

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

**А.В. Нарівський**, чл.-кор. НАН України, д-р техн. наук, проф., директор, e-mail: opprs@ptima.kiev.ua, <https://orcid.org/0000-0002-1596-6401>

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

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

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

## Розвиток технологій одержання високопластичних високоміцних чавунів феритного класу

Високоміцні чавуни феритного класу з підвищеною пластичністю широко застосовуються для одержання деталей машин, які працюють в умовах ударно-циклічних та динамічних навантажень, а також за низьких температур. У країнах Європейського союзу розроблені високоміцні чавуни феритного класу, міцність яких  $\sigma_B \geq 450$  МПа і відносне видовження  $\delta \geq 18$  % (стандарт EN 1563:18, марка EN-GJS-450-18). Традиційні технології виготовлення таких чавунів малоефективні та потребують використання в шихті дорогих рафінованих доменних чавунів і проведення енергоємного термічного оброблення. У статті наведено дані по впливу основних структуроутворювальних факторів на механічні властивості високоміцних чавунів феритного класу. Результати цих досліджень дозволяють: визначити оптимальні концентрації хімічних елементів, підвищити інтенсивність фізико-хімічних процесів модифікування і рафінування, вибрати раціональні режими термічного оброблення, знизити собівартість литих виробів. Для реалізації такої технології використовують дешеві шихтові матеріали та високоефективні феросиліцій-магній-кальцієві модифікатори при економних енерговитратах на термічне оброблення виливків. Розроблено технологію одержання високоміцного чавуну феритного класу, що має наступні високі механічні властивості:  $\sigma_B = 497\text{--}541$  МПа;  $\delta = 22,0\text{--}24,7$  %;  $KC = 134\text{--}152$  Дж/см<sup>2</sup> при твердості 156–170 НВ. Результати досліджень створюють передумови для розроблення нових конструкцій деталей сучасної техніки, заготовки яких отримують литтям, з заданими високими механічними властивостями і експлуатаційними характеристиками і високоефективних економічних технологій їх одержання.

**Ключові слова:** високоміцний чавун, ферит, модифікатор, механічні властивості, термічне оброблення, процес.

**Вступ.** Високоміцні чавуни з кулястим графітом, завдяки оптимальному поєднанню ливарних, фізико-механічних і експлуатаційних властивостей та економічності їх виробництва, широко застосовуються в сучасному машинобудуванні. Недостатнє використання таких чавунів в промисловості України є причиною високої металоємності виробів та, відповідно, їх не конкурентоздатності, порівняно з аналогічною металопродукцією провідних закордонних фірм. Однією з причин цього є відсутність ефективних вітчизняних технологій одержання чавунів феритного класу підвищеної міцності ( $\sigma_B \geq 450$  МПа) з відносним видовженням  $\delta \geq 18$  % та заданими експлуатаційними характеристиками. До Європейського стандарту EN 1563:2018 [1] (в Україні він діє як ДСТУ EN 1563:2019), поряд з найбільш поширеною маркою високопластичного високоміцного чавуну феритного класу EN-GIS-400-15 (українська марка ВЧ400-15), внесені марки EN-GJS-400-18 та EN-GJS-450-18 з підвищеною до 18 % пластичністю  $\delta$ . Аналоги таких чавунів відсутні в діючому стандарті України ДСТУ 3925-99. Стабільні структура та власти-

вості високоміцного чавуну для виготовлення виробів, що працюють в умовах ударно-циклічних і динамічних навантажень (особливо за низьких температур), досягаються при виплавці чавуну в електропечах з використанням чистих від шкідливих домішок шихтових матеріалів. При цьому разом з чушковими чавунами, що мають низькі масові частки сірки, фосфору та марганцю, широко застосовуються рафіновані від домішок та газів чавуни. Наприклад, Норвегія експортує спеціальний рафінований чавун, який містить (%мас.) 3,85 С; 0,06 Si; 0,06 Mn; 0,009 Р при сумарній масовій частці Cr, Mo, Cu, Ti, V, Al, As не більше 0,02 %. Отриманий з такої шихти феритний високоміцний чавун у литому стані має тимчасовий опір під час розтягування  $\sigma_B = 400\text{--}500$  МПа, відносне видовження  $\delta \geq 20$  %, твердість до 185 НВ [2]. В Україні виготовляють рафіновані магнієм доменні ливарні чавуни марки ЛР (ДСТУ 3132-95) з низьким вмістом шкідливих домішок, застосування яких у складі шихти значно підвищує якість виливків з високоміцного чавуну та забезпечує високі механічні властивості ( $\sigma_B = 400\text{--}500$  МПа,  $\delta \geq 15$  %, 163–179 НВ) без проведення

термічного оброблення [3]. Для підприємств України економічно вигідно повністю або частково виключити зі складу шихти ливарні рафіновані чавуни та інші високоякісні первинні матеріали. Замінити їх можна відходами відповідних марок сталей штампового виробництва, концентрація шкідливих домішок в яких мінімальна. Така заміна дозволить створити ефективні технології виготовлення виливків із високоміцних чавунів з підвищеними пластичністю та спеціальними властивостями.

На властивості високоміцного чавуну з підвищеною пластичністю значно впливають його хімічний склад, модифікатори і методи модифікування, термічне оброблення виливків та інші. Важливе значення у виробництві феритного високоміцного чавуну має оптимізація вмісту кремнію, атоми якого замінюють атоми заліза в кристалічній решітці і утворюють твердий розчин заміщення. Кремній зменшує розчинність вуглецю у рідкому чавуні і сприяє процесу формування графіту в структурі виливків при їх твердінні. Також кремній зменшує розчинність вуглецю в закристиалізованому чавуні, що прискорює його дифузію з аустеніту до включень графіту, в результаті чого в металевій основі збільшується кількість фериту, і зменшується кількість перліту, які утворюються з аустеніту в процесі евтектоїдного перетворення. Кремній впливає на механічні властивості високоміцного чавуну в литому стані за рахунок зменшення кількості перліту в металевій основі і зміцнення  $\alpha$ -твердого розчину заліза. У зв'язку з тим, що кремній в чавуні є основним графітизувальним елементом, то мінімальна його кількість в чавуні повинна бути такою, яка запобігає утворенню первинних і евтектичних карбідів у виливках при кристалізації. У феритному високоміцному чавуні збільшення масової частки кремнію до експериментально визначеної межі сприяє підвищенню механічних властивостей [4, 5].

При досягненні критичної масової частки кремнію, яка залежить від кількості шкідливих домішок (фосфор, сірка та ін.), умов модифікування і кристалізації виливків та інших технологічних факторів, змінюється механізм руйнування металу: спочатку від в'язкого до напівкрихкого, а потім – до крихкого. Як наслідок цього, суттєво знижуються пластичність і, особливо, ударна в'язкість високоміцного чавуну. В'язке руйнування феритного високоміцного чавуну відбувається по границям зерен фериту. Крихке руйнування відбувається за механізмом транскристалічного сколу, що зумовлений окрихчуванням фериту в результаті перевищення критичного вмісту кремнію [6, 7].

Особливості механізму руйнування чавуну з кулястим графітом полягають у наступному. Під дією навантаження глобулі графіту створюють концентрації напружень, які є зародками руйнування. За сприятливих для пластичного деформування умов відбувається розділення матриці і включень кулястого графіту. По границям між ними утворюються порожнини, які витягуються у напрямку деформування. Внаслідок перетворення сферичних графітових порожнин в еліпсоїди біля включень відбувається релаксація напружень. Тому у в'язкому матеріалі тріщина у зоні

включень графіту не може утворитися. При зростанні прикладеного навантаження перемички між порожнинами починають руйнуватись шляхом відриву чи сколу вздовж границь зерен. Поверхня руйнування при цьому візуально має темний вигляд з ямками і гребнями, що утворені за рахунок графітових вкраплень [8].

Високі пластичність та ударна в'язкість зменшують вірогідність руйнування чавуну під дією ударних навантажень. Найбільший вплив на зниження ударної в'язкості високоміцного чавуну має фосфор, далі марганець, а найменший – кремній. Наприклад, для в'язкого стану характерне наступне співвідношення впливу елементів на ударну в'язкість  $Si:Mn:P = 1,0:3,8:12,5$  [9]. Тобто, ударна в'язкість високоміцного чавуну з масовою часткою кремнію у розплаві 1 % буде у 12,5 разів більша, ніж металу вилівка з такою ж кількістю фосфору. Фосфор і марганець ліквують у міжзеренних просторах і знижують пластичність високоміцного чавуну. Фосфор сприяє крихкості чавуну внаслідок утворення фосфідної евтектики. Масова частка фосфору у феритному високоміцному чавуні не повинна перевищувати 0,08 %, бажано – менше 0,05 % [10]. Марганець є карбідоутворювальним і перлітостабілізуювальним елементом, присутність якого збільшує тривалість відпалу, потрібного для отримання феритної металевої основи у виробках. Як правило, масова частка марганцю в металі не повинна перевищувати 0,4 %.

В технологіях одержання високопластичного високоміцного чавуну довго застосовували сфероїдизувальне модифікування лігатурою NiMg15 і графітизувальне – феросиліцієм FC75. Модифікування нікельмагнієвою лігатурою підвищує до 45–50 % ступінь засвоєння магнію розплавом чавуну, зменшує піроефект. Введення в чавун некарбідоутворювального нікелю під час модифікування підвищує міцність і стабілізує показники пластичності та ударної в'язкості [10, 12]. З метою виключення дорогого нікелю з технологій модифікування розплав обробляють феросиліцій-магнієвою лігатурою FeSi50Mg7. В результаті такого модифікування знижується до 28–35 % ступінь засвоєння розплавом магнію, підвищується інтенсивність піроефекту, а також зменшуються міцність і пластичність чавуну. Для ефективного модифікування лігатурами NiMg15 та FeSi50Mg7 масова частка сірки у вихідному чавуні не повинна перевищувати 0,015 %.

Перспективним напрямом розвитку технологій одержання феритного високоміцного чавуну є застосування сфероїдизувального модифікування феросиліцій-магній-кальцієвими лігатурами [13]. В процесах десульфурзації і розкислення чавуну кальцій має вищу термодинамічну активність, ніж магній. Використання кальцію у складі феросиліцій-магнієвих лігатур дозволяє знизити витрату магнію до рівня, який потрібен лише для отримання глобуліт графіту у чавуні при кристалізації. Кальцій знижує переохолодження, що виникає у розплаві при введенні магнію, збільшує кількість центрів кристалізації графіту, зменшує схильність тонкостінних виливків до утворення відбі-

лу, знижує лінійну і об'ємну усадки, збільшує кількість фериту в металевій основі. В результаті підвищення ступеня рафінування розплаву та інтенсивності процесу графітоутворення під час кристалізації чавуну підвищуються пластичність і ударна в'язкість, зменшується анізотропія механічних властивостей високоміцного чавуну у виливках [14].

Механічні та експлуатаційні властивості високоміцних чавунів можна суттєво змінити застосуванням термічного оброблення, в результаті якого відбувається перерозподіл окремих хімічних елементів у структурі при зменшенні ступеня неоднорідності їх концентрацій, порівняно із структурою литого виробу. Збільшення рівнів пластичності та ударної в'язкості високоміцного чавуну спостерігається після відпалу виливків, при якому забезпечується одержання переважно феритної металевої основи. Існує 2 види відпалу. Після одноступеневого відпалу при температурі 690 °С навіть за нормального хімічного складу може відбуватися крихке руйнування виробів з високоміцного чавуну від удару. Кращі механічні властивості забезпечує двоступеневий відпал: нагрівання до 900 °С, витримка 2 год, охолодження з піччю до 690 °С, витримка 8 год, охолодження на повітрі [6, 10]. Це пояснюється тим, що при одноступеневому відпалі чавуну не усувається субструктура у міжзеренних просторах, і в виливках утворюється неоднорідна феритна структура.

**Обґрунтування проблеми дослідження.** Діючі в Україні технології виготовлення високоміцних чавунів феритного класу з підвищеною пластичністю застаріли. Існуючі процеси потребують використання в шихті дорогих рафінованих доменних чавунів та проведення енергоємного двоступеневого відпалу для графітизації цементиту і одержання у металі феритної матриці, яка забезпечує необхідні показники пластичності та ударної в'язкості, що значно збільшує витрати на виробництво. Традиційні процеси модифікування не завжди забезпечують одержання високоміцного чавуну з заданим оптимальним співвідношенням міцності, пластичності та ударної в'язкості для сучасної техніки.

Нині актуальним є дослідження впливу основних структуроутворювальних факторів на механічні властивості феритного високоміцного чавуну з метою підвищення інтенсивності фізико-хімічних та міжфазних взаємодій у процесах модифікування і рафінування, оптимізації режимів термічного оброблення, зниження собівартості литих виробів.

**Мета і методика досліджень.** Метою роботи було дослідження, визначення і оптимізація параметрів технологічних процесів одержання високоміцних чавунів феритного класу з підвищеними показниками міцності, пластичності, ударної в'язкості при зниженні собівартості литих виробів. Базовий чавун виплавляли в індукційних печах ICT-003; ICT-016 з використанням високоякісних шихтових матеріалів (армко-залізо, ливарний чавун ЛР-6, що рафінований магнієм, відходи електротехнічних сталей), а також матеріалів звичайної якості (переробний чавун ПЛ2 групи II, клас А, категорія 3 (ДСТУ 3133-96) з масовою часткою Mn 0,3–0,5 %, P ≤ 0,08 %, S < 0,03 %). При необхідності під-

вищення масової частки вуглецю і кремнію у чавуні в піч вводили графітове кришиво і феросиліцій FeSi75. Для модифікування використовували 3 типи магнієвих лігатур – FeSi50Mg7, FeSi45Mg7Ca4, NiMg15. Одночасно з лігатурою NiMg15 в рідкий чавун в якості графітизувального модифікатора вводили феросиліцій FeSi75. При використанні в шихті переробного чавуну ПЛ2 з підвищеною масовою часткою сірки, з метою забезпечення показника ступеня сфероїдизації графіту ССГ понад 90 %, збільшували витрату сфероїдизувальних модифікаторів: FeSi50Mg7 – до 3 %, FeSi45Mg7Ca4 – до 2 %, NiMg15 – до 1 % (від маси розплаву у ковші). При модифікуванні чавуну лігатурою NiMg15 також збільшували витрату FeSi75 до 1,2 %мас.

Для визначення хімічного складу, мікроструктури і механічних властивостей високоміцного чавуну в сирих піщано-глиняних формах відливали клиновидні проби з товщиною основи 25; 15; 10 мм. В литому стані структура стандартних зразків високоміцного чавуну в пробах складалась з кулястого графіту (ССГ > 90 %) та феритно-перлітної металевої основи без включень первинних і евтектичних карбідів, що дозволило не проводити операцію графітування останніх протягом 6–8 годин при температурі 920–900 °С.

Застосовували два режими термічного оброблення – гомогенізувальний феритизувальний відпал (нагрів до 860 °С з витримкою 3 год, охолодження з піччю до 720 °С з витримкою 2 год, охолодження з піччю до 650 °С з витримкою 1 год, потім – охолодження на повітрі) або низькотемпературний феритизувальний відпал (нагрів до 720 °С, витримка 3 год, охолодження з піччю до 650 °С, витримка 1 год, подальше охолодження на повітрі). Витримка чавуну протягом однієї години при температурі 650 °С дозволяє зменшити внутрішні напруження у виливках.

Дослідний високоміцний чавун з високоякісної шихти виплавляли у графітовому тиглі індукційної печі ICT-0,03. До складу шихти входило 15 кг прутків армко-заліза та стільки ж обрізків електротехнічної сталі марки E21. Навуглецювання рідкого металу проводили графітовим кришивом під час розплавлення шихти. Розплав модифікували за двома варіантами: 1,5 % (від маси розплаву) феросиліцій-магній-кальцієвої лігатури FeSi45Mg7Ca4 або 0,5 % нікель-магнієвої лігатури NiMg15 спільно з 0,8 % феросиліцію FeSi75. У піщаних формах відливали клиноподібні проби з товщиною основи 10 мм і 25 мм. Хімічний склад та мікроструктура отриманих високоміцних чавунів в клиноподібній пробі товщиною 25 мм відрізнялися незначно (табл. 1).

Використання якісної шихти і вказаних варіантів модифікування дозволяє підвищити механічні властивості високоміцного чавуну в литому та термообробленому станах (табл. 2). Найвищий тимчасовий опір під час розтягування  $\sigma_B$  отримано для меншої товщини клиноподібного вилівка і варіанту модифікування нікель-магнієвою лігатурою з феросиліцієм. Після низькотемпературного феритизувального відпалу товщина стінки вилівка та варіант модифікування впливають на механічні властивості незначно.



Таблиця 1

Хімічний склад та мікроструктура високоміцного чавуну, виплавленого із 50 % армко-заліза та 50 % сталі E21

Варіант модифікування	Масова частка елемента, %							Мікроструктура литого стану	
	C	Si	Mn	Ni	Mg	S	P	ССГ, %	Ферит, %
FeSi45Mg7Ca4	3,52	2,86	0,22	0,12	0,052	0,022	0,01	95	85
NiMg15 + FeSi75	3,60	2,88	0,22	0,34	0,056	0,023	0,01	95	70

Таблиця 2

Вплив модифікування та низькотемпературного феритизувального відпалу на механічні властивості високоміцного чавуну, що був виплавлений з якісної шихти

Варіант модифікування	Механічні властивості металу клиноподібної проби*			
	товщина 10 мм		товщина 25 мм	
	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
FeSi45Mg7Ca4	<u>630</u>	<u>15</u>	<u>580</u>	<u>18</u>
	470	26	470	27
NiMg15 + FeSi75	<u>750</u>	<u>12</u>	<u>700</u>	<u>14</u>
	500	25	510	23

\*У чисельнику значення для литого стану, у знаменнику – після відпалу.

Отримані результати свідчать про важливе значення якості шихтових матеріалів у технологіях виробництва високоміцного чавуну. Так, у литому стані після модифікування розплав лігатурою FeSi45Mg7Ca4 для проби з основою 25 мм отримано тимчасовий опір під час розтягування  $\sigma_B$  складає 580 МПа, відносно видовження  $\delta = 18$  %. Після модифікування лігатурою NiMg15 сумісно з феросиліцієм FeSi75 отримано низьколегований нікелем (0,35 % Ni) високоміцний чавун, який має підвищені механічні властивості –  $\sigma_B = 700$  МПа,  $\delta = 14$  %. Видно, що при використанні високоякісних шихтових матеріалів високоміцний чавун у литому стані (тобто без термічного оброблення) має вельми високі показники  $\sigma_B$  та  $\delta$  (табл. 2), порівняно з вимогами стандарту ДСТУ 3295-99.

В дослідних виливках відносно видовження в 2,5–6 разів перевищує регламентований стандартом рівень для відповідних за міцністю високоміцних чавунів (ВЧ 500-7 і ВЧ 700-2). При застосуванні звичайних шихтових матеріалів для досягнення аналогічних механічних властивостей високоміцний чавун необхідно легувати нікелем, міддю і проводити термічне оброблення [15]. Після низькотемпературного відпалу високоміцний чавун з феритною основою (понад 95 % фериту) також має високу пластичність при модифікуванні розплав різними лігатурами: для FeSi45Mg7Ca4 –  $\sigma_B = 470$  МПа при  $\delta = 27$  %; для NiMg15 з FeSi75 –  $\sigma_B = 510$  МПа при  $\delta = 23$  %. Нікель, що вводиться нікель-магнієвою лігатурою, підвищує міцність відпаленого феритного високоміцного чавуну на 40 МПа (від 470 до 510 МПа) при зниженні відносного видовження на 4 % (з 27 до 23 %).

Досліджено вплив складу магнієвих лігатур на механічні властивості феритних високоміцних чавунів,

розплави для яких одержували виплавлянням в індукційний електропечі ICT-016 переробного чушкового чавуну марки ПЛ2, масова частка сірки та фосфору у якому складала, відповідно, 0,03 % і 0,085 %. Розплав модифікували наступними лігатурами: 1) нікель-магнієвою NiMg15 сумісно с феросиліцієм FeSi75; 2) феросиліцій-магнієвою FeSi50Mg7; 3) феросиліцій-магній-кальцієвою FeSi45Mg7Ca4 сумісно з плавиковим шпатом. Хімічний склад отриманого у виливках високоміцного чавуну після модифікування FeSi50Mg7 та FeSi45Mg7Ca4 змінювався в наступних межах (масова частка, %): 3,50–3,85 C; 2,25–2,84 Si; 0,30–0,37 Mn; 0,038–0,061 Mg; 0,022–0,027 S; 0,075–0,080 P. У високоміцних чавунах, отриманих після модифікування NiMg15 лігатурою, масова частка нікелю складала 0,70–0,74 %.

При введенні в рідкий метал плавиковий шпат прискорює процес розплавлення лігатури з утворенням рідкоплинного оксиднофторидного шлаку системи CaO-SiO<sub>2</sub>-CaF<sub>2</sub> з високою рафінувальною здатністю. Визначили, що за рахунок підвищення ступеня рафінування розплав кальцієм і шлаком, ефективність процесу модифікування лігатурою FeSi45Mg7Ca4 збільшується на 25–40 %, що дозволяє зменшити її витрату на оброблення.

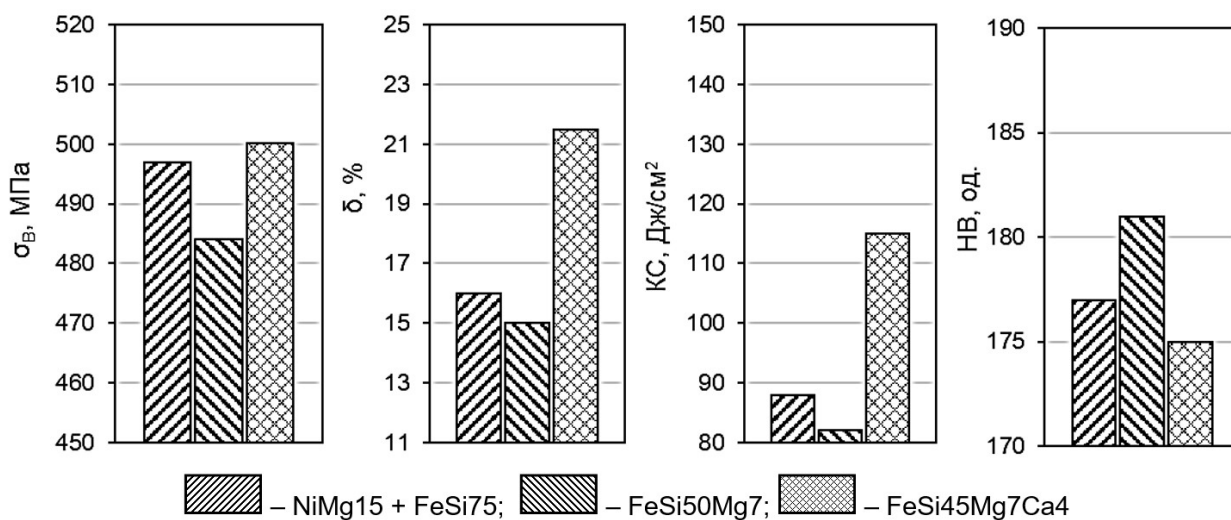
Результати механічних випробувань зразків металу виливків 15 мм клиноподібних проб з одержаних високоміцних чавунів в литому стані і після гомогенізувально-феритизувального відпалу представлено в табл. 3 та на рис. 1.

В литому чавуні мінімальну кількість фериту в металевій основі (15–20 %) одержано після модифікування лігатурою NiMg15 сумісно з FeSi75, максимальну (40–60 %) – після оброблення FeSi50Mg7.

Таблиця 3

**Вплив модифікування на механічні властивості високоміцного чавуну, виплавленого з переробного чушкового чавуну ПЛ2**

Варіант модифікування	Механічні властивості						
	у литому стані			після феритизувального відпалу			
	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	НВ	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	КС, Дж/см <sup>2</sup>	НВ
FeSi45Mg7Ca4	682	9,9	224	500,2	21,5	115	175
NiMg15+ FeSi75	720	5,8	241	497,0	16,0	88	177
FeSi50Mg7	656	7,3	207	484,0	15,0	82	181



**Рис. 1.** Вплив магнієвих лігатур та відпалу на механічні властивості феритних високоміцних чавунів, виплавлених з переробного чавуну ПЛ2

Після модифікування FeSi45Mg7Ca4-лігатурою кількість фериту складала 30–40 %.

Зі збільшенням кількості перліту в структурі чавуну підвищуються показники  $\sigma_B$  і НВ литих виробів. Модифікування лігатурою FeSi45Mg7Ca4 у литому стані забезпечує найбільше відносне видовження 9,9 %, тоді як оброблення розплаву лігатурами FeSi50Mg7 та NiMg15 сумісно з FeSi75 – 7,3 % та 5,8 %, відповідно.

Після термічного оброблення (відпалу) металева основа практично всіх чавунів містить 95–100 % фериту зі стабільними показниками  $\sigma_B$  і НВ. Максимальні значення відносного видовження  $\delta = 21,5$  % і ударної в'язкості КС = 115 Дж/см<sup>2</sup> високоміцного чавуну досягнуті після модифікування розплаву лігатурою FeSi45Mg7Ca4. Ці значення на 43 та 40 % більші, ніж у металі чавуну після модифікування лігатурою FeSi50Mg7, і на 35 та 30 % вищі, ніж після модифікування NiMg15-лігатурою сумісно з феросиліцієм FeSi75.

Досліджено вплив масової частки кремнію на механічні властивості високоміцних чавунів феритного класу з двох видів шихти: 1) переробного чушкового чавуну ПЛ2 з масовою часткою Mn = 0,35 %, S = 0,028 %, P = 0,076 %; 2) відходів електротехнічної сталі 1212 (Е12) з масовою часткою Mn = 0,33 %, Ni = 0,16 %, Cr = 0,14 %, S = 0,008 %, P = 0,012 %. Модифі-

кування проводили в ковші лігатурою FeSi45Mg7Ca4 в кількості 2,0 % від маси розплаву на основі переробного чавуну або 1,5 %, якщо розплав з відходів електротехнічної сталі. Задану масову частку кремнію в чавуні забезпечували введенням феросиліцію ФС75 в розплав перед його модифікуванням.

За такими технологіями отримані високоміцні чавуни (ВЧ), у складі яких масова частка хімічних елементів змінювалася в наступних межах (у %):

– ВЧ, виплавлені з переробного чавуну ПЛ2 – 3,45–3,62 С; 2,30–3,18 Si; 0,27–0,33 Mn; 0,041–0,062 Mg; 0,022–0,026 S; 0,072–0,083 P;

– ВЧ, виплавлені з відходів сталі 1212 – 3,32–3,51 С; 2,35–3,30 Si; 0,037–0,051 Mg; 0,012–0,016 S; 0,01–0,02 P; 0,14 Ni; 0,12 Cr.

Термічне оброблення отриманих виливків клиновидних проб з основою 25 мм проводили за режимом двоступеневого гомогенізувально-феритизувального відпалу, який приведено у методиці досліджень.

Вплив кремнію на структуру і властивості високоміцного чавуну досліджували при зміні його масової частки у металі від 2,3 до 3,3 %. При мінімальному вмісті кремнію (2,3 %) в структурі одержаних з високоміцного чавуну виливків були відсутні включення цементиту. У випадку максимальної масової частки кремнію (3,3 %) – знижується пластичність феритного високоміцного чавуну у виробках внаслідок утворен-

ня силікоферитної фази [5, 18]. При масовій частці кремнію 2,3–2,9 % стабілізуються значення відносно-го видовження  $\delta$  і ударної в'язкості КС високоміцних чавунів (рис. 2). При подальшому збільшенні масової частки кремнію у розплаві до 3,2–3,3 % знижуються відносне видовження  $\delta$  високоміцного чавуну із відходів сталі від 22 до 15,2 % і ударна в'язкість КС від 134 до 51 Дж/см<sup>2</sup>. У метали високоміцного чавуну на основі переробного чавуну ПЛ2  $\delta$  зменшується з 20,5 % до 10,1 %, а КС – від 90 до 40 Дж/см<sup>2</sup>. Різке зниження ударної в'язкості високоміцного чавуну з масовою часткою кремнію більше 3 % пояснюється наявністю в його структурі твердого і крихкого силікофериту. При оптимальній масовій частці Si = 2,3–2,9 % у розплаві у виливках з високоміцного чавуну феритного класу, який виплавлено з відходів електротехнічної сталі,

механічні властивості змінюються в таких межах:  $\sigma_B = 497–541$  МПа;  $\delta = 22,0–24,7$  %; КС = 134–152 Дж/см<sup>2</sup>; твердість НВ = 156–170. У чавуну, що виплавлений з переробного,  $\sigma_B = 482–511$  МПа;  $\delta = 18,1–21,0$  %; КС = 86–105 Дж/см<sup>2</sup>; твердість НВ = 160–170.

Максимальні середні значення відносного видовження  $\delta = 24,7$  % і ударної в'язкості КС = 152 Дж/см<sup>2</sup> одержані у виробках з високоміцного чавуну, який містить 2,6 % Si та виплавлений з відходів електротехнічної сталі з низькою масовою часткою сірки і фосфору. Ці значення, відповідно, на 17,6 та 50,5 % більші, ніж у високоміцного чавуну, що виплавлений з переробного чавуну з більшим вмістом сірки і фосфору.

Проведено порівняльне дослідження ефективності застосованих в роботі 2 типів відпалу виробів з високоміцного чавуну. Результати досліджень (табл. 4)

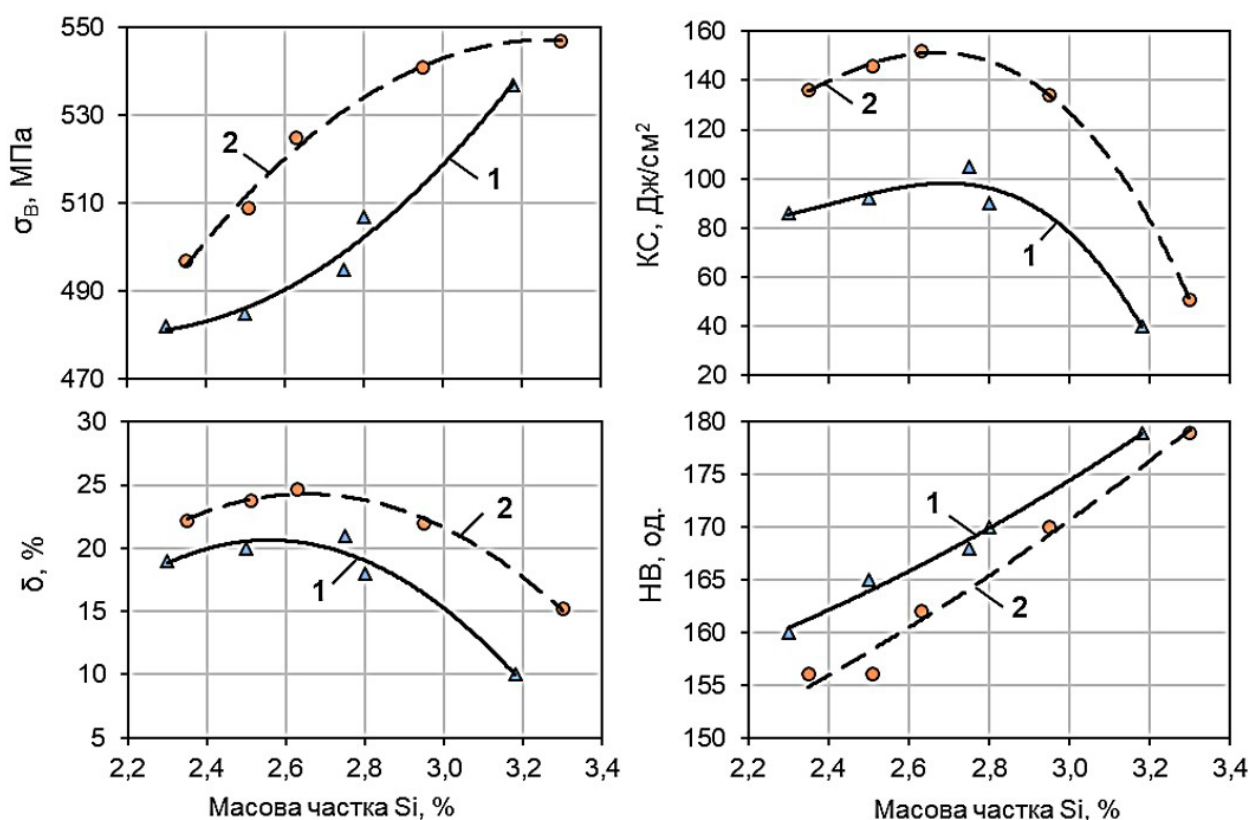


Рис. 2. Вплив масової частки кремнію і шихтових матеріалів на механічні властивості високоміцних чавунів після двоступеневого відпалу: 1 – шихта з переробного чавуну ПЛ2; 2 – шихта з відходів електротехнічної сталі 1212 (Е12)

Таблиця 4

**Вплив типу відпалу на структуру і механічні властивості високоміцного чавуну**

Тип відпалу	Структура чавуну	Структура чавуну		
		$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	КС, Дж/см <sup>2</sup>
Гомогенізувальний феритизувальний	феритна	494	21,5	125
		509	20,5	137
		510	23,8	115
Низькотемпературний феритизувальний	феритна (перліту до 10 %)	585	12,5	55
		581	18,0	84
		545	16,2	60

свідчать про те, що після гомогенізувально-феритизувального відпалу відбувається повне феритизування металевої матриці чавуну, підвищуються пластичність (на 28 %) і ударна в'язкість (на 50 %) високоміцного чавуну, в порівнянні з металом, який піддавали низькотемпературному феритизувальному відпалу.

Таким чином, для одержання високих механічних і експлуатаційних характеристик високоміцного чавуну феритного класу рекомендуємо проводити термооброблення виливків за режимом гомогенізувально-феритизувального відпалу.

## Висновки

1. Розроблено економічні технології одержання з феритного високоміцного чавуну виробів з заданими високими пластичністю і ударною в'язкістю з використанням недорогих шихтових матеріалів, ефективних модифікаторів та раціональних режимів термічного оброблення для виготовлення виливків при низькій їхній собівартості.

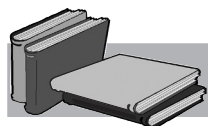
2. Показано, що економічно доцільно замінити в шихті рафіновані чавуни відходами таких сталей: для глибокого витягування 11ЮА, автомобільного листового прокату 08кп, електротехнічної 1212 (Е12) та інших, які мають низькі масові частки сірки (до 0,015 %), фосфору (до 0,05 %) і карбідоутворювальних елементів.

3. Досліджено вплив складу магнієвих лігатур на механічні властивості феритних високоміцних ча-

вунів, одержаних з вихідного чавуну з підвищеними масовими частками сірки (до 0,03 %) та фосфору (до 0,08 %). Максимальні значення відносного видовження  $\delta = 21,5\%$  і ударної в'язкості  $KC = 115 \text{ Дж/см}^2$  металу забезпечує процес модифікування чавуну  $\text{FeSi45Mg7Ca4}$ -лігатурою. Ці показники на 30–40 % вищі, ніж в металі після модифікування традиційними лігатурами  $\text{FeSi50Mg7}$  або  $\text{NiMg15}$ , що дозволяє використовувати для виробництва шихтові матеріали з підвищеною масовою часткою сірки і фосфору.

4. Встановлено, що при оптимальній масовій частці кремнію (2,3–2,9 %) високоміцний чавун феритного класу з низькими масовими частками сірки (0,014 %) і фосфору (0,015 %) має наступні механічні властивості:  $\sigma_B = 497\text{--}541 \text{ МПа}$ ,  $\delta = 22,0\text{--}24,7\%$ ,  $KC = 134\text{--}152 \text{ Дж/см}^2$ , твердість  $HB = 156\text{--}170$ . У високоміцному чавуні з вищим вмістом сірки (0,024 %) і фосфору (0,078 %) показники аналогічних властивостей зменшуються:  $\sigma_B = 482\text{--}511 \text{ МПа}$ ,  $\delta = 18,1\text{--}21\%$ ,  $KC = 86\text{--}105 \text{ Дж/см}^2$ , твердість  $HB = 160\text{--}170$ .

5. Для одержання феритного високоміцного чавуну з високими пластичністю та ударною в'язкістю при відсутності у виливках структурно-вільних карбідів доцільно застосовувати економічний процес гомогенізувально-феритизувального відпалу (нагрів до  $860^\circ\text{C}$ , витримка 3 год, охолодження з піччю до  $720^\circ\text{C}$ , витримка 3 год, охолодження з піччю до  $650^\circ\text{C}$ , витримка 1 год, охолодження на повітрі).



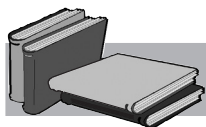
## ЛІТЕРАТУРА

- Jin-Cheng Liu. The most recent worldwide and Chinese technical standards and development trends for cast irons. *China Foundry*. 2015. Vol. 12. № 2. P. 149–161.
- Harrison G.R. The production on Bremenger oxygen blown (OB) pig iron and use in SG Iron. *Brit. Foundryman*. 1981. № 7. P. 17–22.
- Бубликов В.Б. Влияние шихтовых материалов и модификаторов на механические свойства высокопрочного чугуна. *Процессы литья*. 2001. № 3. С. 24–32.
- Бубликов В.Б., Зеленый Б.Г., Шейко А.А., Берчук Д.Н., Козак Д.С. Перспективные направления развития технологий высокопрочных и специальных чугунов. *Процессы литья*. 2007. № 1–2. С. 32–39.
- Бубликов В.Б., Нарівський А.В., Бачинский Ю.Д., Ясинський О.О. Легований кремнієм високоміцний чавун та його застосування. *Процеси лиття*. 2020. № 1. С. 20–29. DOI: <https://doi.org/10.15407/plit2020.01.020>
- Gilbert N.J. The ductility of nodular cast irons as revealed by the impact test. *BCIRA journal*. 1960. Vol. 8. № 3. P. 401–421.
- Jolley G., Gilbert N.J. Segregation in nodular iron and its influence on mechanical properties. *The British Foundryman*. 1967. Vol. LX, Part 3. March. P. 79–92.
- Красовский А.Я., Калайда В.Б. Прочность и трещиностойкость чугунов с шаровидным графитом. Киев: Наукова Думка, 1989. с. 136.
- Гиршович Н.Г., Симановский М.П. О хрупком и вязком состоянии чугуна. *Литейное производство*. 1960. № 1. С. 25–30.
- Cox G.D. Effects of annealing treatments and nickel content on mechanical properties of spheroidal-graphite iron. *Foundry trade journal*. 1966. Vol. 121. № 2593. P. 209–215.
- Matsumo H., Mochizuki N. Calcium Treated Ductile Iron. *Modern casting*. 1966. Vol. 49. № 4. P. 64–66.
- Бубликов В.Б., Ясинский А.А., Сиропоршнев Л.Н., Берчук Д.Н., Киришун И.В. Влияние никеля на структуру и механические свойства отливок из высокопрочного чугуна. *Процессы литья*. 2011. № 2. С. 24–34.
- Волощенко М.В. Получение чугуна с шаровидным графитом при использовании комплексных модификаторов. Киев: УкрНИИТИ, 1968. С. 40.



14. Бубликов В.Б. Кальций в высокопрочном чугуна. *Процессы литья*. 2007. № 5. С. 4–10.
15. Николаева В.Б., Бубликов В.Б. Совершенствование технологии получения литых материалов. Киев: Ин-т проблем литья АН УССР, 1986. С. 41.
16. Бубликов В.Б., Берчук Д.Н. Повышение уровня модифицирования высокопрочного чугуна. *Металлургия машиностроения*. 2006. № 5. С. 31–35.
17. Бубликов В.Б., Ясинский А.А., Берчук Д.Н., Зеленый Б.Г., Зеленая Л.А. Особенности влияния кремния на структуру и механические свойства высокопрочного чугуна, модифицированного в литейной форме. *Процессы литья*. 2011. № 6. С. 28–39.
18. Бубликов В.Б., Ясинский А.А., Сыропоршневу Л.Н., Козак Д.С., Бачинский Ю.Д. Влияние содержания кремния и скорости охлаждения на образование отбела в отливках из модифицированного в ковше высокопрочного чугуна. *Процессы литья*. 2009. № 4. С. 17–24.

Надійшла 30.06.2022



## REFERENCES

1. Jin-Cheng Liu (2015). The most recent worldwide and Chinese technical standards and development trends for cast irons. *China Foundry*, vol. 12, no. 2, pp. 149–161.
2. Harrison, G.R. (1981). The production on Bremenger oxygen blown (OB) pig iron and use in SG Iron. *Brit. Foundryman*, no. 7, pp. 17–22.
3. Bublikov, V.B. (2001). Influence of charge materials and modifiers on the high-strength cast iron mechanical properties. *Casting processes*, no. 3, pp. 24–32 [in Russian].
4. Bublikov, V.B., Zelenyi, B.G., Sheiko, A.A., Berchuk, D.N., Kozak, D.S. (2007). Perspective directions of high-strength and special cast irons technologies development. *Casting processes*, no. 1–2, pp. 32–39 [in Russian].
5. Bublikov, V.B., Narivskiy, A.V., Bachynskiy, Yu.D., Yasynskiy, O.O. (2020). Silicon alloyed ductile cast iron and its application. *Casting processes*, no. 1, pp. 20–29, doi: <https://doi.org/10.15407/plit2020.01.020> [in Ukrainian].
6. Gilbert, N.J. (1960). The ductility of nodular cast irons as revealed by the impact test. *BCIRA journal*, vol. 8, no. 3, pp. 401–421.
7. Jolley, G., Gilbert, N.J. (1967). Segregation in nodular iron and its influence on mechanical properties. *The British Foundryman*, vol. LX, part 3, pp. 79–92.
8. Krasovskiy, A.Ya., Kalayda, V.B. (1989). Strength and crack resistance of spheroidal graphite cast irons. Kyiv: Naukova dumka, p. 136 [in Russian].
9. Girshovich, N.G., Simanovskiy, M.P. (1960). About brittle and ductile state of cast iron. *Foundry. Technologies and Equipment*, no. 1, pp. 25–30 [in Russian].
10. Cox, G.D. (1966). Effects of annealing treatments and nickel content on mechanical properties of spheroidal-graphite iron. *Foundry trade journal*, vol. 121, no. 2593, pp. 209–215.
11. Matsumo, H., Mochizuki, N. (1966). Calcium Treated Ductile Iron. *Modern casting*, vol. 49, no. 4, pp. 64–66.
12. Bublikov, V.B., Yasinskiy, A.A., Syroporshnev, L.N., Berchuk, D.N., Kirishun, I.V. (2011). Influence of nickel on the structure and mechanical properties of high-strength cast iron castings. *Casting processes*, no. 2, pp. 24–34 [in Russian].
13. Voloshchenko, M.V. (1968). Spheroidal graphite cast iron obtaining with complex modifiers. Kyiv: UkrSRISTI, p. 40 [in Russian].
14. Bublikov, V.B. (2007). Calcium in high-strength cast iron. *Casting processes*, no. 5, pp. 4–10 [in Russian].
15. Nikolaeva, V.B., Bublikov, V.B. (1986). Improvement of cast materials producing technology. Kyiv: Institute of Casting Problems of the Academy of Sciences of the Ukrainian SSR, p. 41 [in Russian].
16. Bublikov, V.B., Berchuk, D.N. (2006). Raising the inoculation degree of high-strength cast iron. *Metallurgy of Machinery Building*, no. 5, pp. 31–35 [in Russian].
17. Bublikov, V.B., Yasinskiy, A.A., Berchuk, D.N., Zelenyi, B.G., Zelenaya, L.A. (2011). Features of silicon effect on the structure and mechanical properties of high-strength cast iron modified in a foundry mold. *Casting processes*, no. 6, pp. 28–39 [in Russian].
18. Bublikov, V.B., Yasinskiy, A.A., Syroporsnev, L.N., Kozak, D.S., Bachinskiy, Yu.D. (2009). Influence of silicon content and cooling rate on chill formation in ladle-modified high-strength cast iron castings. *Casting processes*, no. 4, pp. 17–24 [in Russian].

Received 30.06.2022



**Summary**

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

**A.V. Narivskiy**, Corresponding Member of the NAS of Ukraine, Dr. Sci. (Engin.), Professor, Director, e-mail: [opprs@ptima.kiev.ua](mailto:opprs@ptima.kiev.ua), <https://orcid.org/0000-0002-1596-6401>

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

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

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

**Development of technologies of high-plastic ductile cast irons of ferritic class obtaining**

*Ductile cast irons of ferritic class with higher plasticity are widely used in production of machine parts that operate under shock-cyclic and dynamic loads, including at low temperatures. In the European Union countries ferritic ductile cast irons with strength  $R_m \geq 450$  MPa and elongation  $A \geq 18$  % (standard EN 1563:18, grade EN-GJS-450-18) are developed. Traditional production technologies of such cast irons are inefficient and they require the use of expensive refined blast furnace cast irons in the charge and energy-intensive heat treatment. The article presents the data on influence of the main structure formation factors on mechanical properties of ferritic ductile cast irons. The results of these studies allow: to clarify the optimal concentrations of chemical elements; to increase the intensity of physicochemical modifying and refining processes; to choose the rational heat treatment modes; to reduce the production cost of cast products. For implementation of this technology cheaper charge materials and high efficient ferrosilicon-magnesium-calcium modifiers are used at less energy consumption for castings heat treatment. The technology of obtaining ferritic class ductile cast iron, which has the following high mechanical properties ( $R_m = 497-541$  MPa;  $A = 22.0-24.7$  %;  $KC = 134-152$  J/cm<sup>2</sup> with Brinell hardness of 156-170 HB) has been developed. The research results create preconditions for the development of new parts designs for modern technic with given high mechanical properties and performance characteristics which blanks are obtained with casting method and of high-efficiency economic technologies for their production.*

**Keywords**

*Ductile cast iron, ferrite, modifier, mechanical properties, heat treatment, process.*