГц

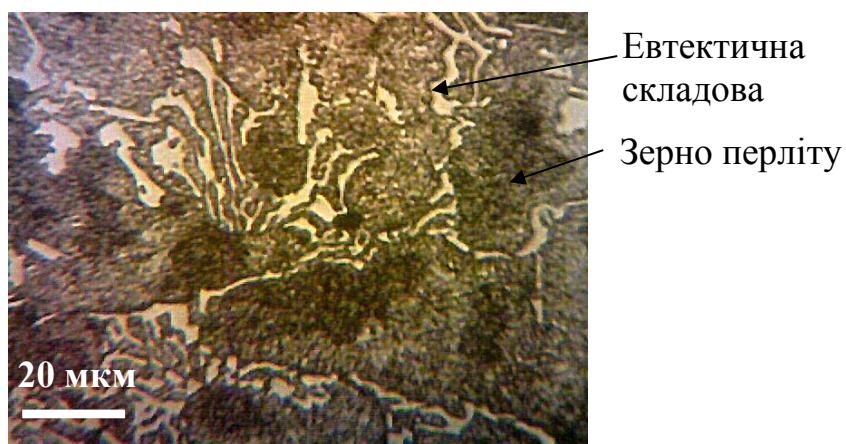


Рис. 5.3 Структура лігатури FeCrC

Як видно рис. 5.3, основа лігатурного сплаву була представлена зернами сорбітизованого перліту (середній розмір 40 мкм) та евтектикою, розташованою по межам зерен, що містила карбідні сполуки. Маса лігатури, що вводилась складала 1 % від маси сплаву.

У вогнетривкий неелектропровідний тигель індукційної печі завантажували мідну шихту (~1/3 від загальної маси), якомога щільніше укладаючи її, на яку поміщали лігатуру, запобігаючи її контакту з тиглем (оскільки в промисловій ІТП з графітовим тиглем можливе його розмивання внаслідок взаємодії з добавкою), далі закладався залишок міді, а зверху розміщували графітовий диск і вмикали піч. Час виплавки визначався з моменту увімкнення ІТП.

Розігрів шихти та графіту починали з потужністю 333 Вт / кг. Максимальна швидкість нагріву досягала на початковому етапі нагріву шихти і суттєво сповільнювалась в період розплавлення міді через затрати енергії на компенсацію теплоти плавлення.

Після розплавлення садки, здійснювався перегрів розплаву до 1653 К (тобто вище температури плавлення перлітної складової лігатури) при питомій потужності ~ 450 Вт / кг. В процесі виплавки відбирали проби сплаву методом загартування із розплаву (див. розділ 2) – рис. 5.4, рис. 5.5, при цьому швидкість охолодження малих мас сплаву розрахована з використанням залежностей встановлених методом фізичного моделювання (розділ 4) складала  $\sim 1 \cdot 10^4$  К/с.

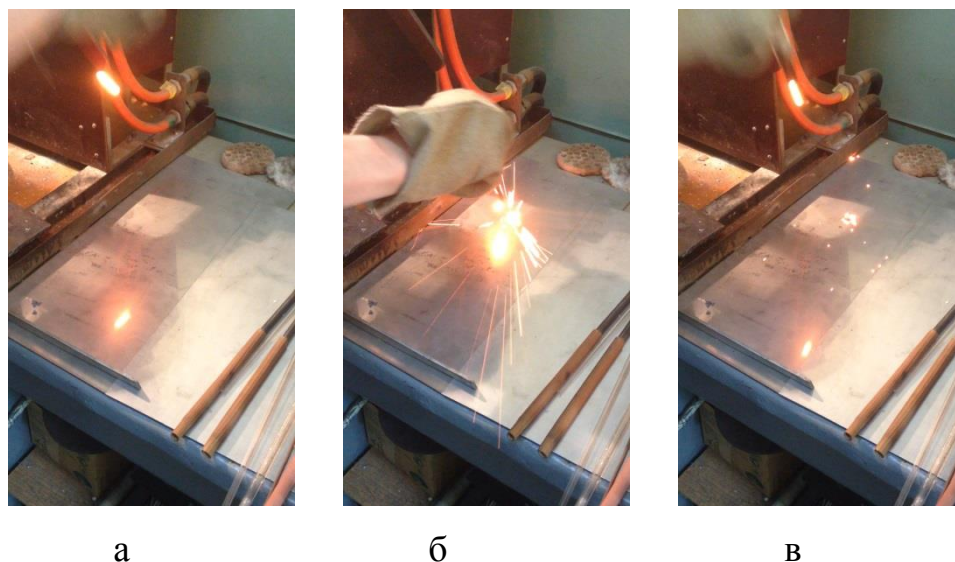


Рис. 5.4. Отримання дисперсних об'ємів зі сплаву Cu-FeCrC, виплавленого в індукційній тигельній печі:

а) ємність з порцією розплаву; б) етап контакту дисперсного об'єму розплаву зі сталевною підкладкою; в) охолодження дисперсних об'ємів сплаву на підкладці



Рис. 5.5. Вигляд отриманих мікроразків з емульсованого сплаву Cu-FeCrC, виплавленого в індукційній тигельній печі з частотою 42 кГц

По завершенню плавки, отриманий сплав при температурі 1653 К заливався у металевий циліндричний кокіль, температура якого була 293 К для отримання макроразку – рис 5.6.





Рис. 5.6. Процес одержання макрозразку з емульсованого сплаву Cu-FeCrC, виплавленого у високочастотній ІТП

Структуру сплаву досліджували згідно методики розділу 2 на травлених шліфах за допомогою оптичного мікроскопу. Виходячи з даних металографічного аналізу проб розплаву, проводили корекцію електромагнітного впливу на розплав при наступній плавці.

При отриманні розплаву в умовах введеної в нього питомої потужності 450 Вт / кг і перегріві до 1653 К, встановлено, що спочатку розплавлялась мідь, після чого, внаслідок віддаленості добавки лігатури від зони безпосередньої дії ЕМП, добавка розігрівалась і плавилась лише за рахунок теплопровідності. Визначено, що при плавленні легуючого комплексу в рідкій міді взаємодія фаз добавки з мідною основою проходила поетапно. В процесі нагрівання лігатури спочатку розплавлялась евтектична фаза і трансформувалася із розосередженого стану сітки в суцільний компактний об'єм, який мав чітку поверхню розділу з іншими фазами розплаву. Паралельно йшов процес розчинення і розплавлення перлітної складової в рідкій міді. На міжфазній поверхні карбідної евтектики з міддю і перлітною фазою були відсутні збурення малого масштабу характерні для руйнування міжфазної поверхні внаслідок дифузії [128]. Карбідна фаза зберігалась в сплаві у компактному вигляді навіть після повного розчинення перлітної складової добавки в мідній основі (рис. 5.7 а, б).

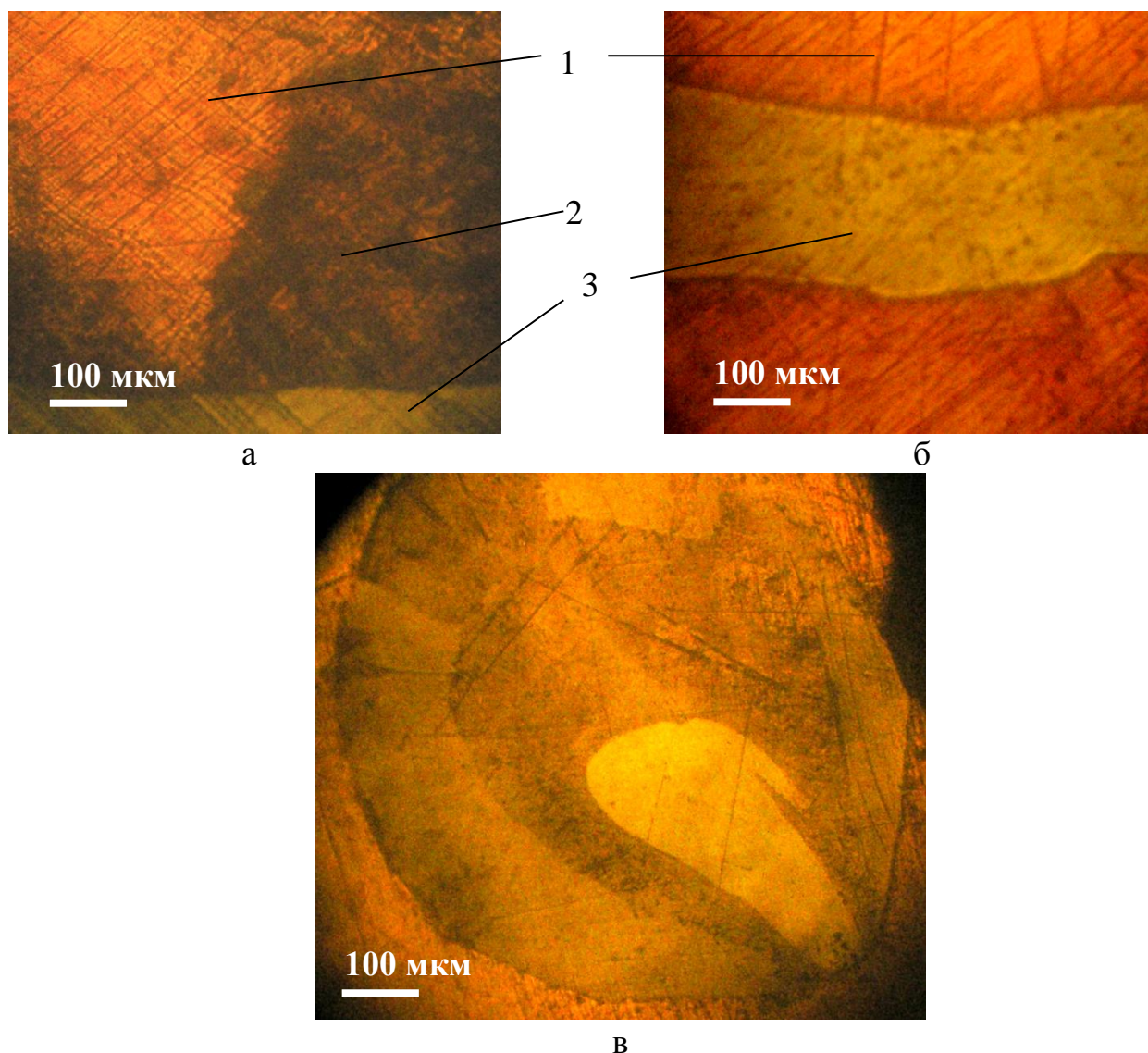


Рис. 5.7. Етапи взаємодії об'ємів лігатури з мідною основою сплаву:  
 а) розчинення перлітної складової лігатури в міді і формування компактного об'єму з речовини евтектичної сітки; б) повне розчинення перлітної основи лігатури в міді і залишок об'єму евтектичної складової добавки; в) розчинення об'єму речовини, що утворювало евтектичну фазу в складі добавки;  
 де 1 – мідна основа сплаву; 2 – перлітна основа легуючого комплексу; 3 – евтектична складова лігатури

На позиції в) рисунка 5.7 показано, що мідь поступово дифундувала в карбідну фазу, створюючи в ній шари з різним складом компонентів. При цьому об'єм карбідної фази хоч і насичувався міддю, але зберігав чітку міжфазну повер-

хню, аналогічно етапу формування дифузійного шару, виявленому на модельному сплаві Bi-Zn (див. рис. 4.1 а).

Було проведено корекцію електромагнітного впливу, за рахунок збільшення сили струму, що живить індуктор, в порівнянні з попереднім режимом ведення процесу плавки. Потужність збільшили до 816 Вт/кг і розплав перегрівався до 1733-1753 К. З подальшим веденням плавки, об'єми лігатури різного складу руйнувалися в розплаві і утворювали емульсію з краплями різного складу і розмірів – від 10 до 100 мкм. Оскільки в'язкість цих об'ємів в  $\sim 3$  рази перевищувала в'язкість рідкої міді, то для їх руйнування потрібні були додаткові затрати енергії та часу. В результаті перегріву до температур, що сягали 1773 К вдалось отримати у сплаві розмір включень 5-10 мкм.

Таким чином, встановлено необхідність ведення процесу виплавки сплаву у такому режимі, що запобігає формуванню компактних об'ємів (з характерним розміром  $\sim 1$  мм) на основі менш тугоплавкої фази добавки (рідка карбідна евтектика), відособлених в розплаві. Тому було досліджено варіант взаємодії твердої добавки з рідким розплавом міді, з метою диспергування високов'язкої евтектичної складової лігатури на початковому етапі плавки.

### **5.1.2 Отримання емульсованого стану розплаву при початковій стадії переводу лігатури у рідко-твердий стан, розчинення її легкоплавкої складової в рідкій міді з послідуочим розплавленням диспергованої тугоплавкої фази та стабілізація мікроемульсованого стану розплаву в процесі охолодження і тверднення**

З метою вивчення можливості інтенсифікації диспергування добавки FeCrC в рідкій міді на початковому етапі їх сплавлення та зниження витрат енергії і часу були досліджені особливості процесу взаємодії лігатури з мідним розплавом при температурі, що перевищує температуру менш тугоплавкої фази лігатури (евтектичної складової)  $\sim 1563$  К, але меншою від температури плавлення більш тугоплавкої фази – сорбітизованого перліту ( $\sim 1593$  К).

У вогнетривкий неелектропровідний тигель індукційної печі завантажували всю мідну шихту і вмикали ІТП. Мідний розплав готували при питомій потужності 350 Вт/кг і перегрівали до температури  $\sim 1563$  К. Після чого у кільцевий зазор між графітовим диском і стінкою тиглю вводили тверду холодну (293 К) лігатуру FeCrC у кількості 1 % мас., подрібнену до розмірів  $\leq 3$  мм.

При такому способі вводу лігатури та проведення процесу сплавлення, умови її нагріву і початку плавлення суттєво відрізнялися, порівняно зі способом одночасного шихтування у твердому стані і подальшої плавки. Лігатура зазнавала термоудару від теплового потоку, що йшов від мідного розплаву. Через перебування в зоні локальної концентрації силових ліній ЕМП індуковані електроструми ефективно розігрівали добавку. Внаслідок високої магнітної проникності лігатури до її розігріву вище точки Кюрі нагрів добавки істотно інтенсифікувався. Виникаючі термонапруження сприяли процесу розвитку мікротріщин в лігатурі, який посилювався внаслідок її структурної і хімічної неоднорідності. Електричний струм викликав більший розігрів локальних ділянок, що примикають до мікротріщин. Це сприяло утворенню тонких каналів, по яких матричний розплав проникав у товщу легуючого сплаву. Він розклинював тверду добавку, що викликало від'єднання дисперсних об'ємів від лігатури і перенесення їх у розплав (рис. 5.9 а). При цьому процеси плавлення куска шихти, утворення з неї продовгуватого об'єму, виникнення збурень на поверхні добавки і формування дисперсних включень з компонентів добавки відбувалися майже одночасно. Подальше утворення подовженого об'єму з розплавленого куска супроводжувалося його інтенсивним диспергуванням (див. рис. 5.9 б). Електричний струм чинив ерозійну дію на об'єм добавки, особливо на його загострену частину. Внаслідок структурної та хімічної неоднорідності лігатури електричний струм викликав більший розігрів локальних ділянок добавки у місцях з'єднання перлітної та карбідної фаз, що сприяло утворенню тонких каналів, по яким матричний розплав проникав у товщу легуючого сплаву (див. рис. 5.9 в). Це викликало відокремлення дисперсних об'ємів від лігатури та перенесення їх у віддалені зони розплаву. Внаслідок того, що лігатура мала меншу електропровідність ніж мідний розплав, вихрова течія виникала пере-

важно у кормовій частини добавки, що відповідало теоретичним дослідженням наведеним у [103]. З одного боку, це сприяло її диспергуванню, тим що прискорювало відрив від добавки дисперсних частинок, а з іншого боку, циркуляційний рух розплаву в цій зоні створював вихор, в центрі якого оберталися дисперсні об'єми лігатури, і це перешкоджало розосередженню диспергованих об'ємів добавки в розплаві (див рис. 5.9 г).

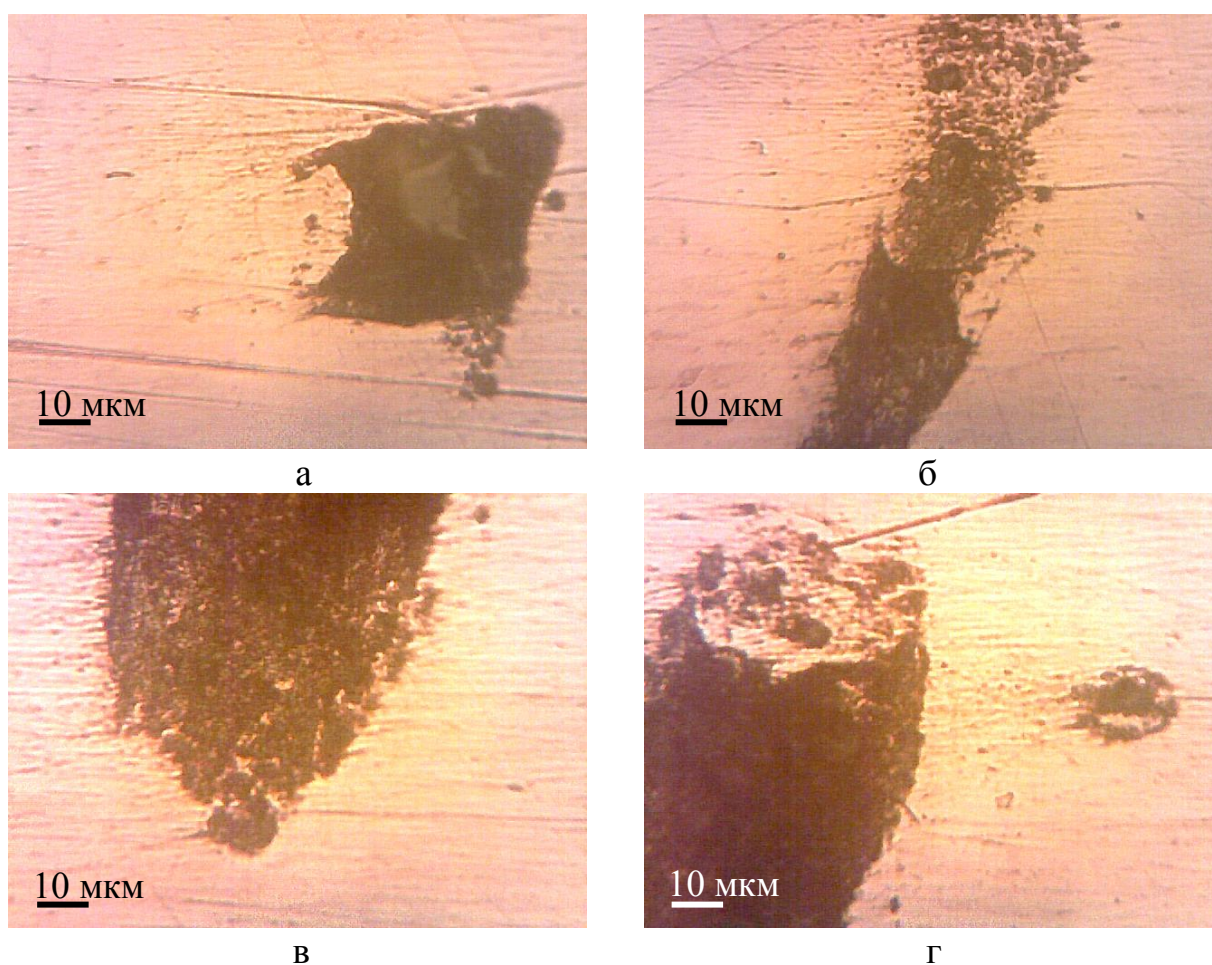


Рис. 5.9. Формування і руйнування подовжених об'ємів добавки у розплаві: а) початковий етап руйнування добавки, відокремлення дисперсних об'ємів від лігатури і перенесення їх в розплав; б) руйнування подовженого об'єму; в) початок процесу руйнування загостреної частини подовженого об'єму; г) етап диспергування кормової частини подовженого об'єму добавки

Розосередження в об'ємі розплаву диспергованих об'ємів лігатури, що рухались в замкнутому циркуляційному контурі біля добавки, відбулось при підвищенні питомої потужності до 800 Вт/кг – рис 5.10.

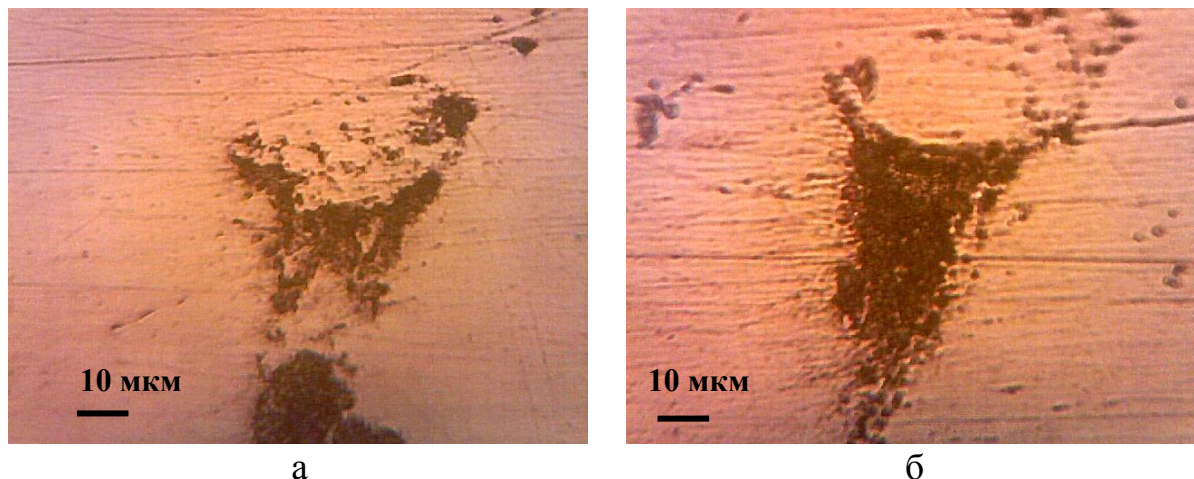


Рис. 5.10. Диспергування (а) і віднесення у розплав дрібних об'ємів у кормовій частині добавки (б)

Однак, таке підвищення потужності ЕМП призвело до відповідного збільшення турбулентних пульсацій і, як наслідок до формування ансамблів часток, в результаті, після руйнування об'єму добавки в розплаві залишалися локальні скупчення її диспергованих об'ємів (див. рис. 5.11).

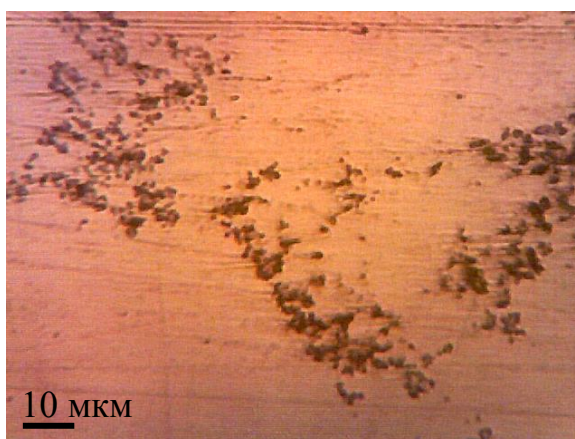


Рис. 5.11. Етап розосередження скупчень диспергованих часток лігатури у розплаві під впливом ЕМП

Електромагнітні сили утримували ці об'єми і не давали розосередитись незважаючи на турбулентний режим руху розплаву. Для розосередження цих накопичень в розплаві необхідно було знайти баланс між впливом електромагнітних сил і гідродинамічних течій, що було досягнуто при зниженні питомої потужності до 500 Вт/кг. Після чого відбулося розмивання і розчинення прогрітих мікрооб'ємів лігатури, а потім розплав перейшов в мікро суспензійно-емульсійний стан (рис. 5.12).

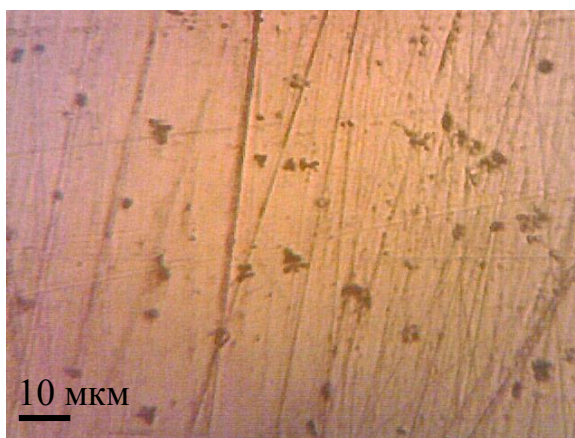


Рис. 5.12. Розподілення дисперсних об'ємів добавки в розплаві

Під дією електромагнітних сил, що перемішували розплав у всьому об'ємі тиглю і в його мікрооб'ємах, всі включення були насичені міддю, розплав перейшов в мікроемульсійний стан з розмірами крапель  $\sim 1$  мкм при їх рівномірному розподілі (рис. 5.13).

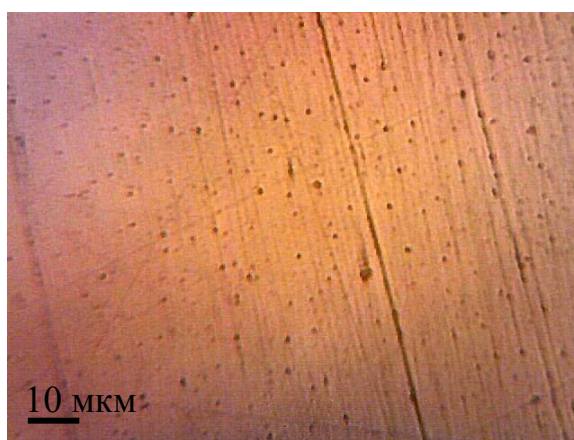


Рис. 5.13. Структура замороженої мікроемульсії сплаву Cu-FeCrC (введення твердої лігатури в рідку мідь)

Визначено, що енергоощадний режим процесу сплавлення мідної основи з добавкою лігатури FeCrC та формування ультрадисперсних вкраплень при електромагнітному впливі в ІТП реалізується при проведенні сплавлення рідкої міді з твердою добавкою за температури нижче ліквідус і вище температури солідус добавки, за рахунок переводу її у рідко-твердий стан з послідовним вимиванням в'язкої фази із поверхневих шарів і розподілом в рідкій міді та диспергуванням твердої фази до мікронних розмірів. При цьому на процес розчинення лігатури здійснюється комплексний вплив ЕМП, що полягає у комбінації електровихорового та гідродинамічних ефектів внаслідок різного прискорення добавки та мідного розплаву. Після формування в розплаві мікро суспензійно-емульсійного стану досягнення рівноважного мікроемульшованого стану можливо за рахунок його нагріву до температури плавлення більш тугоплавкої фази або інтенсифікації перемішування. Таким чином, на етапі сплавлення добавки з основою сплаву необхідна інтенсивна дія ЕМП для забезпечення руйнування кускової лігатури (потужність  $\sim 550-800$  Вт/кг, температура металу 1733-1753 К). Після досягнення мікроемульшованого стану для його збереження необхідне зниження рівня теплосилового впливу ЕМП, з метою пригамування пульсацій, зниження інтенсивності мікро-МГД течій, що виникають навкруги часток добавки, та переведення режиму руху розплаву із турбулентного до ламінарного з метою зниження швидкості коалесценції дисперсних крапель. Тому потужність ЕМП повинна зменшуватися до  $\sim 200$  Вт/кг (що узгоджується з висновками теоретичного аналізу щодо стабілізації емульсій в умовах впливу ЕМП див. розд. 3) з метою рівномірного розподілу емульшованих включень у об'ємі сплаву в умовах ізотермічної витримки  $\sim 5$  хв.

**5.2 Розробка технології одержання спеціальних мідних сплавів, зміцнених ультрадисперсними вкрапленнями на основі FeCrC, сформованими в розплаві із застосуванням електромагнітного впливу, в умовах плавки в індукційній тигельній печі та їх збереження при охолодженні і твердненні**

Відпрацювання технології виплавки розплаву у мікроемульшованому стані в



лабораторній ІТП показало, важливість початкового етапу сплавлення компонентів, що узгоджувалось із даними фізичного моделювання на сплаві монотектичної системи  $\text{BiZn}$ . Експерименти на малих масах натурального сплаву показали, що доцільно проводити цей етап процесу виплавки в такому режимі, який запобігає компактування високов'язкої фази добавки лігатури. Встановлено, що такий режим сплавлення можливо реалізувати при забезпеченні взаємодії твердої добавки із розплавом міді за температури нижче температури плавлення більш тугоплавкої складової добавки та інтенсифікації масообмінних процесів. Визначено, що пришвидшити диспергування лігатури можливо за рахунок введення добавки дисперсних розмірів (до 3 мм), що забезпечує можливість впливу градієнтного ЕМП на весь її об'єм. Розплавлення та розосередження у розплаві легкоплавкої фази лігатури (при 1593 К) та одночасного диспергування більш тугоплавкої фази добавки ефективно досягається у турбулентному режимі руху розплаву. При цьому відбувається формування мікроемульсійно суспензійного стану. Подальший нагрів приводить до утворення подвійної емульсії. Такий режим проведення процесу дозволяє значно пришвидшити масообмін за рахунок дисперсності тугоплавкої фази у складі добавки. Однак, для гомогенізації розплаву по температурі і концентрації та досягнення мікроемульсійного стану, необхідне зниження потужності до 550 Вт/кг і нагрів розплаву до 1733-1753 К.

Отримані мідні зразки діаметром 6 мм з різним вмістом легуючого комплексу охолоджувались в кокіль зі швидкістю, що була розрахована по рівнянню 2.9 з урахуванням теплопровідності матеріалу форми і величини нерівностей на її поверхні значення. В результаті, розрахована швидкість охолодження  $V_0 = 100$  К/с. Середній розмір зерна у виливках складав  $20,52 \pm 3,25$  мкм (рис. 5.14).

Числа  $Fo = 5,73$ ,  $Bi = 0,072$ , що відповідало умові рівномірного відводу тепла від металу під час його охолодження та тверднення. Це сприяло утворенню однорідної структури сплаву по перерізу зразка (рис. 5.15). Характеристики дисперсних вкраплень в структурі виливків сплаву  $\text{Cu}$  з різним вмістом легуючого комплексу  $\text{FeCrC}$  наведено в таблиці 5.2.

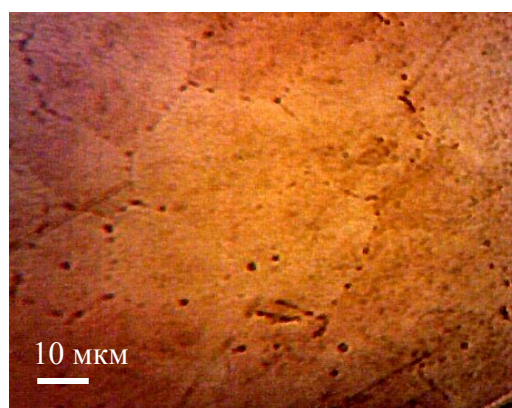


Рис. 5.14. Зерна в структурі зразка сплаву міді з 1 % лігатури

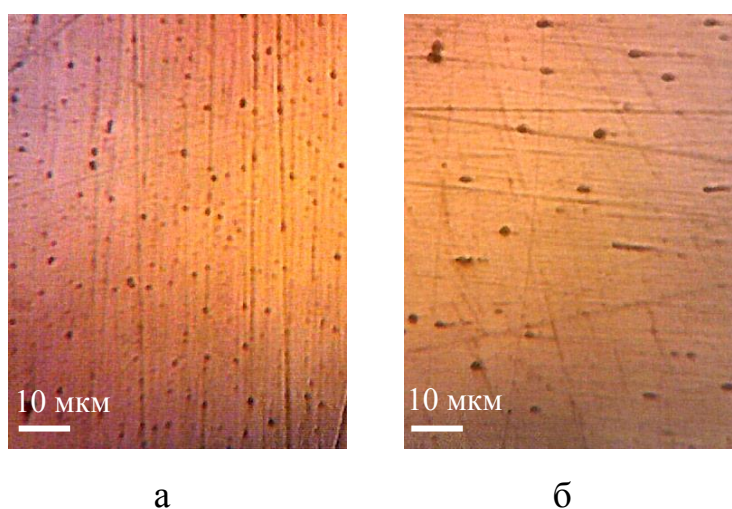


Рис. 5.15. Структура макрозразків (діаметр 6 мм) емульсованого мідного сплаву з вмістом добавки FeCrC: 0,7 % мас (а) та 1,0 % мас (б)

Таблиця 5.2.

Вплив кількості добавки на параметри вкраплень у структурі Cu-FeCrC

Параметри	Кількість добавки, %	
	0,7	1,0
$b$ , мкм	$0,52 \pm 0,04$	$0,94 \pm 0,08$
$b_{\min} - b_{\max}$ , мкм	0,30 – 1,80	0,30 – 2,40
$\ell$ , мкм	$4,90 \pm 0,66$	$6,22 \pm 1,29$
$q$ , мм <sup>-2</sup>	$3,13 \cdot 10^4$	$1,14 \cdot 10^4$
% коалесцованих вкраплень	3,7	11,8

Як видно з рис. 5.15 і табл. 5.2 найоднорідніша структура з найбільшою кількістю і дисперсністю вкраплень утворилась при мінімальному вмісті добавки в сплаві. При порівнянні даних таблиць 4.1 і 5.2 видно, що перебування мідного сплаву у мікронеоднорідному стані з концентрацією другого компоненту, яка близька до початку зони незмішування (тобто до рівноважної концентрації при температурі монотектики), дозволяє отримати кількість вкраплень у структурі на рівні дисперсних об'ємів модельного сплаву, охолоджених у  $1,7 \cdot 10^3$  разів швидше, але з концентрацією другого компоненту, яка відповідає середині зони незмішування. Вкраплення у сплаві на основі міді є дрібнішими за включення в модельному сплаві навіть при швидкостях охолодження, що на чотири порядки нижчі за реалізовані на модельному сплаві. У отриманих мідних сплавах була досягнута висока рівномірність розподілу вкраплень, оскільки виконувалась умова  $Bi < 1$ .

Згідно розробленої методики було виготовлено дисперсні об'єми сплаву (товщиною від 80 до 500 мкм) CuFeCrC (див рис. 5.5). Розрахована швидкість охолодження цих об'ємів сплаву перевищувала  $1 \cdot 10^3$  К/с. Значення чисел  $Bi$  було значно менше 1, а  $Fo$  більше 1. На основі аналізу литої структури визначено, що розмір зерна в об'ємі зразка сплаву товщиною 500 мкм був  $8,46 \pm 1,68$  мкм. Проведені дослідження показали, що вкраплення в структурі сплаву у дисперсних об'ємах отриманих з зони мікроемульсійного стану значно менші за розміром ( $b \sim 0,5$  мкм); ніж у об'ємах, отриманих з зони макророзшарування ( $b \sim 1,7$  мкм) (рис. 5.16).

На основі результатів, отриманих у попередніх лабораторних експериментах, розроблено технологічний процес виплавки рідких сплавів на основі міді з ультрадисперсними вкрапленнями FeCrC у промислових умовах з використанням стандартної індукційної тигельної печі типу ICT 0,016 – ІЗ середньої частоти.

Амплітудне значення індукції електромагнітного поля, що змінювалось з частотою 2400 Гц, при струмі в індукторі  $I_u=500-1000$ А складало  $5,6 \cdot 10^{-3}-5,6 \cdot 10^{-2}$  Тл. Використання в процесі плавки графітового диску, що знаходився на поверхні садки, викликало перерозподіл силових ліній ЕМП та призводило до їх концент-

рації в зоні присутності добавки лігатури, внаслідок чого навколо добавки підвищувалась інтенсивність МГД-течій.

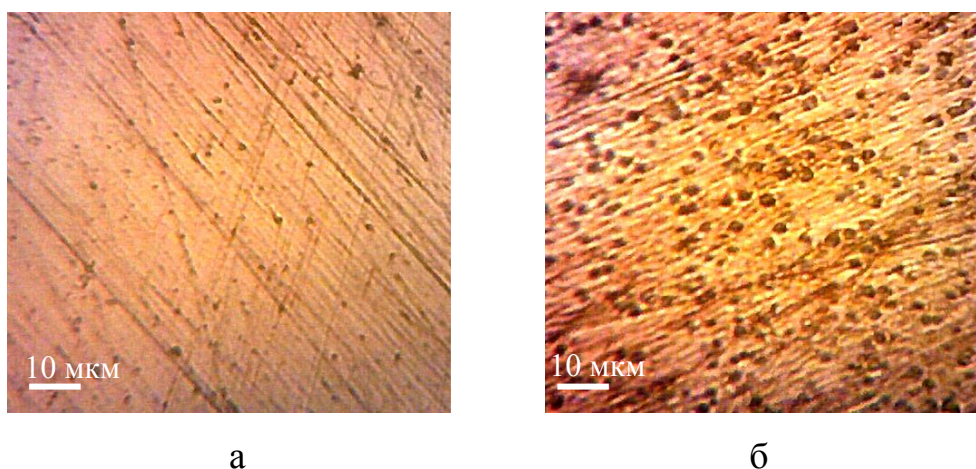


Рис. 5.16. Структура дрібнодисперсних об'ємів мідного сплаву з 1 % лігатури FeCrC:

а) об'єми отримані з зони мікроемульсійного стану; б) об'єми отримані з зони макророзшарування

При силі струму в індукторі в діапазоні від 500 А до 1000 А розрахована густина змінного електричного струму, збуджуваного в розплаві електромагнітним полем у кільцевому зазорі між тиглем і графітовим диском складала  $5,7 \cdot 10^6 - 1,1 \cdot 10^7$  А/м<sup>2</sup>. Відповідно до даних, отриманих в результаті теоретичного аналізу (див. розд. 3), суттєве пришвидшення масообміну у розплаві відбувається при досягненні значень об'ємної електромагнітної сили більше  $1 \cdot 10^5$  Н/м<sup>3</sup> для чого сила струму в індукторі має бути від 560 А.

Для отримання базового розплаву з мінімальним вмістом розчинених в міді домішок в якості мідної складової шихти використана мідь марок М00 – М1 ГОСТ 1173-2006 (зливки, лом). Маса плавки складає ~ 100 кг.

Для ефективного нагріву в ІТП розмір мідної шихти має бути не менше подвоєної глибини проникнення ЕМП у мідь. Інтенсивність розплавлення зростає при збільшенні щільності її укладання в тиглі (оскільки індуквані струми зами-

каються в кожному куску шихти окремо, тому швидкість їх розігріву зростає із зменшенням відстані між ним).

Добавку лігатури FeCrC вводять у кількості 4 % від маси всієї шихти.

Визначено, що проведення виплавки мідного сплаву з використанням графітового нагрівача (диску), який плаває на поверхні розплаву та захищає його від окислення, дозволяє виключити застосування розкислювачів, що розчиняються в міді (активні метали або фосфор) і знижують електропровідність матриці сплаву.

Після розплавлення міді та перегріву розплаву до 1533 К при питомій потужності  $\sim 450$  Вт/кг додавалась подрібнена до 5-10 мм лігатура FeCrC. Надалі для гомогенізації розплаву в зоні мікроемульсійного стану потужність підвищувалась до 550 Вт/кг і розплав перегрівався до 1733-1753 К. Згідно результатів теоретичного аналізу, зниження швидкості злиття крапель дисперсної фази відбувається при усуненні турбулентних пульсацій, для чого потужність знижувалась до 200 Вт/кг і проводилась ізотермічна витримка (до 5 хв.). При цьому, внаслідок забезпечення ефекту паріння мікрокрапель, блокувалось їх укрупнення за рахунок зіткнень, а в розплаві підтримувався ламінарний режим ( $Re \sim 1200$ ). До того ж така витримка забезпечила мінімальний залишковий вміст розчинених елементів (перед усім Fe та Cr) в міді за рахунок наближення складів дисперсної фази і дисперсійного середовища до рівноважних по всьому об'єму розплаву.

З урахуванням встановлених закономірностей на основі проведеного аналізу, фізичного моделювання і експериментальних плавок в ІТП розроблена нова МГД-технологія отримання спеціальних мідних сплавів, зміцнених ультрадисперсними ( $<1$  мкм) і рівномірно розподіленими включеннями на основі FeCrC.

Вона складається з наступних основних стадій:

– завантаження мідної шихти в тигель ІТП, її плавлення і перегрів до температури 1533-1563 К (зона між температурами ліквідус і солідус лігатури) при питомій потужності 0,30-0,35 КВт/кг;

– додавання 1-4% мас. твердої подрібненої (до 3 мм) лігатури FeCrC в рідку мідь при питомій потужності на рівні 0,8-1,0 КВт/кг, що забезпечує інтенсивний нагрів і режим розвиненої турбулентності руху рідкого металу; руйнування доба-

вки до дрібнодисперсних розмірів за рахунок розплавлення її легкоплавкої складової; переведення розплаву у суспензійно-емульсійний стан, що значно збільшує міжфазну поверхню і пришвидшує масообмін;

– переведення розплаву в стан однорідної мікроемульсії при питомій потужності 0,4-0,55 кВт/кг (температура 1380-1400 (1%) і 1723-1743 К (4%)) (що забезпечує нагрів і турбулентний режим руху рідкого металу);

– зниження питомої потужності до 0,15-0,20 кВт/кг для забезпечення ламінарного режиму руху в процесі охолодження розплаву при його переведенні із зони мікро- в зону макророзшарування і температури 1633 К з подальшою розливкою.

Основні технологічні режими даної технології були використані при отриманні дисперснозміцненого матеріалу на основі міді з підвищеними експлуатаційними характеристиками для струмоз'ємних деталей залізничного транспорту в ході виконання проекту № Р7.6 цільової комплексної програми наукових досліджень НАН України "Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин" ("Ресурс"). На рис. 5.17 показано зовнішній вигляд контактних пластин отриманих методами порошкової металургії.



Рис. 5.17. Вигляд отриманих вставок пантографів

### 5.3 Металографічна оцінка структури дослідних вставок

Оцінка мікроструктури дослідних вставок виконувалась в порівнянні зі структурою вставки типу ПКД, яка виготовляється на підприємстві ТОВ «Інтер-Контакт-Пріор» і використовується на підприємстві «Українська залізниця». Основна відмінність цих вставок пов'язана з іншою технологією отримання дисперснозміцненої міді. Дисперсність зміцнюючої фази мідного сплаву, який є основною складовою матеріалу вставки ПКД, суттєво відрізняється від розробленого в даному проекті. Це пов'язано з тим, що дисперснозміцнений сплав для вставки ПКД отриманий з зони емульсованого розплаву (температурно-концентраційна область незмішування під бінодаллю), а використаний для виробництва дослідних зразків вставок (модифікованої ПКД) одержаний з зони мікроемульсованого стану розплаву (над бінодаллю). Макроструктури дослідного зразка вставки та пластини типу ПКД не відрізняються. На рис. 5.18 показано схему макроструктури дослідного зразка вставки.

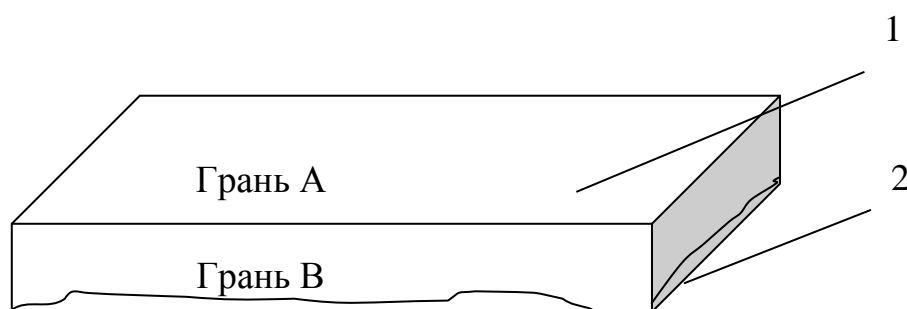


Рис. 5.18. Схема макроструктури дослідного зразка вставки:

де 1 – шар дисперснозміцненої міді з графітом; 2 – шар міді товщиною 0,5-3,0 мм

Грань А, показана на рис. 5.18. є поверхнею тертя, що безпосередньо контактує з контактним дротом і через яку відбувається струмоз'єм. А шар міді забезпечує рівномірне підведення струму до шару 1, оскільки електроопір шару 2 менше ніж шару 1.

На грані А композиційного матеріалу дослідного зразку, виготовленого з мікроемульсованого розплаву міді, з однорідним розподілом дисперсних вклю-

чень на основі FeCrC, включення в основному були розміщені в зернах, а на їх границях було зосереджено близько 10% цієї фази, середній розмір зерна становив 28 мкм при діапазоні 8-35 мкм – рис. 5.19 (травлено).

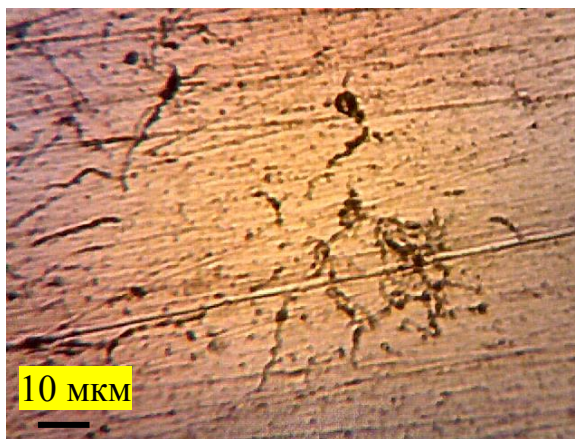


Рис. 5.19. Зона зерної структури композиту з дисперсними включеннями на основі FeCrC

На відміну від матеріалу шару 1 дослідного зразка струмоз'ємної вставки відповідний шар у серійній вставці типу ПКД мав більш грубо дисперсну зеренну структуру (середній розмір зерна 40 мкм, при діапазоні 15-75 мкм, дисперсна частина фази легуючого комплексу була в основному зосереджена на границях зерен) – рис. 5.20 (травлено).

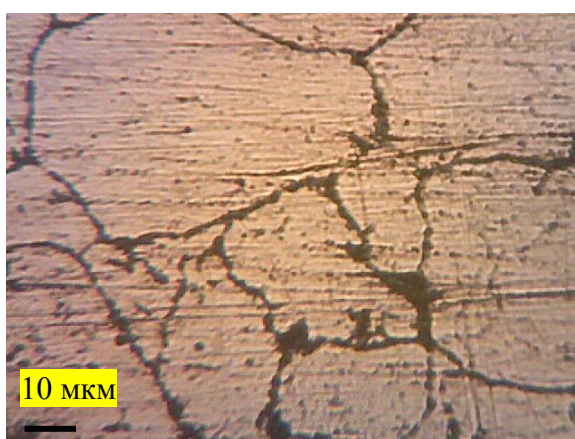
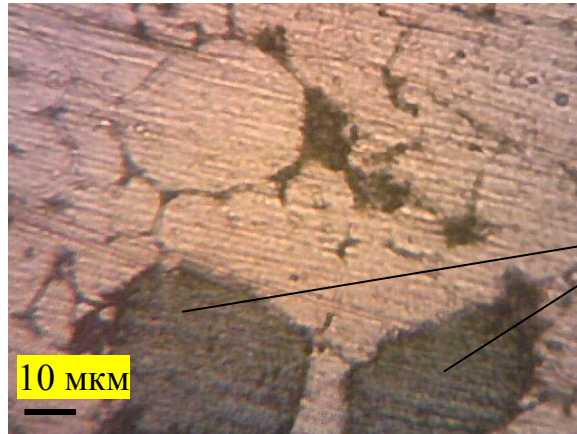


Рис. 5.20. Зона зерної структури композиту шару 1 вставки типу ПКД

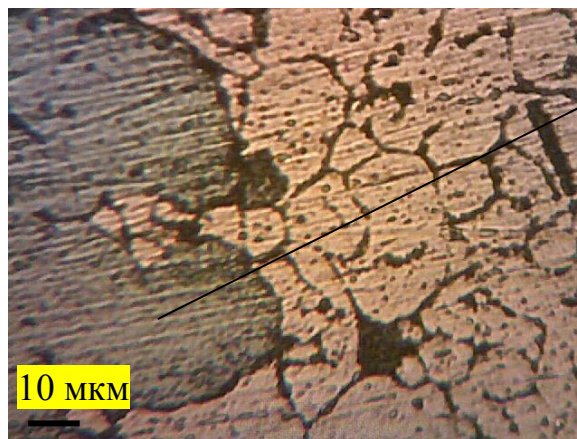


Матеріал шару 1 серійної вставки ПКД містив окремі крупні включення на основі FeCrC з розмірами до 85 мкм, які представляли різні фази лігатури FeCrC (рис. 5.21 – основа лігатури, рис. 5.22 – евтектична складова лігатури), що не досягли повного насичення міддю і не диспергувались.



Фаза з перлітної  
основи лігатури  
FeCrC

Рис. 5.21 Зеренна структура шару 1 вставки ПКД з крупними включеннями зміцнюючої фази



Фаза на основі  
FeCrC  
утворена з  
евтектичної  
складової  
лігатури

Рис. 5.22. Зеренна структура шару 1 вставки ПКД з крупними включеннями зміцнюючої фази на основі евтектики лігатури

В матеріалі серійної вставки ПКД окрім дрібнодисперсних кульоподібних емульсованих включень фази на основі FeCrC зрідка були зафіксовані зони скупчення дрібних крапель, склад яких ще не досяг стану насичення міддю – рис. 5.23.

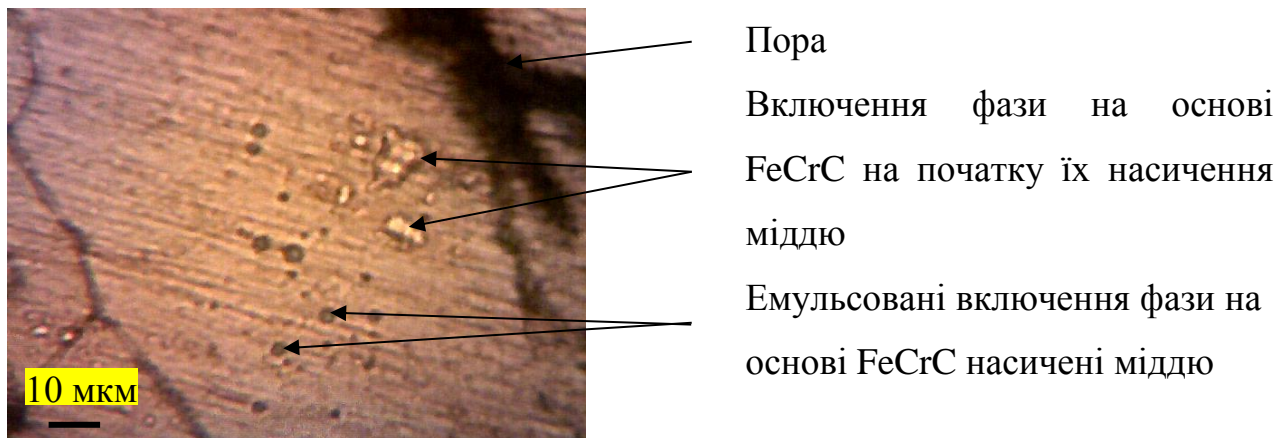


Рис. 5.23 Мікроструктура шару 1 вставки ПКД з дисперсними включеннями зміцнюючої фази

Встановлено, що в шарі 1 серійної вставки ПКД біля включень легуючого комплексу утворилися пори. Дослідження мікроструктури шару 1 по грані В дослідного зразка вставки показали, що його зеренна структура зберігається в тому ж вигляді, що й на грані А (середній розмір зерна 28 мкм дисперсні включення в основному зосереджені всередині зерен) – рис. 5.24 (травлено).

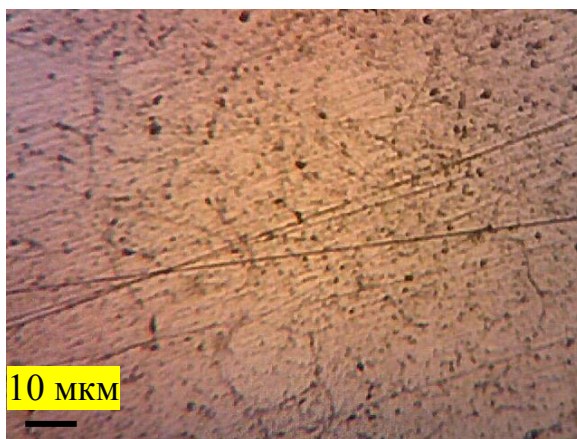


Рис. 5.24 Структура шару 1 дослідного зразка вставки по грані В

На грані В вставки типу ПКД спостерігались такі ж емульсовані вкраплення, що й на грані А, які досягли насиченого міддю стану та ті, які не досягли насичення – рис. 5.25.

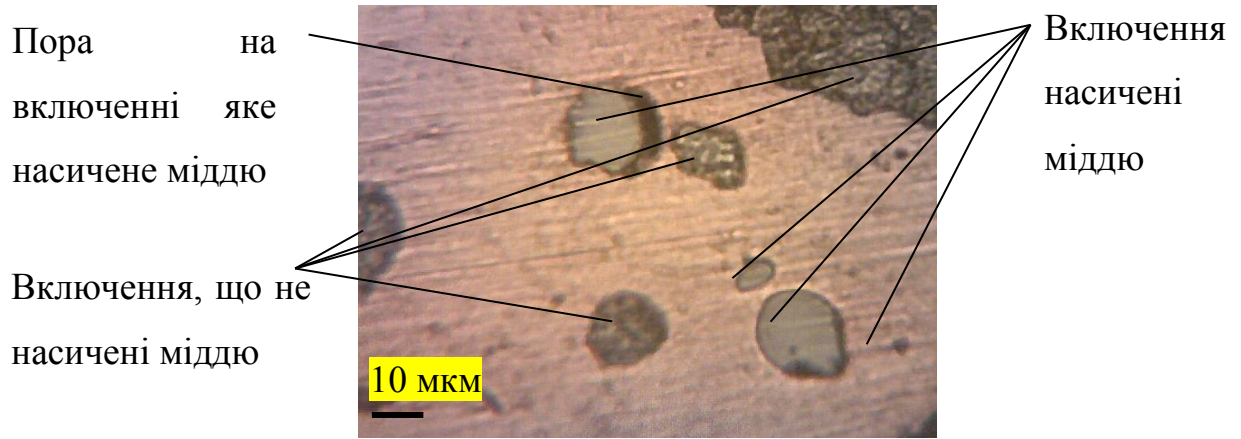


Рис. 5.25 Емульсовані включення легуючого комплексу на грані В вставки типу ПКД

Як у дослідному зразку так і типу ПКД на міжфазній границі спостерігались три характерні зони. Найбільшою за протяжністю була зона, що характеризувалась досить чіткою границею розмежування – рис. 5.26.

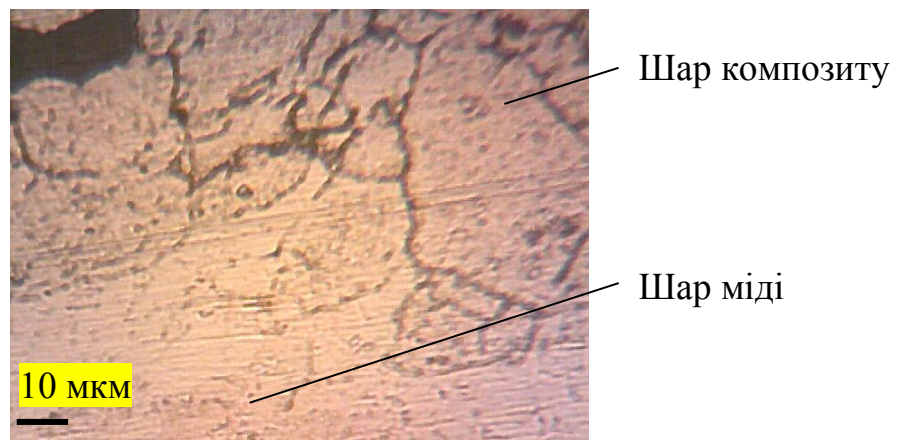


Рис. 5.26. Зона між шарами дисперснозміцненої з графітом та чистою міддю з вираженою границею

Мікроструктура шару міді без добавки лігатури FeCrC була однаковою як для серійної вставки ПКД так і дослідної струмоземної вставки – рис. 5.27.

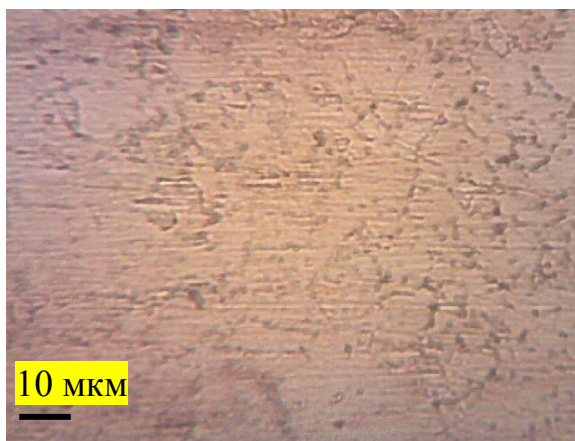


Рис. 5.27. Мікроструктура мідного шару

Дослідження мікротвердості матеріалу матриці на грані А дослідного зразка показали, що ця характеристика становить у середньому  $38,2 \text{ кг/мм}^2$  (середнє квадратичне відхилення –  $0,46 \text{ кг/мм}^2$ ), а на цій же грані вставки типу ПКД –  $28,6 \text{ кг/мм}^2$  (середнє квадратичне відхилення –  $0,86 \text{ кг/мм}^2$ ). Мікротвердість крупних включень лігатури, що досягли насичення міддю на грані А вставки типу ПКД сягала  $43,1 \text{ кг/мм}^2$  (середнє квадратичне відхилення –  $1,85 \text{ кг/мм}^2$ ). Перевірка результатів вимірів, проведена за правилом трьох сигм, підтвердила їх достовірність.

Металографічні дослідження показали, що у порівнянні з вставкою типу ПКД у дослідному зразку спостерігалось зменшення розміру зерна матриці. Вірогідно, це пов'язано з тим, що мікроемульсований розплав краще диспергується при розпиленні. Крім того, дослідний зразок характеризується тоншими міжзернними поверхнями. Включення зміцнюючої фази дослідного зразку мали дисперсність на рівні  $1 \text{ мкм}$  та були рівномірно розподілені у матриці, а у матеріалі вставки ПКД зміцнююча фаза була представлена, як дисперсними (до  $1 \text{ мкм}$ ) так і крупними (до  $85 \text{ мкм}$ ) поодинокими вкрапленнями та скупченнями дрібніших ( $3\text{--}15 \text{ мкм}$ ), що досягли або не досягли насичення міддю. Отже матеріал дослідного зразку характеризувався вищою дисперсністю зерен матриці і вкраплень зміцнюючої фази та рівномірністю їх розподілу, меншою пористістю. Таке покращення мікроструктури призвело до підвищення мікротвердості матриці на  $10 \text{ кг/мм}^2$  і

сприяло підвищенню показників твердості, електропровідності та інших властивостей.

Проведене порівняння затрат електричної енергії необхідної для виготовлення 1 кг сплаву згідно розробленої в даній роботі технології та традиційної технології виробництва дисперснозміцненого мідного сплаву [89] системи Cu-FeCrC показало, що за рахунок зниження температури до 100 К перегріву розплаву, скорочення тривалості виплавки внаслідок підвищення інтенсивності розчинення лігатури та зниження тепловтрат з поверхні розплаву через використання графітового диску, що перебуває на його поверхні на протязі всього процесу виплавки витрати електроенергії знижуються на 3 кВт/год.

#### **5.4 Проведення порівняльних випробувань на основі визначення фізико-механічних, електро- та триботехнічних властивостей дослідних зразків контактних пластин**

Комплексна порівняльна оцінка експлуатаційних якостей вставок пантографів електровозів постійного струму, виконана на основі рейтингових експертних оцінок продукції ряду виробників, яка використовується в Україні, здійснена в роботі [129] показала сумарні показники якості пари тертя «контактний дріт – вставка». З урахуванням цих даних виконано порівняльну оцінку на базі співставлення двох основних характеристик матеріалів дослідних та серійних зразків вставок. При визначенні відносних оцінок прийняті наступні показники властивостей контактної дроту: твердість – 1085 МПа (мінімальна за даними [4]); питомий електроопір –  $2,9 \cdot 10^{-8}$  Ом·м при 293 К [6], а також експертні критерії (рейтингові експертні оцінки) ефективності експлуатації пари тертя «вставка – контактний дріт» ряду виробників, вставки яких використовуються в Україні [129], в умовних одиницях (вищий показник – кращі властивості) – рис. 5.28. Результати проведених порівняльних випробувань дослідних вставок та тих, які експлуатуються підприємством «Українська залізниця» на електротягах постійного струму,

показують (рис. 5.28), що дослідні вставки мають найбільш збалансовані з показниками властивостей контактного дроту характеристики.

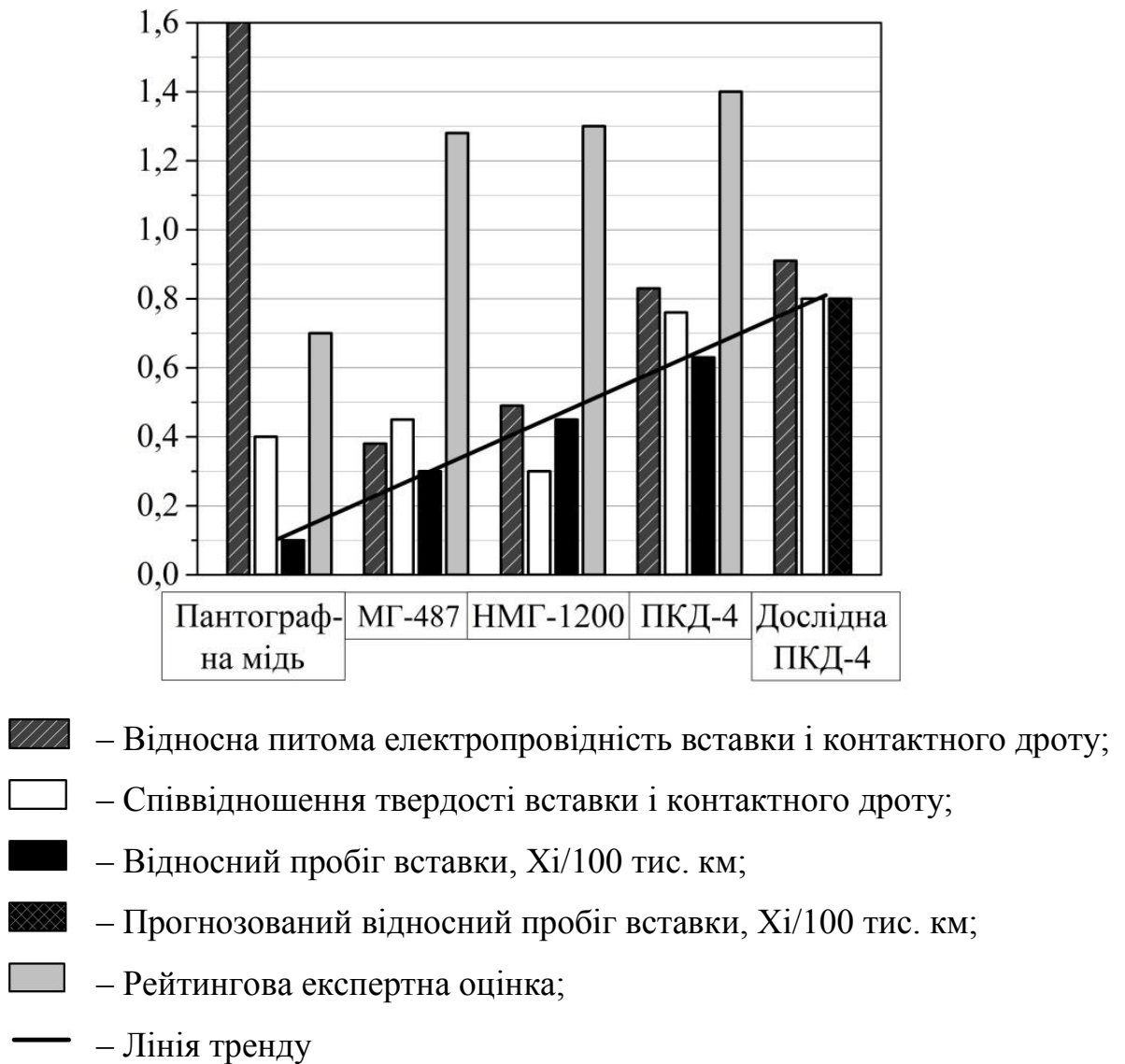


Рис. 5.28. Співставлення відносних показників якості пари тертя «контактний дріт – вставка»

Це дозволяє прогнозувати збільшення ресурсу пробігу дослідних вставок пантографів у вантажному та пасажирському русі порівняно з серійними вставками: типу ПКД на 25%; з пантографної міді не менш ніж в 5 разів; імпортованих МГ-487 у 2,5 рази. Крім того прогнозується зменшення у 2 рази зносу контактного дроту і скорочення кількості випадків його руйнування, завдяки поліпшенню

умов сухого тертя і зменшення перегріву дроту, та економія електроенергії за рахунок зниження питомого електроопору контактних пластин.

З урахуванням сучасного економічного стану України, використання матеріалу вітчизняного виробництва для виготовлення контактних вставок, дає змогу значно скоротити витрати. Так, вартість вставок, що імпортувались, зараз в декілька разів перевищує вартість вставок типу ПКД українського виробництва (вартість вставок МГ-487 (Словаччина) сягає 45 \$, а ПКД-4-2 – біля 400 грн.).

На разі проводяться експлуатаційні випробування дослідних струмоз'ємних вставок пантографів на пасажирських електровозах серії ВЛ10 та вантажних електровозах серії ВЛ11м постійного струму.

## ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

*У дисертаційній роботі вирішено актуальне науково-технічне завдання з розробки технології одержання спеціальних мідних сплавів, зміцнених ультрадисперсними вкрапленнями на основі FeCrC, сформованими в розплаві із застосуванням впливу змінного електромагнітного поля, для виготовлення дисперснозміцненого мідного матеріалу зі структурою замороженої мікроемulsії з вкрапленнями  $\leq 1$  мкм, використання якого підвищує ресурс і надійність транспортних струмоз'ємних конструкцій та дrotів контактної мережі.*

Робота виконана на основі розвитку теоретичних уявлень і отриманих експериментальних даних про вплив режимів руху розплаву на сплавлення компонентів сплавів монотектичної системи, які суттєво відрізняються в'язкістю, визначення впливу температурних, концентраційних, часових, гідродинамічних і електромагнітних параметрів на процес формування однорідної структури з дрібно- або ультрадисперсними вкрапленнями.

Основні наукові і теоретичні результати роботи:

1. На базі аналізу літературно-патентних джерел визначена актуальність розробки металургічних технологічних процесів отримання високоефективних матеріалів для потреб, зокрема, сучасного залізничного електротранспорту України. Відзначена перспективність мідних сплавів монотектичної системи, в якості матеріалу для виготовлення струмоз'ємних деталей електротранспорту, при умові забезпечення рівномірного розподілення ультрадисперсних тугоплавких вкраплень у високо електропровідній основі сплаву. При чому такі деталі повинні працювати у дуже складних умовах експлуатації, забезпечуючи мінімальний знос КД, надійний струмоз'єм та максимально можливий міжремонтний пробіг. Визначено, що наявність у сплавах монотектичної системи над областю макророзшарування рідких фаз зони «мікроемulsії» дає можливість отримання, при охолодженні розплаву і твердненні, зміцнюючих вкраплень з розмірами  $\sim 1$  мкм, але при дуже високих швидкостях охолодження та без забезпечення однорідності розподілу вкраплень.



2. Аналіз співвідношення коефіцієнтів взаємної молекулярної дифузії компонентів мідних сплавів монотектичних систем  $K_D$  дозволив встановити визначний вплив співвідношення кінематичних в'язкостей розплавлених компонентів на величину  $K_D$ . Досліджено закономірності впливу змінного ЕМП в умовах плавки в ІТП на розчинення твердої добавки FeCrC у рідкій міді. Встановлено, що завдяки виникненню навколо добавки МГД течій в активній зоні дії ЕМП суттєве прискорення масообміну відбувається при забезпеченні в зоні розплаву прилеглий до FeCrC, значення питомої електромагнітної сили  $F_e > 1 \cdot 10^5$  Н/м<sup>3</sup>. Визначено, що в розплаві міді поза зоною дії ЕМП розчинення добавки FeCrC найбільш ефективно при найменших її розмірах ( $\leq 5 \cdot 10^{-5}$  м) в турбулентному режимі руху розплаву ( $Re \sim 1 \cdot 10^4$ ).

3. Визначено умови стабільності мікроемульсованого стану розплавів металевих сплавів, на які діє змінне ЕМП індуктора, у циліндричній ємності, які характеризуються для розплавів на мідній основі виразом  $4,3 \cdot 10^{15} \cdot \tau \cdot f \cdot (d \cdot B)^2$ . Мінімізація його величини сприяє стабільності мікроемульсійного і мікросуспензійного стану розплаву, особливо складова  $(d \cdot B)^2$  оскільки значення діаметра ( $d$ ) вкрапельень і індукції ЕМП  $B \ll 1$ , а квадрат їх добутку становить дуже малу величину. Час обробки  $\tau$  розплаву полем і його частота  $f$  навпаки  $\gg 1$ . Визначено, що стабільність мікроемульсованого стану розплаву підвищується, при зменшенні, як розміру крапель, так і величини градієнта розподілу електромагнітних сил. Для об'єму розплаву поза дією ЕМП стабільність мікроемульсії забезпечується рухом рідкого сплаву у ламінарному режимі і подальшого охолодження до мікросуспензійного стану з наступною розливкою ламінарним потоком або в умовах швидкісного охолодження рідкого сплаву.

4. Методом фізичного моделювання процесів взаємодії рідких компонентів і формування емульсованої структури на низькотемпературному сплаві монотектичної системи BiZn, в якому компоненти втричі відрізняються за показниками кінематичної в'язкості, встановлено, що залежність характерного розміру  $l_c$  диспергованих рідких фаз від значення числа  $Re$  на початковому етапі сплавлення компонентів сплаву визначається виразом  $l_c = 173,8 / [1 + (Re/34,9)^{1,1}]$ ,

( $R^2=0,999$ ), а швидкий перехід розплаву в емульгований стан відбувається при  $Re \geq 1 \cdot 10^3$ . Встановлена залежність кількості ультрадисперсних ( $\leq 0,5$  мкм) вкраплень у твердому сплаві від швидкості охолодження  $V_o$ . Згідно отриманої залежності 100% ультрадисперсних вкраплень досягаються у структурі сплаву при  $V_o = 3 \cdot 10^6$  К/с. Визначено, що середні значення розмірів вкраплень у дослідному сплаві досягали діапазону ультрадисперсності при умові  $Fo > 1$ ,  $Bi < 0,7$ . Встановлено, що при зниженні концентрації зміцнюючої фази у зоні незмішування в 1,6 рази (з 14% до 9% мас.), при швидкості охолодження мікроемульсії  $V_o = 3,56 \cdot 10^5$  К/с, розмір вкраплень зменшився у 1,9 рази (до 0,74 мкм).

5. Встановлено, що при одержанні сплаву в ІТП і розплавленні у рідкій міді лігатури FeCrC її тугоплавка фаза диспергувалась, а менш тугоплавка (карбідна евтектика) на противагу зливалась у відособлені, значно крупніші об'єми ( $\sim 1$  мм). В'язкість евтектики більш ніж утричі ( $K_v = 3,2$ ) перевищувала в'язкість розплавленої міді, що потребувало додаткового часу і енергії для руйнування цих об'ємів.

6. Встановлено, що процес сплавлення компонентів монотектичного сплаву Cu-FeCrC доцільно проводити при взаємодії твердої лігатури з рідкою міддю у температурному інтервалі між ліквідусом і солідусом добавки, та локальній концентрації впливу ЕМП в зоні присутності добавки, що забезпечує перехід у рідкий стан легкоплавкої високов'язкої складової та її розосередження на початковому етапі сплавлення. При цьому більш тугоплавка фаза лігатури диспергується до розмірів  $\sim 40-50$  мкм, що значно прискорює масообмін у розплаві.

7. З'ясовано, що інтенсивність розігріву добавки на початковому етапі суттєво підвищується, як за рахунок термоудару від потоку тепла від мідного розплаву, так і через втрати на перемагнічування (до точки Кюрі) внаслідок її перебування в зоні концентрованого впливу ЕМП.

8. Визначено, що отримання однорідної структури з дрібнодисперсними вкрапленнями в сплаві Bi-Zn без накладання додаткових зовнішніх впливів можливо за рахунок швидкого охолодження ( $V_o > 1 \cdot 10^5$  К/с) від температури бінодалі. Встановлено, що 100% ультрадисперсних включень ( $\leq 0,5$  мкм) можливо досяг-

нути у сплаві з 9% мас. фази, що диспергується у зоні незмішування при швидкості охолодження  $\sim 3 \cdot 10^6$  К/с і при значеннях чисел  $Fo > 1$  та  $Bi < 0,7$ .

9. Визначено, що формування однорідного мікроемульсованого стану сплаву монотектичної системи Cu з 4% мас. FeCrC можливо за рахунок комплексного МГД впливу ЕМП у процесі його виплавки, а при охолодженні розплаву від температур зони мікроемульсійного стану до температури монотектики за рахунок зниження рівня теплосилового впливу ЕМП і подальшому розливанні ламінарним потоком та охолодженні без дії ЕМП зі швидкістю  $\sim 1000$  К/с фіксується структура з розміром включень зміцнюючої фази  $\leq 1$  мкм та щільністю їх розподілу  $1 \cdot 10^5$  мм<sup>-2</sup>.

10. Встановлено, що за рахунок застосування розробленого комплексу електромагнітного впливу при виплавці монотектичного сплаву Cu-FeCrC та зменшення вмісту добавки до 1% мас. при швидкості охолодження  $\sim 100$  К/с фіксується розмір включень зміцнюючої фази  $< 1$  мкм, а при зниженні концентрації лігатури до 0,7% мас. розмір вкраплень знижується до ультрадисперсного діапазону ( $\leq 0,5$  мкм).

11. На основі проведеного аналізу, фізичного моделювання та встановлених закономірностей і експериментальних плавок в ІТП розроблена нова МГД-технологія отримання спеціальних мідних сплавів, зміцнених ультрадисперсними ( $< 1$  мкм) і рівномірно розподіленими вкрапленнями на основі FeCrC. Вона складається з наступних стадій: завантаження мідної шихти в тигель, її плавлення і перегрів до температури 1533-1563 К (1260-1290 °С) (зона між температурами ліквідус і солідус лігатури) при питомій потужності 0,30-0,35 кВт/кг; додавання 1-4% мас. твердої подрібненої (до 3 мм) лігатури FeCrC в рідку мідь при питомій потужності на рівні 0,40-0,45 кВт/кг, що забезпечує турбулентний стан розплаву; руйнування добавки за рахунок розплавлення її легкоплавкої складової; переведення розплаву з суспензійно-емульсійного стану в однорідну мікроемульсію при перегріві до 1653-1673 К (1380-1400 °С) (1% лігатури) і 1723-1743 К (1450-1470 °С) (4%) (питома потужність 0,8-1,0 кВт/кг, що забезпечує інтенсивний нагрів і режим розвиненої турбулентності руху рідкого металу); зниження питомої потужності до

0,15-0,20 кВт/кг для забезпечення ламінарного руху в процесі охолодження розплаву при його переведенні із зони мікро- в зону макророзшарування і температури 1633 К (1360 °С) з подальшою розливкою.

12. Визначено, що використання розробленої технології дозволяє знизити витрати електроенергії при виплавці дисперснозміцненого сплаву Cu-FeCrC на 3 кВт·год/кг. Виготовлені, з цього сплаву, контактні вставки пантографів електровозів мають ефективно збалансовані показники властивостей (відносна питома електропровідність вставки і КД 0,9 та співвідношення твердості робочого шару вставки і КД 0,8), що забезпечує збільшення ресурсу пробігу дослідних вставок пантографів у вантажному та пасажирському русі порівняно з серійними вставками типу ПКД на 25%.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Осинцев О. Е. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: Справочник / О. Е. Осинцев, В. Н. Федоров. – М.: Машиностроение, 2004. – 336 с.
2. Фридляндер И. Н. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы Т. II-3: энциклопедия / Под ред. И. Н. Фридляндера, Е. Н. Каблова. – М.: Машиностроение, 2001. – 880 с.
3. Купцов Ю. Е. Беседы о токоосъеме, его надежности, экономичности и о путях совершенствования. – М.: Модерн, 2001. – 256 с.
4. Берент В. Я. Материалы и свойства электрических контактов в устройствах железнодорожного транспорта. – М.: Интекст, 2005 – 408 с.
5. Карабасов Ю. С. Новые материалы / Под ред. Ю. С. Карабасова. – М.: МИСИС, 2002. – 736 с.
6. Колесов С. М. Матеріали та взаємодія контактної підвіски та струмоприймача / С. М. Колесов, І. С. Колесов. – Д.: Вид-во Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В.Лазаряна, 2006. – 284 с.
7. Берент В. Я. Перспективы улучшения работы сильноточного скользящего контакта «контактный провод – токоосъемный элемент полоза токоприемника» // Железные дороги мира. – 2002. – № 10. – С. 6.
8. Берент В. Я. Какие накладки полозов токоприемников нам нужны? / В. Я. Берент, А. Г. Сучков // Локомотив. – 2013. – № 6. – С. 30-31.
9. Shang F. Research Status and Development Trend of Pantograph Contact Strip Materials / F. Shang, W. Sun, B. Qiao, Y. He, H. Li // MATEC Web of Conf. International Symposium on Materials Application and Engineering, – 2016. <https://doi.org/10.1051/matecconf/20166706040>.

10. Guangning W. The Electrical Contact of the Pantograph-Catenary System. Theory and Application / W. Guangning, G. Guoqiang, W. Wenfu, Y. Zefeng –Singapore: Springer, – 2019. – 278 p. <https://doi.org/10.1007/978-981-13-6589-8>.
11. Фроммейер Г. Физическое металловедение / Г. Фроммейер, под. ред. Р. У. Кана и П. Хаазена. – М. : Металлургия, 1987. – 624 с.
12. Седельников В. В. Структурообразование кристаллизующихся систем при модифицировании их ультрадисперсными порошками // Литейное производство. – 2005. – №2. – С. 2-6.
13. Бардадим Ю. В. Термомеханічні та діелектричні властивості мезокомполімерів на основі поліепоксиду, оксидів металів та поліаніліну, сформованих у постійних фізичних полях / Ю. В. Бардадим, В. О. Віленський // Фізика і хімія твердого тіла. – 2015. – Т. 16, – № 4. – С. 726-733.
14. Сабуров В. П. Управление структурой сталей и сплавов при суспензионном модифицировании ультрадисперсными порошками тугоплавких соединений / В. П. Сабуров, Е. Н. Хлыстов, Г. Н. Миннеханов // Металлы. – 1992. – № 2. – С. 168-171.
15. Христенко В. В. Перспективные методы дисперсного упрочнения сплавов на основе меди для изготовления электродов контактной сварки / В. В. Христенко, Б. А. Кириевский // Наука та інновації. – 2005. – Т. 1. – № 6. – С. 84-90.
16. Середенко О. В. Формування емульгованого металевого розплаву під дією змінного електромагнітного поля // Наук. вісті НТУУ "КПІ". – 2008. – № 2. – С. 139-143.
17. Панфилов А. В. Литые композиционные материалы в машиностроении // Литейное производство. – 1995. – № 4-5. – С. 20.
18. Rogov V. A. Classification of composite materials / V. A. Rogov, M. I. Shkarupa, A. C. Veliz // Bul. RUDN: Engineering-researches. – 2012. – № 2. – С. 41-49.

19. Кириевский Б. А. Уточнение параметров области несмешиваемости в жидком состоянии диаграммы Cu – Cr / Б. А. Кириевский, В. В. Христенко, Е. В. Переломы // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2000. – № 5. – С. 7-15.
20. Аврамов Ю. С. Сплавы на основе систем с ограниченной растворимостью в жидком состоянии (теория, технология, структура и свойства) / Ю. С. Аврамов, А. Д. Шляпин. – М. : Интерконтакт наука, 2002. – 372 с.
21. Кириевский Б. А. Влияние неоднородностей в расплаве на структурообразование и современные технологии получения литых сплавов // *Процессы литья*. – 1998. – № 3-4. – С. 68-75.
22. Markworth A. J. Immiscible materials and alloys / A. J. Markworth, S. H. Gelles, J. J. Duga and W. Oldfield // *Proc. 3-rd Space Processing Symp., NASA Report 74-5*. – 1974. – P. 1003.
23. Fujii H. Fabrication of uniform Al-Pb-Bi monotectic alloys under microgravity utilizing the space shuttle: Microstructure and superconducting properties / H. Fujii, T. Kimura, H. Kitaguchi, H. Kumakura, K. Togano, M. Mohri // *Journal of Materials Science*. – 1995. Vol. 30, issue 13. – P. 3429-3434.
24. Dhindaw B. K. Directional solidification of Cu-Pb and Bi-Ga monotectic alloys under normal gravity and during parabolic flight / B. K. Dhindaw, D. M. Stefanescu, A. K. Singh, P. A. Curreli // *Metallurgical Transactions A*. – 1988. Vol. 19, issue 11. – P. 2839-2846.
25. Predel B. Systems with a Miscibility Gap in the Liquid State / B. Predel, L. Ratke, H. Fredriksson // *Fluid Sciences and Materials Science in Space*, Berlin: Springer. – 1987. – P. 517–565. [https://doi.org/10.1007/978-3-642-46613-7\\_15](https://doi.org/10.1007/978-3-642-46613-7_15).
26. Walter H. U. Binary systems with miscibility gap in the liquid state / Eds. H. U. Walter, B. Feuerbacher, H. Hamacher, R. J. Naumann // *Materials science in space*, Berlin: Springer-Verlag. – 1986. – P. 343.

27. Walter H U. Preparation of dispersion alloys: Component separation during cooling and solidification of dispersions of immiscible alloys // Workshop on effect of gravity on solidification of immiscible alloys, Sweden: ESA SP-219, – 1984. – P. 47-64.
28. Jiang H. Continuous Solidification of Immiscible Alloys and Microstructure Control / H. Jiang, J. Zhao // *Microgravity Science and Technology*. – 2018. – Vol. 30, – № 6. – P. 747-760. *Compounds*. – 2018. – Vol. 742, – № 25. – P. 910-917. <https://doi.org/10.1007/s12217-018-9617-6>.
29. Xiaoqin D. Formation and properties of a self-assembled Cu-Fe-Ni-Cr-Si immiscible composite by laser induction hybrid cladding / D. Xiaoqin, X. Min, Z. Shengfeng, W. Chunxia, Y. Jiaoxi, L. Zhengyang // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – Vol. 742, – № 25. – P. 910-917. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.01.387>.
30. Hong-Xiang J. Solidification of Immiscible Alloys Under the Effect of Electric and Magnetic Fields / J. Hong-Xiang, Z. Jiu-Zhou // *Acta Metall. Sin. (English Letters)*. – 2018. – Vol. 31, Issue 12. – P. 1240-1248. <https://doi.org/10.1007/s40195-018-0731-7>.
31. Xiaoqin D. Microstructure evolution of phase separated Fe-Cu-Cr-C composite coatings by laser induction hybrid cladding / D. Xiaoqin, Z. Shengfeng, W. Meifeng, L. Jianbo, W. Chunxia, W. Tao // *Surface & Coatings Technology*. – 2017. – Vol. 324, Issue 15. – P. 518-525. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.06.032>.
32. Shengfeng Z. Phase separated characteristics and soft magnetic properties of  $[\text{Cu}_{0.6}(\text{FeCrC})_{0.4}]_{100-x}\text{Si}_x$  immiscible composites by laser induction hybrid cladding / Z. Shengfeng, D. Xiaoqin, W. Chunxia, X. Min, Y. Jiaoxi, L. Zhengyang // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – Vol. 732, Issue 25. – P. 740-747. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.10.284>
33. Zhao J. Progress in the Solidification of Monotectic Alloys / J. Zhao, H. Jiang // *Acta Metall. Sin.* – 2018. Vol. 54, – № 5. – P. 682-700. <https://doi.org/10.11900/0412.1961.2018.00080>.



34. Патент RU 2530676 С1 Российская Федерация, С22С 1/02, С22С 21/00. Способ производства сплавов с однородным распределением структурных составляющих на основе систем и ограниченной растворимостью в жидком состоянии / И. Б. Руденко, В. А. Нижник, В. И. Кошкин, А. Д. Шляпин, А. Н. Кравченков, Е. С. Зайцев; заявитель и патентообладатель «Московский государственный индустриальный университет»; заявл. 11.03. 2013 г.; опубл. 10.10.2014 г. Бюл. – № 28.
35. Патент US 10,036,084 В2 США, С22С21/00, С22С1/06. Nanoparticle – stabilized immiscible alloys / L. Xiaochun, C. Lianyi, X. Jiaquan; заявник і патентовласник «Wisconsin Alumni Research Foundation». – № 13/669,636; заявл. 6.11.2012 г.; опубл. 31.7.2018 г.
36. Budai I. A New Class of Engineering Materials: Particle Stabilized Metallic Emulsions and Monotectic Alloys / I. Budai, G. Kaptay // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2009. – Vol. 40, – №. 7. – P. 1524-1528. <https://doi.org/10.1007/s11661-009-9857-6>.
37. Патент DE 102015112550В3 Німеччина, В22D11/00; В22D11/06. Method and device for producing monotectic alloy / K. Gzovsky, E. Gust; заявник і патентовласник «Zollern BHW Gleitlager GmbH and Co KG», заявл. 30.07.2015 г.; опубл. 08.12.2016 г.
38. Патент US8500925В2 США, С22С1/00. Method to produce monotectic dispersed metallic alloys / G. Kaptay, I. Budai; заявник і патентовласник «Bay Zoltan foundation for applied research institute for logistics and production systems and Kutatasi Kozalapitvany Nanotechnologiai Kutatointezetet», заявл. 27.08.2009 г.; опубл. 06.08.2013 г.
39. Zhai W. Liquid phase separation and monotectic structure evolution of ternary  $Al_{62.6}Sn_{28.5}Cu_{8.9}$  immiscible alloy within ultrasonic field / W. Zhai, H. M. Liu, B. Wei // Materials Letters. – 2015. Vol. 144, – № 15. – P. 221-224. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2014.11.087>

40. Ohnuma I. Microstructural Evolution of Alloy Powder for Electronic Materials with Liquid Miscibility Gap / I. Ohnuma, T. Saegusa, Y. Takaku, C. P. Wang, X. J. Liu, R. Kainuma, K. Ishida // *Journal of Electronic Materials*. – 2009. Vol. 38, Issue 1, – P. 2-9.
41. Попель П. С. Метастабильная микрогетерогенность расплавов в системах с эвтектикой и монотектикой и ее влияние на структуру сплава после затвердевания // *Расплавы*. – 2005. – №1. – С. 22-48.
42. Zheng H. Non-equilibrium solidification of undercooled Ni-31,44% Pb monotectic alloy melts / H. Zheng, H. Xie, X. Guo // *Trans. Nonferrous Metals Soc. China*. – 2002. – Vol. 12, – №1, – P. 38-42.
43. Занозина З. М. О получении тонкодисперсных металлических эмульсий в условиях предельно низких межфазных поверхностных натяжений / З. М. Занозина, Л. А. Кочакова, Е. Д. Щукин, В. И. Лихтман, П. А. Ребиндер / – В кн.: *Поверхностные явления в расплавах*. Нальчик. – 1965. – С. 507-513.
44. Сучков Е. В. Свойства границ раздела расплавов в системе железо-медь-кремний / Е. В. Сучков, С. М. Попель, А. А. Жуков, М. А. Коннова // *Расплавы*. – 1995. – №5. – С. 21-23.
45. Сучков Е. В. Эмульгирование расплавов железо-медь-кремний и закалка эмульсий / Е. В. Сучков, С. М. Попель, А. А. Жуков, М. А. Коннова // *Расплавы*. – 1995. – №5. – С. 24-28.
46. Брагинский Л. Н. Перемешивание в жидких средах / Л. Н. Брагинский, В. И. Бегачев, В. М. Барабаш. – Л.: Химия, 1984. – 336 с.
47. Розенцвайг А. К. Коалесценция концентрированных мелкодисперсных эмульсий при турбулентном перемешивании / А. К. Розенцвайг, Л. П. Пергушев // *ИФЖ*. – 1981. – Т. 40, – № 6. – С. 1013-1018.

48. Абрамов О. В. О возможности получения материалов из несмешивающихся между собой компонентов в условиях квазиневесомости / О. В. Абрамов, Ю. М. Гельфгат, С. И. Семин, М. З. Соркин, Ж. Ю. Чашечкина // Физика и химия обработки материалов. – 1980. – №5. – С. 66-72.
49. Alkemper J. Concurrent nucleation, growth and sedimentation during solidification of Al-Bi alloys / J. Alkemper, L. Ratke // Zeitschrift für Metallkunde. – 1994. – Vol. 85, – №5. – P. 365-371.
50. Воюцкий С. С. Курс коллоидной химии. – М.: Химия, 1975. – 512 с.
51. Баум Б. А. О колебательном характере процесса релаксации неравновесных металлических расплавов / Б. А. Баум, И. Н. Игошин, Д. Б. Шульгин // Расплавы. – 1988. – №5. – С. 102-105.
52. Штейнберг С.С. Металловедение. – М: Металургиздат, 1952. – 552 с.
53. Сон Л. Д. Структура жидких металлов и сплавов и возможности ее регулирования для повышения качества / Л. Д. Сон, П. С. Попель, В. Е. Сидоров // Литейщик России. – 2002. – №2. – С. 14-16.
54. Попель П. С. Термодинамический анализ одной из причин металлургической наследственности / П. С. Попель, Б. А. Баум // Металлы. – 1986. – №5. – С. 47-51.
55. Кононенко В. И. Некоторые физические свойства расслаивающихся расплавов / В. И. Кононенко, С. П. Яценко // Известия АН СССР. Металлы. – 1970. – №3. – С. 205-208.
56. Попель П. С. Плотность и удельное электросопротивление расплавов Sn – Pb в гомогенном и микрорасслоенном состояниях / П. С. Попель, Е. Л. Демина, Е. Л. Архангельский и др. / Металлы. – 1987. – №3. – С. 52-59.

57. Попель П.С. Метастабильная микрогетерогенность расплавов в системах с эвтектикой и монотектикой и её влияние на структуру сплава после затвердевания // *Расплавы*. – 2005. – №1. – С. 22-28.
58. Ilinsky A.G. Atomic Structure of Quater-nary Alloys of the Bi-Ga-Sn-Ge System in the Liquid State / A. G. Ilinsky, V. A.Korobov, S. I. Slyusarenko // *Metal. Physic Adv. Technology*. – 1996. – Vol. 15. – P. 817-823.
59. Жукова Л.Ф. Атомное строение расслаивающихся расплавов / Л. Ф. Жукова, О. П. Аксёнова, А. А. Жуков и др. // *Тр. XI Рос. конф. “Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов”*. – Екатеринбург: Изд. ЮУрГУ. – 2004. – Т.1. – С. 140-144.
60. Yuan L. Effect of Processing Parameters on Microstructures of Melt-Spun Al-In Immiscible Alloys / L. Yuan, G. Jingjie, S. Yanqing, D. Hongsheng, J. J. Jun // *Mater. Sci. and Technol.* – 2002. – Vol. 18, – №5. – P. 407-410.
61. Христенко В. В. Дисперсноупрочнённые сплавы на основе меди со структурой типа «замороженной» эмульсии, технология производства литых электродов / В. В. Христенко, Б. А. Кириевский // *Процессы литья*. – 2007. – №1-2. – С. 93-100.
62. Кириевский Б. А. Создание новых и усовершенствование существующих сплавов системы Cu-Cr-Fe-C с улучшенными свойствами / Б. А. Кириевский, В. В. Христенко // *Металлургия машиностроения*. – 2002. – № 5 (8). – С. 24-30.
63. Руденко М. А. Медные сплавы монотектического типа с улучшенными показателями механических, физических и специальных свойств: дис. ... канд. тех. наук: 05.16.04 / Руденко Марк Анатольевич. – К., 2014. – 141 с.
64. Христенко В. В. Влияние Fe-Cr-C-добавки на электропроводность Cu-сплавов при повышенных температурах / В. В. Христенко, М. А. Руденко, Б. А. Кириевский // *Металлургия Машиностроения*. – 2013. – № 4. – С. 32-34.

65. Середенко Е. В. Формирование литой структуры металлических сплавов монотектических систем при электромагнитном воздействии на расплав: дис. ... канд. тех. наук: 05.16.04 / Середенко Елена Владимировна. – К., 2001. – 218 с.
66. Кириевский Б. А. Литые дисперсно-упрочненные медные сплавы на основе монотектических систем / Б. А. Кириевский, В. В. Христенко, Л. Н. Трубаченко // *Металлургия Машиностроения*. – 2008. – №4. – С. 20-24.
67. Malakhov D. V. Thermodynamic assessment of the Bi-Zn system / *Calphad*. – 2000. Vol. 24, Issue 1. – P. 1-14.
68. Белашенко Д. К. О строении и свойствах металлических расплавов / Белашенко Д. К., Гвоздева Л. И., Любимов А. П. // *Изв. АН СССР. Металлы*. – 1968. – №3. – С. 192-198.
69. Бродова И. Г. Исходные расплавы, как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов / И. Г. Бродова, П. С. Попель, Н. М. Барбин, Н. А. Ватолин. – Екатеринбург: УрО РАН, 2005. – 370 с.
70. Клым Н. М. Рентгенографическое исследование структуры ближнего порядка расплавов галлий-висмут / Н. М. Клым, В. П. Гальчак // *Изв. вузов. Цветная металлургия*. – 1983. – №1. – С. 103-106.
71. Аксенова О. П. Макро- и микрораслоения в расплавах Ga-Pb / О. П. Аксенова, Л. А. Жукова // *Металлы*. – 2007. – №1. – С. 21-27.
72. Васильев В. В. Композиционные материалы: Справочник / В. В. Васильев, В. Д. Протасов, В. В. Болотин и др. Под общ. ред. В. В. Васильева и Ю. М. Тарнопольского. – М.: Машиностроение, 1990. – 512 с.
73. Cui C. Review on Fabrication Methods of Metal Matrix Composites / C. Cui, Y. Shen, F. Meng, B. K. Seuk // *J. Mater. Sci. Technol.*. – 2000. Vol. 16, – № 6. – P. 619-626.

74. Onal M. Production of Metal Matrix Composites by In situ Techniques / M. Onal, M. Gavali // *Journal of Scientific and Engineering Research*. – 2017. – Vol. 4, – №2, – P. 78-82.
75. Yash K. G. A review on fabrication and characterization of copper metal matrix composite (CMMC) K. G. Yash, S. Nalin, K. Monu and K. S. Sunil / *AIP Conference Proceedings*. – 2018. – Vol. 2018, – №1. <https://doi.org/10.1063/1.5058254>.
76. Tielong H. In-situ fabrication of nano-sized TiO<sub>2</sub> reinforced Cu matrix composites with well-balanced mechanical properties and electrical conductivity / H. Tielong, L. Jiajun, Z. Naiqin, S. Chunsheng, L. Enzuo, H. Fang, M. Liying, L. Qunying, H. Chunnian // *Powder Technology*. – 2017. – Vol. 321. – P. 66-73. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.08.019>.
77. Turker M. Comparison of flow behaviors of mechanically alloyed and turbola processed powder PIM feedstock by capillar rheometer / M. Turker, C. Karatas, S. Saritas // *Powder Metallurgy World Congress, Kyoto, Japan: 2000*. – P. 1745-1748.
78. Suryanarayana C. Mechanical alloying and milling // *Prog. Mater. Sci.* – 2001. Vol. 4, – № 1-2. – P. 1-184.
79. Sorkhea Y. A. Mechanical alloying and sintering of nanostructured TiO<sub>2</sub> reinforced copper composite and its characterization / Y. A. Sorkhea, H. Aghajania, A. T. Tabrizi // *Materials & Design*. – 2014. Vol. 58. – P. 168-174 <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.01.040>.
80. Ziyuan S. The preparation of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Cu composite by internal oxidation / S. Ziyuan, Y. Maofang // *Applied Surface Science*. – 1998. Vol. 134, – № 1-4. – P. 103-106. [https://doi.org/10.1016/S0169-4332\(98\)00223-2](https://doi.org/10.1016/S0169-4332(98)00223-2).
81. Ružić, J. Synthesis, microstructure and mechanical properties of ZrB<sub>2</sub> nano and microparticle reinforced copper matrix composite by in situ processings / J. Ružić, J.

Stašić, V. Rajković, D. Božić // *Materials & Design*. – 2014. Vol. 62. – P. 409-415. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.05.036>.

82. Leong C. C. In-situ formation of copper matrix composites by laser sintering / C. C. Leong, L. Lu, J. Y. H. Fuh, Y. S. Wong // *Materials Science and Engineering A*. – 2002. Vol. 338, – № 1-2. – P. 81-88. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00050-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00050-3).

83. Rathod S. Cast in situ Cu–TiC composites: Synthesis by SHS route and characterization / S. Rathod, O. P. Modi, B. K. Prasad, A. Chrysanthou, D. Vallauric, V. P. Deshmukh, A. K. Shah // *Materials Science and Engineering A*. – 2009. Vol. 502, – № 1-2. – P. 91-98. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.10.002>.

84. Korchagin M. A. Application of self-propagating high-temperature synthesis and mechanical activation for obtaining nanocomposites / M. A. Korchagin, D. V. Dudina // *Combustion, Explosion, and Shock Waves*. – 2007. Vol. 43, – № 2. – P. 176–187. <https://doi.org/10.1007/s10573-007-0024-3>

85. Kwon Y.-J. Fabrication of Copper Matrix Composites and Simultaneous Bonding with Aluminum Alloy Using Combustion Reaction of Cu-Ti-B System / Y.-J. Kwon, M. Kobashi and N. Kanetake // *Materials Transactions*. – 2004. Vol. 45, – № 11. – P. 3163-3171.

86. Harish S. Mechanical Properties of Copper-TiC In Situ Metal Matrix Composite / S. Harish, R. Keshavamurthy // *Applied Mechanics and Materials*. – 2015. Vol. 787. – P. 593-597. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.787.593>.

87. Babkin V. G. Integumentary refine fluxing material for melting of copper matrix composite alloys / V. G. Babkin, A. I. Trunova // *J. Sib. Fed. Univ. Eng. technol.*, – 2016, Vol. 9, № 6, 836-844. DOI: 10.17516/1999-494X-2016-9-6-836-844.

88. Степанчук А. М. Отримання порошків дисперсно зміцненої міді / А. М. Степанчук., О. С. Богатов, М. Б. Шевчук, Н. Ф. Пашковець // *Міжвузівський збірник "Наукові нотатки"*. Луцьк, – 2010. – Вип. №29. – С. 188-195.

89. Патент РФ №2397044, МПК В22F 9/08, В22F 1/00. -№2008110106/02. Способ получения распыленного дисперсно-упрочненного порошка на медной основе // Богатов А. С., Кириевский Б. А., Мелешко И. В., Сахненко А. В., Сахненко С. А., Христенко В. В., Оpubл. 20.08.2010; Бюл. № 23.
90. Кириевский Б. А. Механизм твердожидкого взаимодействия (ТЖВ) хромистого чугуна с медью при получении дисперсноупрочненных бронз // Процессы литья. – 2005. – №2. – С. 10-20.
91. Ахматов А. С. К обоснованию теории скин эффекта реального металла // Доклады АН СССР Трение и износ 2-я Всесоюзная конференция по износу в машинах. –1947. Т.1. – 370 с.
92. Фарбман С. А. Индукционные печи для плавки металлов и сплавов / С. А. Фарбман, И. Ф. Колобнёв. – М.: Metallurgizdat, 1958. – 704 с.
93. Фомин Н. Н. Электрические печи и установки индукционного нагрева. / Н. Н. Фомин, С. С. Затуловский. – М.: Metallurgia, 1979. – 247с.
94. Тир Л. Л. Индукционные плавильные печи для процессов повышенной точности и чистоты / Л. Л. Тир, А. П. Губченко. – М.: Metallurgizdat, 1988. – 120 с.
95. Вайнберг А. М. Индукционные плавильные печи: Учебное пособие для вузов. Изд. 2-е, переработ. и доп. – М. : Энергия, 1967. – 416 с.
96. Тир Л. Л. Электромагнитные устройства для управления циркуляцией расплава в электропечах / Л. Л. Тир, Н. Я. Столов. – М.: Metallurgia, 1975. – 224 с.
97. Цыганов В. А. Плавка цветных металлов в индукционных печах. М.: Metallurgia, 1974. – 248 с.
98. Авт. св. СССР № 1091005, МПК F27B 14/10 Индукционная тигельная печь. Оpubл. 07.05.1984, бюл. № 17. 2.



99. Kato T. Magnetic Properties of FeCr System Alloys in Direct and Alternating Field / T. Kato, T. Kono, M. Kawamura, Y. Nakajima // Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy. – 1993. – Vol. 40, Issue 12. – P. 1246-1252. <https://doi.org/10.2497/jjspm.40.1246>.
100. Белякова П. Е. Теплофизические свойства износостойких чугунов / П. Е. Белякова, Б. Р. Бродский, Л. К. Воронин, Л. М. Картузова, С. Ф. Корицина, Б. Е. Неймарк // Литейное производство. – 1973. – № 12. – С. 20-22.
101. Зиновьев В. Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах: Справ. изд.. – М.: Металлургия, 1989. – 384 с.
102. Ивлев В. И. О плавлении границ зерен / В. И. Ивлев, Г. К. Мальцева // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1970. – №10. – С. 78-79.
103. Шумихин В. С. Физико-химические процессы электроплавки чугуна / В. С. Шумихин, А. К. Билецкий. – К.: Наукова думка, 1989. – 168 с.
104. Мирошников А. А. Исследование и разработка технологии получения токопроводных отливок из хромистой бронзы // Процессы литья. – 2006. – № 3. – С. 75-80.
105. Лаптев А. Г. Модель турбулентного переноса и физической коагуляции капель эмульсий на стенке канала / А. Г. Лаптев, М. М. Башаров // Научный форум: Технические и физико-математические науки: сб. ст. по материалам IX междунар. науч.-практ. конф. – М.: Изд. «МЦНО», – 2017. – № 8(9). – С. 45-56.
106. Dubodelov V. I. MHD-technology for obtaining of new electro-conductive wear-resistant materials for pantographs of electric railway transport / V. I. Dubodelov, V. A. Seredenko, E. V. Seredenko // Proceedings of the 10th PAMIR International Conference – Fundamental and Applied MHD, June 20-24, 2016, Cagliari, Italy. – ISBN 978-88-90551-93-2. – Published by Department of Electrical and Electronic Engineering University of Cagliari (<http://www.diee.unica.it/pamir2016/>)

107. Кутателадзе С. С. Основы теории теплообмена. – 5-е изд., перераб. и доп. – М.: Атомиздат, 1979. – 416 с.
108. Орпер Г.М. Массоперенос с поверхности цилиндра в электромагнитном поле // Магнитная гидродинамика. – 1975. – № 2. – С. 138-139.
109. Прохоров А. М. Физическая энциклопедия / Под ред. А. М. Прохорова. – М.: «Большая Российская энциклопедия», 1998. – 704 с.
110. Андронов В. И. Жидкие металлы и шлаки / В. И. Андронов, Б. В. Чекин, С. В. Нестеренко: – М.: Metallurgy, 1977. – 128 с.
111. Славинский М. П. Физико-химические свойства элементов: Справочник. – М.: Metallurgizdat, 1952. – 763 с.
112. Верте Л. А. Электромагнитная разливка и обработка жидкого металла. – М.: Metallurgy, 1967. – 207с.
113. Аксельруд Г. А. Растворение твердых веществ / Г. А. Аксельруд, А. Д. Молчанов. – М.: Химия, 1977. – 268 с.
114. Меджибожский М. Я. Основы термодинамики и кинетики сталеплавильных процессов. Учеб. пособ. для вузов. – Киев-Донецк: Вища школа, 1979. – 280 с.
115. Васильцов Э. А. Аппараты для перемешивания жидких сред: справочное пособие / Э. А. Васильцов, В. Г. Ушаков. – Л. : Машиностроение, 1979. – 272 с.
116. Рего К. К. Метрологическая обработка результатов технических измерений: Справочное пособие. – К.: Техника, 1987. – 128 с.
117. Павловский З. Введение в математическую статистику. – М.: Статистика, 1967. – 285 с.
118. Корн Г. Справочник по математике для научных сотрудников и инженеров / Г. Корн, Т. Корн, под ред. И. Г. Арамановича. – М.: Наука, 1970. – 720 с.

119. Марширов В. В. Моделирование влияния граничных условий на затвердевание сплавов // Литейное производство. – 2013. – №9. – С. 33-36.
120. Абраменко А. Н. Методика расчёта толщины и интенсивности охлаждения лент, получаемых сверхбыстрым охлаждением металла из жидкого состояния / А. Н. Абраменко, А. С. Калиниченко, М. А. Антоневиц, Э. Д. Сычиков // Инженерно-физический журнал. – 1988. – Т. 55, №1. – С. 117-122.
121. Пехович А. И. Расчёты теплового режима твердых тел / А. И. Пехович, В. М. Жидких. – М.: Энергия, – 1976. – 352 с.
122. Кутателадзе С. С. Анализ подобия и физические модели. – Новосибирск: Наука, – 1986. – 295 с.
123. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография (Стереология металлических материалов). – М.: Металлургия. – 1976. – 272 с.
124. Li K. Theoretical and experimental investigation of aluminium melt cleaning using alternating electromagnetic field / K. Li, J. Wang, D. Shu, T. X. Li, B. D. Sun, Y. H. Zhou // Mater. Lett. – 2002. – №3 (56). – P. 215-220.
125. Shu D. Continuous separation of inclusions from aluminum melt flowing in a circular pipe using a high frequency magnetic field / D. Shu, B. Sun, K. Li, J. Wang // J. Mater. Sci. and Technol. – 2003. – №3 (19). – P. 221-225.
126. Кириевский Б. А. Структура и свойства меди легированной хромистым чугуном / Б. А. Кириевский, Ю. В. Моисеев // Процессы литья. – 2016. – №2. – С. 64-71.
127. Патент на корисну модель № 123885 Україна, МПК C21C 5/52, F27B 14/10. Спосіб виплавки металів та сплавів з високою електропровідністю в індукційних тигельних печах з додатковим нагрівачем / В. О. Середенко, О. А. Паренюк, О. В. Середенко; заявник і патентовласник ФТІМС НАН України. – Заявка № u201709824 від 10.10.2017р. – Опубл. 12.03.2018 р., Бюл. №5.

128. Сумм Б. Д. Физико-химические основы смачивания и растекания / Б. Д. Сумм, Ю. В. Горюнов. – М.: Химия. – 1976. – 232 с.

129. Горобец В. Л. Методология комплексной оценки эксплуатационных качеств накладок токоприемников электроподвижного состава / В. Л. Горобец, Н. А. Бабяк, А. Я. Ярмач, А. М. Бондарев // Вісник східноукраїнського національного університету імені Володимира Даля. – 2015. Вип. № 1 (218). – С. 297-302.

**ДОДАТОК А**  
**СПИСОК НАУКОВИХ ПУБЛІКАЦІЙ**  
**ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ**

1. Середенко В. О. Мікрвокращення в структурі сплавів з областю незмішування рідких фаз в різних умовах охолодження / В. О. Середенко, О. В. Середенко, О. А. Паренюк // *Металознавство та обробка металів*. – 2014. – №3. – С. 39-43.
2. Паренюк А. А. Перспективы применения медных сплавов монотектических систем как материала для токосъёмных вставок на электротранспорте / А. А. Паренюк // *Процессы литья*. – 2015. – №3. – С. 62-65.
3. Дубоделов В. И. Влияние движения расплава на диспергирование добавки в объёме металла на начальном этапе сплавления компонентов монотектической системы / В. И. Дубоделов, В. А. Середенко, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк // *Процессы литья*. – 2015. – №4. – С. 47-55.
4. Дубоделов В. И. Сплавление меди с легирующим комплексом FeCrC и формирование эмульгированного расплава с помощью электромагнитного воздействия / В. И. Дубоделов, В. А. Середенко, Б. А. Кириевский, В. В. Христенко, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк // *Процессы литья*. – 2015. – №5. – С. 36-42.
5. Дубоделов В. И. Розробка МГД-технологій одержання дисперсно-зміцнених матеріалів на основі міді для струмоз'ємних деталей залізничного транспорту / В. И. Дубоделов, В. О. Середенко, Б. А. Кірієвський, Ю. В. Моїсеєв, О. В. Середенко, О. А. Паренюк // *Збірник наукових статей: Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України* – Київ, – 2015. – С. 599-607.
6. Дубоделов В. И. Условия получения сплавов со структурой замороженной микроэмульсии и МГД-технология выплавки расплава меди с ультрадисперсными каплями на основе FeCrC / В. И. Дубоделов, В. А. Середенко, Б. А. Кириевский, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк // *Процессы литья*. – 2018. – №1. – С. 3-14.

7. Середенко В. А. Влияние концентрации тугоплавкого компонента в зоне не-смешиваемости фаз в жидком состоянии сплава BiZn и скорости охлаждения микроэмульсии при затвердевании на количество ультрадисперсных включений / Середенко В. А., Середенко Е. В., Паренюк А. А. // *Металлофизика и новейшие технологии*, – 2017. – №9 (39). – С. 1253-1265 DOI: 10.15407/ mfint.39.09.1253.
8. Середенко В. А. Влияние условий охлаждения на параметры литой структуры микроэмульгированного сплава Bi-Zn / В. А. Середенко, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк // *Матер. Юбилейной X Международной научно-практической конференции «ЛИТЬЕ. Metallургия. 2014»*. – Запорожье, 2014. – С. 216-218.
9. Дубоделов В. И. Особенности взаимодействия компонентов сплавов монотек-тической системы в начале их сплавления / В. И. Дубоделов, В. А. Середенко, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк // *Матер. XI Международной научно-практической конференции «ЛИТЬЕ. Metallургия. 2015»*. – Запорожье, 2015. – С. 69-71.
10. Дубоделов В. И. Технология получения микроэмульгированного расплава меди с комплексом FeCrC при электромагнитном воздействии для изготовления заготовок из упрочненного материала / В. И. Дубоделов, В. А. Середенко, Б. А. Кириевский, Е. В. Середенко, В. В. Христенко, А. А. Паренюк // *Матер. XI Международной научно-практической конференции «ЛИТЬЕ. Metallургия. 2015»*. – Запорожье, 2015. – С. 74-76.
11. Дубоделов В. И. Получение медного расплава с микроэмульгированными включениями FeCrC в электромагнитном поле / В. И. Дубоделов, В. А. Середенко, Б. А. Кириевский, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк // *Матер. XI Международной научно-практической конференции «ЛИТЬЕ. Metallургия. 2015»*. – Запорожье, 2015. – С. 76-78.
12. Дубоделов В. И. Мгд-технология получения новых электропроводных износостойких материалов для токосъёмных элементов электротранспорта / В. И. Дубоделов, Б. А. Кириевский, В. А. Середенко, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк // *Ма-*

тер. XII Международной научно-практической конференции «ЛИТЬЕ. Metallургия. 2016». – Запорожье, 2016. – С. 82-84.

13. Середенко В. А. Структура «замороженной микроэмульсии» медного сплава с малым содержанием FeCrC, выплавленного в индукционной тигельной печи / В. А. Середенко, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк // Матер. XII Международной научно-практической конференции «ЛИТЬЕ. Metallургия. 2016». – Запорожье, 2016. – С. 203-204.

14. Середенко В. А. Особенности взаимодействия лигатуры FeCrC с медным расплавом при действии переменного электромагнитного поля / В. А. Середенко, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк // Матер. XIV Всеукраїнської науково-практичної конференції «Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра». – К: НТУУ «КПІ», 2016. – С. 878-887.

15. Середенко В. А. Перспективы получения под электромагнитным воздействием литых медных сплавов монотектической системы, упрочненных ультрадисперсными включениями, выделившихся в расплаве / В. А. Середенко, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк // Матер. VIII Міжнародної науково-технічної конференції «Нові матеріали і технології в машинобудуванні». – К: НТУУ «КПІ» ІФФ, 2016. – С. 133-134.

16. Середенко В. А. Зависимость литой структуры типа “замороженной микроэмульсии” тонких образцов сплава замонотектического состава от скорости охлаждения / В. А. Середенко, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк // Матер. XIII Международной научно-практической конференции «ЛИТЬЕ. Metallургия. 2017». – Запорожье, 2017. – С. 213-215.

17. Патент на корисну модель № 123885 Україна, МПК C21C 5/52, F27B 14/10. Спосіб виплавки металів та сплавів з високою електропровідністю в індукційних тигельних печах з додатковим нагрівачем / Середенко В. О., Паренюк О. А., Се-

реденко О. В. (ФТІМС НАН України (UA)). – Заявка № u201709824 від 10.10.2017 р. – Опубл. 12.03.2018 р., Бюл. №5.

18. Паренюк А. А. Стабилизация эмульгированного состояния сплава на основе меди с зоной несмешивания жидких фаз при плавке в индукционной тигельной печи / А. А. Паренюк, В. А. Середенко // Матер. XIV Международной научно-практической конференции «ЛИТЬЕ. Metallurgy. 2018». – Запорожье, 2018. – С. 154-155.

19. Паренюк А. А. Повышение эффективности растворения лигатуры FeCrC в медном расплаве в индукционной тигельной печи / А. А. Паренюк, В. А. Середенко // Матер. XIV Международной научно-практической конференции «ЛИТЬЕ. Metallurgy. 2018». – Запорожье, 2018. – С. 156-157.

20. Паренюк А. А. Взаимная диффузия компонентов при сплавлении меди с лигатурой FeCrC / А. А. Паренюк, В. А. Середенко // Матер. XIV Международной научно-практической конференции «ЛИТЬЕ. Metallurgy. 2018». – Запорожье, 2018. – С. 158-159.

21. Середенко В. О. Виплавка металів та сплавів з високою електропровідністю в індукційних тигельних печах / В. О. Середенко, Е. В. Середенко, О. А. Паренюк // Матер. XV Международной научно-практической конференции «ЛИТЬЕ. Metallurgy. 2019». – Запорожье, 2019. – С. 180-182.



## ДОДАТОК Б

## Інтер-Контакт-Пріор

Товариство з обмеженою відповідальністю

04050, м. Київ, вул. Глибочицька, 33-37, офіс 610  
e-mail: ikr-ry@list.ru

тел.: +380 44 332-47-76  
факс: +380 44 417-52-14

«29» жовтня 2015р.

№ 62

Стосовно проекту Р7.6  
(тема НДР 02.13.640)  
Програми «Ресурс»

Директору Фізико-технологічного  
Інституту металів та сплавів  
НАН України  
академіку НАН України  
Найдеку В. Л.

В умовах науково-виробничої фірми (ТОВ «Інтер-Контакт-Пріор») за участю співробітників Вашого Інституту проведені роботи згідно з проектом Р7.6 НДР 02.13.640 «Розробка МГД-технологій одержання дисперснозміцнених матеріалів на основі міді для струмоз'ємних деталей залізничного транспорту» (тема НДР 02.13.640 виконується в рамках цільової комплексної програми наукових досліджень НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин «Ресурс»).

На основі розробленого спеціалістами Інституту технологічного процесу виплавки під електромагнітним впливом емульсованих сплавів на основі міді з комплексом FeCrC отримані порошки методом ударного подрібнення та встановлені технологічні параметри виготовлення контактних пластин пантографів для електровозів постійного струму. З отриманих дослідних партій порошоків виготовлені контактні пластини для сильнострумних струмоз'ємних вузлів залізничних локомотивів постійного струму. Зокрема, дослідними пластинами типу ПКД-4-1 та ПКД-4-2 обладнані пасажирські електровози серії ВЛ10 та вантажні електровози серії ВЛ11м, на яких в даний час проводяться експлуатаційні випробування.

Директор



С.О. Сахненко

## ДОДАТОК В

ТОВАРИСТВО З ОБМЕЖЕНОЮ ВІДПОВІДАЛЬНІСТЮ  
«ІНТЕР-КОНТАКТ-ПРІОР»

вул. Глибочицька, 33-37, офіс 610, м. Київ, 04050,  
тел.: (044) 332-47-76, факс: (044) 425-22-79, e-mail: ikr.p@ukr.net  
Код ЄДРПОУ 20573531

14.03.2018 р № 20

На № \_\_\_\_\_ від \_\_\_\_\_

«ЗАТВЕРДЖУЮ»

Директор ТОВ

«Інтер-Контакт-Пріор», м. Київ

С. О. Сахненко

«14» лютого 2018 р.

## АКТ ВПРОВАДЖЕННЯ


На основі результатів отриманих у ФТІМС НАНУ в ході виконання теми П1-02.13.640 “Розробка МГД-технології одержання дисперснозміцнених матеріалів на основі міді для струмоз’ємних деталей залізничного транспорту” в рамках проекту № Р7.6 цільової комплексної програми наукових досліджень НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин» («Ресурс») розроблена технологія отримання спеціальних мідних сплавів зміцнених ультрадисперсними вкрапленнями на основі FeCrC сформованими в розплаві із застосуванням електромагнітного впливу.


Основні режими даної технології були впроваджені ТОВ «Інтер-Контакт-Пріор», в результаті отримано дисперснозміцнений матеріал на основі міді з підвищеними експлуатаційними характеристиками для струмоз’ємних деталей залізничного транспорту. Використання впровадженої технології дозволило знизити витрати електроенергії на 3 кВт·ч/кг при виплавці дисперснозміцненого сплаву. Виготовлені, згідно впровадженої технології, контактні вставки пантографів електровозів мають ефективно збалансовані показники властивостей (відносна питома електропровідність вставки і контактного дроту 0,9 та співвідношення твердості робочого шару вставки і контактного дроту 0,8), що забезпечує збільшення ресурсу пробігу дослідних вставок пантографів у вантажному та пасажирському русі порівняно з серійними вставками типу ПКД на 25%.

Від ФТІМС НАН України:  
Провідний науковий співробітник, д.т.н.

Від ТОВ «Інтер-Контакт-Пріор»:

 Середенко В.О.

Молодший науковий співробітник  
 Паренюк О. А.

Головний технолог  
 Богатов О. С.