

<https://doi.org/10.15407/plit2026.03.048>

УДК 669.131.7:621.74

В.Б. Бубликов, докт. техн. наук, ст. наук. співроб., зав. відділу;
e-mail: otdel.vch@gmail.com; <https://orcid.org/0000-0003-4465-9256>

Ю.Д. Бачинський, канд. техн. наук, ст. наук. співроб.;
e-mail: 909_bach@ukr.net; <https://orcid.org/0000-0002-5745-1369>

О.П. Нестерук, канд. техн. наук, ст. наук. співроб.;
e-mail: pavlena81@gmail.com; <https://orcid.org/0000-0001-6342-3551>

Д.М. Берчук, канд. техн. наук, ст. наук. співроб.;
e-mail: berchuk@gmail.com; <https://orcid.org/0000-0002-5273-5522>

О.О. Ясинська, канд. техн. наук, наук. співроб., e-mail: yasinskaalena@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-2187-6701>

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

ВПЛИВ ПЕРЕДМОДИФІКУВАЛЬНОГО ІНОКУЛЮВАЛЬНОГО ОБРОБЛЕННЯ РОЗПЛАВУ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТОНКОСТІННИХ ВИЛИВКІВ ІЗ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

Хімічний склад високоміцного чавуну є одним з основних факторів регулювання мікроструктури та необхідного рівня його механічних властивостей. Забезпечення однорідного розподілу великої кількості кулястих графітових вкраплень у мікроструктурі чавуну є важливою складовою технології отримання розплаву. Досліджено вплив передмодифікувального оброблення як фактору підсилення інокулювальної складової структуроутворення при отриманні виливків із високоміцного чавуну, зокрема тонкостінних, які виготовлено із застосуванням сфероїдизувального модифікування розплаву комплексною феросиліцій-магній-кальцієвою лігатурою у ковші. Як реагенти для попереднього оброблення використано графітовий порошок, феросиліцій ФС75 та модифікатори на його основі, що містять барій і кальцій. Встановлено, що найбільшу ефективність попереднього оброблення розплаву в печі забезпечує графітовий порошок. Його додавання в піч знижує схильність чавуну до відбілу, запобігає утворенню структурно-вільного цементиту у виливках з мінімальною товщиною стінки 5 мм та забезпечує феритизування металевої основи. Показано, що таке передмодифікувальне оброблення сприяє інтенсифікації утворення центрів зародження графіту (кількість графітових вкраплень збільшується у 2–2,5 рази) з підвищенням ступенем його сфероїдизування та дисперсністю (розміри зменшуються у 1,5–2 рази) у виливках з товщинами стінок від 3 до 10 мм. Визначено, що попереднє оброблення вихідного розплаву дозволяє сформувати більш однорідну структуру з рівномірним розподілом включень кулястого графіту, що є передумовою для підвищення механічних властивостей високоміцного чавуну на 15–30 %. Відсутність цементиту в мікроструктурі виключає проведення операції графітизувального відпалу, що забезпечує економію до 150 кВт·год електроенергії на 1 т литва.

Ключові слова: високоміцний чавун, кулястий графіт, структура, передмодифікувальне оброблення, графітовий порошок, інокулювання, цементит, тонкостінне литво.

Стаття опублікована на умовах відкритого доступу за ліцензією CC BY license
(<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)

Високі експлуатаційні характеристики чавуну з кулястим графітом як конструкційного матеріалу дозволяють ефективно використовувати його при виготовленні конструктивно-складних виливків, зокрема тонкостінних [1–7]. Стабільні результати при отриманні заданої ізотропної структури та властивостей високоміцного чавуну у виливках досягаються при виплавці вихідного розплаву в електропечах з використанням якісних шихтових матеріалів [8–12]. Плавка чавуну в електричних печах дозволяє проводити передмодифікувальне оброблення розплаву, забезпечує однорідність його складу і рівномірність температури у всьому об'ємі рідкого металу. Отримання якісного вихідного чавуну заданого складу є одним з основних факторів формування необхідної структури і підвищених властивостей в чавуні з кулястим графітом [13–14].

Процес сфероїдизування графіту, як і кристалізування виливків із чавуну з утворенням у його структурі цементиту, за інших рівних умов нерозривно пов'язаний зі станом вуглецю в рідкому металі. Перегрів і витримування розплаву чавуну супроводжується зменшенням його в'язкості, що призводить до збільшення швидкості спливання потенційних зародків графіту. Витримування розплаву чавуну в перегрітому стані призводить до збільшення частки зв'язаного вуглецю (зменшення С графіту) і збільшення схильності чавуну до метастабільного кристалізування. Чим вища температура й триваліше витримування розплаву чавуну, тим швидше відбувається розчинення графіту, що призводить до зменшення кількості та розмірів центрів (зародків) графітоутворення. Зниження температури перегріву дозволяє лише частково відновити зародки графіту за рахунок зворотного виділення їх з розплаву [14–16].

Істотний вплив на процеси структуроутворення чавуну з кулястим графітом під час його кристалізування має передмодифікувальне інокулювальне оброблення вихідного розплаву для внесення додаткових центрів зародження графіту перед сфероїдизувальним модифікуванням [17–20].

Мета і методика досліджень. Метою роботи є дослідження впливу параметрів передмодифікувального оброблення розплаву як структуроактивуючого фактора підсилення інокулювальної складової при отриманні тонкостінних виливків із високоміцного чавуну.

Як реагенти для передмодифікувального оброблення розплаву чавуну використовували графітовий порошок, феросиліцій ФС75 і модифікатори на його основі, що містили Ва і Са. Дослідні плавки проведено з використанням як шихтового матеріалу «базового» нелегованого чавуну такого складу, мас. %: 3,65 С; 0,98 Si; 0,27 Mn; 0,025 S; 0,034 P; 0,09 Cr і чавуну того самого складу, легovanого 0,63 мас. % Cu. Передмодифікувальне оброблення розплаву в печі здійснювали при температурі $(1530 \pm 10)^\circ\text{C}$ шляхом введення в рідкий чавун реагенту з подальшим витримуванням розплаву 5–7 хв. Сфероїдизувальне оброблення виконували у ковші феросиліцій-магній-кальцієвою лігатурою ФСМг7К4 (з масовою часткою Mg = 7–8 % та Са = 4–5 %) при випуску отриманих розплавів з печі. Для дослідження впливу швидкості охолодження на фазовий склад і співвідношення складових металевої основи високоміцного чавуну відливали ступінчасті проби з товщиною перетину моделей ступені 2,5; 5,0; 10,0; 15,0; 30,0 мм, швидкість охолодження яких становила 10,5; 8,5; 4,3; 1,6; 0,87 $^\circ\text{C}/\text{с}$, відповідно. Визначали ступінь сфероїдизування графіту ССГ, кількість, розмір і характер розподілу графітових вкраплень, кількість цементиту, фериту й перліту у кожному з перетинів дослідної проби.

Виявлено істотний позитивний вплив передмодифікувальної підготовки розплаву на зміну параметрів структури високоміцного чавуну. У результаті порівняльного аналізу отриманих даних встановлено, що найбільшу ефективність дає передмодифікувальне оброблення графітовим порошком, вплив якого на структуру високоміцного чавуну показано на рис. 1–2, табл. 1–2. Особливо помітний вплив має таке оброблення вихідного розплаву на збільшення кількості та дисперсності вкраплень кулястого графіту при швидкостях охолодження виливків 8,5 і 10,5 $^\circ\text{C}/\text{с}$.

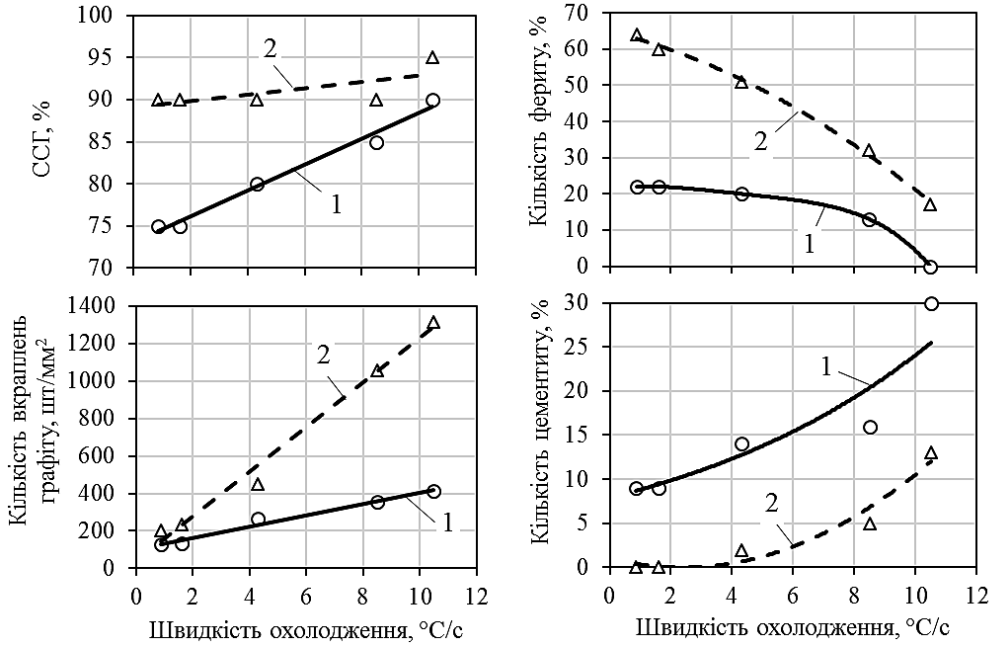


Рис. 1. Вплив передмодифікувального оброблення на структуру високоміцного чавуну (масова частка $Mg_{зал.}$ 0,028–0,031 %): 1 — без оброблення; 2 — після передмодифікувального оброблення

Кількість вкраплень графіту в структурі нелегованого чавуну збільшилася в понад 2,5 раза (рис. 1; табл. 1) і мінімум у 1,7 раза для легованого 0,63 % Si високоміцного чавуну (рис. 2; табл. 2). Разом зі зростанням кількості вкраплень графіту, внаслідок передмодифікувального оброблення, збільшується і дисперсність графіту (в 1,5–2 рази).

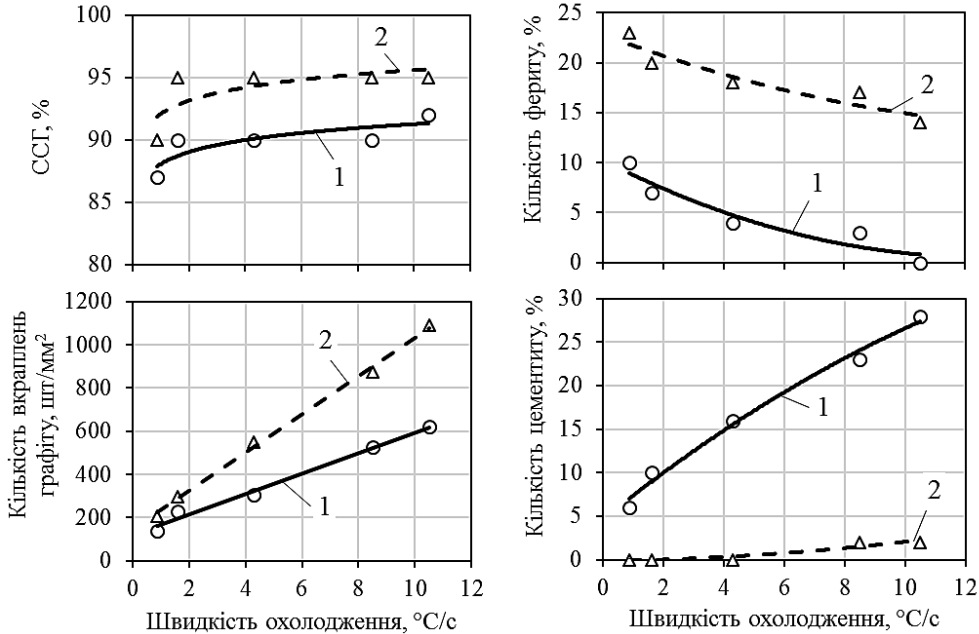


Рис. 2. Вплив передмодифікувального оброблення на структуру легованого 0,63 мас.% Si високоміцного чавуну ($Mg_{зал.}$ 0,035–0,041 %): 1 — без оброблення; 2 — після передмодифікувального оброблення

Таблиця 1
Вплив передмодифікувального оброблення розплаву на структуру
нелегованого високоміцного чавуну

Швидкість оохолодження, °C/с	Характеристика структури					
	графіт			металева основа		цементит, %
	ССГ, %	кількість, шт/мм²	розмір, мкм	перліт, %	ферит, %	
10,5	$\frac{90^*}{95}$	$\frac{414}{1314}$	$\frac{<9}{5-7}$	$\frac{70}{70}$	$\frac{0}{17}$	$\frac{30}{13}$
8,5	$\frac{85}{90}$	$\frac{356}{1057}$	$\frac{9-18}{5-7}$	$\frac{73}{63}$	$\frac{13}{32}$	$\frac{16}{5}$
4,3	$\frac{80}{90}$	$\frac{264}{452}$	$\frac{22-27}{22-25}$	$\frac{64}{47}$	$\frac{20}{51}$	$\frac{14}{<2}$
1,6	$\frac{75}{90}$	$\frac{133}{235}$	$\frac{36-45}{18-27}$	$\frac{69}{40}$	$\frac{22}{60}$	$\frac{9}{0}$
0,87	$\frac{75}{90}$	$\frac{128}{201}$	$\frac{36-45}{25-27}$	$\frac{69}{36}$	$\frac{22}{64}$	$\frac{9}{0}$

*У чисельнику — без передмодифікувального оброблення; у знаменнику — після оброблення. Масова частка Mg_{зал.} у чавуні 0,028–0,031 %.

Таблиця 2
Вплив передмодифікувального оброблення розплаву на структуру
легованого 0,63 % Si високоміцного чавуну

Швидкість оохолодження, °C/с	Характеристики структури					
	графіт			металева основа		цементит, %
	ССГ, %	кількість, шт/мм²	розмір, мкм	перліт, %	ферит, %	
10,5	$\frac{92^*}{95}$	$\frac{620}{1093}$	$\frac{<9}{5-7}$	$\frac{72}{81}$	$\frac{0}{14}$	$\frac{28}{2}$
8,5	$\frac{90}{95}$	$\frac{526}{874}$	$\frac{9-13}{<5}$	$\frac{74}{81}$	$\frac{3}{17}$	$\frac{23}{2}$
4,3	$\frac{90}{95}$	$\frac{305}{548}$	$\frac{12-18}{9-13}$	$\frac{80}{82}$	$\frac{4}{18}$	$\frac{16}{0}$
1,6	$\frac{90}{95}$	$\frac{228}{297}$	$\frac{20-22}{18-20}$	$\frac{83}{80}$	$\frac{7}{20}$	$\frac{10}{0}$
0,87	$\frac{87}{90}$	$\frac{139}{205}$	$\frac{27-36}{18-27}$	$\frac{84}{77}$	$\frac{10}{23}$	$\frac{6}{0}$

*У чисельнику — без передмодифікувального оброблення; у знаменнику — після оброблення. Масова частка Mg_{зал.} у чавуні 0,035–0,041 %.

Відзначено позитивний вплив передмодифікувального оброблення графітовим порошком на поліпшення кулястої форми графіту (збільшення ССГ), що особливо позначається при швидкості охолодження виливка менше $4,3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (товщина стінки виливка понад 5 мм) і граничній масовій частці $\text{Mg}_{\text{зал.}}$ в чавуні після сфероїдизувального модифікування. При $\text{Mg}_{\text{зал.}} = 0,028\text{--}0,031\text{ \%}$, що забезпечує сфероїдизування графіту в структурі чавуну, оброблення вихідного розплаву в печі дозволяє підвищити ССГ у високоміцному чавуні на 10–15 % (рис. 1; табл. 1). При швидкості охолодження більше $10,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ зміни ССГ малопомітні, що ймовірно пов'язано зі значною кількістю виділених при кристалізуванні структурно-вільних карбідів. У разі вищої ($\geq 0,035\text{ \%}$) масової частки $\text{Mg}_{\text{зал.}}$ в чавуні ефективність передмодифікувального оброблення розплаву на підвищення ССГ проявляється менше, проте і в цьому випадку спостерігається більш рівномірний розподіл вкраплень кулястого графіту при підвищенні ССГ на 2–5 % (рис. 2; табл. 2).

Істотний вплив на кількість фериту в структурі ВЧ має передмодифікувальне оброблення вихідного рідкого чавуну при швидкостях охолодження виливків менше $4,3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Кількість фериту при $V_{\text{охол.}} = 4,3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ збільшилася з 20 % до 51 %, а при $V_{\text{охол.}} 1,6\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ і $0,87\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (товщина стінки 10 мм і 16 мм) — з 22 % до 60–64 %. Цементит при $V_{\text{охол.}}$ менше $4,3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ практично не утворювався. Збільшення швидкості охолодження до $8,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ і $10,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ призвело до меншого феритизування металевої основи (32 і 17 % фериту відповідно) поряд зі схильністю чавуну до утворення структурно-вільних карбідів (5 і 13 % відповідно). Без передмодифікувального оброблення високоміцний чавун у виливках при швидкостях охолодження $0,87\text{--}8,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, як правило, мав перлітно-феритну структуру (22–13 % фериту відповідно), а кількість цементитної фази складала 9–16 %. Висока швидкість охолодження понад $10,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (у стінках завтовшки 1,5–2 мм) такого чавуну призводить до метастабільного кристалізування з виділенням до 30 % структурно-вільних карбідів (рис. 1; табл. 1).

Аналогічні залежності отримано й при дослідженні впливу передмодифікувального оброблення на співвідношення структурних складових металевої основи в легованому ВЧ. Утворення структурно-вільних карбідів (не більше 2 %) виявлено тільки при швидкостях охолодження $8,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ і $10,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, тоді як у базовому ВЧ без попереднього оброблення розплаву в печі кількість цементиту становила від 6 % до 28 % при $V_{\text{охол.}} = 0,87\text{--}10,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (рис. 2). Виявлено феритизувальний вплив попереднього оброблення розплаву на структуру легованого ВЧ у всьому дослідженому інтервалі швидкостей охолодження — відносна кількість фериту склала 14–23 %. Без обробки вихідного розплаву структура металевої основи базового ВЧ переважно перлітна – відносна кількість фериту не більше 10 % при $V_{\text{охол.}} = 0,87\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (рис. 2; табл. 2).

Мікроструктури високоміцного чавуну, що піддавали передмодифікувальному обробленню перед сфероїдизувальним модифікуванням і без такого оброблення, показано на рис. 3.

Застосування для передмодифікувального оброблення феросиліцію ФС75 і модифікаторів із Ва або Са на його основі має аналогічний вплив на структуру високоміцного чавуну, але менш ефективне, оскільки не дозволяє повністю усунути утворення цементиту при швидкостях охолодження понад $1,6\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (товщина стінки менше 10 мм).

Висновки

Визначено технологічні засоби інтенсифікування утворення у вихідному Fe–C–Si розплаві кластерів графіту (нанообластей з високим вмістом вуглецю), що підсилюють дію модифікування на збільшення кількості центрів кристалізування включень кулястого графіту та запобігають утворенню відбілу в структурі тонкостінних виливків. Встановлено, що передмодифікувальне оброблення вихідного розплаву графітовим порошком перед модифікуванням феросиліцій-магній-кальцієвою лігатурою забезпечує збільшення щільності розподілу включень кулястого графіту на 1 мм^2 площі шліфа в 1,5–2 рази і запобігає утворенню структурно-вільного цементиту у структурі виливків з мінімальною товщиною стінок 5 мм, створює передумови для

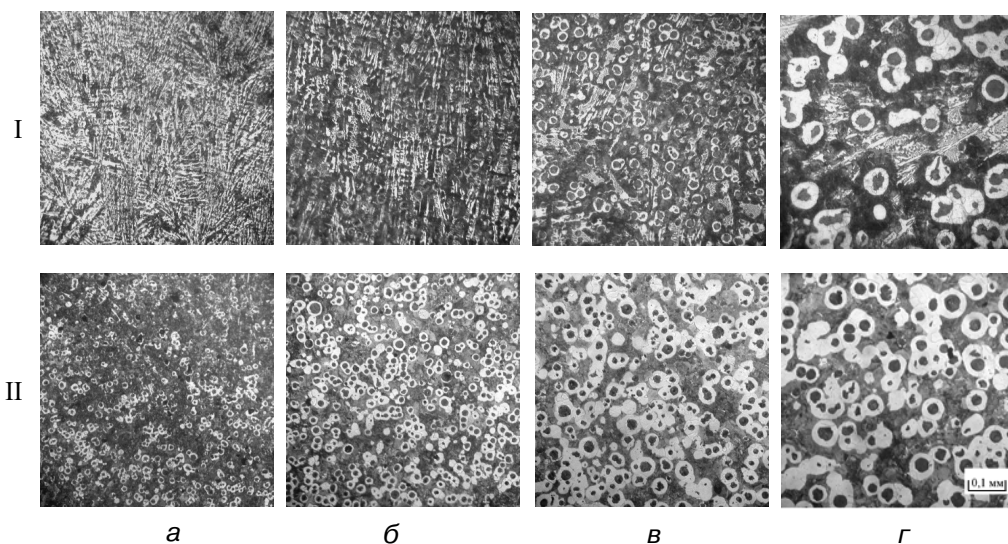


Рис. 3. Мікроструктура ВЧ ($Mg_{\text{зал}} = 0,028-0,031 \%$) до (I) та після (II) передмодифікувального оброблення: Швидкість охолодження, $^{\circ}\text{C}/\text{с}$: а — $>10,5$; б — $8,5$; в — $4,3$; г — $1,6$

підвищення механічних властивостей високоміцного чавуну на 15–30 % і дозволяє виключити з технологічного процесу операцію енергоємного графітизувального відпалу для його розкладання, що забезпечує економію енергоресурсів (до 150 кВт/год на 1 т лиття).

Список літератури

- 1 Fras E., Gorny M., Kapturkiewicz W. Thin wall ductile iron castings: technological aspects. *Archives of Foundry Engineering*. 2013, Vol. 13, is. 1, pp. 23–28. <https://doi.org/10.2478/afe-2013-0005>
- 2 Fras E., Gorny M., Lopez H. Thin wall ductile iron castings as substitutes for aluminium alloy castings. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2014, Vol. 59, is. 2, pp. 459–465. <https://doi.org/10.2478/amm-2014-0076>
- 3 Santos J., Gouveia R. M., Silva F.J.G. Designing a new sustainable approach to the change for lightweight materials in structural components used in truck industry. *Journal of Cleaner Production*. 2017, Vol. 164, pp. 115–123. <http://doi.org/10.1016/j.jclepro.2017.06.174>
- 4 Бубликов В. Б., Нарівський А. В., Бачинський Ю. Д. Технологія одержання тонкостінних виливків з високоміцного чавуну в облицьованих кокілях з використанням внутрішньоформового модифікування розплаву. *Метал та лиття України*. 2021, №1, с. 46–53.
- 5 Sulamet-Ariobimo R. D., Soedarsono J. W., Suharno B. Effect of casting design to microstructure and mechanical properties of 2 mm TWDI plate. *Advanced Materials Research*. 2013, Vol. 652–654, pp. 2404–2408. <https://doi.org/10.4028/www.scienti-fic.net/AMR.652-654.2404>
- 6 Phelan K. Casting of the year: Pumping up performance. *Modern Casting*. April 2024, Vol. 114, No. 4, pp. 18–26.
- 7 Stelton-Holtmeier J. Casting of the year: Engineering that makes you say wow! *Modern Casting*. May 2026, Vol. 116, No. 5, pp. 18–22.
- 8 Futas P., Pribulova A., Petrik J. et al. Metallurgical quality of cast iron made from steel scrap and possibilities of its improvement. *Metals*, 2023, vol. 13, is. 1, article 27. <https://doi.org/10.3390/met13010027>.
- 9 Glavas Z. The Influence of metallic charge on metallurgical quality and properties of ductile iron. *Kovove Materialy — Metallic Materials*. 2012, Vol. 50, no. 2, pp. 75–82. https://doi.org/10.4149/km_2012_2_75

- 10 Regordosa A., Llorca-Isern N. Microscopic characterization of different shrinkage defects in ductile irons and their relation with composition and inoculation process. *International Journal of Metalcasting*. 2017, Vol. 11, iss. 4, pp. 778–789. <https://doi.org/10.1007/s40962-016-0120-9>.
- 11 Janerka K.; Jezierski J. Properties of cast iron produced with a limited share of pig iron in the charge. *Crystals*. 2025, vol. 15, iss. 7, article 614. <https://doi.org/10.3390/cryst15070614>.
- 12 Pribulová A., Futaš P., Pokusova M. Influence of charge composition on EN-GJS-500-7 ductile iron properties in foundry operating conditions. *Materials Science Forum*. 2020, Vol. 998, pp. 42–47. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.998.42>.
- 13 Бубликов В. Б., Бачинський Ю. Д. Високоміцний чавун: прогрес технологій, підвищення властивостей. *Метал та лиття України*. 2018, №7–8, с. 7–12.
- 14 Fraš E., López H. Eutectic cells and nodule count – an index of molten iron quality. *International Journal of Metalcasting*. 2010, Vol. 4, iss. 3, pp. 35–61. <https://doi.org/10.1007/BF03355497>.
- 15 Bockus S., Zaldarys G. Influence of the section size and holding time on the graphite parameters of ductile iron production. *Metalurgija*. 2009, vol. 48, iss. 1, pp. 19–22.
- 16 Stefanescu D. M., Alonso G., Suarez R. Recent developments in understanding nucleation and crystallization of spheroidal graphite in iron-carbon-silicon alloys. *Metals*, 2020, vol. 10, iss. 2, article 221. <https://doi.org/10.3390/met10020221>.
- 17 Pires A., Simões S., Michels L., Ott E., Hartung C., Ribeiro C.S. Microstructural characterization of spheroidal graphite irons: A study of the effect of preconditioning treatment. *Metals*, 2023, vol. 13, iss. 1. <https://doi.org/10.3390/met13010005>
- 18 T. Mojisola, S.O. Seidu, P.A. Olubambi, A.A. Adediran, Effect of preconditioning on the microstructure and mechanical properties of ductile cast iron. *Materials Today: Proceedings*, 2022, Vol. 62, suppl. 1, pp. S23–S29. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.02.081>.
- 19 F. R. Juretzko, L. P. Dix, R. Ruxanda, D. M. Stefanescu. Precondition of ductile iron melts for light weight castings - effect on mechanical properties and microstructure. *AFS Transactions*. 2004, Vol. 112, pp. 04–014.
- 20 Nadeem Bhat M., Afzal Khan D.M., Singh K.K. Effect of preconditioning and inoculation on graphite nodule count and their size distribution in spheroidal graphite (SG) cast iron: a study to minimize rejection of castings due to shrinkage porosity. *International Journal of Metalcasting*. 2019, Vol. 13, iss. 1, pp. 89–97. <https://doi.org/10.1007/s40962-018-0230-7>.

References

- 1 Fras E., Gorny M., Kapturkiewicz W. (2013). Thin wall ductile iron castings: technological aspects. *Archives of Foundry Engineering*, Vol. 13, iss. 1, pp. 23–28. <https://doi.org/10.2478/afe-2013-0005>.
- 2 2. Fras E., Gorny M., Lopez H. (2014). Thin wall ductile iron castings as substitutes for aluminium alloy castings. *Archives of Metallurgy and Materials*, Vol. 59, iss. 2, pp. 459–465. <https://doi.org/10.2478/amm-2014-0076>.
- 3 Santos J., Gouveia R. M., Silva F.J.G. (2017). Designing a new sustainable approach to the change for lightweight materials in structural components used in truck industry. *Journal of Cleaner Production*, Vol. 164, pp. 115–123. <http://doi.org/10.1016/j.jclepro.2017.06.174.4>.
- 4 Bublikov V. B., Narivskyi A. V., Bachynskyi Yu. D. (2021). Technology of thin-walled ductile cast iron castings obtaining in coated metal moulds with the use of in-mold melt modifying. *Metal and Casting of Ukraine*, no. 1, pp. 46–53 [in Ukrainian].
- 5 Sulamet-Ariobimo R. D., Soedarsono J. W., Suharno B. (2013). Effect of casting design to microstructure and mechanical properties of 2 mm TWDI plate. *Advanced Materials Research*, Vol. 652–654, pp. 2404–2408. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.652-654.2404>.

- 6 Phelan K. (2024). Casting of the year: Pumping up performance. *Modern Casting*, Vol. 114, No. 4, pp. 18–26.
- 7 Stelton-Holtmeier J. (2026). Casting of the year: Engineering that makes you say wow! *Modern Casting*, Vol. 116, No. 5, pp. 18–22.
- 8 Futas P., Pribulova A., Petrik J. et al. (2023). Metallurgical quality of cast iron made from steel scrap and possibilities of its improvement. *Metals*, vol. 13, iss. 1, article 27. <https://doi.org/10.3390/met13010027>.
- 9 Glavas Z. (2012). The influence of metallic charge on metallurgical quality and properties of ductile iron. *Kovove Materialy — Metallic Materials*, Vol. 50, no. 2, pp. 75–82. https://doi.org/10.4149/km_2012_2_75.
- 10 Regordosa A., Llorca-Isern N. (2017). Microscopic characterization of different shrinkage defects in ductile irons and their relation with composition and inoculation process. *International Journal of Metalcasting*, Vol. 11, iss. 4, pp. 778–789. <https://doi.org/10.1007/s40962-016-0120-9>.
- 11 Janerka K.; Jezierski J. (2025). Properties of cast iron produced with a limited share of pig iron in the charge. *Crystals*, vol. 15, iss. 7, article 614. <https://doi.org/10.3390/cryst15070614>.
- 12 Pribulová A., Futaš P., Pokusova M. (2020). Influence of charge composition on EN-GJS-500-7 ductile iron properties in foundry operating conditions. *Materials Science Forum*, Vol. 998, pp. 42–47. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.998.42>.
- 13 Bublikov V. B., Bachynskiy Yu. D. (2018). Ductile cast iron: the progress of technologies, an improvement of properties. *Metal and Casting of Ukraine*, no. 7-8, pp. 7–12 [in Russian].
- 14 Fraš E., López H. (2010). Eutectic cells and nodule count – an index of molten iron quality. *International Journal of Metalcasting*, Vol. 4, iss. 3, pp. 35–61. <https://doi.org/10.1007/BF03355497>.
- 15 Bockus S., Zaldarys G. (2009). Influence of the section size and holding time on the graphite parameters of ductile iron production. *Metalurgija*, vol. 48, iss. 1, pp. 19–22.
- 16 Stefanescu D. M., Alonso G., Suarez R. (2020). Recent developments in understanding nucleation and crystallization of spheroidal graphite in iron-carbon-silicon alloys. *Metals*, vol. 10, iss. 2, article 221. <https://doi.org/10.3390/met10020221>.
- 17 Pires A., Simões S., Michels L., Ott E., Hartung C., Ribeiro C.S. (2023). Microstructural characterization of spheroidal graphite irons: A study of the effect of preconditioning treatment. *Metals*, vol. 13, iss. 1. <https://doi.org/10.3390/met13010005>.
- 18 T. Mojisola, S.O. Seidu, P.A. Olubambi, A.A. Adediran, (2022). Effect of preconditioning on the microstructure and mechanical properties of ductile cast iron. *Materials Today: Proceedings*, Vol. 62, suppl. 1, pp. S23–S29. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.02.081>.
- 19 F. R. Juretzko, L. P. Dix, R. Ruxanda, D. M. Stefanescu. (2004). Precondition of ductile iron melts for light weight castings - effect on mechanical properties and microstructure. *AFS Transactions*, Vol. 112, pp. 04–014.
- 20 Nadeem Bhat M., Afzal Khan D.M., Singh K.K. (2019). Effect of preconditioning and inoculation on graphite nodule count and their size distribution in spheroidal graphite (SG) cast iron: a study to minimize rejection of castings due to shrinkage porosity. *International Journal of Metalcasting*, Vol. 13, iss. 1, pp. 89–97. <https://doi.org/10.1007/s40962-018-0230-7>. [in English].

Одержано / Received 16.07.2026

Прийнято / Accepted 06.08.2026

Опубліковано / Published 07.09.2026

V.B. Bublikov, Dr. Sci. (Engin.), Senior Research Scientist, Department Chair;
e-mail: otdel.vch@gmail.com; <https://orcid.org/0000-0003-4465-9256>

Yu.D. Bachynskiy, PhD (Engin.), Senior Researcher,
e-mail: 909_bach@ukr.net; <https://orcid.org/0000-0002-5745-1369>

O.P. Nesteruk, PhD (Engin.), Senior Researcher; e-mail: pavlena81@gmail.com;
<https://orcid.org/0000-0001-6342-3551>

D.M. Berchuk, PhD (Engin.), Senior Research Officer; Senior Researcher;
e-mail: otdel.vch@gmail.com; <https://orcid.org/0000-0002-5273-5522>

O.O. Yasynska, PhD (Engin.), Researcher; e-mail: yasinskaalena@gmail.com;
<https://orcid.org/0000-0002-2187-6701>

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

EFFECT OF MELT PRECONDITIONING INOCULATION TREATMENT ON DUCTILE CAST IRON STRUCTURE FORMATION IN THIN-WALLED CASTINGS

Ductile cast iron chemical composition is one of the key factors governing its microstructure and the required level of mechanical properties. Ensuring a large number of spheroidal graphite nodules uniform distribution in cast iron microstructure is an essential aspect of the melt processing technology. The influence of melt preconditioning treatment as the inoculation enhancing factor on the microstructure formation at ductile cast iron castings producing – particularly thin-walled ones – manufactured with using a complex ferrosilicon-magnesium-calcium master alloy at ladle spheroidizing treatment of the melt was investigated in this article. Graphite powder, ferrosilicon FeSi75 and FeSi-based inoculants containing Ba and Ca were used as preconditioning reagents. It was established that the highest efficiency of melt preconditioning in furnace was achieved with graphite powder usage. Its adding to the melt in furnace suppresses the chilling tendency and reduces free cementite formation in ductile cast iron castings with wall thicknesses of 5 mm and above, and promotes metallic matrix ferritization. The results demonstrate that such preconditioning intensifies formation of graphite nucleation sites (the number of graphite inclusions increases in 2-2.5 times) with a higher spheroidization degree and increased dispersion (its size reduces by 1.5-2 times) in castings with wall thicknesses ranging from 3 to 10 mm.

Preconditioning of the base melt allows to form a more homogeneous microstructure with a uniform distribution of spheroidal graphite nodules and is a basic condition for the ductile cast iron mechanical properties improving by 15-30 %. Furthermore, free cementite absence in microstructure eliminates the graphitizing annealing process usage that makes it possible to save up to 150 kWh of energy per ton of castings, thereby improving the production process economic efficiency.

Keywords: ductile cast iron; spheroidal graphite; microstructure; melt preconditioning; graphite powder; inoculation; cementite; thin-walled casting.