

<https://doi.org/10.15407/plit2023.03.061>

**УДК 669.017.12:35**

**Р.Ф. Ліхацький**, аспірант, пров. інж.;

*e-mail: richardlihatskyi@gmail.com; ORCID 0000-0001-8277-5122*

**М.М. Ворон**, канд. техн. наук, заст. зав. відділу;

*e-mail: mihail.voron@gmail.com; ORCID 0000-0002-0804-9496*

**Є.О. Матвієць**, гол. технолог; *e-mail: eo.matviets@gmail.com;*

*ORCID 0009-0005-5521-2056*

**В.В. Перехода**, мол. наук. співроб; *e-mail: perekhoda3004@gmail.com;*

*ORCID 0009-0005-2679-2039*

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

### **ФАКТОРИ ВПЛИВУ НА РОЗПОДІЛ ЧАСТИНОК ВАНАДІЮ В ЛИТИХ КОМПОЗИТАХ СИСТЕМИ Cu–V ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ВИПЛАВКИ**

В останні роки у світі отримують конструкційні та функціональні матеріали з підвищеними експлуатаційними властивостями. Зокрема, важливим технологічним напрямком є створення литих композиційних матеріалів. Приклад цього — мідь, зміцнена ванадієм. Цей композит має майже таку саму електропровідність, як чиста мідь, проте характеризується значно вищою міцністю й жароміцністю. При цьому одержання такого і схожих матеріалів є складним технологічним завданням, тому для його вирішення було обрано електронно-променеву ливарну технологію. Указаний спосіб найкраще забезпечує приготування розплавів системи Cu–V, однак їх лиття й подальша кристалізація потребують досліджень технологічних параметрів із метою забезпечення найменшого розміру та найбільш рівномірного розподілу армуючих часток. Таким чином, методами математичного й комп'ютерного моделювання було досліджено зміну теплового стану виливків литих композитів досліджуваної системи в залежності від хімічного складу й температури розплаву. Досліджено теоретичні залежності формування розподілу включень у мідних виливках при заливці та охолодженні. Установлено, що конвективні потоки за умови заливки по центру в циліндричних виливках приводять до руху частинок до моменту їх твердіння за спіральною траєкторією відносно осі виливка зі зміною напрямку залежно від конфігурації температурних полів. Швидкість кристалізації має першочергове значення, оскільки при тривалому охолодженні спіральні конвективні потоки заміщуються поздовжніми вертикальними потоками вздовж осьового центра виливка, як у полі з найвищою температурою. Також визначено, що найбільш рівномірне розподілення частинок V може бути отримане завдяки низькій його концентрації — близько 0,5 % мас.

**Ключові слова:** сплави Cu–V, литі композити, електронно-променева ливарна технологія, математичне та комп'ютерне моделювання.

В електротехнічній галузі широко використовують чисту мідь та її сплави, що пов'язано з їхніми високими тепло- та електропровідністю. Альтернативні сплави, наприклад на основі срібла, використовують значно менше через високу вартість їх виробництва [1, 2]. Сучасні вимоги до електротехнічних матеріалів постійно зростають, що змушує шукати методи покращення їхніх властивостей. Зокрема, важливим є підвищення жароміцності та зносостійкості міді при максимальному збереженні її електропровідності.

Легування міді у сплавах електротехнічного призначення для покращення механічних властивостей допускається лише металами, які мало знижують електропровідність. Відповідну залежність показано на рис. 1 [3]. Відзначимо, що одержання сплавів із твердорозчинним зміцненням малоефективне, оскільки при розчиненні легуючих елементів у кількостях, достатніх для ефективного підвищення міцності, відбувається значне підвищення опору. До того ж при високих температурах утворені дисперсоїди можуть розчинятися в матричному металі і, як наслідок – розміцнювати його та додатково підвищувати опір [4, 5].

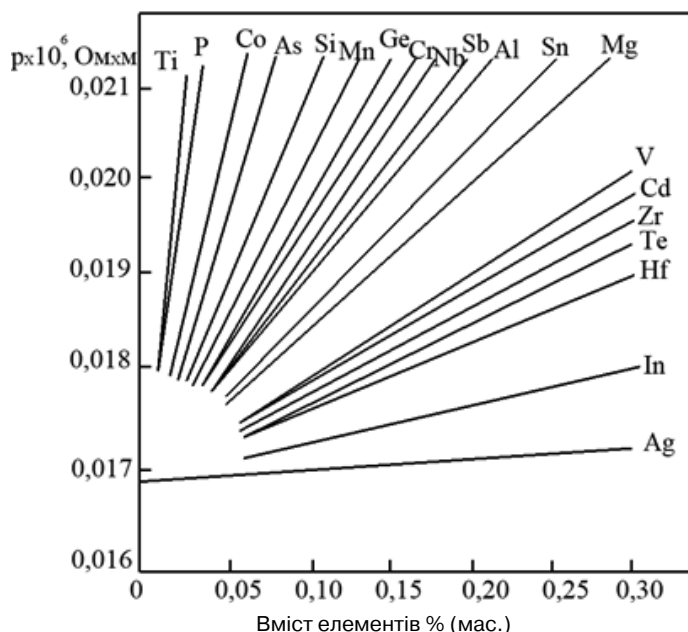


Рис. 1. Вплив домішок і легуючих елементів на електричний опір міді [3]

Найдоцільнішим є зміцнення міді за рахунок дисперсійного твердіння, причому легуючі елементи повинні утворювати стабільні сполуки до температур експлуатації. Використання сплавів систем монотектичного типу також дозволяє отримувати дисперснозміцнені сплави, які здатні на достатньому рівні зберігати механічні та електро-й теплопровідні властивості в умовах високих температур. Їхня структура являє собою мідну матрицю, зміцнену дисперсними включеннями, що формуються безпосередньо в розплаві при кристалізації. Це дозволяє характеризувати їх як литі in-situ композити [6, 7].

На даний момент сплави цього типу виготовляють переважно методами порошкової металургії з огляду на їхню простоту та надійність, проте собівартість таких виробів є високою. Їх виготовлення ливарними методами може дозволити отримувати матеріал зі значно меншою вартістю та за простішим технологічним ланцюгом.

Серед ливарних технологій найдоцільнішою можна вважати вакуумну електронно-променеву ливарну технологію. Вона має незалежне концентроване джерело нагріву, що дозволяє розплавляти тугоплавкі елементи, а також дає можливість здійснювати електромагнітне перемішування розплаву. Такий спосіб дозволяє суттєво перегрівати

розплав, у тому числі до зони гомогенності у випадку монотектичних систем, до яких належать  $\text{Cu}-\text{V}$ ,  $\text{Cu}-\text{Cr}$ ,  $\text{Cu}-\text{Fe}-\text{C}$  та ін.

У роботі було проведено експерименти з одержання зразків сплавів системи  $\text{Cu}-\text{V}$ , виплавлених і залитих в умовах електронно-променевої ливарної технології. Як шихтові матеріали використано відходи електротехнічної міді та ванадієву стружку.

Плавлення проводили в електронно-променевій ливарній установці ЕПЛУ-4. Шихту розміщали в графітовому тиглі, розміщеному всередині мідного секційного плавильно-заливочного тигля, оснащеного системою електромагнітного перемішування.

У процесі приготування розплаву в першу чергу розплавляли ванадій, у процесі чого оплавлялася мідь. Після повного розплавлення всієї шихти відбувалося електромагнітне перемішування рідкометалевої ванни. На початку перемішування ванадій, за рахунок меншої густини, спливав на поверхню ванни розплаву і потрапляв у підпроменеву зону. За рахунок перемішування та безперервного електронно-променевого нагрівання зростала температура розплаву, і об'єми ванадію поступово й рівномірно замішувались в нього. Заливку металу проводили при температурі  $\sim 1200\text{--}1300\text{ }^{\circ}\text{C}$  у сталевий кокіл діаметром 32 мм та висотою 350 мм [8]. Вміст ванадію в зразках різних сплавів складав 0,5–2 % мас.

На рис. 2 зображено діаграму стану системи мідь-ванадій, на якій виділено зону досліджень даної системи та кристалізації розплаву в різних дослідях.

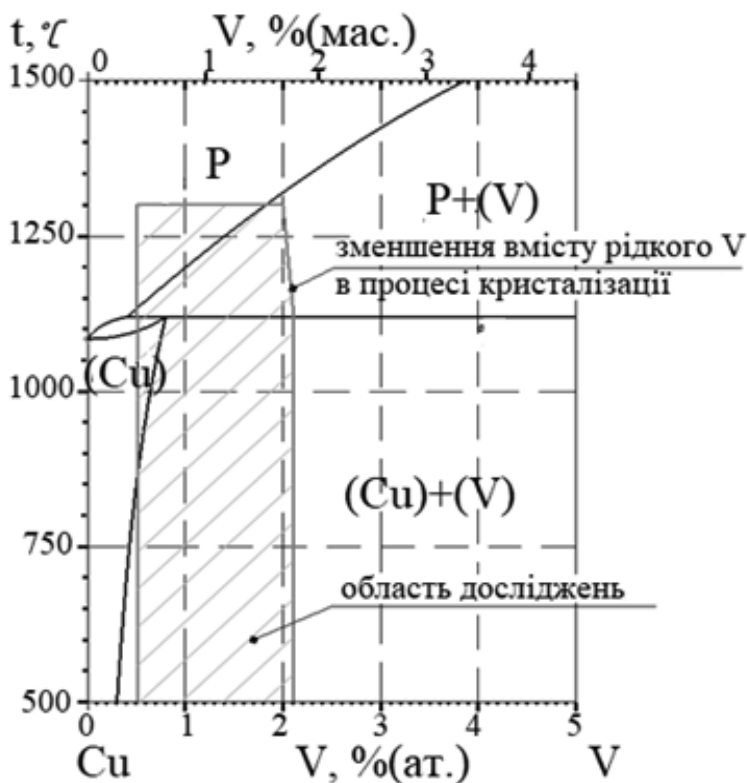


Рис. 2. Діаграма стану подвійної системи  $\text{Cu}-\text{V}$  [9, 10]

Одержані виливки різного хімічного складу розпилювали по висоті, шліфували, полірували, травили водним розчином хлористого заліза та досліджували розподіл ванадієвих включень. Приклад одержаних зразків показано на рис. 3.

На рис. 3, а в розрізі показано виливок, у якому намагалися одержати 2 % мас. ванадію. Темним ділянкам відповідає скупчення часток ванадію, розподіл яких має нерівномірний хвилястий характер. Середній вміст ванадію складає 1,6 % мас. При цьому на зовнішній частині виливка та в усадковій зоні присутні плівкові ванадієві

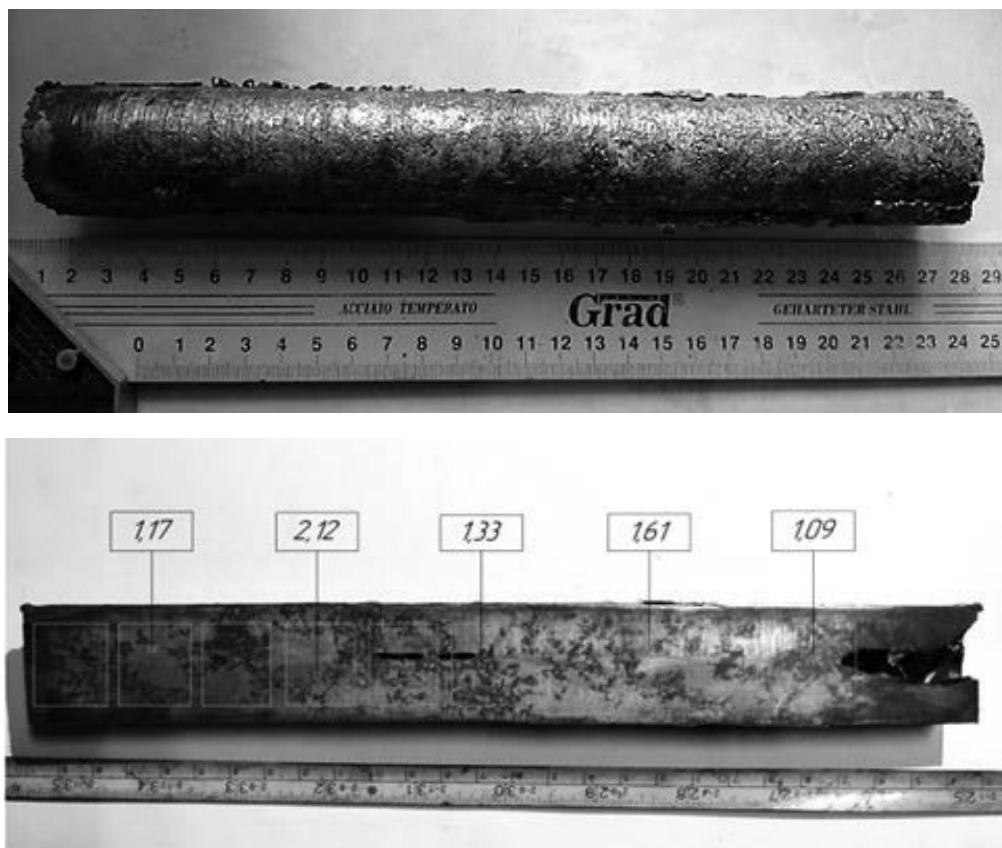


Рис. 3. Отримані експериментальні зразки сплавів системи Cu–V: а — вмістом ванадію 2 % мас.; б — вмістом ванадію 1,5 % мас.; в — вмістом ванадію до 0,5 % мас.; г — розподіл ванадієвих включень уздовж осевого перерізу зразка композита із вмістом ванадію 1 % мас.

поверхні. Така картина вказує на нерівномірний розподіл ванадію та надмірний розвиток процесів оберненої седиментації й коалесценції, що не відповідає вимогам, висунутим до таких сплавів.

Для вирішення цієї задачі варто проводити моделювання процесів, за якими відбувається переміщення частинок ванадію до початку кристалізації сплаву та впродовж всього часу можливого руху ванадію. Така задача передбачає розрахунок температурних полів, їх зміни в часі, а також оцінки конвективних потоків розплаву при заливці у форму разом з оцінкою процесу кристалізації.

На практиці потік крапель в рідині практично завжди відбувається в турбулентному режимі, однак за умови дуже малого (із середнім діаметром менше  $10^{-7}$  м) розміру таких крапель, їх рух вважають ламінарним [12].

У системах емульсійного типу, до яких можна віднести сплави системи Cu–V, в об'ємі розплаву перебуває одночасно дуже велика кількість дисперсних включень, тому точне описання руху фаз такої системи на рівні окремих дисперсних включень неможливе через їх велику кількість, а отже, математичний опис виконується за допомогою усереднених величин.

Загалом рух частинок і крапель у потоці може визначатись, окрім основних сил, що описуються рівняннями Нав'є-Стокса, також силами Магнуса-Жуковського, Стеффмена, Буссінеска, Басе, Тейлора, Мещерського, Коріоліса та ін. [13]. Проблема їх опису полягає в тому, щоб із числа діючих сил обрати ті, вплив яких в умовах поставленої задачі мав би вирішальне значення. Вплив частини перерахованих сил може бути значною мірою врахований коефіцієнтом гідравлічного опору.

Точне розв'язання задачі про вільний рух частинки в рідині отримав Габріель Стокс на прикладі окремого випадку руху кулі дуже малого розміру з малою швидкістю:

$$F_S = 3\pi\mu_c dU_{\text{відн}} \quad (1)$$

де  $\mu_c$  — в'язкість розплаву, Па·с;  $d$  — діаметр частинки, м;  $U_{\text{відн}}$  — відносна швидкість руху частинки, м/с.

Закон Стокса (1) визначає силу опору, що її набуває частинка при переміщенні в рідині. Це рівняння не враховує впливу інерційних сил на частинки, тому воно справедливе тільки для часток незмінно малого розміру, на яких як опір діють тільки сили в'язкості.

Припустивши, що сила тяжіння врівноважує сили опору, які діють на частинку, відповідно до закону Стокса, можна припустити такий розрахунок швидкості спливання сферичної частинки (краплі) в рідині:

$$U_{\text{відн}} = \sqrt{\frac{4}{3} \frac{(\rho_{\text{рід}} - \rho_{\text{ч}})}{\rho_{\text{рід}}} g \frac{d}{\xi}} \quad (2)$$

де  $\rho_{\text{рід}}$  — густина міді, кг/м<sup>3</sup>;  $\rho_{\text{ч}}$  — густина ванадію, кг/м<sup>3</sup>;  $\xi$  — коефіцієнт опору.

Коефіцієнт опору залежить від числа Рейнольдса. Як показали експериментальні дослідження, ця залежність при  $Re < 1$  підлягає лінійному закону опору.

Для досить точного коефіцієнту опору краплі при малих значеннях числа Рейнольдса вчені Тейлор і Акрівос отримали таке визначення:

$$\xi = \frac{8}{Re} \left[ \frac{3\mu^* + 2}{\mu^* + 1} + \frac{Re}{16} \left( \frac{3\mu^* + 2}{\mu^* + 1} \right) + \frac{1}{40} \left( \frac{3\mu^* + 2}{\mu^* + 1} \right) \left( \frac{Re}{2} \right)^2 \ln \left( \frac{Re}{2} \right) \right] \quad (3)$$

де  $\mu^* = \frac{\mu_{\text{ч}}}{\mu_{\text{с}}}$  — відношення динамічних в'язкостей ванадію та міді в рідкому стані.

Враховуючи малий розмір частинок ванадію ( $Re < 1$ ) та виходячи з формул (1–3) і значень числа Рейнольдса, швидкість їх спливання можна приблизно визначити як:

$$U_{\text{відн}} = \frac{1}{18} \frac{\rho_{\text{рід}} - \rho_{\text{ч}}}{\mu_{\text{с}}} g d^2 \quad (4)$$

На рис. 4 показано графіки залежності густини металу від його температури для міді та ванадію [14], а на рис. 5 дані щодо динамічних в'язкостей цих металів [15]. Наведені значення необхідні для визначення умовної швидкості часток ванадію в розплаві.

Після електромагнітного перемішування розплаву ми вважаємо що краплі ванадію розподілені доволі рівномірно. Здатність дисперсної системи зберігати рівномірний розподіл часток по об'єму називається седиментаційною стійкістю системи.

Седиментаційна стійкість дисперсних систем визначається в першу чергу розмірами частинок дисперсної фази. Чим частинки менші — тим повільніше вони спливатимуть. У нашому випадку частинки в середньому є мікроскопічними за розмірами ( $10^{-5} \dots 10^{-7}$  м) та доволі стійкими.

Слід зауважити, що дана система, за умови повільного охолодження, помітно розшаровуватиметься, оскільки частки ванадію поєднуюватимуться в скупчення (коалесценція) та спливатимуть. Теоретично це пояснюється порушенням монотонності в зміні енергії Гіббса в зоні розплаву, при якій все ж зберігається рівновага.

У літературі [16] наведено як умовно враховують фактор коалесценції при визначенні швидкості спливання часток дисперсної фази. При русі часток в обмеженому об'ємі, коли вони поєднуються в скупчення через значну їх концентрацію в певному мікрооб'ємі, швидкість спливання буде меншою швидкості вільного руху в раз:

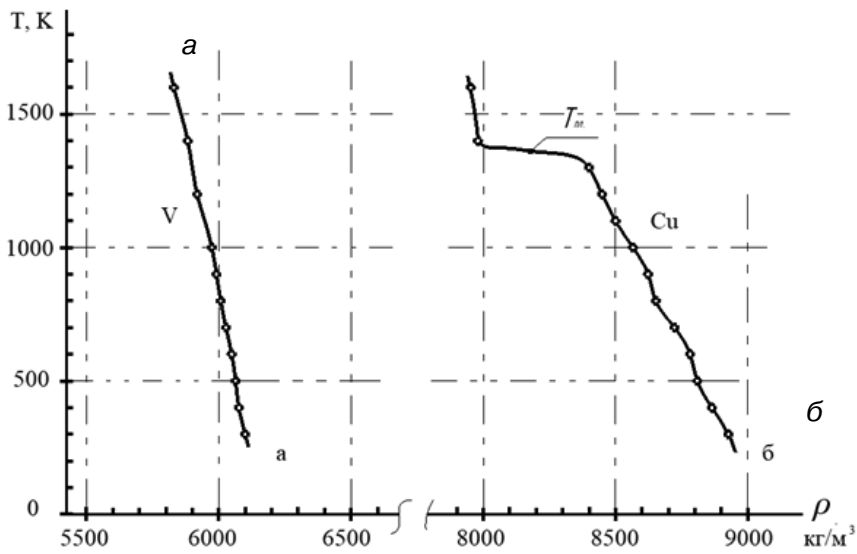
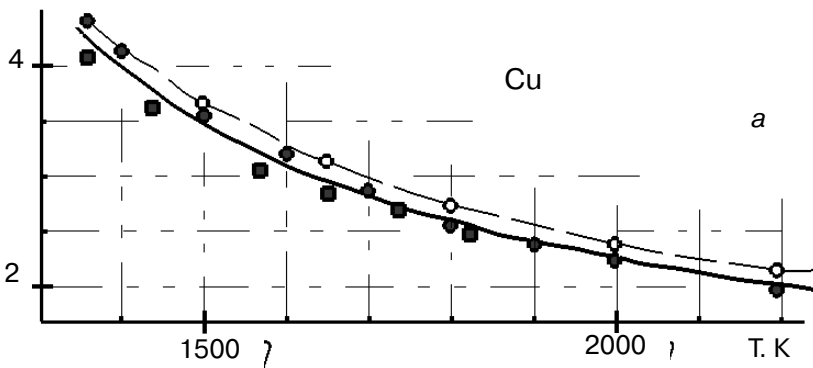


Рис. 4. Графіки залежності густини від температури: а — для ванадію; б — для міді

$\mu$ , мПа·С



$\mu$ , мПа·С

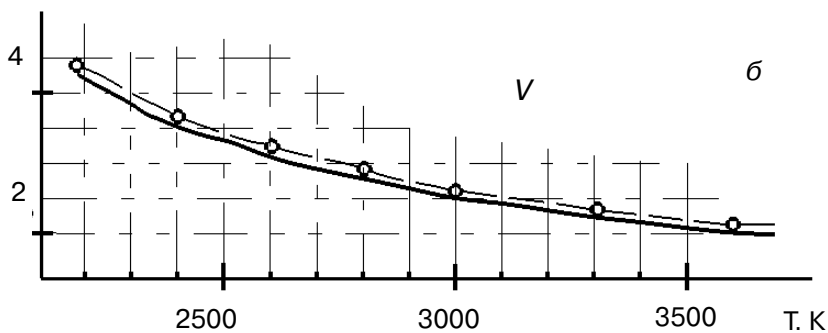


Рис. 5. Залежність динамічної в'язкості від температури: а — для міді; б — для ванадію

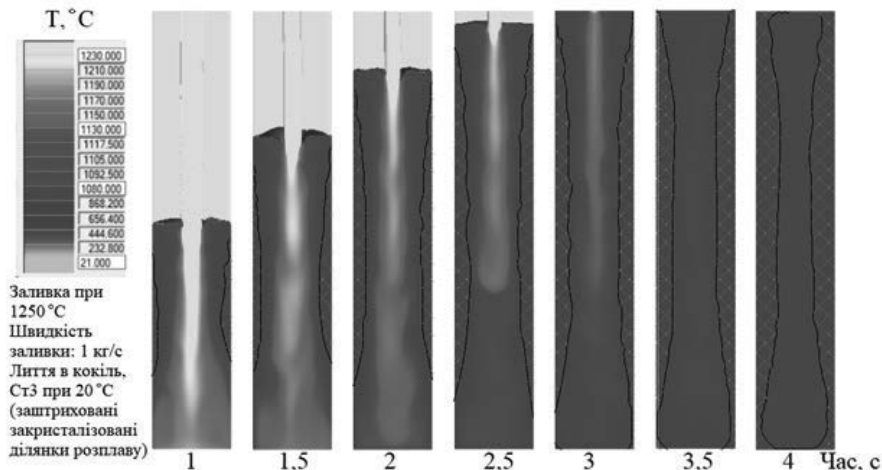
$$k = \sqrt{20,25 C^2 + (1 - C)^3 - 4,5 C} \quad (5)$$

де  $C$  — об'ємна концентрація дисперсної фази в системі.

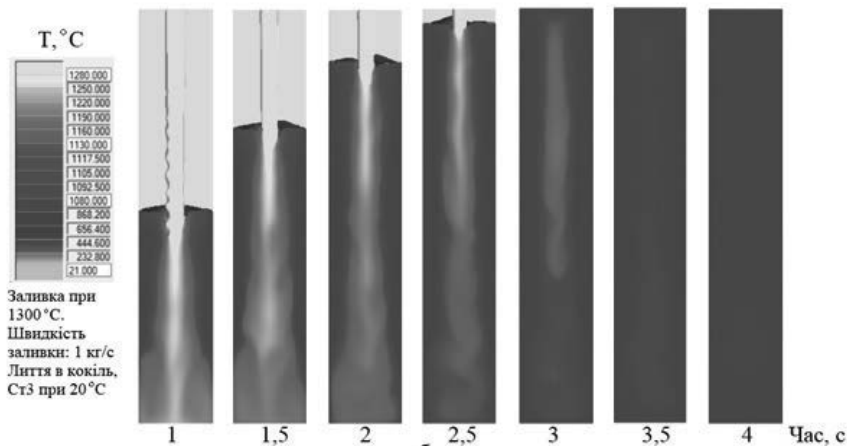
Швидкість реальних частинок завжди менша швидкості частинок, які мають форму правильної кулі, що також позитивно впливає на подальший їх розподіл (через те що швидкість спливання буде меншою).

Однак розрахована таким чином (2–4) швидкість руху часток ванадію за рахунок седиментації становить лише  $7 \dots 30 \cdot 10^{-12}$  м/с. Що, у свою чергу, доводить що звичайний рух часток за рахунок седиментації практично не впливатиме на систему. Переміщенню частинок за рахунок седиментації протирічать будь-які дії на систему, які спричиняли б виникнення конвекційних потоків — передусім локальна зміна температури. Враховуючи фактори температури можна зробити висновок, що найвпливовішою силою на частинки ванадію буде саме перенесення часток за рахунок вільної конвекції [17].

На рис. 6 показано модель розподілу температури в одержаному виливку протягом заливання розплаву у форму. Помітно, що виливок охолоджується нерівномірно, що призводитиме до виникнення конвективних потоків переміщення розплаву після заливки.



а



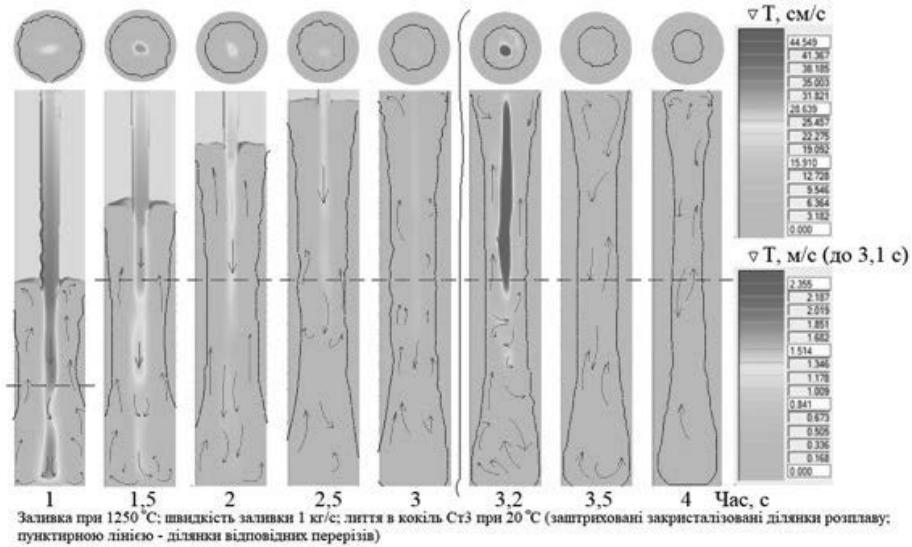
б

Рис. 6. Розподіл температури сплаву протягом 4 с тривалості заливки у форму: а — температура розплаву 1250 °C; б — температура розплаву 1300 °C

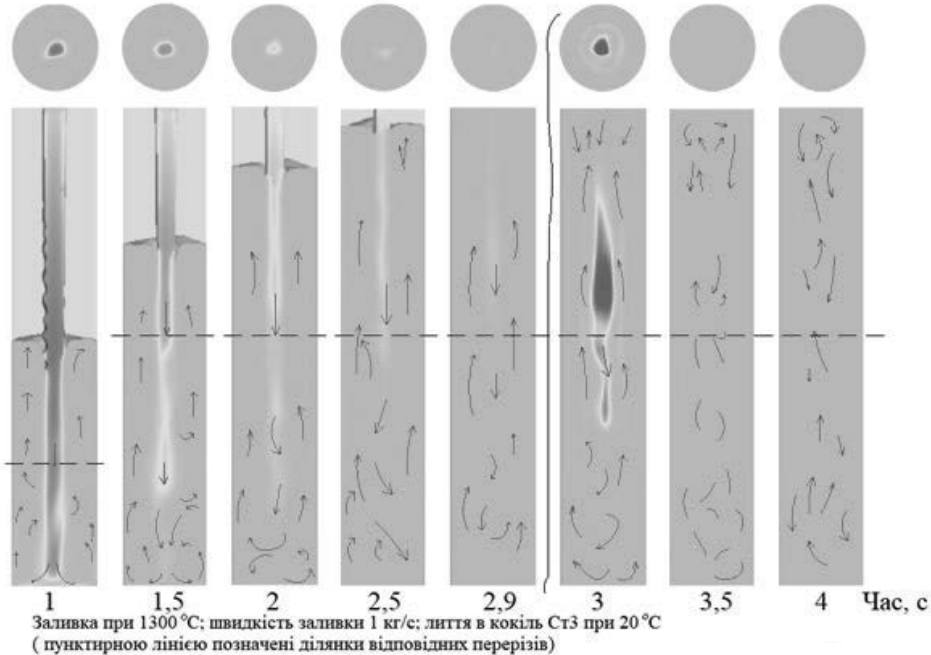
## Нові литі матеріали

Далі було змодельовано швидкість конвективних потоків розплаву у формі, що відіграє ключову роль в перенесенні частинок ванадію. Дані показано на рис. 7.

Оскільки ми вважаємо, що при заливці розподіл частинок дисперсної фази був відносно рівномірним, на основі даних щодо швидкості конвективних потоків, температурного поля та поля кристалізації можна теоретично розрахувати швидкість руху частинок ванадію в цьому розплаві. При заливці частинки ванадію рухатимуться одночасно з конвективним потоком.



а



а

Рис. 7. Швидкість руху конвективних потоків розплаву протягом 4 с тривалості заливки у форму: а — температура розплаву 1250 °C; б — температура розплаву 1300 °C (стрілками показаний основний напрямок руху потоку)

У подальшому на частку ванадію впливатимуть сили тертя, а в даному конкретному випадку — сила Стокса (1). На вміст рідкого ванадію у виливку, що кристалізується, значною мірою впливають форма цих частинок та вміст в конкретному мікрооб'ємі, що відображається в їхній схильності до коагуляції. Моделювання зон переходу тверда-рідка фаза охолодження виливка при різних температурах заливки показано на рисунках нижче (рис. 8). Порівнюючи рис. 8а та 8б, можна помітити значний вплив температурних полів на зони рідкої фази в цих моделях. Розглянемо детальніше теоретичні особливості формування певних зон твердих фаз у виливках залежно від зазначених вище факторів.

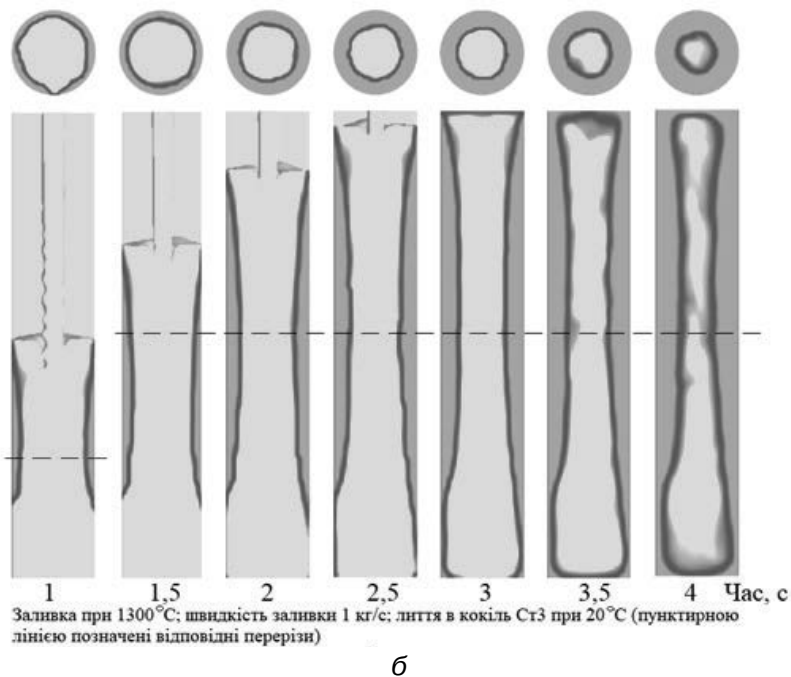
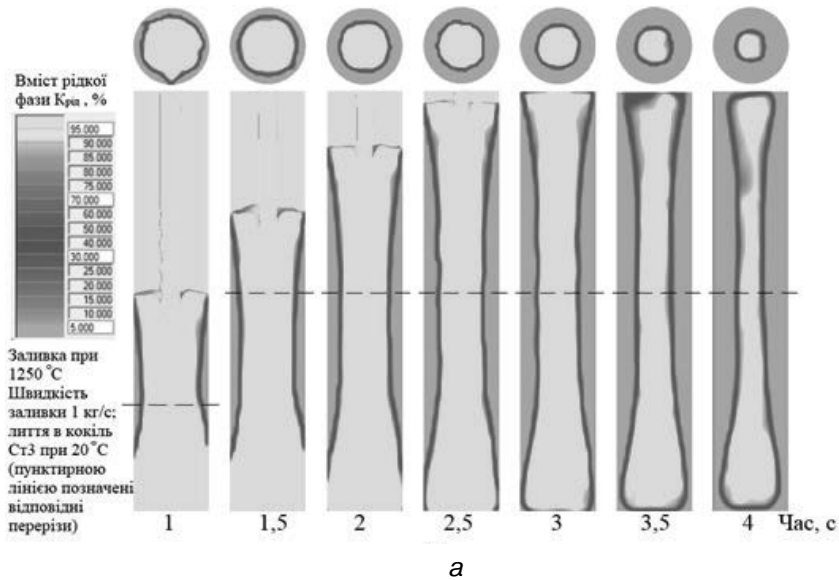


Рис. 8. Вміст рідкої фази на різних етапах кристалізації розплаву після заливки у форму: а — температура розплаву 1250 °C; б — температура розплаву 1300 °C

Відносну швидкість переміщення включень ванадію в конкретному мікрооб'ємі можна визначити як:

$$U_{\text{відн}}^i = \nabla T^i \cdot (1 - 3\pi \eta_{Cu}^i d) K_{\text{коаг}}^i K_{\text{рід}}^i K_{\text{ф}} \quad (7)$$

де  $\nabla T^i$  — швидкість зміни температури в даному мікрооб'ємі (рис. 8), м/с;  $\eta_{Cu}^i$  — динамічна в'язкість міді при даній температурі, Па·с;  $K_{\text{рід}}^i$  — коефіцієнт врахування відносного об'єму рідкої фази в даному мікрооб'ємі;  $K_{\text{ф}}$  — коефіцієнт, що враховує форму частинок, відмінних від кулястої  $K_{\text{ф}} \approx 0,9$ ;  $K_{\text{коаг}}^i$  — коефіцієнт врахування коагуляції часток, який розраховують за формулою (5), підставляючи умовне значення об'ємної концентрації дисперсної фази в системі, розраховане за формулою:

$$C^i \approx a \cdot d V_{\text{р.заг}}^i \quad (8)$$

де  $V_{\text{р.заг}}^i$  — вміст рідкої фази у формі в певний момент часу, %;  $a$  і  $b$  — коефіцієнти показникової функції, що розраховуються як

$$b = \exp \frac{n \sum_i^n x_i \ln y_i - \sum_i^n x_i \cdot \sum_i^n \ln y_i}{n \sum_i^n x_i^2 - \left( \sum_i^n x_i \right)^2} \quad (9)$$

$$a = \exp \left( \frac{1}{n} \sum_i^n \ln y_i - \frac{\ln b}{n} \sum_i^n x_i \right) \quad (10)$$

значення та показникової функції підбираються залежно від значень концентрації ванадію в шихтових матеріалах (рис. 9).

Середній діаметр частинки вважатимемо більшим за зазначений вище діаметр у

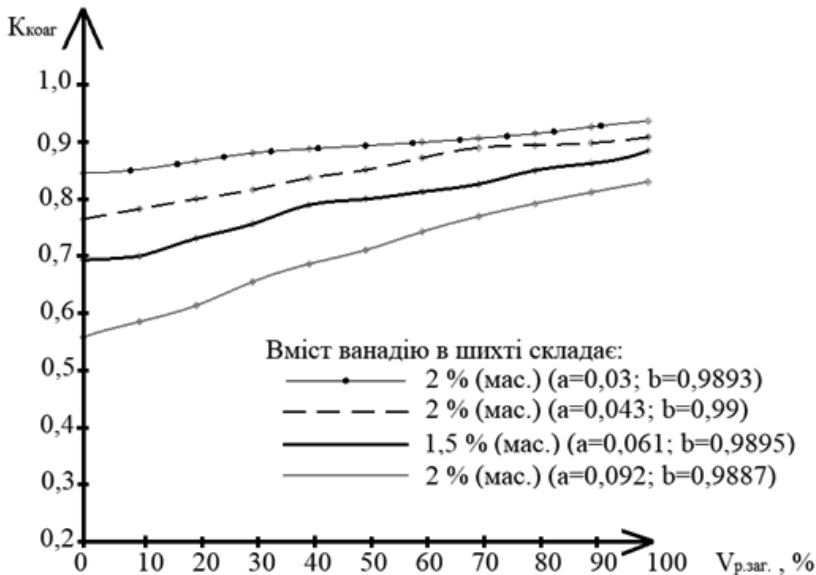


Рис. 9. Залежність коефіцієнту врахування коагуляції часток від вмісту рідкої фази в системі при різному вмісту ванадію

зв'язку з налипанням часток міді (у тому числі для подальшої кристалізації у вигляді Янус-часток), він становитиме близько  $0,3...0,4 \cdot 10^{-6}$  м.

Проаналізувавши сказане вище, можна зробити висновок, що розподіл часток ванадію повністю залежить від швидкості конвективних потоків у розплаві, їхнього напрямку та швидкості кристалізації. Значеннями інших параметрів можна нехтувати у зв'язку з їх малим впливом на охолодження виливка. Конвективні потоки за умови заливки по центру в циліндричних виливках приводять до руху частинок до моменту їх твердіння спіральною траєкторією відносно осі виливка зі зміною напрямку залежно від конкретних температурних полів. Такий конвективний рух повинен забезпечити відносно рівномірний розподіл включень за умови їх рівномірного розподілу в самому розплаві при заливці. При цьому швидкість кристалізації має першочергове значення, оскільки при тривалому охолодженні спіральні конвективні потоки заміщуються позовжніми вертикальними потоками вздовж осевого центру виливка, як у полі з найвищою температурою.

Як теоретичне, такі комп'ютерне моделювання, а також серія експериментальних плавок показали, що для збереження більш рівномірного розподілу дисперсних часток варто використовувати порівняно незначну кількість ванадію, близько 0,5 % мас., охолоджувати розплав із максимальною швидкістю та максимально швидко заливати в кокіль, намагаючись досягнути рівномірної його кристалізації по всьому його перерізу.

### Список літератури

- 1 Dimitrijevic S. Design of anti-tarnish sterling silver Ag–Cu–Zn alloy and investigation of silicon addition influence on mechanical and corrosion characteristics / S. Dimitrijevic, V. Parezanin, Z. Camberovic et al. *Chemical Industry & Chemical Engineering Quarterly*. 2018. № 24 (3). pp. 53–58. DOI: 10.2298/CICEQ170660038D.
- 2 Metal Prices [Електронний ресурс]. 2021. URL: <https://www.dailymetalprice.com/3>. Xinghai Sh., Y.L. Research on the preparation method, microstructure and performance of hard silver plated/Cu–Cr0.6–Zr0.02 alloy contact. *Materials Research Express*. 2021. № 8. DOI: 10.1088/2053-1591/abe254.
- 3 Xinghai Sh., Y. Qianqian Y., L. Yuan L. et al. Research on the preparation method, microstructure and performance of hard silver plated/Cu–Cr0.6–Zr0.02 alloy contact. *Materials Research Express*. 2021. № 8. DOI: 10.1088/2053-1591/abe254.
- 4 Korneva A. B.A. Dissolution of Ag Precipitates in the Cu–8wt.%Ag Alloy Deformed by High Pressure Torsion. *Materials*. 2019. № 12(3). DOI: 10.3390/ma12030447.
- 5 Ліхачський Р. Ф., Ліхачський І. Ф. Отримання сплавів системи Cu–Cr–Zr в умовах електронно-променевої ливарної технології. *Нові технології і матеріали в машинобудуванні: VIII наук.-практ. конф. молодих учених, ФТІМС НАН України, Київ, 3–6 вер. 2020. С. 24–25.*
- 6 Христенко В.В., М.А.Б.А. Влияние состава упрочняющей добавки на растворимость хрома и железа в «медной» фазе монотектических расплавов Cu–(Fe–Cr–C). *Процеси лиття*. 2010. № 6. С. 53–58.
- 7 Кириевский Б.А., В.В.Л.М. Литые дисперсноупрочненные медные сплавы на основе монотектических систем. *Металлургия машиностроения*. 2008. № 4. С. 20–24.
- 8 Ліхачський Р.Ф., Ворон М.М. Одержання сплавів системи Cu–V електронно-променевою плавкою. *Нові технології і матеріали в машинобудуванні: VIII наук.-практ. конф. молодих учених, ФТІМС НАН України, Київ, 3–6 вер. 2020. С. 21–23.*
- 9 Okamoto H., Schlesinger M.E., Mueller E.M. Alloy phase diagrams. ASM International, 2016. p. 800.
- 10 Turchanin M. A. Phase equilibria and thermodynamics of binary copper systems with 3d-metals. II. The copper-vanadium system. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2006. № 5–6(45). pp. 272–278. DOI: 10.1007/s1106-006-0075-0.

- 11 Кириевский Б. А., Л. Н. Особенности структурообразования сплавов системы Cu-(Ni-Si)-(Cr-Fe-C). *Процессы литья*. 2010. № 1. С. 66–71.
- 12 Milne-Thomson L. M. *Theoretical Hydrodynamics*: 4th ed. Macmillan Company, 2010. p. 686.
- 13 Аристов С.Н., Е.Ю.Л.Ф. Нестационарная конвекция Бенара-Марангони слоистых течений вязкой несжимаемой жидкости. *Теоретические основы химической технологии*. 2016. № 2 (50). С. 137–146. DOI: 10.7868/S0040357116020019.
- 14 Зиновьев В.Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах: справочник. Москва: Металлургия, 1989. 384с.
- 15 Iida T., R. M.N. Accurate predictions for the viscosities of several liquid transition metals, plus barium and strontium. *Metal. Mater. Trans. B*. 2006. №37. P. 403–412. DOI: 10.1007/s11663-006-0025-8.
- 16 Колосов А. Ю. Моделирование процессов коалесценции и спекания в моно- и биметаллических наносистемах: дис. канд. физ.-мат. наук : 01.04.07. Тверь, 2020. 200 с.
- 17 Galenko P. K., D. A. Local nonequilibrium effect on rapid dendritic growth in a binary alloy melt. *Physics Letters*. 1997. № 235. pp. 271–280. DOI: 10.1016/S0375-9601(97)00562-8.

Надійшла 25.07.2023

## References

- 1 Dimitrijevic, S., Parezanin, V. and Camberovic, Z., 2018. Design of anti-tarnish sterling silver Ag–Cu–Zn alloy and investigation of silicon addition influence on mechanical and corrosion characteristics. *Chemical Industry & Chemical Engineering Quarterly*, vol. 3, no. 24, pp. 53–58. doi: 10.2298/CICEQ170660038D.
- 2 *Metal Prices*. Available at <<https://www.dailymetalprice.com/>> (2021).
- 3 Xinghai, Sh., 2021. Research on the preparation method, microstructure and performance of hard silver plated/Cu-Cr0.6-Zr0.02 alloy contact. *Materials Research Express*, no. 8. doi: 10.1088/2053-1591/abe254.
- 4 Korneva, A., Straumal, B. and Kilmametov, A. et al., 2019. Dissolution of Ag Precipitates in the Cu–8wt.%Ag Alloy Deformed by High Pressure Torsion. *Materials*, vol. 3, no. 12. doi: 10.3390/ma12030447.
- 5 Likhatskyi, R. F. and Likhatskyi, I. F., 2020. Otrymannia splaviv systemy Cu-Cr-Zr v umovakh elektronno-promenevoi lyvarnoi tekhnologii (The rejection of alloys in the Cu-Cr-Zr system in the minds of electronic exchange technology). In: Kyiv, PTIMA NAS of Ukraine, *New technologies and materials in mechanical engineering*, Proceedings of the 8th All-Ukrainian Scientific and Practical Conference, Kyiv, September 3–6. 2020, pp. 21–23 [in Ukrainian].
- 6 Hristenko, V. V., Rudenko, M. A. and Kirievskij, B. A., 2010. Vlijanie sostava uprochnjajushhej dobavki na rastvorimost' hroma i zheleza v mednoj faze monoteknicheskikh rasplavov Cu-[Fe-Cr-C] (Influence of the composition of the strengthening additive on the solubility of chromium and iron in the copper phase of monotectic melts Cu-[Fe-Cr-C]). *Processy lit'ja*, no. 6, pp. 53–58 [in Russian].
- 7 Kirievskij, B. A., Hristenko, V. V. and Trubachenko, L. M., 2008. Lite dispersnouprochnennye mednye splavy na osnove monoteknicheskikh sistem (Cast dispersion-strengthened copper alloys based on monotectic systems). *Metallurgija mashinostroenija*, no. 4, pp. 20–24 [in Russian].
- 8 Likhatskyi, R. F. and Voron, M. M., 2020. Oderzhannia splaviv systemy Cu-V elektronno-promenevoi plavkoii (The maintenance of alloys in the Cu-V system by electronic exchange fusion). In: Kyiv, PTIMA NAS of Ukraine, *New technologies and materials in mechanical engineering*, Proceedings of the 8th All-Ukrainian Scientific and Practical Conference, Kyiv, September 3-6. 2020, pp. 24–25 [in Ukrainian].
- 9 Okamoto, H., 2016. *Alloy phase diagrams*. ASM International, p. 800.

- 10 Turchanin, M. A., 2006. Phase equilibria and thermodynamics of binary copper systems with 3d-metals. 2th. copper-vanadium system. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, vol. 45, no. 5-6, pp. 272-278. doi: 10.1007/s11106-006-0075-0.
- 11 Kirievskij, B. A. and Trubachenko, L. N., 2010. Osobennosti strukturoobrazovaniya splavov sistemy Cu-[Ni-Si]-[Cr-Fe-C] (Features of structure formation of alloys of the Cu-[Ni-Si]-[Cr-Fe-C] system). *Processy lit'ja*, no. 1, pp. 66–71 [in Russian].
- 12 Milne-Thomson, L. M., 2010. *Theoretical Hydrodynamics*: 4th ed. Macmillan Company, p. 686.
- 13 Aristov, S.N., Prosvirjakov, E. Ju., Spevak, L. F., 2016. Nestacionarnaja konvekciya Benara-Marangoni sloistyh techenij vjazkoj neszhimaemoj zhidkosti (Unsteady Benard-Marangoni convection of layered viscous incompressible fluid flows). *Teoreticheskie osnovy himicheskoy tehnologii*, vol. 50, no. 2, pp. 137-146. doi: 10.7868/S0040357116020019 [in Russian].
- 14 Zinov'ev, V.E., 1989. *Teplofizicheskie svoystva metallov pri vysokih temperaturah: spravochnik* (Thermophysical properties of metals at high temperatures: a handbook). Moscow: Metallurgy, 384 p. [in Russian].
- 15 Iida, T., Guthrie, R., Isac, M. and Tripathi, N., 2006. Accurate predictions for the viscosities of several liquid transition metals, plus barium and strontium. *Metal. Mater. Trans. B.*, no. 37, pp. 403–412. doi: 10.1007/s11663-006-0025-8.
- 16 Kolosov, A. Ju., 2020. *Modeling the processes of coalescence and sintering in mono- and bimetallic nanosystems*. Ph.D. Thesis. Tver, p. 200. [in Russian].
- 17 Galenko, P.K. and Danilov, D.A., 1997. Local nonequilibrium effect on rapid dendritic growth in a binary alloy melt. *Physics Letters*, no. 235, pp. 271–280. doi: 10.1016/S0375-9601(97)00562-8.

Received 25.07.2023

**R.F. Likhatskyi**, *Postgraduate, Leading eng.*; e-mail: richardlihatskyi@gmail.com; ORCID 0000-0001-8277-5122

**M.M. Voron**, *PhD (Engin.), Deputy Head of Department*; e-mail: mihail.voron@gmail.com; ORCID 0000-0002-0804-9496

**Ye.O. Matviets**, *Senior Eng.*; e-mail: eo.matviets@gmail.com; ORCID 0009-0005-5521-2056

**V.V. Perekhoda**, e-mail: perekhoda3004@gmail.com; ORCID 0009-0005-2679-2039

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

### FACTORS INFLUENCING ON A DISTRIBUTION OF VANADIUM PARTICLES IN Cu–V CAST COMPOSITES, OBTAINED BY OF THE ELECTRON-BEAM CASTING TECHNOLOGY

*In recent years, the world has raised interest in production of structural and functional materials with increased operational properties. In particular, an important technological direction is the creation of cast composite materials. An example of this is vanadium-hardened copper. Such a composite has almost the same electrical conductivity as pure copper, but is characterized by much higher strength and creep resistance. At the same time, the production of such and similar materials is a complex technological problem, therefore electron-beam casting technology was chosen to solve it. This method ensures the best preparation of melts of the Cu-V system. However, their casting and subsequent crystallization require studies of technological parameters in order to ensure the smallest size and the most uniform distribution of reinforcing particles. Thus, using the methods of mathematical and computer modeling, the changes of studied system cast composites thermal state of castings was investigated, depending on the chemical composition and temperature of*

*the melt. The theoretical dependences of the vanadium particles distribution in copper castings during pouring and cooling were studied. It was found, that convective flows under the condition of filling in the center in cylindrical castings lead to the movement of particles until the moment of their solidification along a spiral trajectory relative to the axis of the casting with a change in direction, depending on the configuration of the temperature fields. The speed of crystallization is of primary importance, since during prolonged cooling, spiral convective flows are replaced by longitudinal vertical flows along the axial center of the casting, as in the field with the highest temperature. It was also investigated, that most uniform deposition of V particles may be obtained due to its low concentration around 0.5 wt. %.*

**Keywords:** Cu-V alloys, as-cast composites, electron beam casting technology, mathematical and computer modeling.