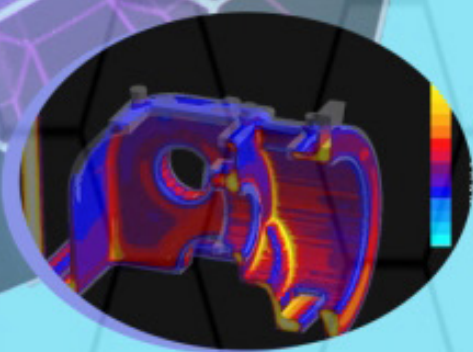
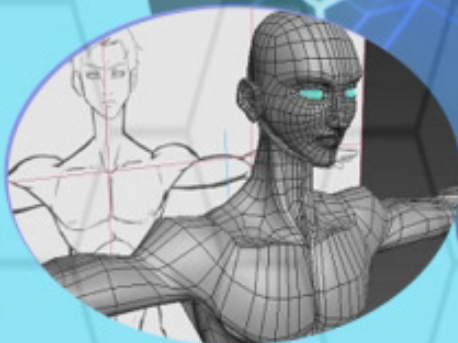
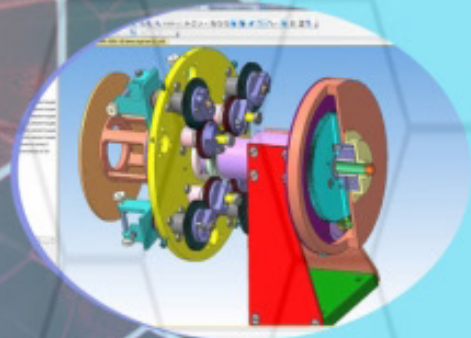
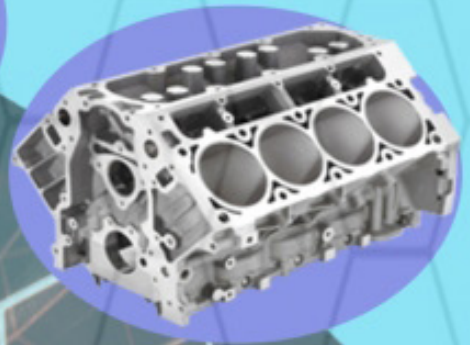


# НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ В МАШИНОБУДУВАННІ

2017

№2



## ЗМІСТ НОМЕРУ

### Нові матеріали для виготовлення форм і стрижнів

**Пивошук А.Р.**

Стрижневі суміші з ортофосфорною кислотою та неорганічними солями металів для виготовлення виливків із залізобуглецевих сплавів. . . . . 4

**Скирденко М.В., Кеуш Д.В., Лютий Р.В.**

Технологічні властивості стрижневих сумішей, які зміцнюються при взаємодії ортофосфорної кислоти з компонентами наповнювача. . . . . 9

### Сучасні технології виготовлення виливків із чавуну, сталі та кольорових металів

**Романець В.М., Федоров Г.Є.**

Підвищення спеціальних властивостей ливарних хромоалюмінієвих сталей мікролегуванням і модифікуванням. . . . . 13

**Затуловский А.С., Щерецкий В.А., Ивахненко М.О.**

Литые биметаллические втулки с износостойким композиционным слоем. . . . . 17

### Перспективні технології покращання якості литва легуванням, мікролегуванням та зовнішнім впливом на рідкий метал

**Пригунова А.Г., Петров С.С., Пригунов С.В, Дядюра А.С.**

Вплив обробки імпульсним електричним струмом у рідкому стані на структуру і властивості сплаву АК5М2. . . . . 20

**Лобода П.І., Гурія І.М., Солодкий Є.В., Смірнова Я.О.**

Дослідження взаємодії алюмінію з титановим композитом. . . . . 25

**Нурадинов А.С., Осадчий А.Г.**

Силовий вплив імпульсних методів оброблення на процес формування безперервно литих заготовок . . . . . 28

## РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

### Головний редактор

Ірина Миранівна Гурія, КПІ ім. Ігоря Сікорського, Україна

### Відповідальний редактор

Михайло Михайлович Ямшинський, КПІ ім. Ігоря Сікорського, Україна

### Заступник відповідального редактора

Анатолій Сергійович Кочешков, КПІ ім. Ігоря Сікорського, Україна

### Редакційна колегія

- Олег Йосипович Шинський, президент Асоціації ливарників України, Україна
- Анатолій Миколайович Фесенко, Донбаська державна машинобудівна академія, Україна
- Андрій Бурбелко, AGH University of Science and Technology, Польща
- Анатолій Михайлович Верховлюк, Фізико-технологічний інститут металів і сплавів Національної академії наук України, Україна
- Андрій Сергійович Затуловський, Фізико-технологічний інститут металів і сплавів Національної академії наук України, Україна
- Рюдригер Бер, завідувач кафедру ЛВ і ОМТ Університету ім. Отто фон Геріке, Німеччина
- Валентин Васильович Луньов, Запорізький національний технічний університет, Україна
- Валерій Євгенійович Хричків, Національна Металургійна академія України, Україна
- Григорій Єгорович Федоров, КПІ ім. Ігоря Сікорського, Україна
- Зоя Антонівна Дурягіна, Національний університет «Львівська політехніка», Україна
- Михайло Анатолійович Турчанін, Донбаська державна машинобудівна академія, Україна
- Микола Миколайович Федоров, Донбаська державна машинобудівна академія, Україна
- Максим Анатолійович Фесенко, КПІ ім. Ігоря Сікорського, Україна
- Олег Вікторович Акімов, Національний Технічний Університет «Харківський Політехнічний Інститут», Україна
- Ольга Іванівна Пономаренко, Національний Технічний Університет «Харківський Політехнічний Інститут», Україна
- Предраг Дашич, Вища технічна школа, Сербія
- Ростислав Володимирович Лютий, КПІ ім. Ігоря Сікорського, Україна
- Тетяна Володимирівна Лисенко, Одеський національний політехнічний університет, Україна

### Макетування, коригування, верстання

Ольга Вікторівна Козачко

При передрукуванні матеріалів посилання на журнал обов'язкове.

Думка редакції не завжди співпадає з думкою автора.

Відповідальність за достовірність представлених матеріалів несуть автори статей.



**ПИВОЩУК А. Р.**

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

## СТРИЖНЕВІ СУМІШІ З ОРТОФОСФОРНОЮ КИСЛОТОЮ ТА НЕОРГАНІЧНИМИ СОЛЯМИ МЕТАЛІВ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ІЗ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ

*E-mail: andriipivoschuk@gmail.com*

**АНОТАЦІЯ.** У роботі досліджено утворення зв'язувальних компонентів у системах ортофосфорної кислоти з неорганічними солями металів  $MgSO_4 \cdot 7H_2O$ ,  $MnSO_4 \cdot 5H_2O$ ,  $FeSO_4 \cdot 7H_2O$ ,  $CoSO_4 \cdot 7H_2O$ ,  $Al_2(SO_4)_3 \cdot 18H_2O$  у формі кристалогідратів. Експериментально встановлено, що усі вказані солі при нагріванні від 150 °С до 300 °С вступають у взаємодію з ортофосфорною кислотою, в результаті чого відбувається зміцнення цих систем.

Найкращі показники як зв'язувальні компоненти для стрижневих сумішей мають системи із сульфатами заліза та алюмінію. Для них встановлено оптимальне співвідношення компонентів, температуру зміцнення та необхідну кількість зв'язувального компонента для забезпечення максимальної міцності. Досліджено різні способи сумішопріготування і показано доцільність попереднього змішування неорганічних солі з ортофосфорною кислотою з отриманням розчину або сухої композиції.

**КЛЮЧОВІ СЛОВА:** неорганічні солі металів, сульфат заліза, сульфат алюмінію, ортофосфорна кислота, стрижнева суміш, зв'язувальна композиція, зв'язувальний розчин

Більшість сучасних технологій зміцнення стрижневих сумішей розроблено і розраховано на умови масового виробництва, у той час як розвиток ливарної галузі спрямовано в інший бік – створення або технічне переозброєння малих і середніх підприємств із індивідуальним або серійним характером виробництва. У таких умовах застосування провідних світових технологій, які успішно впроваджено на заводах великих автомобільних і машинобудівних концернів, значною мірою збільшує собівартість продукції, ставить підвищені вимоги до культури виробництва і якості формувальних матеріалів.

Саме тому для розвитку ливарного виробництва України необхідним є пошук технологій, адаптованих до вітчизняних ливарних цехів, базованих на використанні доступних і недефіцитних матеріалів, з мінімальними капіталовкладеннями. До таких процесів відноситься виготовлення стрижнів із сумішей, які зміцнюються при нагріванні – в умовах теплового сушіння або гарячого оснащення [1, 2]. Необхідна кількість устаткування є, але через відсутність ефективних сумішей воно не завантажене.

У роботі було досліджено суміші з неорганічними зв'язувальними системами, які складаються із солей металів  $MgSO_4 \cdot 7H_2O$ ,  $MnSO_4 \cdot 5H_2O$ ,  $FeSO_4 \cdot 7H_2O$ ,  $CoSO_4 \cdot 7H_2O$ ,  $Al_2(SO_4)_3 \cdot 18H_2O$  та ор-

тофосфорної кислоти. Попередньо відомо, що сульфати мають зв'язувальну здатність [3, 4], і це було підтверджено при проведенні першого експерименту. З останніх наукових розробок також відомі стрижневі суміші з фосфатами металів, які зміцнюються при нагріванні [5...8]. Взагалі високу зв'язувальну здатність мають майже усі фосфати [9], але в ливарному виробництві вони не знайшли застосування.

Для проведення дослідження були виготовлені стандартні зразки із сумішей, склад яких наведено в табл. 1. Зміцнення проводили протягом 1 год при температурі 200 °С. Міцність при стисканні (ГОСТ 23409.7–78) вимірювали на універсальній установці моделі УС-700.

Результати дослідження показано на рис. 1.

З отриманих результатів видно, що неорганічні солі металів після теплового сушіння забезпечують міцність, хоча і незначну. Це свідчить про те, що ці солі металів мають зв'язувальні властивості.

Незважаючи на те, що сульфати металів наділені власною зв'язувальною здатністю, введення їх у суміш разом з  $H_3PO_4$  дозволяє значно збільшити міцність. Цей ефект можна пояснити хімічною взаємодією солей з кислотою та утворенням нових зв'язувальних компонентів [10].

З метою встановлення цього факту були виготовлені стандартні циліндричні зразки із сумішей

Таблиця 1 – Склад сумішей із сульфатами металів

Компоненти сумішей				
1	2	3	4	5
MgSO <sub>4</sub> ·7H <sub>2</sub> O 3%	MnSO <sub>4</sub> ·5H <sub>2</sub> O 3%	FeSO <sub>4</sub> ·7H <sub>2</sub> O 3%	CoSO <sub>4</sub> ·7H <sub>2</sub> O 3%	Al <sub>2</sub> (SO <sub>4</sub> ) <sub>3</sub> ·18H <sub>2</sub> O 3%
Вода – 2%				
Річковий Дніпровський пісок на основі кварцу – решта				

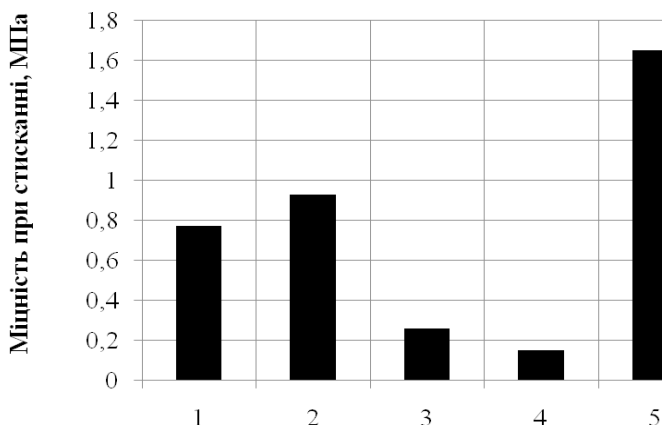


Рис. 1. Міцність зразків з неорганічними солями металів без ортофосфорної кислоти (склад сумішей за табл. 1)

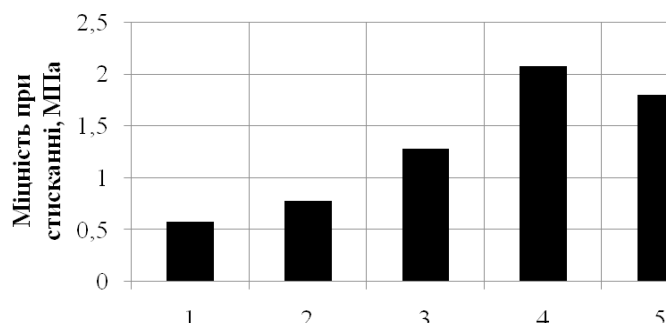


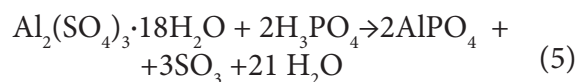
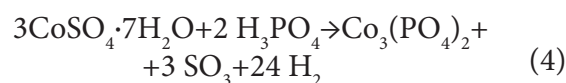
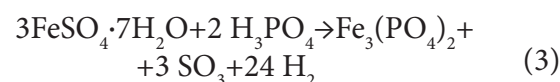
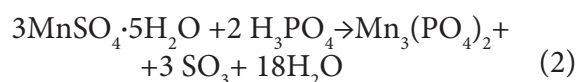
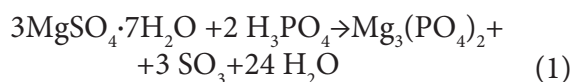
Рис. 2. Міцність зразків з неорганічними солями металів та ортофосфорною кислотою (склад сумішей за табл. 2)

зазначених у табл. 2. Зразки також зміцнювали при температурі 200 °С протягом 1 год.

Отримані результати наведено на рис.2.

Порівнюючи отримані результати, можна зробити висновок, що зв'язувальні властивості сульфатів металів менші, ніж компонентів, які утворюються при їх взаємодії з ортофосфорною кислотою.

При вказаній взаємодії можуть утворюватися фосфати трьох типів: x(PO<sub>4</sub>), x(HPO<sub>4</sub>), x(H<sub>2</sub>PO<sub>4</sub>). Але теоретична можливість здійснення реакцій з хімічної точки зору ще не гарантує їх реального проходження. Для перевірки необхідно розглянути термодинамічні передумови, зауваживши при цьому реальні температури взаємодії, а також точну хімічну природу реагентів [11...13]. Для зменшення загального обсягу інформації розрахунки здійснено виключно для реакцій з утворенням три заміщених фосфатів x(PO<sub>4</sub>). Графіки зміни вільної енергії наведено на рис. 3 (індекси на графіку відповідають номеру реакції).



Термодинамічний аналіз показав, що при нормальних умовах усі досліджені неорганічні солі не можуть взаємодіяти з ортофосфорною кислотою. Проте при 200 °С, ΔG знижується і для CoSO<sub>4</sub>·7H<sub>2</sub>O та Al<sub>2</sub>(SO<sub>4</sub>)<sub>3</sub>·18H<sub>2</sub>O стає від'ємною, це свідчить про можливість проходження реакцій з утворенням фосфатів. Взаємодія кислоти з MgSO<sub>4</sub>·7H<sub>2</sub>O стає можливою при незначному перегріванні понад 200 °С.

Під час приготування суміші необхідно забезпечити рівномірний розподіл компонентів (кислоти і неорганічної солі) між зернами наповнювача. Тільки рівномірний розподіл забезпечує повноцінну хімічну взаємодію в подальшому при нагріванні.

Таблиця 2 – Склад сумішей із сульфатами металів та ортофосфорною кислотою

Компоненти сумішей				
1	2	3	4	5
MgSO <sub>4</sub> ·7H <sub>2</sub> O 3%	MnSO <sub>4</sub> ·5H <sub>2</sub> O 3%	FeSO <sub>4</sub> ·7H <sub>2</sub> O 3%	CoSO <sub>4</sub> ·7H <sub>2</sub> O 3%	Al <sub>2</sub> (SO <sub>4</sub> ) <sub>3</sub> ·18H <sub>2</sub> O 3%
Ортофосфорна кислота – 3%				
Вода – 2%				
Кварцовий пісок – решта				

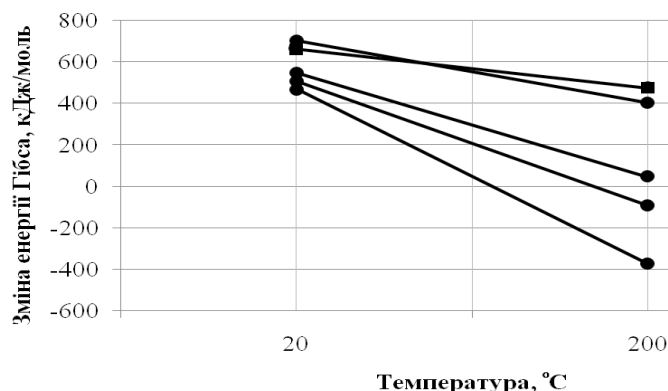


Рис. 3. Зміна енергії Гібса для реакцій взаємодії ортофосфорної кислоти із сульфатами металів

З метою більш якісного змішування основних реагентів (кислоти і неорганічних солей) провели порівняльні досліді, при яких для приготування суміші компоненти вводились окремо, у якості зв'язувальної композиції та зв'язувального розчину. Зміцнення проводили при температурах 150, 200, 250 та 300 °C.

При окремому введенні компонентів усі суміші містили по 3% ортофосфорної кислоти. Кількість неорганічних солей змінювали для отримання співвідношень солі до кислоти 1/2, 1/1, 2/1 та 3/1. Тобто кількість солей у суміші була 1,5%, 3%, 6% і 9%.

Для приготування зв'язувальної композиції змішували неорганічну сіль металу з ортофосфорною кислотою у співвідношеннях 1:1, 3:1, 5:1 та 7:1 відповідно. Витримували в печі при температурі 200 °C протягом 1 год. Після витримки наважки діставали з печі, охолоджували на повітрі і в разі наявності в них грудок або спечених конгломератів часток подрібнювали в лабораторній ступці. Отримані композиції просіювали через сито із розміром комірки 0,2 мм, після чого використовували для приготування сумішей.

Для отримання зв'язувального розчину неорганічну сіль змішували з ортофосфорною кислотою, витримували 24 год при температурі 20 °C.

Таблиця 3 – Склад розроблених сумішей

Інд.	Зв'язувальний компонент	Наповнювач	Температура зміцнення, °C
1	Розчин 30% $MgSO_4 \cdot 7H_2O$ + 70% $H_3PO_4$ у кількості 6%	Пісок кварцовий 3К <sub>5</sub> О <sub>3</sub> 025	200
2	Розчин 50% $MnSO_4 \cdot 5H_2O$ + 50% $H_3PO_4$ у кількості 6%	Пісок кварцовий 3К <sub>5</sub> О <sub>3</sub> 025	150
3	Розчин 30% $FeSO_4 \cdot 7H_2O$ + 70% $H_3PO_4$ у кількості 6%	Пісок кварцовий 3К <sub>5</sub> О <sub>3</sub> 025	200
4	Розчин 10% $CoSO_4 \cdot 7H_2O$ + 70% $H_3PO_4$ у кількості 6%	Пісок кварцовий 3К <sub>5</sub> О <sub>3</sub> 025	250
5	Композиція 1 мас. ч. $Al(SO_4)_2 \cdot 18H_2O$ + 1 мас. ч. $H_3PO_4$ у кількості 7%	Пісок кварцовий 3К <sub>5</sub> О <sub>3</sub> 025	200

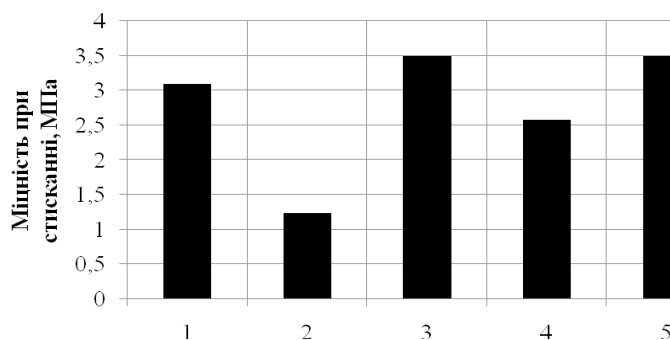


Рис. 4. Максимальна міцність зразків сумішей з неорганічними солями та ортофосфорною кислотою

Після витримки сіль частково або повністю розчинялась у кислоті, утворивши розчин або суспензію. Концентрація розчинів 10...50%.

При попередньому змішуванні неорганічної солі з ортофосфорною кислотою відбувається більш інтенсивна взаємодія між цими реагентами, ніж при окремому введенні їх у суміш за рахунок більш рівномірного розподілу елементів.

Експериментально встановлено, що для досягнення максимальної міцності зразків для кожної із неорганічних солей ефективними є різні способи утворення зв'язувального компонента з ортофосфорною кислотою (табл.3).

Максимальні показники міцності, отримані при проведенні експериментів для кожної із неорганічних солей, наведено на рис. 4.

Стрижневі суміші з неорганічними солями  $FeSO_4 \cdot 7H_2O$  та  $Al(SO_4)_2 \cdot 18H_2O$  показали найбільшу міцність (3,5 МПа). Отже, вони найбільше відповідають до завдання нашої роботи – розроблення стрижневої суміші, яка зміцнюється при нагріванні з використанням недефіцитних та доступних матеріалів.

Для зниження вартості стрижневої суміші з неорганічною сіллю  $FeSO_4 \cdot 7H_2O$  провели досліді із встановлення можливості зниження концентрації ортофосфорної кислоти. Використано кислоту з 85%, 70% та 50% концентрацією, результати вказано на рис. 5.

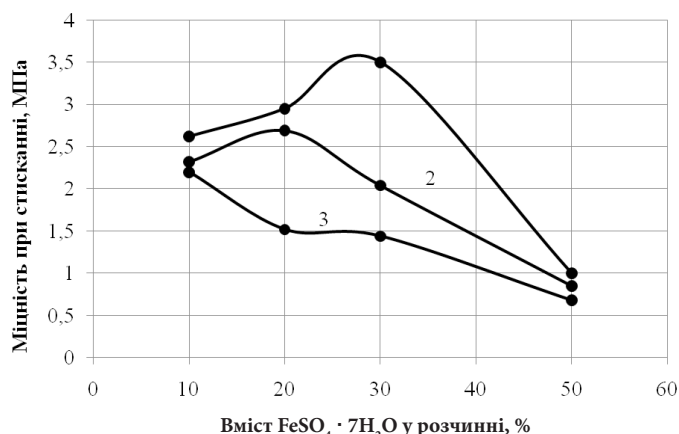


Рис. 5. Міцність сумішей із зв'язувальними розчинами  $\text{FeSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$  в ортофосфорній кислоті. 1 – 85 % концентрація, 2 – 70 % концентрація, 3 – 50 % концентрація

З результатів бачимо, що максимальну міцність (3,5 МПа) можемо отримати виключно при використанні кислоти 85% концентрації, проте міцність понад 2 МПа (що достатньо для стрижнів 3 і 4 класу) можливо отримати і при нижчій концентрації ортофосфорної кислоти.

Під час дослідження суміші з сіллю  $\text{Al}(\text{SO}_4)_2 \cdot 18\text{H}_2\text{O}$  було встановлено кількість зв'язувальної композиції та оптимальну температуру зміцнення. Результати показано на рис. 6.

Максимальна міцність зразків досягається при 7% зв'язувальної композиції та при температурі 200 °С. Проте суміші із 5% та 3% зв'язувальної композиції мають міцність понад 2 МПа і можуть бути використані для стрижнів 3 і 4 класу.

## ВИСНОВКИ

1. Встановлено, що поєднання сульфатів металів із ортофосфорною кислотою у складі стрижневої суміші забезпечує зміцнення при нагріванні, при чому міцність є більшою, ніж

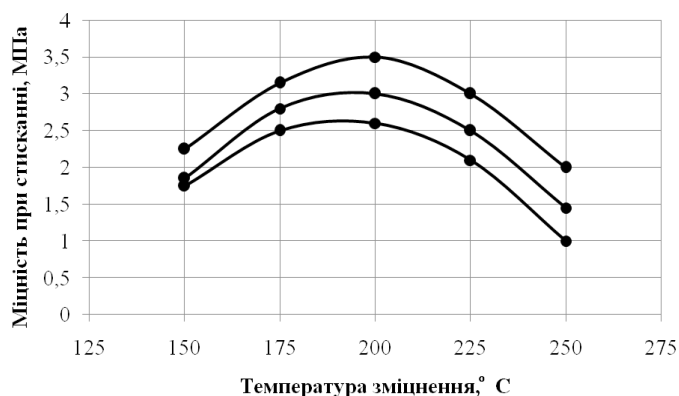


Рис. 5. Міцність сумішей із зв'язувальною композицією  $\text{Al}(\text{SO}_4)_2 \cdot 18\text{H}_2\text{O} - \text{H}_3\text{PO}_4$ , 1 – 3% зв'язувальної композиції, 2 – 5% зв'язувальної композиції, 3 – 7% зв'язувальної композиції

у аналогічній суміші із сульфатами металів без кислоти.

2. Термодинамічними розрахунками підтверджено можливість хімічної взаємодії ортофосфорної кислоти із деякими сульфатами металів, які мають кристалогідрату форму, зокрема  $\text{Al}(\text{SO}_4)_2 \cdot 18\text{H}_2\text{O}$ .

3. Проведено експерименти із технології сумішоприготування, які довели ефективність попереднього змішування сульфатів металів з ортофосфорною кислотою для отримання зв'язувального розчину або сухої композиції.

4. Суміш із 6% розчину, який складається із 30%  $\text{FeSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$  та 70%  $\text{H}_3\text{PO}_4$  (концентрація 85%), має міцність при стисканні понад 3 МПа після теплового зміцнення при температурі 200 °С.

5. Суміш із 7% зв'язувальної композиції, яка складається із 1 мас. ч.  $\text{Al}(\text{SO}_4)_2 \cdot 18\text{H}_2\text{O}$  та 1 мас. ч.  $\text{H}_3\text{PO}_4$ , має міцність при стисканні понад 3 МПа після теплового зміцнення при температурі 200 °С.

## ЛІТЕРАТУРА:

1. Дорошенко С.П., Авдокушин В.П., Русин К., Мацашек И. Формовочные материалы и смеси. – К.: Вища шк., 1990. – 416 с; Прага: SNTI, 1991. – 388 с.
2. Юрченко О.В. Формувальні та стрижневі суміші з лужно-силікатними зв'язуючими, що тверднуть в контакт з нагрітою оснасткою: Дис. канд. техн. наук / О.В. Юрченко. – К.: НТУУ «КПІ», 2000. – 436 с.
3. Дорошенко С.П. Формувальні суміші: Навчальний посібник. – К.: ІЗМН, 1997. – 140 с.
4. Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Сайгушкина В.А. Стержневая смесь с сульфатным связующим // Литейное производство, 2014. – №8. – С.11...12.
5. Лютый Р.В., Кочешков А.С., Кеуш Д.В. Формовочные и стержневые смеси с фосфатными связующими и комбинированным наполнителем, отверждаемые при нагреве // Вестник ДГМА. 2011. – №1(22). – С.203...206.

6. Лютий Р.В., Кочешков А.С., Кеуш Д.В., Думчева К.Ю. Алюмофосфатные формовочные смеси // Вестник ДГМА, 2011. – №4(25). – С.104...110.
7. Лютий Р.В. Отверждение стержневых смесей с ортофосфорной кислотой и алюмосодержащими соединениями // Литейное производство, 2016. – №5. – С.13...17.
8. Лютий Р.В., Кеуш Д.В., Набока В.О., Пивошук А.Р. Особливості структуроутворення систем ортофосфornoї кислоти з вогнетривкими матеріалами при їх тепловому зміцненні // Вісник ДДМА, 2016. – № 1 (37). – С.55...59.
9. Судакас Л.Г. Фосфатные вяжущие системы. – СПб: РИА «Квинтет», 2008. – 260 с.
10. Лютий Р.В., Гурия И.М., Шаповалова Д.В., Кеуш Д.В. Образование связующих композиций в формовочных смесях на основе ортофосфорной кислоты и солей металлов // Литейное производство, 2013. – №5. – С. 16...19.
11. Лютий Р.В., Кеуш Д.В. Термодинаміка процесів утворення зв'язувальних компонентів у сумішах для ливарних стрижнів / Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра. – Київ, 2015. – С.543...548.
12. Лютий Р.В., Кеуш Д.В. Стрижневі суміші з ортофосфорною кислотою та неорганічними солями алюмінію / Литьє 2015. – Запорозьє, 2015. – С.165...167.
13. Лютий Р.В., Кеуш Д.В., Гурия И.М. Упрочнение стержневых смесей с ортофосфорной кислотой и солями металлов // Литейное производство, 2015. – №7. – С. 27...29.



СКИРДЕНКО М. В., КЕУШ Д. В., ЛЮТИЙ Р. В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

## ТЕХНОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ, ЯКІ ЗМІЦНЮЮТЬСЯ ПРИ ВЗАЄМОДІЇ ОРТОФОСФОРНОЇ КИСЛОТИ З КОМПОНЕНТАМИ НАПОВНЮВАЧА

E-mail: rvl2005@ukr.net

**АНОТАЦІЯ.** Статтю присвячено дослідженню фізико-механічних і технологічних властивостей стрижневих сумішей, які містять зв'язувальні системи з ортофосфорної кислоти та ряду добавок. Серед них пилоподібні вогнетривкі наповнювачі (кварц, циркон, пірофіліт, дистен-силіманіт), концентрат алюмінієвих шламів та сульфат алюмінію. Визначено міцність зразків цих сумішей після теплового затвердження при стисканні і при розриванні, встановлено співвідношення між цими характеристиками. Уперше визначено такі властивості цих сумішей як газопроникність і газотвірність. Наведено порівняльну характеристику усіх сумішей. Установлено, що за комплексом властивостей вони можуть бути рекомендовані для виготовлення ливарних стрижнів під час отримання виливків із залізовуглецевих сплавів.

**КЛЮЧОВІ СЛОВА:** газопроникність, газотвірність, зв'язувальний компонент, комбінований наповнювач, міцність, ортофосфорна кислота, стрижнева суміш.

Актуальним питанням у ливарному виробництві є розроблення нових високоефективних формувальних і стрижневих сумішей. За останні роки проведено ряд дослідних робіт із удосконалення технології лиття у сирі піщано-бентонітові форми [1, 2], розроблення процесу синтезу і використання у складі стрижневих сумішей нового органічного зв'язувального компонента [3...5]. Також науковці працюють над впровадженням нових процесів зміцнення сумішей з рідким склом [6]; знову актуальними стали металофосфатні стрижневі суміші [7, 8].

Дослідженнями кафедри ливарного виробництва КПІ імені Ігоря Сікорського вперше в технології виготовлення ливарних стрижнів отримано новий клас зв'язувальних компонентів (ЗК), які являють собою пірофосфати металів, і принципово відрізняються від раніше відомих ортофосфатів, що мають місце в холоднотвердних сумішах. Досліджено температурні і часові умови отримання пірофосфатів кремнію  $\text{SiP}_2\text{O}_7$  та цирконію  $\text{ZrP}_2\text{O}_7$  в системах  $\text{H}_3\text{PO}_4 - \text{SiO}_2$  та  $\text{H}_3\text{PO}_4 - \text{ZrSiO}_4$ . Також отримано нові ЗК під час взаємодії ортофосфорної кислоти з алюмовмісними матеріалами різної хімічної природи.

Важливою перевагою, в порівнянні з холоднотвердними сумішами на металофосфатах, є відсутність дорогих та нестабільних за хімічним складом затверджувачів.

Запропоновано ряд стрижневих сумішей з ортофосфорною кислотою і комбінованими наповнювачами, які зміцнюються при нагріванні, мають міцність при стисканні не менше 2,0 МПа, обсапаємість не більше 0,5%, термічну стійкість до 1000 °С. Приготування і використання 1 тони розроблених сумішей, залежно від складу, дає змогу зекономити до 1000 грн.

Для отримання якісного литва особливо важливими є такі властивості сумішей як газопроникність, газотвірність, а також міцність при розриванні. Але поки що така інформація про дані суміші відсутня.

Метою проведеного дослідження є визначення цих властивостей для ряду нових стрижневих композицій, встановлення можливої кореляції між міцністю при стисканні і розриванні та розроблення рекомендацій щодо застосування сумішей. Експерименти проведені із сумішами наступного складу (табл. 1), вміст і співвідношення компонентів яких визначено за результатами попередніх досліджень на кафедрі.

Міцність при стисканні визначали на стандартних циліндричних зразках після теплового зміцнення (температури вказані в табл. 1). Для цього використано установку УС-700. Результати наведено на рис. 1.

Оскільки в експерименті використано суміші оптимального складу, тобто такого, який

Таблиця 1 – Склад дослідних сумішей

Індекс суміші	Добавка до наповнювача	Наповнювач	H <sub>3</sub> PO <sub>4</sub>	Температура зміцнення, °С
1	Al-шлам – 5% (90 г)	Пісок кварцовий 3K <sub>5</sub> O <sub>3</sub> 025 – 1800 г	3% (54 г)	220
2	Зв'язувальна композиція <sup>1)</sup> на основі Al <sub>2</sub> (SO <sub>4</sub> ) <sub>3</sub> – 7% (90 г)	Пісок кварцовий 3K <sub>5</sub> O <sub>3</sub> 025 – 1300 г	–	200
3	Пірофіліт пилоподібний Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ·4SiO <sub>2</sub> ·H <sub>2</sub> O – 5% (90 г)	Пісок кварцовий 3K <sub>5</sub> O <sub>3</sub> 025 – 1800 г	3% (54 г)	300
4	Суспензія (30% дистен-силіманіт Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ·SiO <sub>2</sub> , 70% H <sub>3</sub> PO <sub>4</sub> ) – 5% (80 г)	Пісок кварцовий 3K <sub>5</sub> O <sub>3</sub> 025 – 1600 г	–	300
5	SiO <sub>2</sub> пилоподібний – 7% (91 г)	Пісок кварцовий 3K <sub>5</sub> O <sub>3</sub> 025 – 1300 г	4% (52 г)	300
6	ZrSiO <sub>4</sub> пилоподібний – 6% (108 г)	Пісок цирконовий 1800 г	3,5% (63 г)	340

Примітки: 1. До складу композиції входить 10 мас. ч Al<sub>2</sub>(SO<sub>4</sub>)<sub>3</sub> і 1 мас. ч H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>. Композицію сульфату алюмінію з кислотою попередньо піддають витримці 0,5...1,0 год при 200 °С.

забезпечує максимальний рівень міцності, отримані результати слід порівняти із раніше встановленими показниками. Так для суміші №1 (див. табл. 1) цей показник знаходиться в межах 2,0...2,4 МПа, і отримане значення в нашому експерименті потрапляє в ці межі. Для сумішей №2 та №3 отримані значення також потрапляють у раніше встановлені інтервали. Суміш №4 повинна мати міцність 2,8...3,2 МПа, що також підтверджується в експерименті. Рекомендовані значення для суміші №5 складають 2,5...3,0 МПа, а за експериментом 2,69 МПа. Суміш №6 з цирконовим наповнювачем має міцність 3,5 МПа, що цілком узгоджується із регламентованими межами 3,0...3,5 МПа. Отримані дані свідчать про можливість стабільного отримання ливарних стрижнів із заданою високою міцністю.

Міцність при розриві визначали на стандартних зразках-вісімках, зміцнених при тих же самих температурах. Для визначення зусилля розривання використано прилад моделі 081. Результати наведено на рис.2.

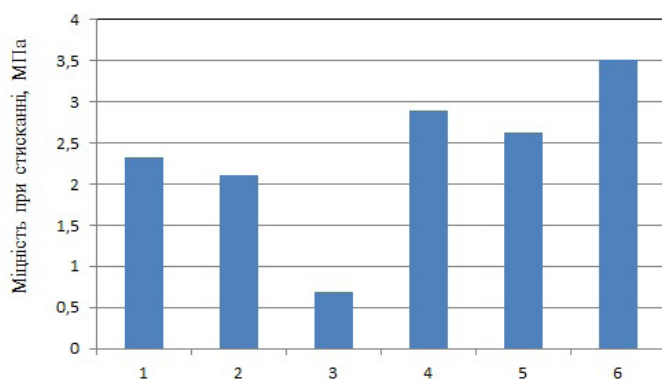


Рис. 1. Міцність стрижневих сумішей при стисканні (індекси сумішей відповідають табл. 1)

Співвідношення між значеннями міцності при розриві та стисканні наведено в табл. 2.

Міцність при розриві є меншою за міцність при стисканні для усіх сумішей. Але певного по-

Таблиця 2 – Співвідношення між міцністю при стисканні і при розриві

Індекс суміші	Міцність, МПа		
	при стисканні	при розриві	коефіцієнт співвідношення
1	2,32	0,26	8,9
2	2,11	0,19	11,1
3	0,69	0,11	6,3
4	2,89	0,79	3,7
5	2,63	0,39	6,7
6	>3,5	1,27	2,9

стійшого співвідношення між цими значеннями не існує. В літературі наводяться співвідношення від 2,5...10,0. В своєму експерименті ми отримали також абсолютно різні значення: 2,9...11,1. Це свідчить про те, що дане співвідношення залежить від складу сумішей.

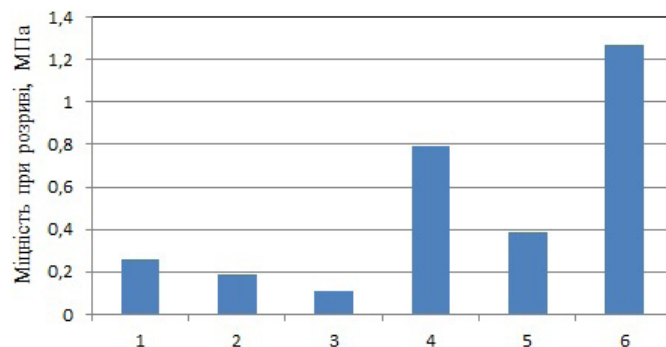


Рис. 2. Міцність стрижневих сумішей при розриві (індекси сумішей відповідають табл. 1)

Міцність при розриві є важливою характеристикою при виготовленні особливо складних стрижнів, які несуть значні механічні навантаження. Таким чином, для виготовлення стрижнів першого класу складності можна рекомендувати суміші № 4 і 6 як такі, що мають найвищий рівень міцності.

Обсипаємість визначали на стандартних циліндричних зразках на установці моделі 051. Результати наведено на рис. 3, і вони повністю узгоджуються із раніше отриманими даними.

Для стрижневих сумішей обсипаємість має не перевищувати 1%, що в усіх випадках виконується із значним запасом.

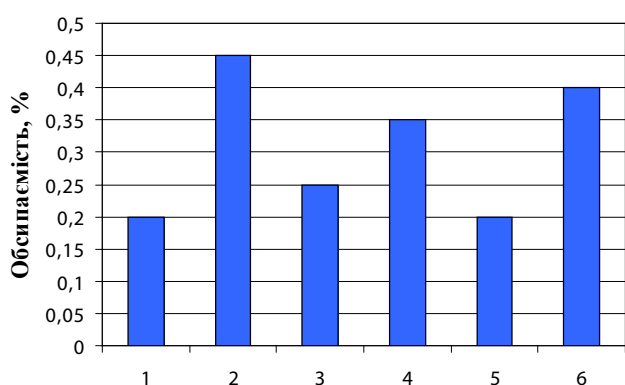


Рис. 3. Обсипаємість стрижневих сумішей (індекси сумішей відповідають табл. 1)

Газопроникність є найважливішою характеристикою суміші після міцності, адже стрижень, особливо внутрішній, має забезпечити евакуацію газів і їх непотрапляння у виливок. Газопроникність визначали на стандартних циліндричних зразках у гільзах висотою 120 мм на установці моделі 042 при діаметрі ніпелю 1,5 мм. Результати наведено на рис. 4.

Усі суміші мають достатньо високу газопроникність (більше 150 одиниць), окрім тієї, яка містить цирконовий наповнювач. Це пояснюєть-

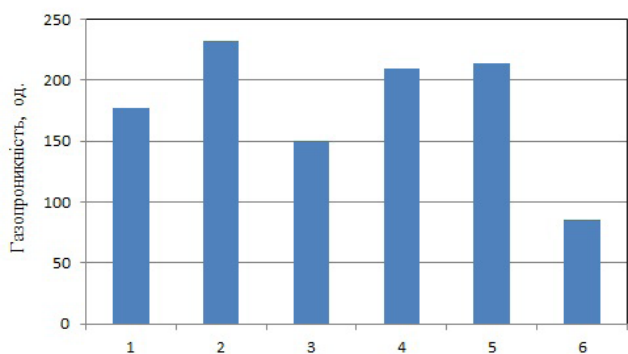


Рис. 4. Газопроникність стрижневих сумішей (індекси сумішей відповідають табл. 1)

ся тим, що утворені в сумішах зв'язувальні компоненти покривають зерна наповнювача досить тонким шаром, не закупорюючи пори між ними. Низька газопроникність цирконових зразків пов'язана із дрібними розмірами зерен цирконового піску. Відносно невисока газопроникність сумішей з пилоподібним пірофілітом зумовлена особливостями взаємодії цього матеріалу з ортофосфорною кислотою, внаслідок якої в порах залишається певна кількість пилоподібних часток.

Другою важливою властивістю, яка впливає на чистоту виливків по газовим дефектам, є газотвірність. Чим вона менша, тим менша ймовірність утворення подібних дефектів у виливку і тим менші значення газопроникності допускаються для таких стрижнів. Взагалі газотвірність якісних сумішей має не перевищувати 10 см<sup>3</sup>/г. Цю характеристику визначали непрямым методом при нагріванні наважок масою 1 г до 1000 °С. Результати наведено на рис. 5.

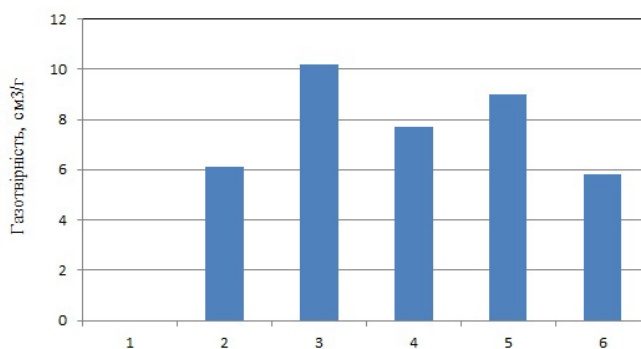


Рис. 5. Газотвірність стрижневих сумішей (газотвірність суміші №1 не визначали)

Мінімальні значення отримані на сумішах із зв'язувальними системами ортофосфорної кислоти з сульфатом алюмінію та ортофосфорної кислоти з пилоподібним цирконом. Але і решта сумішей не мають високих (незадовільних) показників. Це в свою чергу свідчить про низьке газовиділення стрижнів при заливанні. Тому зв'язувальні компоненти, які входять до їх складу, є перспективними та мають забезпечити отримання якісного литва.

## ВИСНОВКИ

1. Суміші з ортофосфорною кислотою і комбінованими наповнювачами, які зміцнюються при нагріванні, за рівнем міцності при стисканні і обсипаємісті можуть бути рекомендовані для виготовлення стрижнів, в тому числі складних. Співпадиння отриманих значень

фізико-механічних властивостей із раніше встановленими для цих сумішей показниками свідчить про стабільність їх властивостей, а також про відтворюваність експериментальних даних.

2. Встановлено, що співвідношення між міцністю при розриві і при стисканні знаходиться в широких межах (від 3 до 11 одиниць) і є залежним в першу чергу від складу стрижневої суміші, тобто певного універсального співвідношення, навіть для схожих за типом зміцнення сумішей, не існує.

3. Контроль гідравлічних властивостей (газопроникність і газотвірність) показав, що суміші

мають низьке газовиділення при нагріванні до 1000 °С (менше 10 см<sup>3</sup>/г), а їх газопроникність за таких умов є достатньою для отримання якісного литва.

4. Як встановлено в лабораторних експериментах, розроблені стрижневі суміші забезпечують отримання якісних виливків із чавуну, вуглецевих і легованих сталей без пригару і поверхневих дефектів, із шорсткістю литих поверхонь у межах 12,5...50 мкм.

#### ЛІТЕРАТУРА:

1. Федоров Н. Н. Методические аспекты определения свойств бентонитовых формовочных глин // *Литье и металлургия*, 2014. – №4(77). – С. 19...23.
2. Федоров Н.Н. Аддитивный способ изменения свойств бентонитовой формовочной глины // *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії*, 2010. – №3(20). – С. 249...253.
3. Пономаренко О.И., Каратеев А.М., Евтушенко Н.С., Бережная А.В. Использование смолы ОФОС в литейном производстве // *Процессы литья*, 2010. – №6(84). – С. 27...32.
4. Каратеев А.М., Пономаренко О.И., Евтушенко Н.С., Восковец В.Г., Литвинов Д.А. Получение качественных отливок на основе смоляных связующих // *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії*, 2010. – №3(20). – С. 150...153.
5. Евтушенко Н.С., Шинский О.И., Пономаренко О.И. Исследование свойств регенерируемых смесей на основе ОФОС // *Компрессорное и энергетическое машиностроение*, 2013. – №4(34). – С. 48...51.
6. Берлизова Т.В., Пономаренко О.И., Качанова Н.А. Моделирование свойств ХТС на основе хромитового песка и циклокарбонатов // *Компрессорное и энергетическое машиностроение*, 2015. – №1(39). – С. 48...51.
7. Усенко Р.В., Хрычиков В.Е., Селиверстов В.Ю., Мазорчук В.Ф. Использование вторичных материалов в новых составах железифосфатных холоднотвердеющих смесей // *Восточно-европейский журнал передовых технологий*, 2006. – №6/1(24). – С. 40...42.
8. Селівьорстов В.Ю., Доценко Ю.В., Бикова А.С. Дослідження технологічних властивостей залізофосфатних формувальних сумішей, що містять високодисперсні золівідходи ТЕС // *Молодий вчений*, 2016. – №8(35). – С. 156...161.



РОМАНЕЦЬ В.М., ФЕДОРОВ Г.Є.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ПІДВИЩЕННЯ СПЕЦІАЛЬНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЛИВАРНИХ  
ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ МІКРОЛЕГУВАННЯМ І  
МОДИФІКУВАННЯМ

E-mail: romanec1994@mail.ru

**АНОТАЦІЯ.** У роботі представлено методи підвищення спеціальних властивостей хромоалюмінієвих сталей з високим вмістом хрому мікролегуванням і модифікуванням, вдосконалено методики визначення ливарних і механічних властивостей сплавів на основі заліза, які забезпечують високі відтворюваність і достовірність результатів. Установлено оптимальні режими виплавлення хромоалюмінієвих сталей та визначено доцільність використання ітрію, кальцію та ванадію для покращання якості виливків.

Для забезпечення високої окалиностійкості виробів, які працюють за високих температур в агресивних середовищах, визначено оптимальні концентрації хрому та алюмінію залежно від робочої температури виробу.

Установлено оптимальний вміст ітрію в сталі, за якого сталь набуває кращих експлуатаційних властивостей із мінімальним збільшенням маси.

Досліджено окалиностійкість сталі, яка в своєму складі вміщує такі модифікувальні елементи як ітрій, кальцій та ванадій. Установлено їх концентрації в сплаві, вироби з якого набувають найкращих експлуатаційних властивостей.

**КЛЮЧОВІ СЛОВА:** сталь, технологічний процес, хром, мікролегування, модифікування, ливарні та спеціальні властивості, жаростійка сталь, температура

Ливарні середньовуглецеві хромоалюмінієві сталі відносять до матеріалів, з яких виготовляють литі деталі, що працюють в умовах високих температур та агресивних середовищ. Технологічні властивості цих сталей (ливарні й механічні, оброблюваність, зварюваність) вивчено досить досконало [1,2]. Щодо спеціальних властивостей, тобто таких, що проявляють себе під час експлуатації виробів (окалиностійкості, термостійкості, ростостійкості) в літературі даних дуже мало. Знання цих характеристик дасть змогу обґрунтовано вибрати сталі для використання цього матеріалу в конкретних галузях як з урахуванням умов експлуатації деталей, так і з урахуванням ливарних властивостей на підставі визначення співвідношення основних елементів, які входять до складу сталей.

Хром та алюміній є основними легувальними елементами, які забезпечують високу окалиностійкість сталей, тобто надають металу властивості протистояти за високих температур хімічній дії – окисненню в різних газових середовищах [3]. Роль цих елементів полягає насамперед у тому, що вони змінюють склад, структу-

ру та властивості окалини, яка утворюється на поверхні виробу, а отже, й швидкість окиснення. Проте дотепер не встановлено оптимальне співвідношення цих елементів, за якого утворювалась би стабільна, міцна та щільна захисна плівка, що забезпечувала б максимальну окалиностійкість і тривалу роботу виробів.

Для визначення оптимальних концентрацій хрому та алюмінію вивчено окалиностійкість сталей з вмістом вуглецю (0,25...0,35%), хрому – від 17 до 37% та алюмінію – від 2 до 4%. Зразки діаметром 10 мм і довжиною 20 мм випробовували в трубчастій печі за температури 1200 °С протягом 100 год. Окалиностійкість визначали в атмосфері перегрітого повітря та інших газових середовищах, в яких працюють жаростійкі вироби.

Установлено, що збільшення вмісту алюмінію суттєво підвищує окалиностійкість усіх досліджених сталей, тобто зменшує приріст маси зразка. Для забезпечення високої окалиностійкості (4...6 мг/см<sup>2</sup> за 100 год) сталь має вміщувати 28...32% хрому та 2...4% алюмінію. Подальше підвищення алюмінію не сприяє помітному покращанню окалиностійкості в наведених

умовах, але знижує ливарні та механічні властивості сталей. Збільшення концентрації алюмінію до 5% можна рекомендувати тільки для підвищених робочих температур (до 1300 °С) і для виготовлення виливків простої конфігурації, які працюють без навантажень.

Дослідженням кінетики окиснення сталі, структури та складу оксидних плівок установлено, що в сплавах системи Fe-Cr-Al на початку окиснення (перші 10...15 хв) на поверхні виробу утворюється шар оксидів, вміст металів в яких приблизно відповідає хімічному складу сталі. Під час «інкубаційного» періоду (20...10 хв) із металу в окалину дифундують алюміній, який має високу дифузійну здатність і термодинамічну активність, і меншою мірою хром. Відносна кількість фаз, яка утворюється на початку окиснення, починає змінюватися в бік збільшення кількості оксидів  $Al_2O_3$  та  $Cr_2O_3$ . Остаточне співвідношення цих оксидів в окалині після завершення «інкубаційного» періоду залежить від вмісту хрому й алюмінію в сталі та температури робочого середовища.

Сталі, які утворюють на поверхні виробу захисний оксидний шар переважно з  $Al_2O_3$ , мають найвищу окалиностійкість, їх можна використовувати для виготовлення литих деталей, які працюють за температур до 1300 °С.

З метою вивчення окалиностійкості сталей в газових середовищах із вмістом 45%  $CO_2$  і 45%  $H_2O$  (у вигляді пари), досліджено зразки високохромистої середньовуглецевої сталі, легованої алюмінієм до 3,5%.

Установлено, що із збільшенням вмісту алюмінію окалиностійкість сталі зростає в усіх досліджених середовищах. Проте найменшу окалиностійкість має сталь в атмосфері вологого повітря, найвищу – в атмосфері вуглекислого газу. Окалиностійкість такої сталі в перегрітому повітрі посідає проміжне значення.

Незважаючи на те, що процеси взаємодії елементів сталі з окиснювальними середовищами різні, склад і структура оксидних плівок практично однакові, хоча вміст оксидів заліза в окалині збільшується тільки на 1,0...1,5%. Окалина здебільшого складається до 90% з  $Al_2O_3$ .

Отже, хромоалюмінієві сталі з вмістом 25...30% хрому та 2,0...3,5% алюмінію мають високотемпературну корозійну стійкість у середовищах, які вміщують вуглекислий газ і водяну пару. Вироби, виготовлені із таких сталей, можуть працювати в наведених умовах за температур до 1200 °С тривалий час.

Підвищити спеціальні властивості хромоалюмінієвих сталей можна мікролегуванням і модифікуванням.

Мікролегування – це процес додавання в металевий розплав невеликих (до 0,1%) присадок легувальних елементів для зміни властивостей металу в рідкому стані та у виробі, оскільки вони ефективно впливають, перш за все, на чистоту меж зерен і зменшують шкідливий вплив легкоплавких домішок на властивості жаростійких сталей.

Модифікування в сучасному сталеливарному виробництві відіграє надзвичайну роль, оскільки значною мірою визначає характер кристалізації сталі, ступінь її гранулярності, що дуже важливо для високолегованих сплавів, підвищує комплекс їх механічних і спеціальних властивостей.

Як мікролегувальні присадки та модифікатори досліджено ітрію – до 0,06%; кальцій – до 0,08% і ванадій – до 0,45%.

Установлено, що добавки ітрію до 0,04% суттєво підвищують окалиностійкість сталі (рис. 1). Подальше підвищення ітрію мало справляє позитивний вплив на цю експлуатаційну характеристику. Вплив ітрію на механічні властивості сталей за високих температур показано на рис. 2.

Максимального значення тимчасового опору розриванню – до 120 МПа – за температури 800 °С сталь набуває після присадки 0,04% ітрію, а за температури 1000 °С – до 65 МПа – після присадки 0,06% ітрію. Максимальне значення –12% – відносного подовження сталь набуває за температури 800 °С після присадки ітрію 0,04%, а за температури 1000 °С – 28% – за вмісту ітрію 0,06%.

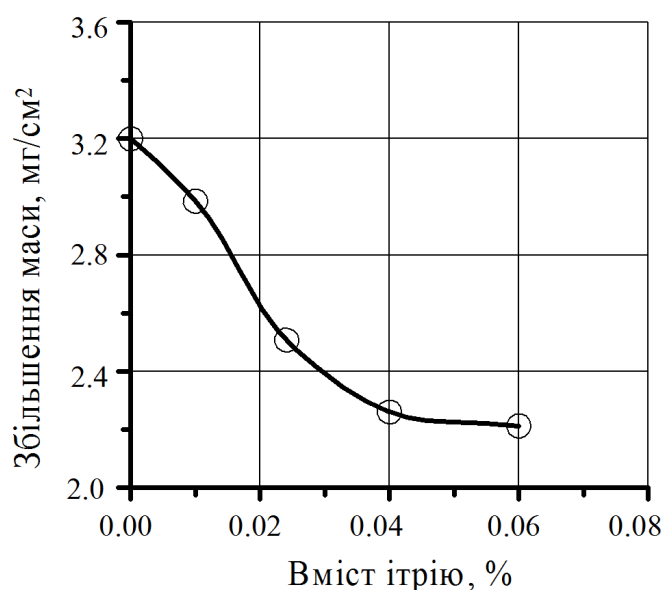


Рис. 1. Окалиностійкість сталі 30Х30Ю2ТЛ залежно від вмісту ітрію

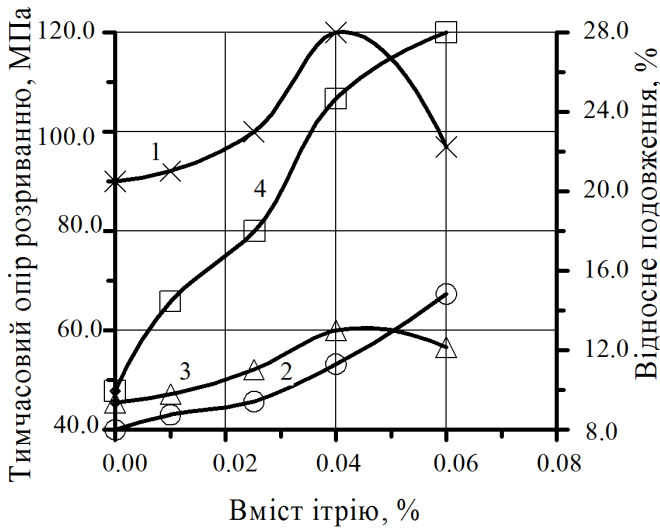


Рис. 2. Зміна тимчасового опору розриванню та відносного подовження залежно від вмісту ітрію в сталі 30X30Ю2ТЛ: 1 –  $\sigma_B$  за 800 °C; 2 –  $\sigma_B$  за 1000 °C; 3 –  $\delta$  за 800 °C; 4 –  $\delta$  за 1000 °C

Кальцій у кількості до 0,01% майже на 50% підвищує окалиностійкість сталі (рис. 3) внаслідок подрібнення структури металу, зменшення кількості та зміни форми й морфології неметалевих вкраплин через високу спорідненість до кисню, сірки й азоту. Така дія кальцію підвищує також міцність сталей за високих температур (рис. 4).

Так, підвищення тимчасового опору розриванню за температури 800 °C з 70 до 195 МПа має місце за вмісту кальцію 0,06%, а за температури 1000 °C від 35 до 60 МПа – за вмісту кальцію 0,05...0,08%. Відносне подовження за температури 800 °C досягає максимального значення за вмісту кальцію 0,08% і дорівнює 13%, а за темпе-

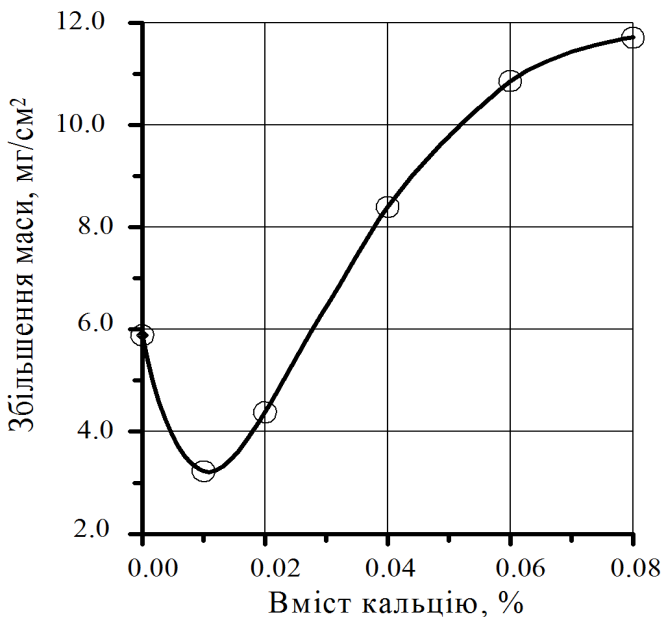


Рис. 3. Окалиностійкість сталі 30X30Ю2ТЛ залежно від вмісту кальцію

ратури 1000 °C і вмісту кальцію 0,06% – становить 32%.

Присадки ванадію до 0,2% дещо підвищують окалиностійкість сталі (рис. 5), тимчасовий опір розриванню та відносне подовження (рис. 6). Подальше збільшення вмісту ванадію в сталі призводить до погіршення її окалиностійкості.

### ВИСНОВКИ

1. Для забезпечення високої окалиностійкості виробів, які працюють за високих температур в агресивних середовищах, концентрація хрому в металі має бути не менше 28%, а вміст алюмінію – від 2,0 до 3,5% залежно від робочої температури виробу.

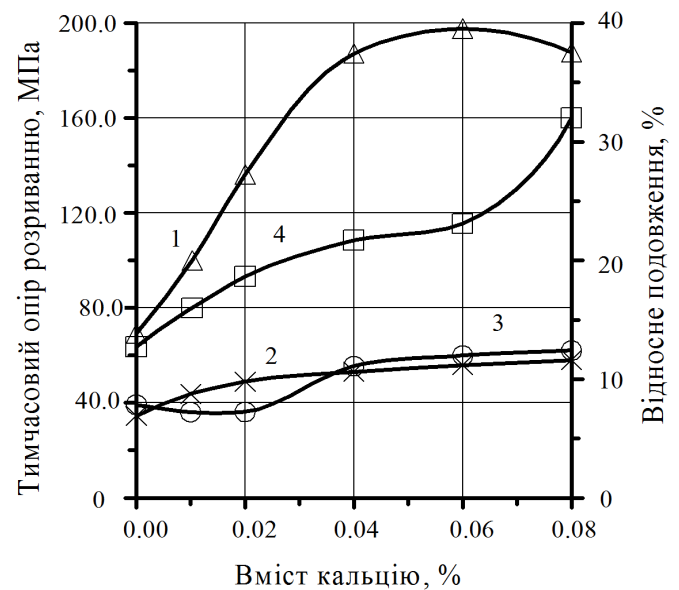


Рис. 4. Зміна тимчасового опору розриванню та відносного подовження залежно від вмісту кальцію в сталі 30X30Ю2ТЛ: 1 –  $\sigma_B$  за 800 °C; 2 –  $\sigma_B$  за 1000 °C; 3 –  $\delta$  за 800 °C; 4 –  $\delta$  за 1000 °C

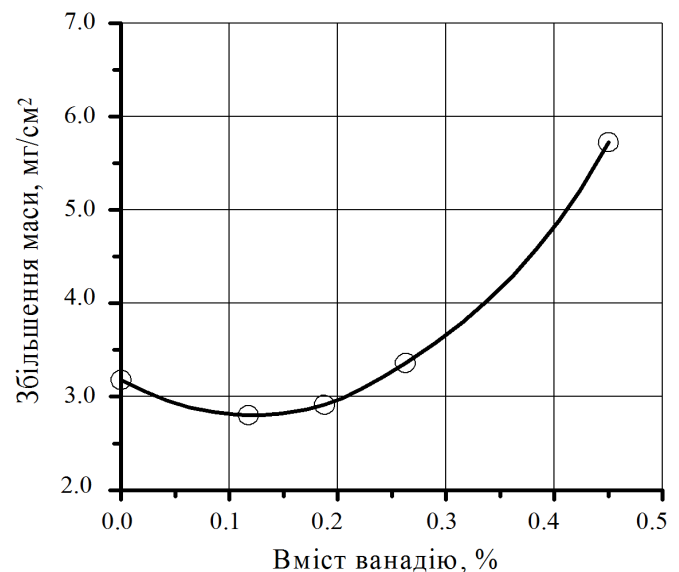
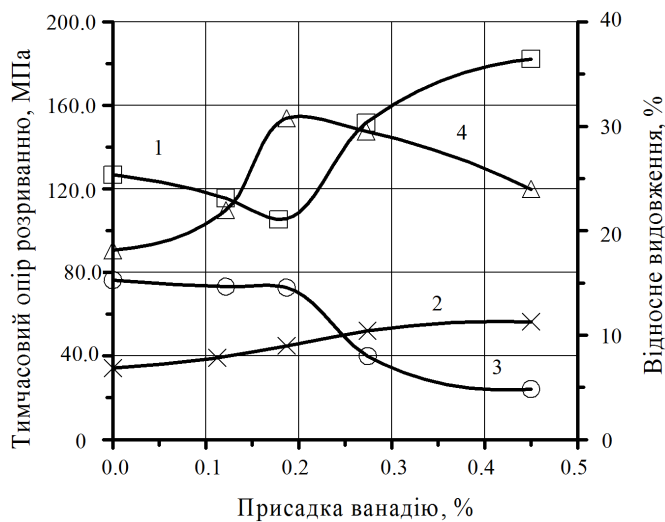


Рис. 5. Зміна окалиностійкості сталі 30X30Ю2ТЛ залежно від вмісту ванадію



**Рис. 6.** Залежність тимчасового опору розриванню та відносного подовження від вмісту ванадію в сталі 30Х30Ю2ТЛ: 1 –  $\sigma_B$  за 800 °С; 2 –  $\sigma_B$  за 1000 °С; 3 –  $\delta$  за 800 °С; 4 –  $\delta$  за 1000 °С

2. Оптимальний вміст ітрію в сталі має складати 0,04...0,06%. За такого вмісту ітрію сталь набуває кращих експлуатаційних властивостей із мінімальним збільшенням маси.

3. Для високої окалиностійкості сталь має вміщувати біля 0,01% кальцію, при цьому підвищуються механічні властивості за високих температур.

4. Присадки ванадію до 0,2% справляють позитивний вплив на властивості сталі, а саме: підвищують її окалиностійкість, тимчасовий опір розриванню та відносне подовження. Подальше збільшення вмісту ванадію в сталі призводить до погіршення її окалиностійкості та відносного подовження.

#### ЛІТЕРАТУРА:

1. Федоров Г. Е. Технологические свойства литейных жаростойких хромоалюминиевых сталей. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. – К., 1977. – 208 с.
2. Ямшинський М. М. Вдосконалення технології виплавлення жаростійких хромоалюмінієвих сталей / М. М. Ямшинський // Металознавство та обробка металів. – 2003, №1. – С. 42...43.
3. Хромоалюминиевые стали для изготовления жаростойких деталей теплоэнергостроения. / Лютый В.А., Платонов Е.А., Федоров Г.С., Кузьменко А.Е. // Литейное производство. – 2001, № 4. С. 13...15.
4. Акимов П. В. Учение о коррозии и защита металлов / П. В. Акимов. – М.: Металлургиздат, 1949. – 170 с.
5. Францевич И. Н. Высокотемпературное окисление металлов и сплавов / И. Н. Францевич, Р. Ф. Войтович, В. А. Лаврененко – К.: Гостехиздат, 1963. – 102 с.
6. Корнилов И. И. Железные сплавы. – Т.1. / И. И. Корнилов – М.: Изд-во АН СССР, 1945. – 192 с.
7. Бенар Ж. Окисление металлов. Теоретические основы / Ж. Бенар – М.: Металлургия, 1968. – 499 с.
8. Никитин В. Н. Расчет жаростойкости металлов / В. Н. Никитин – М.: Металлургия, 1976. – 208 с.
9. Повышение специальных свойств жаростойких хромоалюминиевых сталей микролегированием и модифицированием / М.М. Ямшинский, Г.Е. Федоров, Е.А. Платонов, А.Е. Кузьменко, В.С. Назаренко // Вісник ДДМА. – Краматорськ: ДДМА, 2009. – №1 (15). – С. 220...225.
10. Гудремон Э. Специальные стали. – Т.1. – М.: Металлургия, 1966. – 736 с.



**ЗАТУЛОВСКИЙ А.С.<sup>1</sup>, ЩЕРЕЦКИЙ В.А.<sup>1</sup>, ИВАХНЕНКО М.О.<sup>2</sup>***(<sup>1</sup>ФТИМС НАН Украины, г. Киев; <sup>2</sup>КПИ им. Игоря Сикорского, г. Киев)***ЛИТЫЕ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВТУЛКИ С ИЗНОСОСТОЙКИМ КОМПОЗИЦИОННЫМ СЛОЕМ***E-mail: kompozit@ptima.kiev.ua / shcheretskyi@nas.gov.ua*

**АНОТАЦІЯ.** Целью исследования является разработка нового композиционного материала для плакирующего рабочего слоя литых биметаллических втулок, которые работают в узлах трения, и изучение его триботехнических свойств.

Основные результаты – конструкция антифрикционной втулки разрабатывалась таким образом, чтобы после механической обработки более мягкие участки матрицы чередовались с более твердыми участками армирующих вставок. Изготовлены композиционные втулки из сплава АК12 внутренним диаметром 50 мм с армирующими вставками в виде проволоки диаметром 2 мм из нержавеющей (08X18H10T) и углеродистой стали (ст. 45). Установлено, что износ композиционных втулок ниже, чем втулок из моносплава АК12 в 1,3...1,7 раз. При этом лучший результат достигнут при применении армирующих вставок из углеродистой стали ст. 45. Это можно объяснить оптимальным сочетанием твердости армирующих элементов и матрицы на уровне 3,09. В случае применения армирующих вставок из стали 08X18H10T это соотношение составляет 3,27.

**КЛЮЧОВІ СЛОВА:** композиционные материалы, армирующие вставки, триботехнические свойства

Повышенный износ трибодеталей и недостаточная долговечность узлов трения – одна из главных проблем современной промышленности, поэтому эффективное и экономически выгодное упрочнение рабочей поверхности трибодеталей путем создания композиционного поверхностного слоя является актуальной научной и практической задачей [1]. Существует большое количество способов создания поверхностного композиционного слоя на рабочей части детали. Это наплавка, напыление, термохимические и гальванические методы, лазерная обработка и др., но одним из наиболее дешевых и эффективных является получение детали с поверхностным композиционным слоем при помощи методов литья [2].

Разработан метод получения втулок из сплавов цветных металлов, рабочая поверхность которых армирована макровставками в виде проволоки, пластин, сетки. Армирующие вставки подбираются из более прочных и износостойких материалов по отношению к материалу матрицы. Метод включает в себя подготовку армирующих вставок, установку и закрепление их вокруг стержня в форме, заполнение формы легкоплавкой составляющей – матричным цветным сплавом. Заполнение формы может осуществ-

ляться заливкой металла в форму или методом гравитационной пропитки в термической печи. Форма в сборе помещается в печь и при температуре выше температуры ликвидус матричного сплава на 200 °С шихтовая навеска матричной составляющей, постепенно расплавляясь, заполняет форму с закрепленными в ней армирующими вставками, формируя композиционный слой. Отливка подвергается механической обработке для получения требуемых размеров, а также термической обработке с целью оптимизации соотношения твердости матрицы и армирующих вставок. Исследованиями установлено, что наилучшие триботехнические характеристики композиционный слой имеет при отношении твердости армирующей составляющей к твердости матричного материала  $\approx 3$  [3, 4], что соответствует правилу Шарпи.

Одним из основных условий создания качественного поверхностного композиционного слоя является достижение прочного бездефектного диффузионного соединения металла основы с армирующими вставками, поэтому необходима подготовка поверхности вставок с целью достижения достаточной смачиваемости матричным металлом армирующих вставок. В данной работе, в зависимости от вида армирующих

вставок и материала основы, применяли лужение или нанесение тонкого слоя меди гальваническим методом.

Форму изготавливали из графита или песчано-глинистой смеси.

Конструкция антифрикционной втулки разрабатывалась таким образом, чтобы после механической обработки более мягкие участки матрицы чередовались с более твердыми участками армирующих вставок. Площадь армирующей составляющей на поверхности композиционного слоя составляет от 30 до 60% общей площади рабочей поверхности втулки, в зависимости от применяемых армирующих элементов и условий эксплуатации трибоизделия. Технология изготовления композитов с макроставками описана в патенте [5].

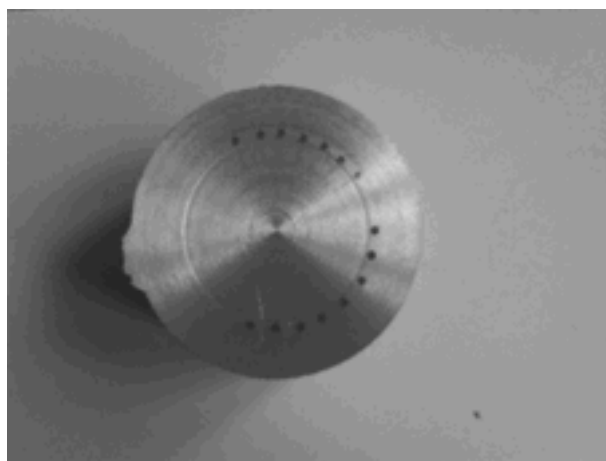
Изготовлены композиционные втулки из сплава АК12 внутренним диаметром 50 мм с армирующими вставками в виде проволоки диаметром 2 мм из нержавеющей (08X18H10T) и углеродистой стали (ст. 45) (рис. 1).

Триботехнические испытания проводили на машине трения 2070 СМТ-1 по схеме неразрезанная втулка – вал. Время испытаний – 4 часа. Результаты испытаний приведены в табл. 1 и 2.

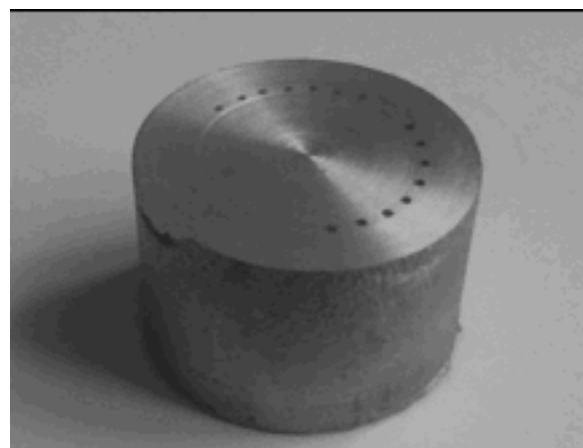
Установлено, что износ композиционных втулок ниже, чем втулок из моносплава АК12 в 1,3...1,7 раз. Причем лучший результат достигнут при применении армирующих вставок из углеродистой стали ст. 45. Это можно объяснить оптимальным сочетанием твердости армирующих элементов и матрицы НВарм/НВматр = 170/55 = 3,09. В случае применения армирующих вставок из стали 08X18H10T НВарм/НВматр = 180/55 = 3,27.

### ВЫВОДЫ

Таким образом, армирование антифрикционных силуминов твердыми проволочными элементами является перспективным способом повышения износостойкости, а значит и ресурса работы материалов, работающих в трибоузлах машиностроительного оборудования.



а



б

Рис. 1. Композиционная отливка с проволочными армирующими элементами

Таблица 1 – Износ композиционных материалов, армированных макроставками

Материал образца	Твердость контрола	Нагрузка, кг	Скорость вращения вала, об/мин	Время испытания, мин	Потеря массы, г (опыт №1)	Потеря массы, г (опыт №2)	Потеря массы, г (опыт №3)	Средняя потеря массы, г
Сплав АК12	57	2,8	227	240	0,2	0,22	0,21	0,21
Сплав АК12 (армированный проволокой из стали 08X18H10T)					0,1501	0,1515	0,1511	0,1509
Алюминий (армированный проволокой из стали 45)					0,1281	0,1267	0,1261	0,127

Таблиця 2 – Швидкість зносу композитів в порівнянні зі сплавом АК12

Матеріал образця	Середня потеря маси, г	Сравнительный % потери массы (за 100% принимаем чистый алюминий)	Скорость износа, г/час	Путь пройденный образцом при трении о контрголо, за 240 мин испытаний, км	Скорость образца, при трении о контрголо, км/час
Сплав АК-12	0,21	100	0,05	8,4	2,1
Сплав АК-12 (армированный проволокой из стали 08Х18Н10Т)	0,1509	72	0,04		
Алюминий (армированный проволокой из стали 45)	0,127	60	0,03		

**ЛИТЕРАТУРА:**

1. Затуловский А.С., Тракинский Б.Р., Затуловский С.С. Освоение антифрикционных композитов – решение проблемы увеличения ресурса работы оборудования // *Металл и литье Украины*. – 2004. - №1-2. – С. 21...26.
2. Затуловский А.С. Триботехнические композиционные материалы // *Литейное производство*. – 1997. - №8/9. – С. 27...29.
3. Затуловский С.С., Затуловский А.С. Исследование триботехнических и эксплуатационных характеристик ЛКМ с матрицами из медных сплавов // *Перспективные материалы*. – 2005. – №1. – С. 66...72.
4. Затуловский С.С., Косинская А.В., Затуловский А.С., Набока Е.А. Влияние термообработки на структуру и триботехнические свойства литых композиционных материалов // *Литейное производство*. – 2003. - №9. – С. 23...25.
5. Мудрук Л.А., Затуловський А.С. Матеріал із зносостійким композиційним шаром. Корисна модель №85912, 10.12.2013 р., бюл. №23.

ПРИГУНОВА А.Г.<sup>1</sup>, ПЕТРОВ С.С.<sup>2</sup>, ПРИГУНОВ С.В.<sup>3</sup>,  
ДЯДЮРА А.С.<sup>3</sup>

(<sup>1</sup>ФТІМС НАН України, м. Київ; <sup>2</sup>НМетАУ, м. Дніпропетровськ;

<sup>3</sup>КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

## ВПЛИВ ОБРОБКИ ІМПУЛЬСНИМ ЕЛЕКТРИЧНИМ СТРУМОМ У РІДКОМУ СТАНІ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ АК5М2

*E-mail: dyadyura.andrey.ad@gmail.com*

**АНОТАЦІЯ.** Досліджено вплив імпульсного електричного струму на мікроструктуру, морфологію залізовмісних фаз у сплаві АК5М2. Визначено оптимальні параметри частоти і щільності струму, при використанні яких було отримано максимальні показники механічних властивостей. Визначено вплив термічного оброблення на мікроструктуру та властивості виливків, які одержані із сплаву АК5М2, обробленого у рідкому стані імпульсним електричним струмом.

**КЛЮЧОВІ СЛОВА:** мікроструктура, механічні властивості, термічне оброблення

Розвиток сучасного машинобудування неможливий без конструкційних матеріалів, здатних забезпечити високий рівень експлуатаційних властивостей виробів при мінімальних витратах на виробництво. Серед них важливе місце належить сплавам системи Al-Si, що обумовлено сприятливим поєднанням їх технологічних і фізико-механічних властивостей. При цьому значно посилилися вимоги до структури виливків, формування якої, як відомо, починається вже на стадії рідкого металу. За відсутності в Україні виробництва первинного алюмінію основним сировинним ресурсом одержання ливарних сплавів, як загалом і в світі, є брут та відходи. Але такі сплави містять значну кількість шкідливих домішок, насамперед заліза, що призводить до погіршення їх механічних властивостей і робить проблематичним виготовлення з них вузлів та деталей відповідального призначення.

Останнім часом все більшого поширення набуває концептуальна ідея генетичного взаємозв'язку структури сплаву у твердому і рідкому станах [1-5]. В технологічному ланцюзі «шихта – розплав – вилівок» рідина несе інформацію про природу сировинних матеріалів, їх якість та є благодатним об'єктом для поліпшення структури і властивостей литих виробів фізико-хімічними впливами на розплав, зокрема електричним струмом.

З урахуванням вищесказаного, відповідний інтерес представляє розширення досліджень щодо впливу оброблення рідкої фази електричним струмом на структуру та властивості доєвтектичних силумінів, особливо тих, які виго-

товляються з вторинної сировини. У цьому аспекті заслуговує на увагу однополярний імпульсний електричний струм, який характеризується широким амплітудно-частотним спектром одничного імпульсу з його великими потенційними можливостями змінювати будову розплаву.

Принциповою відмінністю від силумінів, виготовлених із первинних матеріалів, у яких основним елементом структури є Al-Si евтектика, у сплавах, виплавлених із брут та відходів, – це евтектики, які містять інтерметаліди з залізом [4]. Зміну структури і механічних властивостей, а також вплив термічного оброблення на сплав АК5М2 після оброблення розплаву однополярним імпульсним електричним струмом не досліджено.

Оброблення розплаву електричним струмом здійснювали за режимами, описаними в [5], в процесі його переміщення по жолобу. Для запобігання контакту розплаву з металевим жолобом у нього вмонтовано діелектричну кварцову трубку. Щільність електричного струму визначали співвідношенням сили струму, визначеної за показниками амперметра, до площі поперечного перерізу потоку розплаву.

Електроди виготовлено з графіту. Один із них виконував роль катода та приймача рідкого сплаву. Через циліндричний отвір іншого (анода), розташованого з протилежного кінця жолоба, оброблений електричним струмом розплав заливали в графітовий тигель або в металеву ливарну форму для одержання зразків для механічних випробувань.



Мікроструктурні дослідження виконували на мікроскопі "Neophot-21". Зразки готували за стандартними методиками. Поверхнєве травлення шліфа здійснювали в 0,5% водному розчині HF протягом 5...20 с. Рентгеноструктурні дослідження проведено на дифрактометрі ДРОН-3М у Cu-K $\alpha$  випромінюванні. Послідовність і механізм фазових перетворень при твердненні вивчали методом «стоп-гартування» [6]. Температури фазових перетворень визначали методом диференціального термічного аналізу [7].

Твердість (НВ) сплавів вимірювали за ГОСТ 9012 на твердомірі типу Брінель моделі ТШ-2М при кімнатній температурі вдавлюванням кульки діаметром 5 мм при навантаженні 250 кгс. Тимчасовий опір розриву ( $\sigma_v$ ) при кімнатній температурі визначали на розривній машині Р-5. Випробування проводили на коротких зразках (ГОСТ 1497) діаметром 10 мм з ливарною кіркою, відлитих у спеціальну металеву ливарну форму.

Термічне оброблення виконували в муфельній печі за режимами Т1 ( $t_{стар} = (180 \pm 5) ^\circ\text{C}$ ,  $\tau_{витр} = 7$  год) та Т5 ( $t_{гарт} = (525 \pm 5) ^\circ\text{C}$ ,  $\tau_{витр} = 4$  год, охолоджувальне середовище – вода,  $t = 20 ^\circ\text{C}$ ;  $t_{стар} = (175 \pm 10) ^\circ\text{C}$ ,  $\tau_{витр} = 7$  год).

Мікроструктуру сплаву АК5М2 (мас %: Si – 4,7; Cu – 1,97; Mg – 0,23; Mn – 0,28; Fe – 0,8; Ni – 0,17; Zn – 0,5; Al – решта; Mn:Fe = 0,35) у вихідному стані наведено на рис. 1. За даними проведеного гартівно-мікроструктурного аналізу вихідного сплаву АК5М2 (рис. 2) при температурі 600  $^\circ\text{C}$  утворюються первинні кристали твердого розчину алюмінію  $\text{Al}_\alpha^1$  (рис. 2, а). При охолодженні до температури нижче 600  $^\circ\text{C}$  з'являється незначна кількість фази  $(\text{Fe,Mn,Cu})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$  ( $\alpha$ ), яка формується в процесі евтектичної реакції:  $\text{P} \rightarrow + \text{Al}_\alpha^1$  (рис. 2, б).

Маючи більш складну порівняно з алюмінієвим твердим розчином кристалохімічну природу, тугоплавка фаза  $\alpha$  відіграє провідну роль у ході евтектичного перетворення [8]. При досягненні температури 575  $^\circ\text{C}$  спостерігаються зміни у фазовому складі – з'являються продукти евтектичного розпаду рідини:  $\text{P} \rightarrow \alpha + \text{Si} + \text{Al}_\alpha^1$  (рис. 2, в). Об'ємна частка  $\beta$ -фази теж незначна і в цілком закристалізованому сплаві складає 1,3%. Тому рентгеноструктурним аналізом не виявляється (табл. 1).

При температурі 560  $^\circ\text{C}$  утворюється потрійна евтектика  $\beta\text{-FeSiAl}_5 + \text{Si} + \text{Al}_\alpha^1$  (рис. 2, г), що є основною евтектичною складовою сплаву АК5М2.

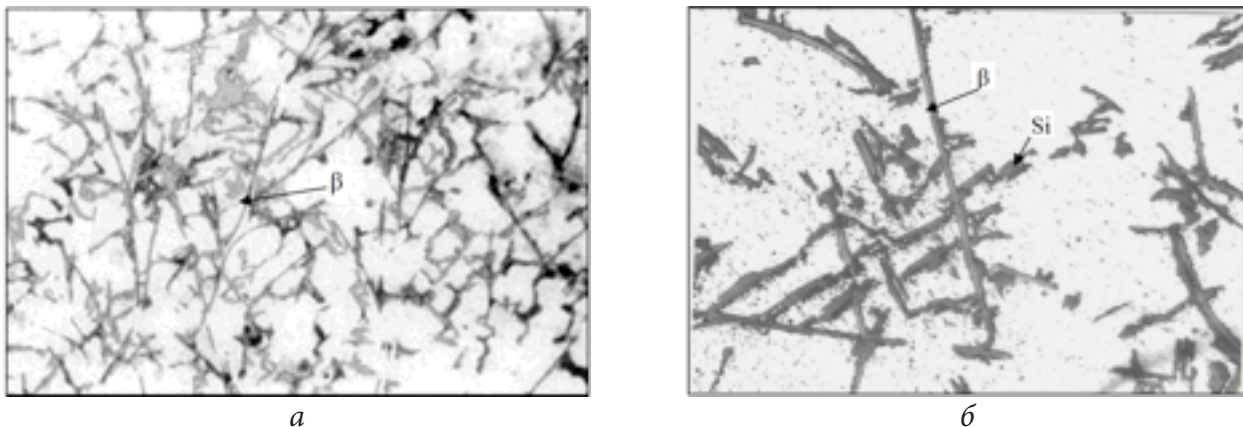


Рис. 1. Мікроструктура сплаву АК5М2 у вихідному стані: а – X400, б – X800

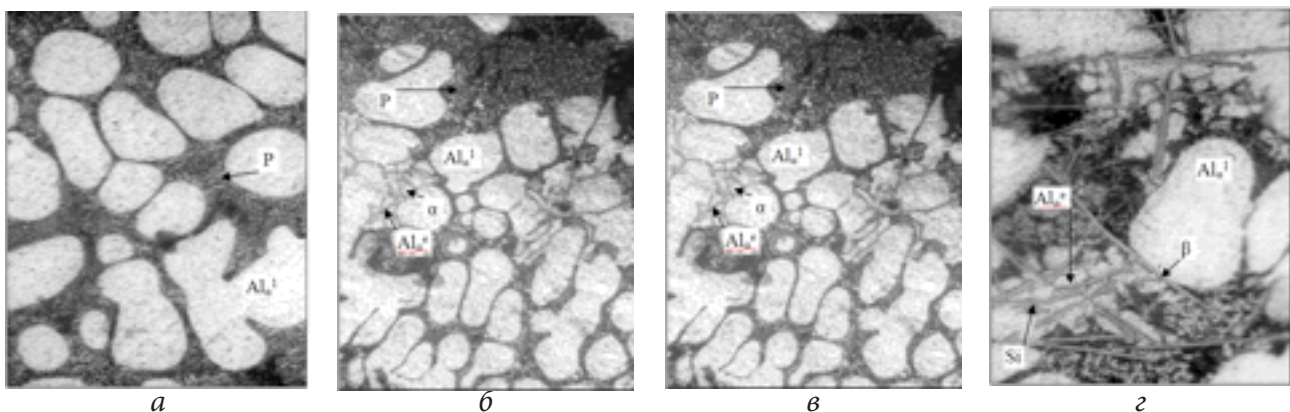


Рис. 2. Початкові етапи формування сплаву АК5М2: а –  $\text{P} \rightarrow \text{Al}_\alpha^1$ ; б –  $\text{P} \rightarrow \alpha + \text{Al}_\alpha^1$ ; в –  $\text{P} \rightarrow \alpha + \text{Si} + \text{Al}_\alpha^1$ ; з –  $\text{P} \rightarrow \beta + \text{Si} + \text{Al}_\alpha^1$ ; а, в, з – X400; б – X250

Провідною фазою евтектичного розпаду рідини  $P \rightarrow \beta\text{-FeSiAl}_5 + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$  є голкоподібний інтерметалід  $\beta\text{-FeSiAl}_5$  ( $\beta$ ), що визначає вигляд евтектичної колонії. Наступне, п'яте перетворення супроводжується виділенням фази  $\text{FeMg}_3\text{Si}_6\text{Al}_8$  ( $\pi$ ) за перитектичною реакцією:  $P + \beta \rightarrow \pi + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$ . Найбільш типовими низькотемпературними перетвореннями є:  $P \rightarrow \theta\text{-CuAl}_2 + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$  в інтервалі температур 520...491 °C і  $P \rightarrow \theta\text{-CuAl}_2 + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$  на останньому етапі тверднення (481...477 °C).

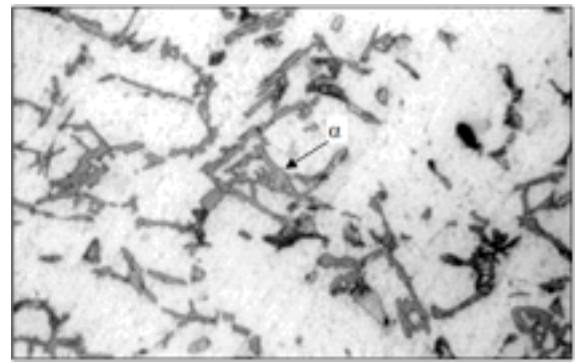
**Таблиця 1** – Вплив параметрів оброблення розплаву імпульсним електричним струмом на фазовий склад сплаву АК5М2 за даними рентгеноструктурного аналізу

Режим оброблення $\nu$ , Гц	Фази, визначені за допомогою рентгеноструктурного аналізу, $j = 7 \text{ A/cm}^2$						
	$\alpha\text{-Al}$	Si	$\beta$	$\theta$	$\pi$	$\alpha$	$\text{Mg}_2\text{Si}$
Початковий стан	+	+	+	+	+	-	-
50,00	+	+	+	+	+	-	-
100,00	+	+	-	+	-	-	+
500,00	+	+	-	+	-	+	+
1000,00	+	+	-	+	-	+	+
5000,00	+	+	-	+	+	+	+
50000,00	+	+	+	+	+	-	-

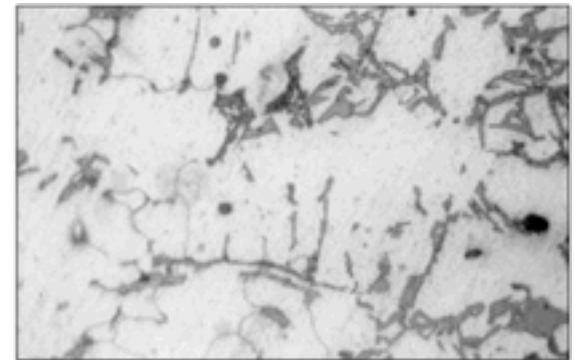
Оброблення сплаву АК5М2 в рідкому стані однополярним імпульсним електричним струмом за способом [5] призводить до значних змін у процесі структуроутворення (рис. 3) та фазового складу (див. табл. 1).

Насамперед, це стосується залізовмісних інтерметалідів, які утворюються на перших етапах тверднення. Так, за даними рентгеноструктурного і металографічного аналізів при деяких режимах оброблення розплаву електричним струмом (див. рис. 3, а, б) реакція розпаду рідини  $P \rightarrow \beta + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$  пригнічується. Після тверднення голкоподібний інтерметалід  $\beta$  майже відсутній. Стабілізуються перетворення  $P \rightarrow \alpha + \text{Al}_\alpha$  і  $P \rightarrow \alpha + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$ , внаслідок чого збільшується об'ємна частка розгалуженої  $\alpha$ -фази, яка виявляється як металографічним (див. рис. 3 а, б), так і рентгеноструктурним аналізом (див. табл. 1).

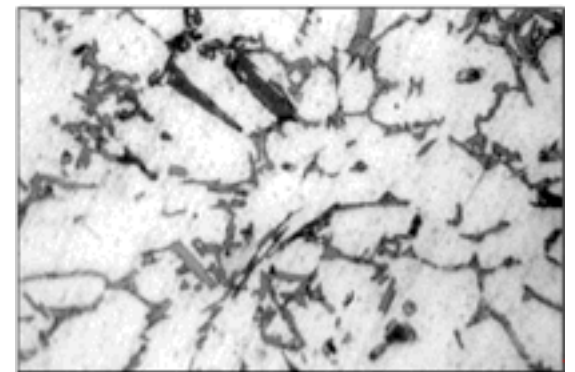
Оброблення рідкого сплаву АК5М2 імпульсним електричним струмом у діапазоні частот від 500 до 6000 Гц, при зміні щільності від 5 до 35  $\text{A/cm}^2$  призводить до практично повної заміни фази  $\beta$  на  $\alpha$ . Найбільш ефективним режимом оброблення є:  $\nu = 500 \text{ Гц}$ ,  $j = 7...20 \text{ A/cm}^2$ , що



а



б



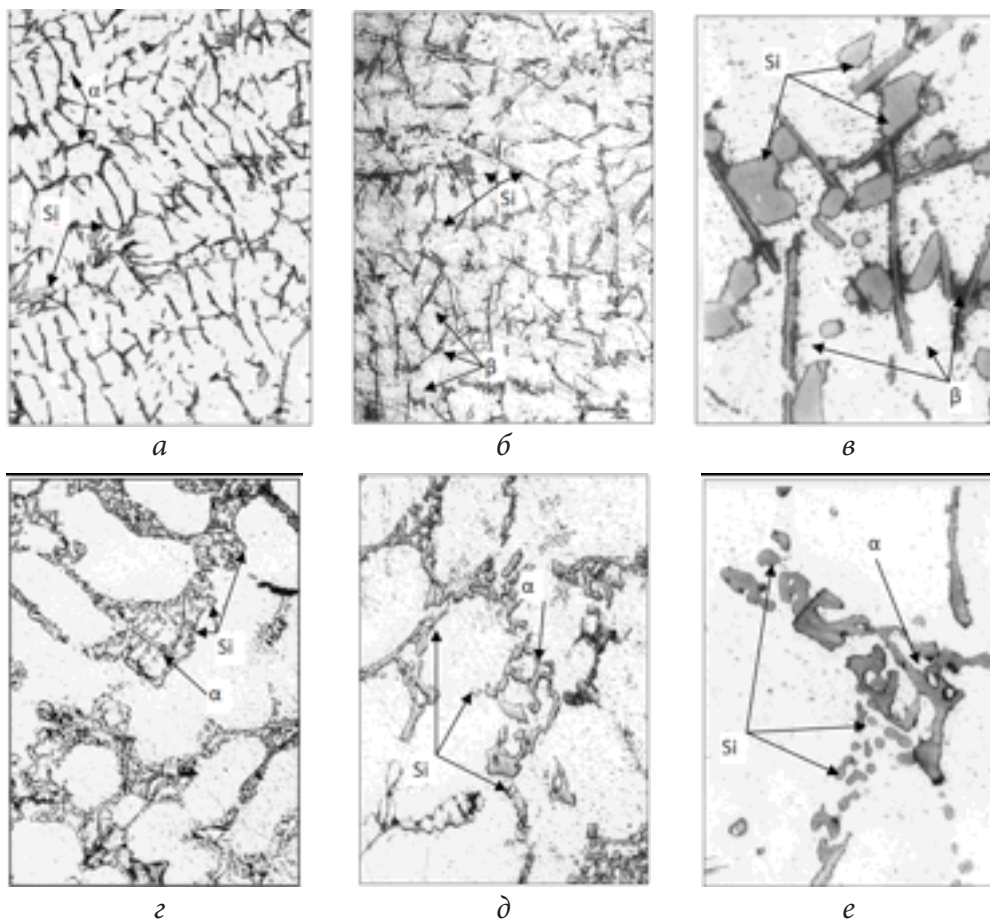
в

**Рис. 3.** Мікроструктура сплаву АК5М2 після оброблення розплаву електричним струмом ( $\times 400$ ): а -  $\nu = 1000 \text{ Гц}$ ,  $j = 7 \text{ A/cm}^2$ ; б -  $\nu = 1000 \text{ Гц}$ ,  $j = 20 \text{ A/cm}^2$ ; в -  $\nu = 50000 \text{ Гц}$ ,  $j = 7 \text{ A/cm}^2$

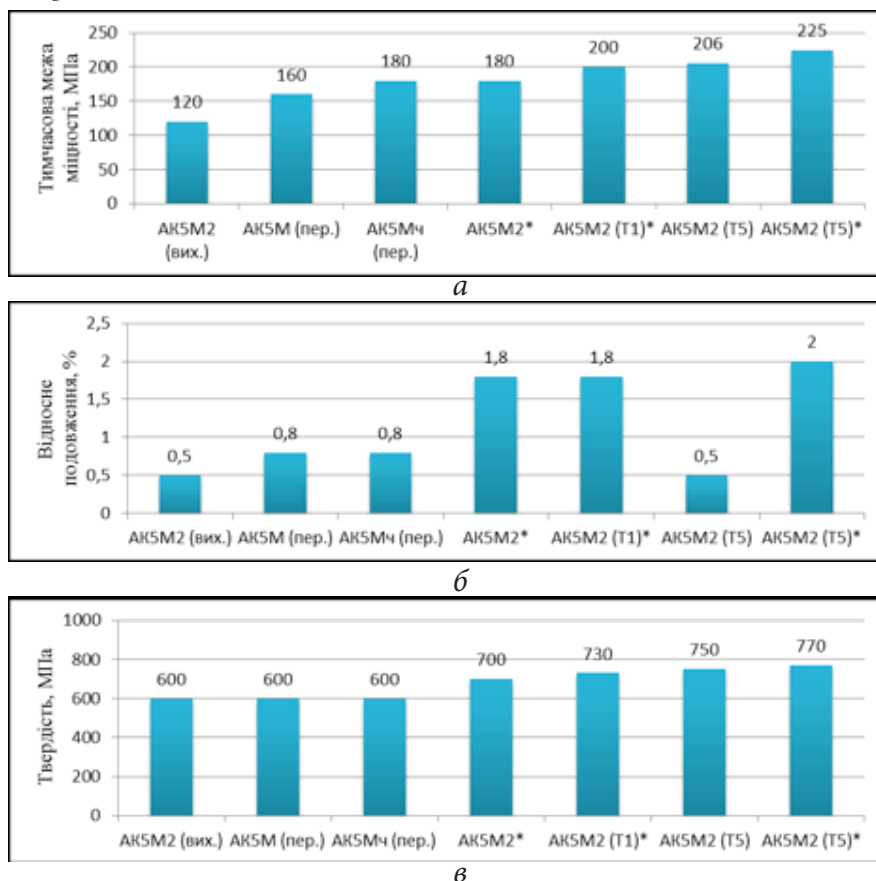
сприяє підвищенню міцності вторинного сплаву АК5М2 на 50%, пластичності у 3,6 рази, твердості на 15%. За рівнем механічних властивостей це відповідає сплавам АК5М і АК5Мч, які виплавляються з первинних металів.

Термічне оброблення сплавів, виготовлених із вторинної сировини і оброблених у рідкому стані однополярним імпульсним електричним струмом, засвідчило, що незважаючи на те, що процес тверднення здійснюється за метастабільною діаграмою нерівноважного стану, залізовмісні фази, які формуються, характеризуються стабільністю структури та морфології (рис. 4).

Термічне оброблення виливків, одержаних із сплавів, оброблених у рідкому стані однопо-



**Рис. 4.** Вплив режимів термічного оброблення на мікроструктуру та морфологію залізовмісних фаз сплаву AK5M2: а, б, в – вихідний сплав; г, д, е – сплав, оброблений в рідкому стані однополярним імпульсним електричним струмом ( $j = 7 \text{ A/cm}^2$ ;  $\nu = 700 \text{ Гц}$ ); а, г – без термічного оброблення; б, д – штучне старіння (T1); в, е – гартування з неповним штучним старінням (T5); а, б – X200; г, д, – X400; в, е – X800



**Рис. 5.** Механічні властивості сплаву AK5M2 (\* – сплав, оброблений імпульсним електричним струмом)

лярним імпульсним електричним струмом, сприяє додатковому підвищенню їх механічних властивостей. Зокрема, при режимах T5, T6 зростання межі міцності (рис. 5, а) і відносного подовження відповідно складає 25,0% і у 1,1 рази (рис. 5, б), при підвищенні твердості сплаву на 10,1% (рис. 5, в).

При цьому, різниця у властивостях між вихідним сплавом і таким, що був оброблений імпульсним електричним струмом з наступним термічним обробленням за режимом T5, досить суттєва: міцність, пластичність і твердість сплавів підвищилися відповідно на 32,3%, у 4 рази і на 1,3%.



**ЛІТЕРАТУРА:**

1. Баум Б.А. Взаимовлияние жидкого и твёрдого состояния сплавов / Б.А. Баум, Е.А. Клименков, Г.В. Тягунов, Ю.А. Базин // Изв. АН СССР. Металлы. – 1986. – №3. – С. 19...24.
2. Попель П.С. Влияние структурного состояния расплава на кристаллизацию силуминов / П.С. Попель, В.И. Никитин, И.Г. Бродова [и др.] // Расплавы. – 1987. – Т.1. – Вып. 3. – С. 31...35.
3. Никитин В.И. Наследственность и технологии генной инженерии в литых сплавах / В.И. Никитин // Литейное производство, 2002.–№10. – С. 8...10.
4. Пригунова А.Г. Теорія та технології одержання високоякісних силумінів фізико-хімічними впливами на розплав: Автореф. дис. на здобуття наук. ступеня докт. техн. наук: спец. 05.16.01 «Металознавство та термічна обробка металів» / А.Г. Пригунова. – Дніпропетровськ, 1999. – 34 с.
5. Патент на винахід 101208 Україна, МПК С22В9/00. Спосіб виробництва силумінів / С.С. Петров, С.В. Пригунов, А.Г. Пригунова, Д.Н. Ключник; заявл. 11.02.2011 р, опубл. 11.03.2013 р., Бюл. № 5.
6. Калинушкин Е.П. Применение метода закалки из полужидкого состояния для изучения процесса кристаллизации быстрорежущих сталей / Е.П. Калинушкин, Э.Я. Василёв // Закономерности формирования структуры сплавов эвтектического типа. – Днепропетровск: ДМетИ, 1982. – С. 193...198.
7. Száraz, R.Pastirčák, A. Sládek The influence of electrical current on Al–Si alloys crystallization // Archives of Foundry Engineering. – Vol. 8. – Issue 2. – 2008. – P. 133...136.
8. Таран Ю.Н. Структура эвтектических сплавов / Ю.Н.Таран, В.И. Мазур. – М.: Металлургия. – 1978. – 312 с.



ЛОБОДА П.І., ГУРІЯ І.М., СОЛОДКИЙ Є.В., СМІРНОВА Я.О.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

## ДОСЛІДЖЕННЯ ВЗАЄМОДІЇ АЛЮМІНІЮ З ТИТАНОВИМ КОМПОЗИТОМ

E-mail: decan@iff.kpi.ua; gurya@ukr.net; yana.luschay@gmail.com

**АНОТАЦІЯ.** У роботі розглянуто загальні методики рідкофазного виготовлення алюмінієвих композитів. Досліджено взаємодію титану, армованого боридом титану, та розплаву алюмінію, під час якої спостерігався рівномірний перехід волокон бориду титану з пластини титанового композиту в розплав. Дане дослідження є підставою для подальшого, більш глибокого, вивчення взаємодії титанових композитів з розплавом алюмінію.

**КЛЮЧОВІ СЛОВА:** борид титану, алюміній, титан, композиційний матеріал

Найпоширенішими металами, які використовують як матриці композиційних матеріалів, є титан та алюміній. Армування їх боридами титану дозволяє отримувати композити з високими фізико-механічними властивостями для аерокосмічної, автомобільної, оборонної та інших галузей промисловості [1].

Алюміній, як матриця для композиційних матеріалів, має унікальну комбінацію низького електричного опору, високих механічних властивостей та корозійної стійкості [1].

Титан, у свою чергу, має низьку густину, невисокий коефіцієнт теплового розширення, відносно малі тепло- та електропровідність, високу міцність та питому міцність, є немагнітним та нехолодноламким. Це один із найбільш корозійностійких металів, що пов'язано з утворенням на його поверхні пасивної оксидної плівки [2].

Наявність боридів титану як армувальної складової в алюмінієвій металевій матриці підвищує межу міцності на розрив та мікротвердість композиту і зменшує коефіцієнт тертя [3-5].

Однак, в алюмінієвих сплавах модуль пружності нижчий за титан та сталі, що не завжди може забезпечити необхідну жорсткість конструкції одночасно з їх малою вагою. Отже, створення композиційного матеріалу з високими механічними властивостями та малою питомою вагою є актуальним.

Відомо два основних методи виготовлення композиційних матеріалів:

*in situ*, коли армувальний елемент утворюється у ході реакції у розплаві матричного металу;

*ex situ*, коли армувальний елемент вводиться у вигляді частинок або волокон у розплав матричного металу.

Обидва методи успішно використовують для синтезу композитів на основі алюмінію, з армувальною складовою у вигляді твердих включень бориду титану. Проте, у методики *ex situ* є такий недолік як коагуляція армувальної складової під час введення та розподілення по об'єму розплаву, що в свою чергу спричиняє незручності під час виготовлення композиту.

Відомі дослідження [6-7] з використанням методики *in situ*, у яких композиційні матеріали синтезувалися шляхом екзотермічної реакції галогенідних солей  $KBF_4$  та  $K_2TiF_6$  чистотою 99% з розплавленим алюмінієм. У роботі [8] наведено отримання композиту шляхом введення лігатур Al-10%Ti та Al-3%B до алюмінієвого розплаву ( $\approx 97\%$  Al).

У всіх вище наведених дослідженнях було досягнуто рівномірне розподілення бориду титану по об'єму алюмінієвої матриці. Крім того, було підвищено значення мікротвердості (за Вікерсом), межі міцності на розтяг та пластичності.

Використання методів *ex situ* для синтезу композитів з алюмінієвою матрицею та частинками бориду титану, незважаючи на відмінності у запропонованих технологіях, також привело до позитивних результатів [3-4, 9]. Проте, для запобігання коагуляції частинок бориду титану, використовувалося постійне перемішування рідкого алюмінію.

На сьогодні взаємодія композитів на основі титану, армованих боридом титану з алюмінієм, не вивчена, хоча згідно квазібінарного розрізу алюміній – бориди титану та діаграми стану титан-алюміній титанова матриця основного композиту має розчинятися в контакті з рідким

металом, а волокна бориду титану – переходить в розплав, армуючи, тим самим, алюмінієву матрицю новоствореного композиту.

Відповідно, проблему коагуляції армувальної складової під час її введення та розподілу по об'єму розплаву можна вирішити шляхом взаємодії титанового композиту з розплавом алюмінію.

Для вивчення процесу взаємодії алюмінієвого розплаву з титаном, армованим волокнами бориду титану, було проведено дослідження, у ході якого титановий композит занурювали та витримували у розплаві алюмінію.

Дослідний зразок, що занурювався, являв собою титанову пластину, розмірами 20x20x5 мм, армовану волокнами бориду титану діаметром 1...2 мкм та довжиною 100...500 мкм. Пластина була отримана методом електронно-променевого переплавлення з наступною прокаткою. Після прокатування поверхня зразка була відшліфована з метою видалення оксидів та інших домішок.

Під час експерименту алюміній нагрівали в електропечі до температури 800 °С, після чого пластину композиту занурювали та витримували у рідкому металі. Час витримки зразків – 15, 30 та 60 хв.

Методом металографічного аналізу було виявлено дві нові зони – вільна від волокон, суцільна фаза сірого кольору та зона однорідно розподілених волокон в розплаві алюмінію. Згідно рентгеноструктурного аналізу, суцільна фаза сірого кольору являє собою титан-алюмінієві інтерметаліди, а волокна в розплаві алюмінію – моноборид титану (рис. 1).

Окрім того, встановлено, що під час взаємодії титанової пластини та розплавленого алюмінію між ними утворюється перехідна зона. Час витримки пластини у розплаві практично не впливає на перехідну зону, але від нього залежить товщина шару алюмінію, армованого рівномірно розподіленими волокнами бориду титану (рис. 2).

### ВИСНОВКИ

У результаті роботи спостерігався перехід армувальної складової титанового композиту в розплав алюмінію та рівномірне розташування даних волокон по об'єму закристалізованої алюмінієвої частини, що в свою чергу слугує вагомим підґрунтям для проведення подальших досліджень взаємодії композитів на основі титану з розплавом алюмінію.

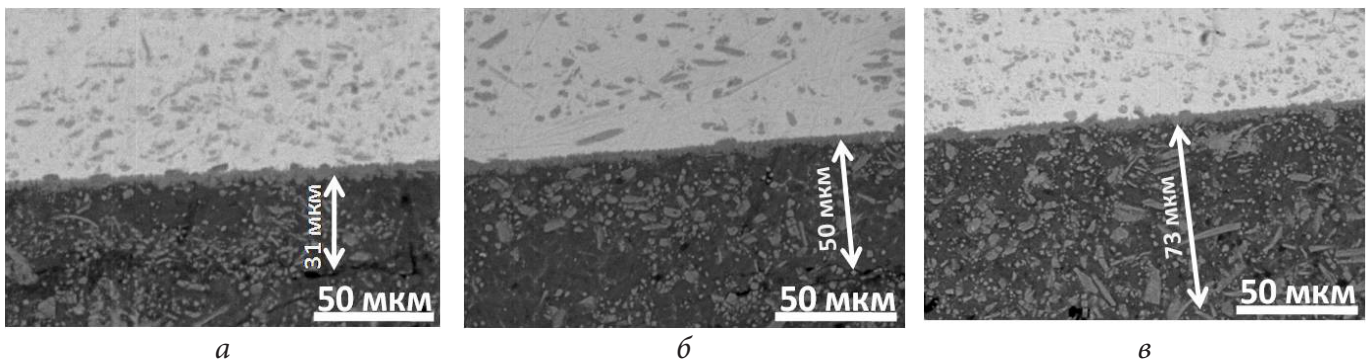


Рис. 1. Мікроструктура титану, армованого волокнами монобориду титану, після взаємодії з розплавом алюмінію: а – протягом 15 хв; б – протягом 30 хв; в – протягом 60 хв

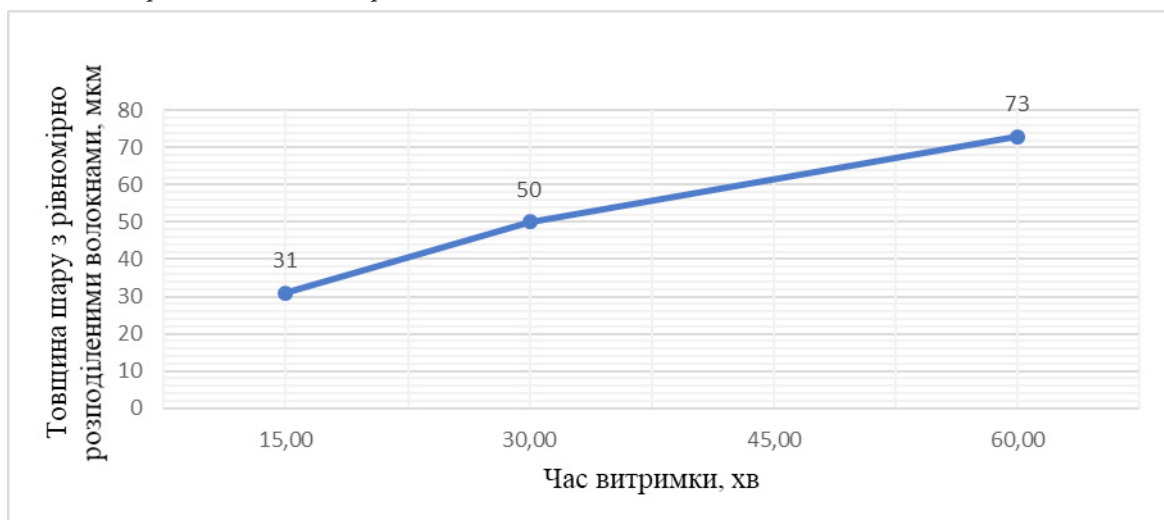


Рис. 2. Графік залежності товщини шару алюмінію, армованого рівномірно розподіленими волокнами бориду титану, від часу витримки зразка у розплаві

## ЛІТЕРАТУРА:

1. Aluminium-Titanium Diboride (Al-TiB<sub>2</sub>) Metal Matrix Composites: Challenges and Opportunities. / S. Suresh, N. Shenbag, V. Moorthi // *Procedia Engineering*, 38. – 2012. – pp. 89...97.
2. Композиционные материалы: Справочник / Под ред. Д.М. Карпиноса.– Киев: Наукова думка, 1985. – 592 с.
3. In situ processing of Al-TiB<sub>2</sub> composite by the stir-casting technique. / K.L. Tee, L. Lu, M.O. Lai // *Journal of Materials Processing Technology*, 89-90. – 1999. – pp. 513...519.
4. Synthesis of AL-TIB<sub>2</sub> nanocomposite using high frequency induction melting. / A.M. Nabawy, Z. Zhang, Z.X.G. Chen // *Materials Science & Technology Conference and Exhibition*. – 2013. – pp. 1284...1293.
5. Design of Experiments Analysis of Friction Behavior of Al-TiB<sub>2</sub> Composite. / S. Poria, G. Sutradhar, P. Sahoo // *Materials Today: Proceedings*, 4. – 2017. – pp. 2956...2964.
6. TiB<sub>2</sub> reinforced aluminum based in situ composites fabricated by stir casting. / Fei Chena, Zongning Chenb, Feng Maoa, Tongmin Wanga, Zhiqiang Cao // *Materials Science and Engineering*, 625. – 2015. – pp. 357...368.
7. Deformation behaviour and failure mechanisms of Al-TiB<sub>2</sub> in situ composites. / S. Madhavan, S. Balasivanandha Prabu // *Materials Science and Technology*, 29. – 2013. – pp. 268...272.
8. Development of Al 6063-TiB<sub>2</sub> in situ composites. / C.S. Ramesh, Abrar Ahamed, B.H. Channabasappa, R. Keshavamurthy // *Materials & Design*, 34. – 2010.– pp. 2230...2236.
9. Effect of B<sub>4</sub>C, TiB<sub>2</sub> and ZrSiO<sub>4</sub> ceramic particles on mechanical properties of aluminium matrix composites: Experimental investigation and predictive modelling. / K. Shirvanimoghaddam, H. Khayyam, H. Abdizadeh, M. Karbalaei Akbari, A.H. Pakseresht, F. Abdi, A. Abbasi, M. Naebe // *Ceramics International*, 42.– 2016. – pp. 6206...6220.

НУРАДИНОВ А.С.<sup>1</sup>, ОСАДЧИЙ А.Г.<sup>2</sup>

(<sup>1</sup>ФТИМС НАН України, м. Київ; <sup>2</sup>КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

## СИЛОВИЙ ВПЛИВ ІМПУЛЬСНИХ МЕТОДІВ ОБРОБЛЕННЯ НА ПРОЦЕС ФОРМУВАННЯ БЕЗПЕРЕРВНО ЛИТИХ ЗАГОТОВОК

E-mail: foundry@iff.kpi.ua

**АНОТАЦІЯ.** Досліджено вплив газоімпульсного та віброімпульсного оброблення на гідродинамічні та теплофізичні умови формування структури безперервно литих заготовок, тепломасоперенос у модельних і сталевих злитках та вплив зміни параметрів оброблення на майбутні властивості заготовок. Визначено оптимальні параметри частоти і амплітуди оброблення, які сприяють збільшенню тепловідведення, формуванню дисперсної структури заготовок та підвищенню їх механічних властивостей.

**КЛЮЧОВІ СЛОВА:** безперервно лита заготовка, вібрація, газоімпульсне перемішування, макроструктура, мікроструктура, механічні властивості.

За останні десятиріччя різні способи зовнішніх динамічних впливів (електромагнітне та пульсаційне перемішування, ультразвук, вібрація та ін.) на виливки і безперервно литі заготовки в процесі затвердіння пройшли численні дослідні випробування, за допомогою яких накопичено чимало експериментального матеріалу. Проте, через відсутність фундаментальних досліджень широкого застосування вони не знайшли. Тому нами проведено дослідження щодо впливу газоімпульсного перемішування та вібрації на формування безперервно литих заготовок, з урахуванням їх впливу на гідродинаміку і теплофізику процесу кристалізації [1].

Практичний інтерес до газоімпульсного перемішування металевих сплавів у процесі затвердіння пов'язаний з тим, що це перемішування впливає на ріст кристалів, подрібнення дендритів, перерозподіл ліквіційних домішок, інтенсивність тепловідведення при формуванні безперервно литих заготовок і злитків.

Найбільш важливим при виборі раціональних параметрів цієї технології є аналіз гідродинамічних і теплофізичних процесів імпульсного впливу струменя рідкого металу на перемішування середовища тієї ж густини в обмеженому просторі [2, 3].

У питанні ефективності газоімпульсного оброблення важливу роль відіграє вибір раціональних параметрів перемішування, які викликають помірну турбулізацію розплаву і забезпечують ламінарне переміщення потоків сталі уздовж межі затвердіння [4, 5].

Занадто велика інтенсивність перемішування

руйнує рідко-тверду зону кристалізації сталі і, змиваючи ліквати з поверхні кристалів, переносить їх у ядро злитка.

Аналіз гідродинамічних процесів при газоімпульсному обробленні розплаву камфена на фізичній моделі показує, що воно викликає розвиток потужних кільцевих вихорів, які послідовно поширюються від вихідного перерізу трубки до нижньої частини кристалізатора (рис. 1).

Вихрові кільця захоплюють об'єми розплаву, створюючи інтенсивний рух. При цьому виникає силовий вплив на межу затвердіння камфена, який викликає руйнування дендритів.

Знання періоду впливу пульсації на межу затвердіння і товщину затверділого шару дозволило визначити вплив потужності перемішування на швидкість кристалізації камфена. Цілком очевидно, що турбулентні потоки вздовж межі



Рис. 1. Розвиток кільцевих вихорів при газоімпульсному обробленні розплаву камфена



затвердіння збільшували передачу теплоти від ядра заготовки до межі затвердіння і впливали тим самим на швидкість кристалізації камфена. Чим інтенсивніше перемішування (вища частота пульсації) розплаву і більша глибина занурення трубки, тим сильніший його вплив на закон зміни товщини затверділого шару (рис. 2, а, б).

Зворотно-поступальне перемішування ядра заготовки пульсуючим струменем сприяло інтенсифікації тепловідведення від більш гарячих об'ємів розплаву до межі затвердіння, про що свідчить підвищення температури поверхні заготовки (рис. 3, а, б) і зниження швидкості наростання кірки. Характерно, що інтенсивне зниження температури поверхні заготовки і велика швидкість наростання кірки відзначені у верхній частині кристалізатора. Це пов'язано з інтенсив-

ною віддачею теплоти перегрівання від розплаву до стінок кристалізатора.

Основний вплив газоімпульсного перемішування розплаву випадає на динаміку просування фронту кристалізації в вертикальному напрямку (рис. 4, а), що пов'язано з обламуванням гілок дендритів ударами хвиль і осіданням їх уламків на дно заготовки. Найбільш значне збільшення насипу вертикального шару уламків досягається при частотах пульсації 10...15 Гц, тобто близьких до резонансної частоти (в досліді вона становила 0,87...1,31 резонансної частоти відповідно). Цьому ж сприяє занурення пульсаційної трубки на глибину 75 мм від поверхні розплаву (рис. 4, б). Менша глибина занурення трубки в розплав (55 мм і 25 мм) знижує ефективність газоімпульсного перемішування через збільшення

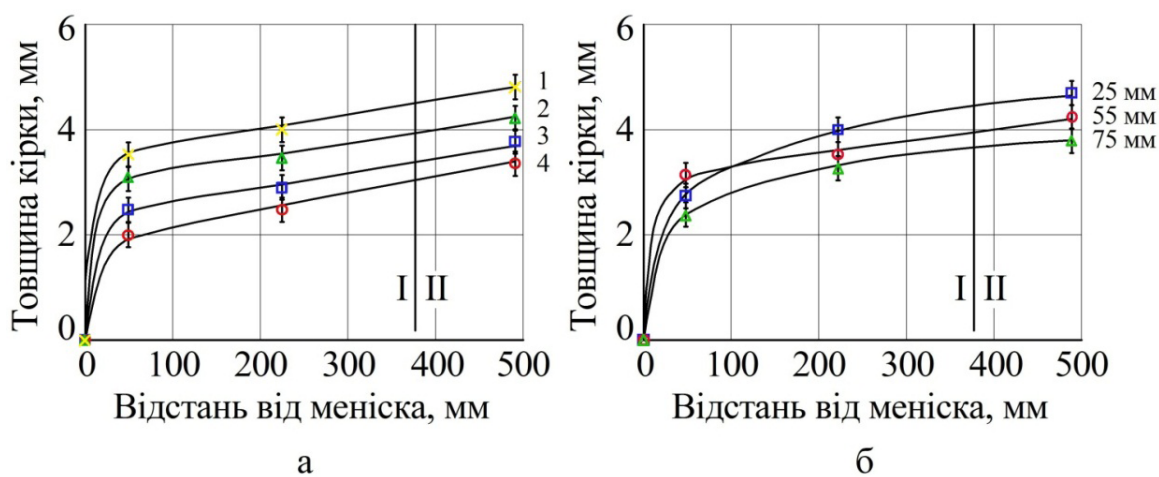


Рис. 2. Вплив частоти пульсації (а) і глибини занурення трубки в розплав (б) на зміну товщини затверділого шару при газоімпульсному перемішуванні: I – зона кристалізатора; II – зона вторинного охолодження; 1 – без оброблення; 2 – частота пульсації 1 Гц; 3 – 3 Гц; 4 – 5 Гц

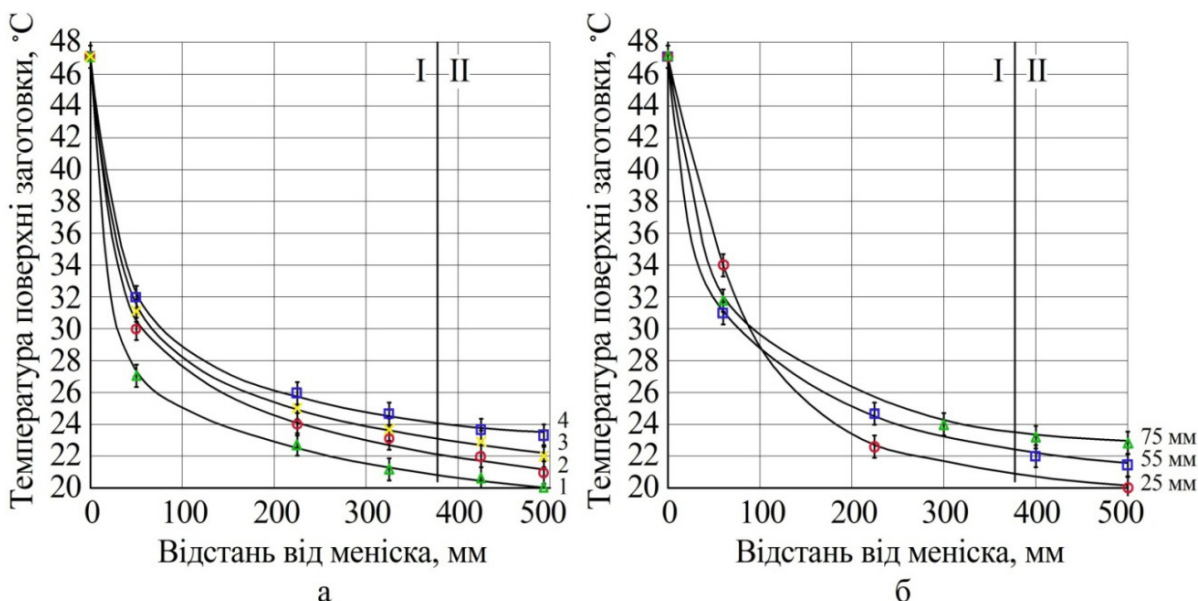


Рис. 3. Вплив частоти пульсації (а) і глибини занурення трубки в розплав (б) на температуру поверхні заготовки камфена: I – зона кристалізатора; II – зона вторинного охолодження; 1 – без оброблення; 2 – частота пульсації 1 Гц; 3 – 3 Гц; 4 – 5 Гц

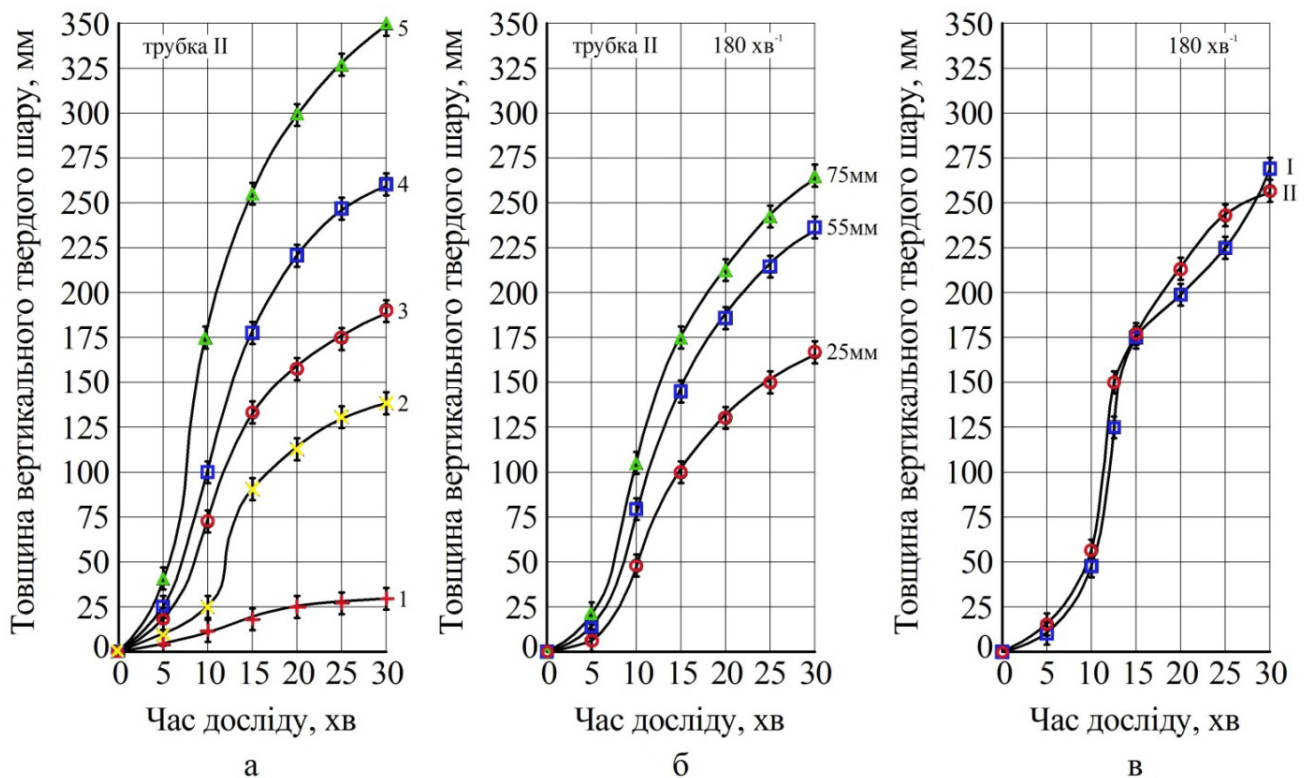


Рис. 4. Зміна вертикальної швидкості кристалізації в залежності від: а – частоти пульсації; б – глибини занурення пульсаційної трубки; в – типу трубки: 1 – без оброблення; 2 – частота пульсації 70 хв<sup>-1</sup>; 3 – 150 хв<sup>-1</sup>; 4 – 180 хв<sup>-1</sup>; 5 – 600 хв<sup>-1</sup>; I – прямоточна трубка; II – трубка з боковим отвором

різниці між резонансною і робочою частотами. Зміна конструкції пульсаційної трубки істотно не вплинула на кінетику кристалізації заготовки (рис. 4, в).

Отримані дані щодо кінетики формування заготовки свідчать про те, що при великій інтенсивності перемішування можна пригальмувати наростання бічної кірки, що забезпечує більш швидке відведення теплоти перегрівання і настання періоду об'ємної кристалізації ядра заготовки.

Разом з тим, слід підкреслити важливість вибору раціональних параметрів пульсації, які викликають помірне перемішування розплаву і забезпечують тим самим оптимальні гідродинамічні та теплофізичні умови формування заготовки.

Накладання віброімпульсу на безперервно литі заготовки під час затвердіння може бути реалізовано різними способами, наприклад, прикладання віброімпульсу до кристалізатора або безпосередньо до заготовки.

Вібрація обламує кристали на межі затвердіння, вирівнює нерівномірність фронту кристалізації, що може виключити утворення «містків» і за рахунок осідання уламків зменшити глибину лунки рідкого металу [6, 7].

Одним із найбільш складних питань вібраційного оброблення є вибір місця прикладання і напрямку віброімпульсу до заготовки, що твердіє.

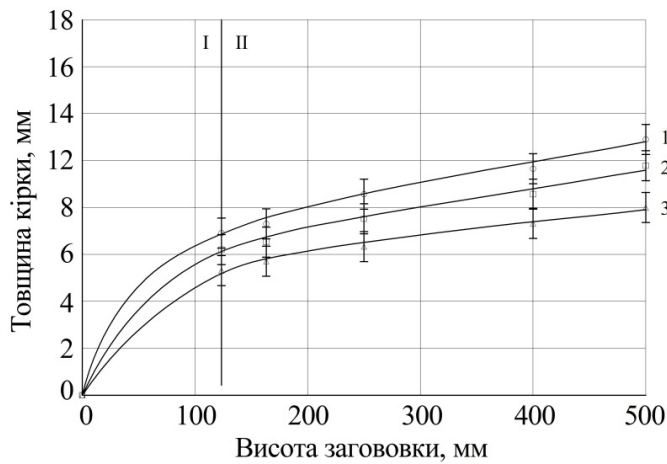
Основними критеріями, за якими оцінювали ефективність впливу вібраційного оброблення на формування безперервно литої заготовки, в наших дослідженнях були:

- товщина затверділої кірки;
- глибина рідкої лунки.

З огляду на те, що вібрація обламує кристали, що ростуть, можна було очікувати, що чим сильнішим буде вібраційний вплив, тим інтенсивнішим буде процес руйнування дендритів [8, 9]. Дійсно, з рис. 5 видно, що при однакових параметрах вібрації дендрити сильніше руйнуються при повздовжньому щодо положення заготовки напрямку імпульсів, що забезпечує меншу товщину кірки розплаву і тим самим сприяє більш інтенсивній теплопередачі в зоні вторинного охолодження.

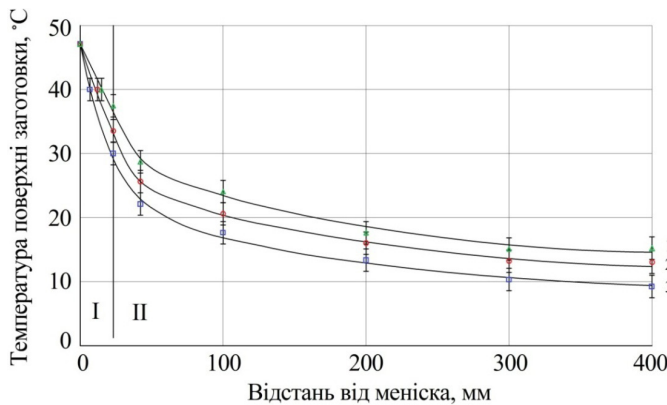
Різна ефективність руйнування дендритів пов'язана з тим, що при поздовжньому напрямку віброімпульсу згинальні зусилля вібрації спрямовано перпендикулярно до осей кристалів, а при поперечному – уздовж осей кристалів. Як наслідок, у першому випадку потрібно менше зусилля для обламування кристалів, ніж у другому.

Формування оболонки заготовки, що твердіє, супроводжується двома явно вираженими процесами. У початковий період затвердіння відбувається, головним чином, відведення



**Рис. 5.** Експериментальні значення товщини кірки заготовки камфена по висоті кристалізатора і частини зони вторинного охолодження: I – зона кристалізатора; II – зона вторинного охолодження; 1 – без вібрації; 2 – накладання віброімпульсу в зоні вторинного охолодження (поперечна вібрація); 3 – накладання віброімпульсу в зоні вторинного охолодження (повздовжня вібрація)

теплоти перегрівання сплаву і незначне зростання товщини кірки заготовки. У цей період спостерігається найінтенсивніша передача теплоти від поверхні заготовки до кристалізатора, про що свідчать дані щодо зміни температури поверхні заготовки в зоні кристалізатора і під кристалізатором (рис. 6).



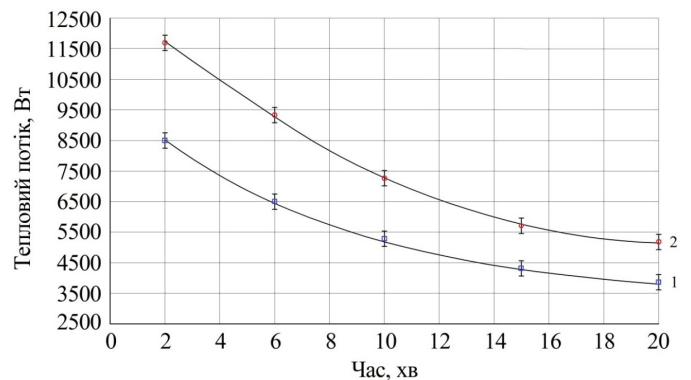
**Рис. 6.** Вплив частоти вібрації на температуру поверхні заготовки: I – зона кристалізатора; II – зона вторинного охолодження; 1 – без вібрації; 2 – частота вібрації 60 Гц; 3 – частота вібрації 80 Гц

В ході подальшого затвердіння переважає виділення внутрішньої теплоти (теплоти кристалізації), що знижує темп охолодження поверхні заготовки. Накладання вібрації підвищує температуру поверхні кірки заготовки як в зоні кристалізатора (I), так і в зоні вторинного охолодження (II) за рахунок більш інтенсивного теплообміну між кіркою заготовки і її більш гарячою рідкою серцевиною.

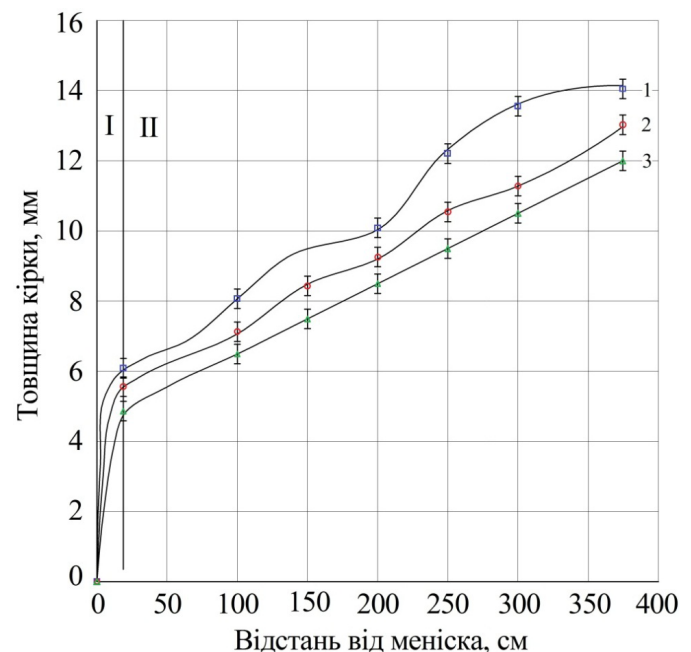
Інтенсифікація теплопередачі від поверхні заготовки в кристалізаторі і зоні вторинного охолодження, про що свідчить зміна температури

поверхні заготовки в цих зонах (рис. 7), пов'язана із збільшенням теплових потоків, які підводяться до межі затвердіння, за рахунок впливу вібрації (рис. 8). Дійсно, з даного рисунка видно, що значення теплових потоків при дії вібрації ( $\omega = 80$  Гц і  $A = 1,5$  мм) збільшуються до 30...40% в порівнянні зі звичайними умовами затвердіння. А це, в свою чергу, впливає на інтенсивність тепловіддачі в кристалізаторі і зоні вторинного охолодження.

У табл. 1 наведено результати розрахунків теплового балансу безперервно литого злитка камфена в умовах звичайного затвердіння і під дією вібрації.



**Рис. 7.** Зміна теплового потоку в модельній безперервно литій заготовці в часі: 1 – без вібрації; 2 – частота вібрації 80 Гц,  $A = 1,5$  мм; швидкість витягування заготовки – 40 см/хв



**Рис. 8.** Вплив частоти вібрації на динаміку росту кірки заготовки при постійній амплітуді ( $A = 1,5$  мм): I – зона кристалізатора; II – зона вторинного охолодження; 1 – без вібрації; 2 – частота вібрації 60 Гц; 3 – частота вібрації 80 Гц



**Таблиця 1** – Результати розрахунків теплового балансу безперервно литого злитка камфена в умовах звичайного затвердіння і під дією вібрації

Загальна кількість теплоти та її витрати	Злиток камфена 45x110 мм			
	без вібрації		при вібрації	
	ккал/год	%	ккал/год	%
Загальна кількість теплоти, отриманої рідким розплавом	8400	100	8400	100
Тепло, втрачене в кристалізаторі	1680	20	2350	28
Тепло, втрачене в зоні вільного охолодження	3950	47	4950	59
Тепло, яке втрачається в зоні вільного охолодження на повітрі	2770	33	1100	13

З таблиці видно, що вібрація підсилює тепловідведення від злитка як у зоні кристалізатора на 8%, так і в зоні вторинного охолодження на 12%. При цьому точка підведення віброімпульсу знаходиться в зоні вторинного охолодження на відстані 3...4 мм, від кристалізатора, виходячи з перерахунку на натуральні процеси.

Застосування вібрації призводить до зниження товщини і нерівномірності затверділої кірки заготовки в її поперечному перерізі (рис. 8), причому істотні розбіжності в товщині бічної кірки починаються нижче кристалізатора і збільшуються по мірі віддалення від нього.

Цей факт пояснюється двома причинами:

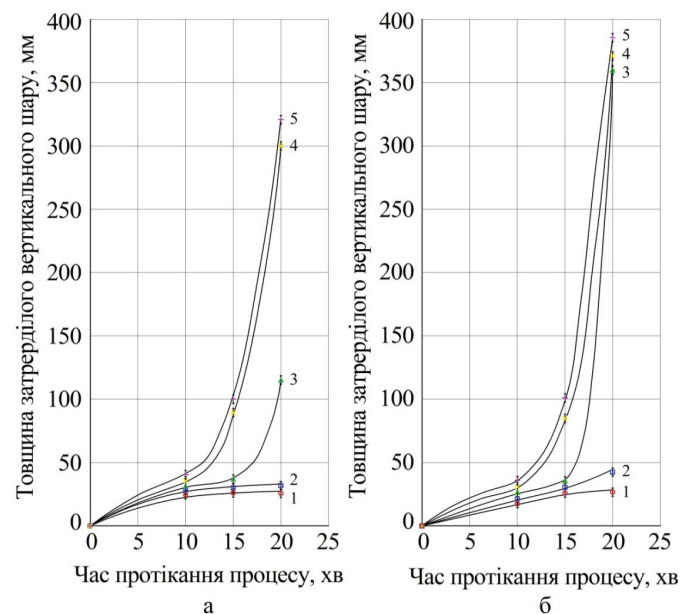
а) по-перше, вібрація, як зазначалося вище, призводить до нагрівання кірки заготовки за рахунок інтенсифікації перемішування розплаву, що уповільнює її зростання;

б) по-друге, за рахунок пружних поздовжніх хвиль, створюваних вібрацією, відбувається обламання дендритів на вертикальному фронті кристалізації заготовки. Уламки дендритів опускаються уздовж фронту кристалізації і осідають на дно рідкої лунки, а до них додаються кристали, які зародилися в глибині розплаву внаслідок кавітації.

В результаті починається різке збільшення висоти уламків дендритів, які осідають на дно. Безперервне заповнення рідкої лунки уламками дендритів і кристалів з подальшим затвердінням двохфазного об'єму розплаву призводить до істотного скорочення глибини лунки при накладенні вібрації на безперервно литу заготовку в процесі затвердіння (рис. 9).

Зменшення глибини рідкої лунки і руйнування стовпчастих дендритів на фронті кристалізації значно зменшує (в умовах експеримента взагалі виключає) імовірність утворення містків, які є основною причиною виникнення осьової пористості і, як наслідок, осьової ліквідації. Осьова пористість при звичайних умовах кристалізації обумовлена, як вказувалося вище, усадкою металу при затвердінні. Через нестачу рідкого металу

нижче утворених містків, кристалізація відбувається в умовах розрідження, яке сприяє перерозподілу ліквідаційних елементів (тобто інтенсифікує виділення лікватів), утворюючи осьову ліквідацію [10].



**Рис. 8.** Вплив параметрів вібрації на висоту насипу уламків дендритів на дно рідкої лунки: 1 – без вібрації; 2 – частота вібрації 40 Гц; 3 – 60 Гц; 4 – 80 Гц; 5 – 100 Гц; а – амплітуда вібрації 0,5 мм; б – 1,5 мм

Ефективність вібрації істотно залежить від її параметрів. З наведених на рис. 9 даних видно, що незалежно від величини амплітуди частота вібрації 40 Гц відносно слабо впливає на процес формування безперервно литої заготовки. Істотний вплив вібрації починається з частоти 60 Гц і закінчується практично при частоті 80 Гц. Подальше підвищення частоти до 100 Гц вже несуттєво впливає на ефективність процесу формування заготовки. Збільшення амплітуди вібрації підсилює вплив її частоти.

Вплив параметрів вібрації на процес формування безперервно литої заготовки дещо різний: величина амплітуди вібрації сприяє, в основному, процесу обламання вершин дендритів уздовж фронту кристалізації, в той час як



частота вібрації – сприяє зародженню кристалів в об'ємі рідкої частини заготовки. Збільшення обох параметрів вібрації до певної межі (в умовах наших експериментів вони мали значення  $A = 1,5$  мм;  $\omega = 80$  Гц) забезпечує максимальну ефективність її впливу на процес формування безперервно литої заготовки.

### ВИСНОВКИ:

1. Аналіз результатів досліджень, проведених на прозорій фізичній моделі, дозволяє стверджувати, що вібрація сприяє посиленню тепловідведення від безперервно литої заготовки в процесі затвердіння за рахунок інтенсифікації теплових потоків, які підводяться до межі затвердіння, на 30...40%, і забезпеченню мінімальної товщини затверділої кірки внаслідок обламування дендритів.

2. Обламуючи дендрити на межі затвердіння, вібрація усуває нерівномірність фронту кристалізації і зменшує ймовірність утворення «містків», які є головними причинами виникнення осьової пористості і ліквациї. За рахунок осідання уламків дендритів значно зменшується глибина рідкої лунки (в умовах експериментів у 2...4 рази залежно від параметрів вібрації).

3. Найбільший ефект вібраційного впливу на заготовку досягається при підведенні віброімпульсу в зоні вторинного охолодження, а оптимальний напрямок імпульсу – паралельно осі

безперервно литої заготовки. При цьому помітно посилюється тепловіддача від зливки, як в зоні вторинного охолодження (12%), так і в зоні кристалізатора (8%).

4. Результати досліджень по газоімпульсному обробленню розплаву показують, що воно викликає розвиток потужних турбулентних потоків по осі заготовки, які послідовно поширюються від вихідного перерізу, зануреного в розплав, аж до верхньої частини зони вторинного охолодження. При цьому виникають кільцеві вихори, які створюючи інтенсивний рух розплаву, надають силовий вплив на межу затвердіння і викликають обламування дендритів.

5. Дані щодо кінетики формування заготовки свідчать про те, що при високих частотах пульсації можна пригальмувати наростання кірки, за рахунок чого забезпечується більш інтенсивне зняття тепла перегрівання. Силовий вплив потоку, що пульсує, на фронт кристалізації призводить до обламування дендритів і їх осідання на дно. При цьому необхідно вибрати раціональні параметри перемішування, які виключають турбулізацію всього об'єму рідкої фази і забезпечують оптимальні гідродинамічні та теплофізичні умови формування заготовки. За даними моделювання можна рекомендувати наступні параметри: частота пульсації 150...180 хв<sup>-1</sup>; амплітуда 60...100 мм і глибина занурення труби 180...190 мм.

### ЛІТЕРАТУРА:

1. Смирнов А.Н. Процессы непрерывной разливки / А.Н.Смирнов, В.Л. Пилюшенко, А.А. Минаев. – Донецк: ДонНТУ, 2002. – 536 с.
2. Ефимов В.А. Технологии современной металлургии / В.А.Ефимов, А.С. Эльдарханов. – М.: Новые технологи, 2004. – 784 с.
3. Ефимов В.А. Металлургические аспекты перемешивания сплавов в ковше и затвердевающей плитке / Процессы разливки и кристаллизации стали. – К.: ИПЛ АН УССР. – 1991. – С. 3...12.
4. Ефимов В.А. Физические методы воздействия на процессы затвердевания сплавов / В.А. Ефимов, А.С. Эльдарханов. – М.: Металлургия, 1995. – 272 с.
5. Смирнов А.Н. О модифицирующем эффекте при пульсационном перемешивании жидкой фазы стальных слитков в процессе их затвердевания / А.Н. Смирнов, Т.В. Чернобаева // Процессы литья, 1995. – №1. – С. 65...68.
6. Найдек В.Л. Моделирование вибрационной обработки непрерывнолитых заготовок / В.Л. Найдек, А.С. Нурадинов, А.С. Эльдарханов, Е.Д. Таранов / Международный научно-технический конгресс. – К., 2004. – С. 50...52.
7. Гладков М.И. Виброобработка жидкого металла / М.И. Гладков, Ю.А. Балакин // Литейное производство, 2000. – №12. – С. 7...8.
8. Найдек В.Л. Применение динамических воздействий для повышения качества слитков и непрерывнолитых заготовок / В.Л. Найдек, А.С. Нурадинов, А.С. Эльдарханов, Е.Д. Таранов // Процессы литья, 2005. – №1. – С. 34...39.

9. Майоров А.И. Повышение качества непрерывнолитых заготовок под воздействием вибрации / А.И. Майоров, Ю.П. Кирдеев, В.И. Строева и др. // Сталь, 1984. – №11. – С. 26...27.
10. Нурадинов А.С. Влияние внешних воздействий на перемещение ликвирующей фазы в затвердевающем слитке / А.С. Нурадинов, Е.Д. Таранов, А.С. Эльдарханов, В.А. Ефимов // Процессы литья, 2004. – №2. – С. 37...40.

## ВИМОГИ ДО ОФОРМЛЕННЯ СТАТЕЙ

**Розширений огляд.** Рукописи, що подаються в даний розділ, повинні містити не більше 10 сторінок тексту (не більше 4000 слів). Матеріал повинен бути розділений на відповідні розділи і вміщувати не більше 10 зображень, що ілюструють ключові моменти огляду. Крім того, матеріал повинен супроводжуватися анотацією (100...120 слів) і ключовими словами (4...7). Список джерел, що використовуються повинен включати не менше 5 посилань.

**Короткий огляд.** Рукописи, що подаються в даний розділ, повинні складати 3...7 сторінок тексту (не більше 2500 слів), розділені на відповідні розділи і повинні вміщувати до 5 зображень, що ілюструють ключові моменти критичного аналізу і запропоновану автором ідею. Крім того, матеріал повинен супроводжуватися анотацією (50...100 слів), ключовими словами (4...7). Список використовуваних джерел повинен включати не менше 5 посилань. Такі статті також дають можливість іншим авторам використовувати дану статтю для підготовки своїх власних наукових праць. Всі етапи публікації матеріалів (рецензування, редагування, верстання, коригування) супроводжуються електронними листами.

### Оформлення тексту

Шрифт – Times New Roman

Розмір шрифту – 14

Поля – 20 мм

Інтервал – 1,5

### Структура статті

Зверніть увагу, що матеріал, який подається в редакцію, повинен бути структурований: розділений на чітко визначені розділи. Кожному підрозділу повинен бути даний короткий заголовок. Кожен заголовок повинен починатися з нового рядка.

**Заголовок матеріалу** повинен бути коротким, інформативним і повністю відображати сутність наведеного в матеріалі дослідження. Оскільки назви часто використовуються в інформаційно-пошукових системах, уникайте використання скорочень, аббревіатур і формул в назві.

**Анотація** повинна стисло висловити мету дослідження, основні результати і основні висновки. Анотації часто представлені окремо від статті, тому вона повинна давати повне уявлення про дослідження, наведені в статті.

**Ключові слова** повинні бути унікальними для даної статті. Використовуйте словосполучення для повнішого опису дослідження.

### Відомості про авторів

Вкажіть ПІБ всіх співавторів, місце роботи, контактні дані для кожного із співавторів.

ПІБ: Іванов Іван Іванович, E-mail: ivanov@ivanov.ua

**Контактна особа** ПІБ і контактні дані автора, який вестиме всю кореспонденцію з редакцією.

**Рисунки**, які наводяться, повинні мати супровідні підписи, які стисло і інформативно описують суть рисунка. Підписи до рисунка повинні пояснювати всі символи і скорочення, наведені на рисунку. Всі написи на рисунках повинні легко читатися і відповідати розміру шрифту 14. Всі рисунки повинні супроводжуватися посиланнями в тексті (наприклад, рис. 1 і т.д.)

**Таблиці.** Будь ласка, наводьте таблиці як редагований текст, а не як зображення. Переконайтеся, що дані, представлені в таблицях, не дублюють результати, описані в тексті. Всі таблиці повинні супроводжуватися посиланнями в тексті (наприклад, табл. 1 і т. д.)

**Математичні формули.** Будь ласка, наводьте математичні рівняння як редагований текст, а не у вигляді зображень. Формули повинні бути представлені в редакторі формул MathType. Всі формули, приведені в тексті, повинні бути пронумеровані.