

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

УДК 621.74:669.13

DOI: [https://doi.org/10.32515/2664-262X.2023.7\(38\).2.34-42](https://doi.org/10.32515/2664-262X.2023.7(38).2.34-42)

В.М. Кропівний, проф., канд. техн. наук, **М.В. Босий**, викл., **О.В. Кузик**, доц., канд. техн. наук, **А.В. Кропівна**, доц., канд. техн. наук., **Л.А. Молокост**, викл.

*Центральноукраїнський національний технічний університет, м. Кропивницький, Україна
e-mail: bosiymv@ukr.net; kuzikov1985@gmail.com*

До питання структуроутворення високоміцного чавуну при використанні діаграм стану систем «Fe-Si», «Mg-Si» та «Fe-Si-Mg»

У статті наведено результати аналізу закономірностей структуроутворення високоміцного чавуну при використанні діаграм стану систем «Fe-Si», «Mg-Si» та «Fe-Si-Mg». Розглянуто концепцію утворення графіту у високоміцному чавуні. Наведено схему формування структури високоміцного чавуну. Встановлено, що при модифікуванні розплаву чавуну в результаті істотного перерозподілу всіх розчинених у ньому елементів відбувається очищення рафінування від домішок (сірка, фосфор та ін.), що дозволяє отримувати структуру чавуну з кулястим графітом із застосуванням модифікаторів. Приведені діаграми системи «Fe-Si», «Mg-Si» та системи «Fe-Si-Mg» для розробки складу високоміцного чавуну. Аналіз даних приведених діаграм стану, показав, що всі сполуки елементів в складі сфероїдизуючих лігатур є легкоплавкими ($t_{пл} < 1300$ °C) по відношенню до температури розплаву чавуну. При кристалізації чавуну з виділенням аустеніту характерна пряма мікроліквація кремнію з коефіцієнтом розподілу менше одиниці, марганець більш рівномірно розподіляється в металі, а в рідку фазу лікують карбідостабілізуючі елементи.

високоміцний чавун, структуроутворення чавуну, кулястий графіт, вермикулярний графіт, флуктуація

Постановка проблеми. Перспективним видом чавуну для деталей машин є залізо – вуглецеві сплави з кулястою та вермикулярною формою графіту. Він є ефективним матеріалом, який застосовується для деталей машин, що зазнають досить високих статичних, ударних і циклічних навантажень та працюють в умовах тепломінів. З даних чавунів виготовляють колінчасті і розподільчі вали, головки блоків циліндрів, випускні колектори, блоки циліндрів, зубчасті колеса, гальмівні диски, корпуси турбокомпресорів та ін. [1].

Розкриття механізму процесів формування кулястого та вермикулярного графіту відкриває широкі можливості управління структурою і властивостями високоміцного чавуну та сприяє розробці ефективних технологічних процесів отримання литих виробів різного призначення.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Фізико-механічні властивості високоміцних чавунів в значній мірі визначаються будовою графітної фази, формування якої пов'язане з різною морфологією її виділення з розплаву та аустеніту в залежності від умов кристалізації. На основі аналізу результатів експериментальних досліджень сформульовано теорію неоднорідного розподілу вуглецю в залізкремністих розплавах [1 -7]. На основі цієї теорії зроблено припущення про утворення пересичених вуглецем локальних ділянок розплаву у вигляді вуглецевих кластерів (розмірами 10^{-6} – 10^{-7} см)

шляхом гомогенної флуктуації. Згідно гіпотези Жукова А.А. та Сніжного Р.Л. вуглецеві кластери мають аренову природу і складаються з бензольних кілець з 12 електронами атомів вуглецю і 6 електронами атомів заліза за структурою типу C_mFe [7]. Такі кластери, утворені в розплаві висхідної дифузії вуглецю, перетворюються на графіт шляхом спинодального розпаду розплаву у всьому обсязі без утворення зародків критичного розміру. Зазначається, що сиботаксична структура (C_mFe) утворюється в процесі асоціації та сольватації графітних кластерів. Внаслідок нестійкості графітні кластери, якщо вони не встигають розчинитися в розплаві, кристалізуються на неметалевих включеннях у вигляді графіту. При цьому процес можливого дорозчинення графітних комплексів відбувається по-атомно або цілими пінакоїдами (блоками) за механізмом Ребіндера П.А. та Щукіна О.Д. [7].

На думку Вертмана А.А. та Самаріна А.М. вуглець при концентраціях понад 2 % знаходиться в розплавах у вигляді пакетів графіту [5]. У роботі [4] щодо в'язкості розплаву чавуну при вмісті вуглецю у межах 1,32–7,8 % встановлено максимальне значення в'язкості (ν) при близькій до 2,14 % концентрації вуглецю та мінімальне значення в'язкості при 4,3% С. Отримані експериментальні закономірності зміни в'язкості розплаву автори пояснюють зміною зв'язків між атомами Fe–Fe, Fe–C та C–C. При вмісті вуглецю $\approx 2,14$ % передбачається утворення кластерів заліза з решітками (ГЦК). Автори вважають, що можливе утворення різних сиботаксичних групувань (C_mFe), в яких з підвищенням вмісту вуглецю зменшується щільність розплаву і, як наслідок, кінематична в'язкість. При цьому підвищується термодинамічна активність вуглецю та зв'язку C–C. Однак механізм і морфологія утворення зародків графіту залишаються нез'ясованими.

Як видно з рис. 1, в момент початку модифікації структура графіту однакова у всіх місцях розплаву. При контакті графітового зерна з γ -Fe виникає ефект «оточення» зерна частинками γ -Fe та ізоляції від основної маси розплаву. Графіт набуває близько 20 % кулястої форми та решту вермикулярної форми, що являє собою взаємопов'язані пелюстки. На відміну від пластинчастого графіту, вермикулярні включення мають меншу довжину, більшу товщину і округлі краї. У результаті ефекту «протікання» утворюються червоподібні ланцюжки відповідної довжини. Процес утворення вермикулярного графіту на початковому етапі подібний до процесу утворення структури з кулястою формою графіту, але через особливості будови гама-решітки заліза процес призводить до плоских (червоподібних) форм графітової структури.

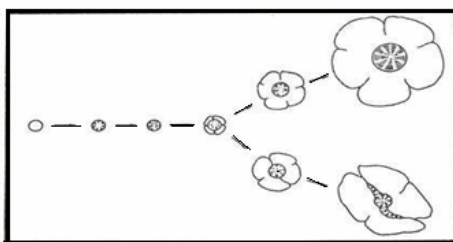


Рисунок 1 – Процес формування структури високоміцного чавуну

Джерело розроблене авторами на підставі [3,4]

Можливо виділити два варіанти зростання компактних включень графіту: у процесі кристалізації чавуну за рахунок збереження зв'язку з розплавом, або поєднання в одне, декілька компактних зародків і включень. Перший варіант в чавунах з вермикулярним графітом визначається як основний. За рахунок виділення і росту графітного включення, оточення аустеніту збіднене вуглецем і збагачене кремнієм. Оскільки аустеніт твердіє ще пізніше, він містить більший вміст вуглецю і менший

кремнію, ніж навколографітний. Вихідний стан чавуну має перліто-феритну структуру металевої матриці (до 70 % перліту), 80 % графіту вермикулярної форми (клас Гф6) і до 20 % – кулястої форми класу Гф12,13. Слід зазначити, що включення графіту поодинокі або розташовані невеликими групами та середнього розміру (Граз 45-90). Ферит розташований навколо включень графіту у вигляді оторочок, що переходять у феритні ділянки навколо групи включень. Перлітні ділянки збагачені вуглецем та марганцем, особливо по межах евтектичних зерен. Розподілення кремнію має змішану ліквіацію зі збагаченням центральних частин евтектичного зерна навколо графітних включень (ферит) і евтектичних границь (перліт). Процес формування структури високоміцного чавуну натеper є актуальним питанням вивчення.

Постановка завдання. Мета роботи – встановлення закономірностей структуроутворення високоміцного чавуну при використанні термодинамічної теорії фазових перетворень та аналіз діаграм стану компонентів Fe-Si-Mg лігатур.

Виклад основного матеріалу. Формуванню кулястої форми графіту при кристалізації розплаву чавуну, поряд з магнієм, сприяють і інші хімічні елементи, такі як РЗМ, літій, кальцій та ін. Однак магнієві лігатури визнані найбільш ефективними і економічними сфероїзаторами графіту при виробництві високоміцного чавуну. Спроби створення безмагнієвих процесів одержання чавуну з кулястою формою графіту не дали успіху. Залишковий масовий вміст магнію зазвичай становить 0,03...0,07 % і залежить від кількості елементів-демоцифікаторів у вихідному розплаві, забезпечує сфероїдизацію графіту і отримання заданої структури, фізико-механічних і службових властивостей високоміцного чавуну [7, 8, 9].

Введення у розплав модифікаторів Mg та рідкоземельних елементів (La, Ce, РЗМ), призводить до зміни поверхневої енергії на гранях ϵ -фаз. При цьому гомеопатичні сегрегації модифікаторів блокують зростання окремих граней ϵ -фаз, утворюючи різну форму гетерогенної графітизації зі зниженою вільною енергією: вермикулярну або глобулярну. Підвищена адсорбція модифікаторів Mg, (La, Ce, РЗМ) зі зниженою енергією зупиняє їх зростання у формі лусочок та сприяє їх коагуляції за рахунок зменшення вільної енергії.

Основою для розробки складу високоміцного чавуну є аналіз діаграм стану компонентів Fe-Si-Mg лігатур.

Система «залізо-кремній» [10-14]. З діаграми стану системи «Fe-Si» (рис. 2) видно два тверді розчини кремнію на основі γ -Fe і α -Fe. При температурі 1150 °C можна спостерігати граничну розчинність кремнію в (γ -Fe) – 3,84 ат. %, при температурі 1350 °C – 0,88 ат. %. Зазначимо, що в залежності від температури і складу сплаву, твердий розчин на основі α -Fe може існувати в трьох алотропних модифікаціях: неупорядкованій – α -Fe і впорядкованих – α_1 та α_2 . Фаза α_1 зазнає поліморфного перетворення в інтервалі температур 965...1150 °C і концентрацій кремнію 21...27 ат. %. Фаза α_2 утворюється при температурі 1302 °C за перитектичною реакцією $P + (\alpha\text{-Fe}) \leftrightarrow \alpha_2$. За аналогічними реакціями утворюються і модифікації фази α_1 : при 1250 °C, високотемпературна – $P + \alpha_2 \leftrightarrow \alpha_1(\text{BT})$ та при 1156 °C низькотемпературна – $\alpha_2 + \alpha_1(\text{BT}) \leftrightarrow \alpha_1(\text{HT})$.

Слід зазначити, що в певних температурно-концентраційних областях одночасно із твердими розчинами в системі Fe-Si існують інтерметалеві фази силіциди: Fe_2Si (чи β -фаза), Fe_5Si_3 (η -фаза), FeSi (ϵ -фаза), FeSi_2 (ξ -фаза). В свою чергу, ξ -фаза має дві модифікації – $\text{FeSi}_2(\text{HT})$ та $\text{FeSi}_2(\text{BT})$.

Показано, що при температурах 1212, 1410 і 1220 °C силіцидні фази Fe_2Si , FeSi та FeSi_2 відповідно, плавляться конгруентно та мають інтервал гомогенності, за винятком модифікації $\text{FeSi}_2(\text{HT})$, яка має чіткий вміст кремнію – 55 мас. % (66,6 ат. %). За участю фаз Fe_2Si кристалізується дві евтектики: $\alpha_1 + \text{Fe}_2\text{Si}$ при масовій частці

кремнію ~19,2 % і температурі 1200 °С, та $\text{Fe}_2\text{Si} + \text{FeSi}$ при ~22,0 мас. % кремнію і температурі 1203°С. Зазначимо, що складова Fe_2Si евтектоїдно розпадається при температурі 1040°С.

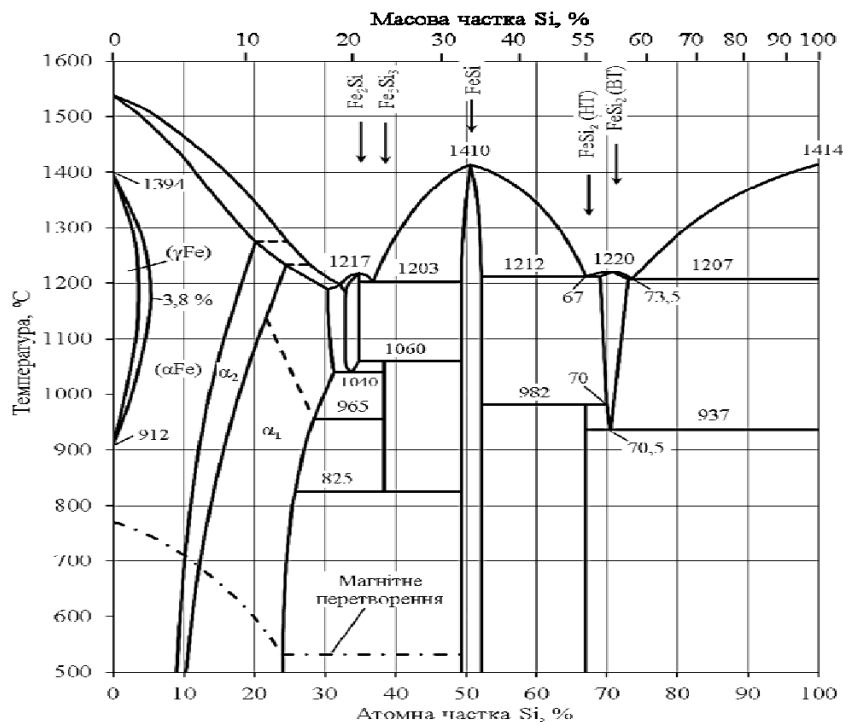


Рисунок 2 – Діаграма стану системи «Fe-Si»

Джерело на підставі [10,11,14]

Сполука Fe_5Si_3 існує в інтервалі температур інтервалі 1040...1212 °С, при цьому плавиться конгруентно при 1212 °С, а при 1060 °С утворюється за перитектичною реакцією. При температурі 825 °С ця фаза евтектоїдно розпадається.

При вмісті Si в межах 49...50,8 ат. % існує сполука FeSi . При температурі 982 °С і вмісті кремнію – 66,7 ат. % за перитектоїдною реакцією утворюється сполука FeSi_2 (HT). Високотемпературна модифікація FeSi_2 (BT) має область гомогенності, яка звужується при зниженні температури, а при температурі 937 °С – евтектоїдно розпадається на чистий кремній і FeSi_2 (HT). Зазначимо, що фаза FeSi_2 (BT) приймає участь в двох евтектичних рівновагах: FeSi_2 (BT) + Fe_2Si – при масовій частці кремнію ~ 51,0 % і температурі 1212 °С, та FeSi_2 (BT) + Si – при 58,2 мас. % кремнію і температурі 1207 °С.

Виявлено, що при швидкісному охолодженні сплавів з температури 1100 °С і вище, фаза Si розчиняє до 4 ат. % Fe, а при охолодженні від більш низьких температур, розчинність не спостерігається.

Враховуючи, що в сфероїдизуючих лігатурах (ФСМГ) співвідношення залізо-кремній складає ~ 50/40, можна припустити присутність інтерметалевих сполук FeSi_2 і FeSi в лігатурах, з температурами плавлення 1220 °С і 1410 °С, відповідно.

Кремній знижує температури аустенітного та цементитного ліквідуса, а також аустенітного солідуса, підвищує температуру графітного ліквідуса, зміщує у бік менших концентрацій вуглецю лінії рівноваги $\gamma/\gamma+g$ та $\gamma/\gamma+c$; максимум на цементитному ліквідусі зміщується у бік менших концентрацій вуглецю. Отже, Si підвищує активність вуглецю, а C у рідині та аустеніті знижує розчинність цементиту в рідині та підвищує – в аустеніті.

Система «магній-кремній». Представлена на рисунку 3 рівноважна фазова діаграма Mg-Si-системи складається з рідини, твердого розчину Mg(Mg) з максимальною розчинністю кремнію 0,003 ат. %, інтерметалевої сполуки Mg_2Si та з незначною розчинністю магнію – твердого розчину Si(Si) [10, 13, 14].

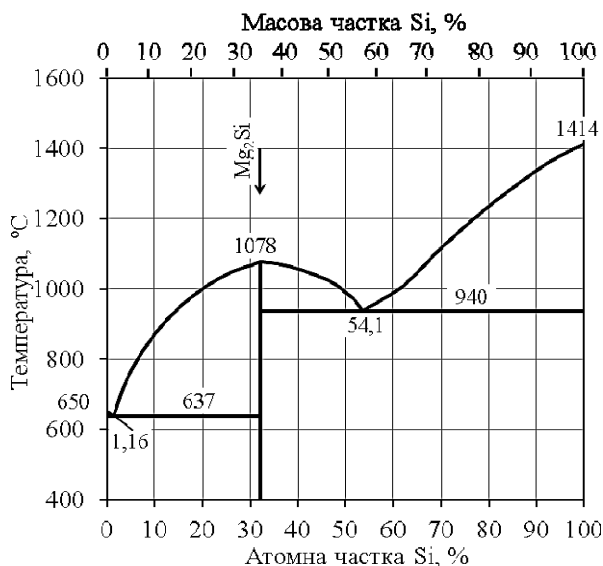


Рисунок 3 – Діаграма стану системи «Mg-Si»

Джерело на підставі [10,11,14]

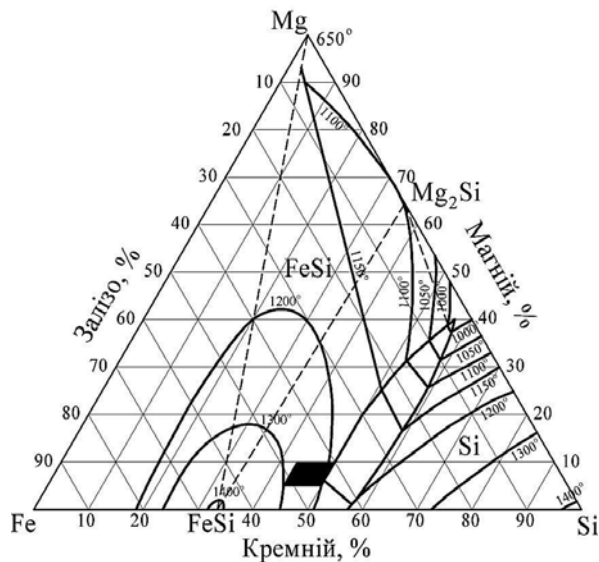
Показано, що при зниженні температури до 1078 °С, починає виділятися з рідини термодинамічно стійка сполука Mg_2Si , що містить ~36,61 мас.% Si. Дана сполука бере участь в кристалізації двох евтектик: з вмістом кремнію ~ 54,10 ат. % і температури ~ 940 °С формується евтектика складу (Si) + Mg_2Si , і температури 637 °С та ~1,16 ат. % – Si – (Mg)+ Mg_2Si .

Показана можливість існування сполуки $MgSi$, яка утворюється при температурі 805 °С і концентрації кремнію ~ 50 ат. %, та Mg_4Si в результаті термічної дисоціації Mg_2Si за перитектоїдною реакцією $Mg_2Si + Si \leftrightarrow MgSi$. Слід зазначити, що перитектоїдна реакція утворює метастабільну евтектику з (Mg) при температурі ~575 °С і ~ 2,34 ат. % кремнію. При температурі 800 °С, двокомпонентні фази $FeSi$ та $FeSi_2$ розчиняють до 0,03 і 0,05 мас. % Mg, відповідно, а розчинність Fe в Mg_2Si досягає 0,3 мас. %. Подвійна фаза Fe_5Si_3 при температурах 800 та 1000 °С розчиняє до 0,5 і 1,1 мас. % Mg, відповідно [13, 14].

Система «залізо-магній-кремній». Отримання сплаву системи Fe-Si-Mg розчиненням чушкового магнію в рідкому феросиліції є найбільш простим методом. Кремній утворює міцні сполуки з металами-модифікаторами, зменшуючи інтенсивність реакційної взаємодії з розплавленим чавуном, що обумовлює покращення засвоєння магнію та підвищення ефективності модифікування. Однією з важливих характеристик, що визначає технологія отримання і хімічний склад магнієвмісного сплаву є температура плавлення феросиліцій-магнієвої лігатури, зниження якої є важливою умовою для успішного проведення сфероїдируючого модифікування.

Зазначимо, що оптимізація процесу розчинення і максимальне засвоєння магнію можливе при умові відносно низької температури плавлення компонентів, що входять до складу лігатур і високих температур їх випаровування. При визначенні складу лігатур рекомендовано використовувати діаграму стану системи Fe-Si-Mg (рис. 4) [13,14]. Показано, що при отриманні високоміцного чавуну поширені Fe-Si-Mg

лігатури з масовою часткою магнію 5...10 % мають температуру плавлення в межах 1200...1300 °С за масової частки кремнію 43...50 %. За рахунок утворення міцних силіцидів, кремній збільшує розчинність магнію в лігатурі. Негативний вплив на розчинність магнію і підвищена температура її плавлення обмежує масову частка заліза в лігатурі. Але роль таких з'єднань Fe-Si-Mg у формуванні графітної фази недостатньо досліджено.




 область складу існуючих сфероїдизуючих лігатур (мас. частка): 5...10 % Mg; 43...50 % Si; Fe – решта

Рисунок 4 – Діаграма стану системи «Fe-Si-Mg»

Джерело на підставі [10-12,14]

Кристалізація сплаву починається з виділенням аустеніту, який характеризується прямою мікроліквациєю Si, тобто осьові зони дендритних гілок виявляються збідненими Si в порівнянні з периферійними. Це є слідством того, що кристалізація високоміцного чавуну починається при значеннях коефіцієнта розподілу, менших одиниці, і відбувається з його значним збільшенням аж до значень 1,05...1,2. При евтектичній кристалізації високоміцного чавуну Si збагачує початкові ділянки евтектичного аустеніту, тобто характеризується зворотньою мікроліквациєю [15, 16-19].

В рідку фазу ліквують карбідостабілізуючі елементи, а також елементи, які мають органічну розчинність в аустеніті, такі як Cu, P, Mg, Sn, Te. Сильні карбідо-та нітридоутворюючі елементи (V, Ti, Zr, Al) значно зменшують ріст зерна аустеніта. Подрібнення зерна відбувається під дією інших легуючих елементів (Mo, Cr, P, Bi), які ліквують у рідку фазу при кристалізації. Однак така ліквация може привести до затвердіння останніх порцій рідини по міжзеренним границям у вигляді ледебуритної евтектики [18].

Кремній є основним регулятором мікроструктури в практиці одержання виливків. При низькому вмісті кремнію зростає схильність чавуну до відбілу. При підвищенні вмісту кремнію в структурі чавуну утворюється більше фериту, що викликає необхідність збільшення тривалості витримки при температурах аустенізації.

Літературні дані по впливу вмісту кремнію (2,13- 4,03%) на розташування кривих початку і кінця розпаду аустеніту на діаграмах ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту показують наявність двох інтервалів мінімальної стійкості аустеніту: 600-640 °С та 275-325 °С. Підвищення вмісту кремнію уповільнює розпад

аустеніту на феритокарбідну суміш, але прискорює виділення фериту. Кремній збільшує розчинність вуглецю в аустеніті, підвищуючи його стійкість. В матриці він концентрується навколо включень графіту, його концентрація в 2-3 рази вище, ніж в решті металевої основи [19].

Марганець в чавуні, легованому міддю, практично рівномірно розподілений в металевій матриці, а кремній має значно менший коефіцієнт ліквідації

Із збільшенням вмісту марганцю в металевій основі зростає кількість залишкового аустеніту. Марганець підвищує прокалюваність, проте, будучи карбідоутворюючим елементом та маючи більшу схильність до ліквідації на границях зерен, може негативно вплинути на структуру металевої матриці. При вмісті марганцю більше 0,5 % на границях евтектичних зерен утворюються крихіткі фази, які негативно впливають на показники міцності і пластичності чавуну.

Таким чином, розглянуті механізми формоутворення графітної фази у високоміцному чавуні потребують подальших досліджень.

Висновки:

1. Встановлено закономірності структуроутворення модифікованого чавуну при різних умовах кристалізації. Виконано аналіз дослідження закономірностей процесу утворення кулястого і вермикулярного графіту та аналіз діаграм стану компонентів «Fe-Si-Mg» лігатур.

2. Аналіз даних діаграм стану «Fe-Si», «Mg-Si», «Fe-Si-Mg» показав, що в складі сфероїдизуючих лігатур більшість сполук компонентів мають нижчу температуру плавлення ($t_{пл} < 1300$ °C) відносно до температури розплаву чавуну, за винятком деяких силіцидів заліза і кремній, температура плавлення яких вище 1400 °C, що може негативно вплинути на ефективність модифікування.

3. З'ясовано, що при перегріві заевтектичного чавуну в розплаві відбувається перерозподіл домішок. При цьому утворюються компактні впорядковані зони з псевдокарбідною метастабільною стехіометрією, які є основою для утворення кулястого графіту в процесі переохолодження розплаву без застосування модифікаторів.

Список літератури

1. Королев С.П., Панфилов Э.В. Чугун с вермикулярным графитом – конструкционный материал современного машиностроения. *Литейное производство. Литье и металлургия*. 2006. №2. С. 91-93.
2. Захарченко Э.В., Левченко Ю.Н., Горенко В.Г., Вареник П.А. Отливки из чугуна с шаровидным и вермикулярным графитом. Киев: *Наукова думка*. 1986. 248с.
3. Баранов Д.А. О механизме формирования вермикулярного графита при затвердевании чугуна. *Литейное производство*. 2004. № 10. С. 2-3.
4. Белов В.Д. Теория литейных процессов. Учебник. М: *РИОТИП*. 2008. 580 с.
5. Вертман, А.А., Самарин А.М. Свойства расплавов железа. М: *Наука*. 1969. 280с.
6. Doherty R.D., Ferrante V., Chen Y.H. *Scripta Metall*. 1986.
7. Жуков А.А., Снежной Р.Л. О возможности образования железоуглеродистых комплексов аренового типа в железоуглеродистых сплавах. *Термодинамика и физическая кинетика структурообразования в стали и чугуне*. М: 1967. Вип. 3. С. 175-179.
8. Бачинский Ю.Д., Бубликов В.Б. Улучшение структурообразования тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна при модифицировании в предкристаллизационном периоде. *Перспективні технології, матеріали і обладнання у ливарному виробництві*: матеріали VI міжнародної науково-технічної конференції, 25-28 вересня 2017 р. Краматорськ: ДДМА. 2017. С. 15-16.
9. Костіна Л.Л. Чавун з вермикулярним графітом: деякі закономірності структуроутворення і підвищення міцності. *Вестник ХНАДУ*. 2011. Вип.54. С. 142-148.
10. Лякишева Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник: В 3-х. Т.2. М: Машиностроение. 1997. 1024 с.
11. Лякишева Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник: В 3 т: Т.3. кн. 1. М: *Машиностроение*. 2001. 872 с.

12. Du Y., Zhao J. R., Zhang C., Chen H.L., Zhang L.J. Thermodynamic modeling of the Fe-Mg-Si system. *Journal of Mining and Metallurgy*. 2007. № 43(B). pp. 39-56.
13. Lebrun N., Baetzner C., Stamou A., Robinson J. Iron – Magnesium – Silicon. Ternary Alloy Systems: Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data. 2009. Vol. 11. pp. 135-147.
14. Бачинський Ю.Д. Вплив процесу модифікування в передкристалізаційному періоді на структуроутворення і властивості тонкостінних виробів з високоміцного чавуну: автореферат дисертації канд. техн. наук: 05.16.04. ФТІМС НАН України. Київ. 2017. 40с.
15. Ващенко К. И., Софрони Л. Магнийевый чугун. М: Машгиз. 1960. 487 с.
16. Aulin V., Kropivny V., Kuzyk O., Lyashuk O., Bosyi M., Vovk Y., Kropivna V., Sokol V., Senyk A., Slobodyan L. The Influence of Titanium as a Desferoidizing Element on the Stability of Production of Magnesium Cast Irons with Vermicular Graphite. *Tribology in Industry*. 2021. Vol. 43. No. 4. pp. 654-666.
17. Кропивний В.М., Босий М.В., Кузик О.В., Кропивна А.В. Термодинамічні процеси при кристалізації і формуванні ліквациї у виливках з високоміцного чавуну. *Центральноукраїнський науковий вісник: Технічні науки*. 2019. № 1(32). С. 79-86.
18. Kropivny V.M., Bosyi M.V., Kuzyk O.V., Kropivna A.V. Specific Distribution of Thermal Effects of Graphite Forming Reactions in High-strength Cast Iron. *Центральноукраїнський науковий вісник. Технічні науки*. Кропивницький. 2020. вип. 3(34). С. 48-53.
19. Аулін В.В., Кропивний В.М., Кузик О.В., Кропивна А.В., Босий М.В. Роль теплофізичних процесів формування структури високоміцних чавунів. *Вісник інженерної академії України*. 2017. №3. С.133-137.

Referencis

1. Korolev, S.P., & Panfilov, E.V. (2006). Chugun s vermikulyarnym grafitom – konstrukcionnyj material sovremennogo mashinostroeniya [Cast iron with vermicular graphite is a structural material of modern mechanical engineering]. *Litejnoe proizvodstvo. Lite i metallurgiya – Foundry. Casting and metallurgy*, 2, 91-93 [in Russian].
2. Zaharchenko, E.V., Levchenko, Yu.N., Gorenko, V.G., & Varenik, P.A. (1986). *Otlivki iz chuguna s sharovidnym i vermikulyarnym grafitom* [Cast iron with spherical and vermicular graphite]. Kiev: Naukova dumka [in Russian].
3. Baranov, D.A. (2004). O mehanizme formirovaniya vermikulyarnogo grafita pri zatverdevanii chugunka [About the mechanism of formation of vermicular graphite during solidification of cast iron]. *Litejnoe proizvodstvo – Foundry*, 10, 2-3 [in Russian].
4. Belov, V.D. (2008). *Teoriya litejnyh processov* [Theory of casting processes]. M.: RIOTIP [in Russian].
5. Vertman, A.A., & Samarin A.M. (1969). *Svoystva rasplavov zheleza* [Properties of iron melts]. M: Nauka [in Russian].
6. Doherty, R.D., Ferrahte, V. & Chen, Y.H. (1986). *Scripta Metall* [in English].
7. Zhukov, A.A., & Snezhnoj, R.L. (1967). O vozmozhnosti obrazovaniya zhelezouglerodistykh kompleksov arenovogo tipa v zhelezouglerodistykh splavah [On the possibility of formation of iron-carbon complexes of the arene type in iron-carbon alloys]. *Termodinamika i fiziche-skaya kinetika strukturoobrazovaniya v stali i chugune - Thermodynamics and Physical Kinetics of Structure Formation in Steel and Cast Iron*, Issue 3, 175-179 [in Russian].
8. Bachinskyi, Yu.D., & Bublikov, V.B. (2017). Uluchshenie strukturoobrazovaniya tonkostennykh otlivok iz vysokoprochnogo chuguna pri modifitsirovanii v predkristallizacionnom periode [Improvement of structural formation of thin-walled castings from high-strength cast iron during modification in the precrystallization period]. «Perspektivni tehnologii, materiali i obladnannya u livarnomu virobnictvi»: VI mizhnarodnoyi naukovotekhnichnoyi konferenciyi (25-28 veresnya 2017 r. Kramatorsk) – VI International Scientific and Technical Conference (pp. 15-16). Kramatorsk: DDMA [in Ukrainian].
9. Kostina, L.L. (2011). Chavun z vermikulyarnim grafitom: deyaki zakonomirnosti strukturoutvorenniya i pidvishennya micnosti [Cast iron with vermicular graphite: some regularities of structuring and increasing strength]. *Vestnik HNADU – Bulletin of KHNADU. Issue 54*, 142-148 [in Ukrainian].
10. Lyakisheva, N.P. (1997). *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskih sistem. (Vol. 3., prt.2)*. M. : Mashinostroenie [in Russian].
11. Lyakisheva N.P. (2001). *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskih sistem* [Diagrams of the state of double metal systems]. (Vols 3; Vol.3. book 1). M. : Mashinostroenie [in Russian].
12. Du, Y., Zhao, J. R., Zhang, C., Chen, H.L., & Zhang, L.J. (2007). Thermodynamic modeling of the Fe-Mg-Si system. *Journal of Mining and Metallurgy*, № 43(B). pp. 39-56 [in English].
13. Lebrun, N., Baetzner, C., Stamou, A., & Robinson, J. (2009). Iron – Magnesium – Silicon. Ternary Alloy

- Systems: Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data, *Vol. 11*, pp. 135-147 [in English].
14. Bachynskiy, Yu.D. (2017). Vpliv procesu modifikuvannya v peredkristalizacijnomu periodi na strukturoutvorennya i vlastivosti tonkostinnih virobiv z visokomicnogo chavunu [The influence of the modification process in the pre-crystallization period on the structure formation and properties of thin-walled products made of high-strength cast iron]. *Extended abstract of candidate's thesis*. FTIMS NAN Ukraini. Kiyiv [in Ukrainian].
 15. Vashenko, K.I. & Sofroni, L. (1960). *Magnievyj chugun [Magnesium cast iron]*. M: Mashgiz [in Ukrainian].
 16. Aulin, V. et al. (2021). The Influence of Titanium as a Desferoidizing Element on the Stability of Production of Magnesium Cast Irons with Vermicular Graphite. *Tribology in Industry, Vol. 43, No. 4*, pp. 654-666 [in English].
 17. Kropivnyi, V.M., Bosyi, M.V., Kuzyk, O.V., & Kropivna, A.V. (2019). Termodinamichni procesi pri kristalizaciji i formuvanni likvaciji u vilivkah z visokomicnogo chavunu [Thermodynamic processes during crystallization and liquation formation in high-strength cast iron castings]. *Centralnoukrayinskij naukovij visnik: Tehnichni nauki – Central Ukrainian Scientific Bulletin. Technical Sciences, Issue 1(32)*, 79-86 [in Ukrainian].
 18. Kropivnyi, V.M., Bosyi, M.V., Kuzyk, O.V., & Kropivna, A.V. (2020). Specific Distribution of Thermal Effects of Graphite Forming Reactions in High-strength Cast Iron. *Centralnoukrayinskij naukovij visnik. Tehnichni nauki. – Central Ukrainian Scientific Bulletin. Technical Sciences, Issue 3(34)*, 48-53 [in English].
 19. Aulin, V.V., Kropivnyi, V.M., Kuzyk, O.V., Kropivna, A.V., & Bosyi, M.V. (2017). Rol teplofi-zichnih procesiv formuvannya strukturi visokomicnih chavuniv [The role of thermophysical processes in the formation of the structure of high-strength cast irons]. *Visnik inzhenernoyi akademiyi Ukraini – Bulletin of the Engineering Academy of Ukraine, 3*, 133-137 [in Ukrainian].

Volodymyr Kropivnyi, Prof., PhD in tech. sci., **Mykola Bosyi**, Sen. Lect., **Olexandr Kuzyk**, Assoc. Prof., PhD in tech. sci., **Alena Kropivna**, Assoc. Prof., PhD in tech. sci., **Ludmyla Molokost**, Lecturer
Central Ukrainian National Technical University, Kropyvnytskyi, Ukraine

On the Question of Structural Formation of High-Compression Cast Iron Using State Diagrams System "Fe-Si", "Mg-Si" and "Fe-Si-Mg"

The purpose of the work is to establish the patterns of structural formation of high-strength cast iron using the thermodynamic theory of phase transformations and to analyze state diagrams of the components of Fe-Si-Mg ligatures.

The article presents the results of the analysis of patterns of structural formation of high-strength cast iron when using state diagrams of the "Fe-Si", "Mg-Si" and "Fe-Si-Mg" systems. The concept of graphite formation in high-strength cast iron is considered. The structure formation scheme of high-strength cast iron is presented. Disclosure of the mechanism of processes of formation of spherical and vermicular graphite opens wide opportunities for controlling the structure and properties of high-strength cast iron and contributes to the development of effective technological processes for obtaining cast products for various purposes.

It has been established that during the modification of cast iron melt, as a result of a significant redistribution of all elements dissolved in it, purification of impurities (sulfur, phosphorus, etc.) takes place, which allows obtaining the structure of cast iron with nodular graphite with the use of modifiers. Diagrams of the "Fe-Si", "Mg-Si" and "Fe-Si-Mg" systems for the development of the composition of high-strength cast iron are given. After analyzing the data of the given state diagrams, it was concluded that in the composition of spheroidizing ligatures, all compounds of elements are low-melting ($t_{pl} < 1300$ °C) in relation to the melting temperature of cast iron. During the crystallization of cast iron with the release of austenite, a direct microliquation of silicon with a distribution coefficient less than unity is characteristic, manganese is more evenly distributed in the metal, and carbide stabilizing elements are treated in the liquid phase. The regularities of structure formation of modified cast iron under different crystallization conditions have been established. The analysis of the study of the regularities of the process of the formation of spherical and vermicular graphite and the analysis of state diagrams of the "Fe-Si-Mg" liga-tur components were performed.

high-strength cast iron, structuring of cast iron, spheroidal graphite, vermicular graphite, fluctuation

Одержано (Received) 28.04.2023

Прорецензовано (Reviewed) 08.05.2023

Прийнято до друку (Approved) 29.05.2023