

ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ВИСОКОМІЦНИХ ЧАВУНІВ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ТА ЛАЗЕРНІЙ МОДИФІКАЦІЇ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Аулін В. В.

доктор технічних наук, проф., професор кафедри експлуатації та ремонту машин

Кропівний В. М.

кандидат технічних наук, проф., професор кафедри матеріалознавства та ливарного виробництва

Кузик О. В.

кандидат технічних наук, доцент кафедри матеріалознавства та ливарного виробництва

Центральноукраїнський національний технічний університет

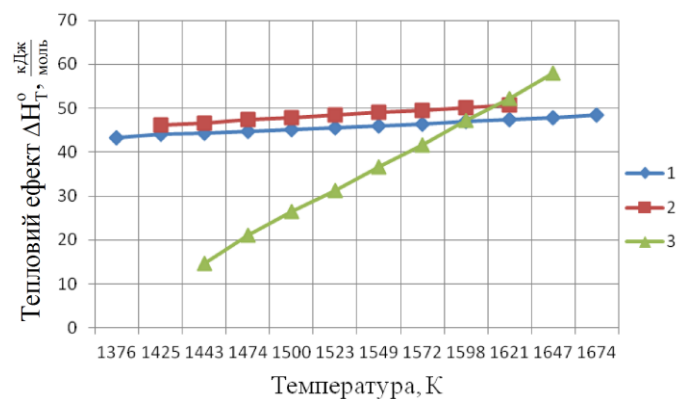
м. Кропивницький, Україна

Однією з проблем, які стримують збільшення об'ємів виробництва литва з високоміцних чавунів для виготовлення деталей машин є дефіцит ефективних модифікаторів, їх висока вартість, необхідність застосування рафінованих шихтових матеріалів та технологічна нестабільність результатів модифікування. Як наслідок модифікування є наявність у структурі високоміцного чавуну включень вермикулярного графіту, що є бажаним результатом модифікування розплаву [1, с. 28]. Сучасні методи його дослідження створюють нові можливості для підтвердження або спростування справедливості існування тієї чи іншої гіпотези механізму утворення [2, с. 52].

Зазначимо, що значну роль в процесах формування графіту при кристалізації чавунів відіграють умови теплопередачі від поверхонь на фронтах кристалізації, на яких відбуваються екзотермічні реакції: кристалізація аустеніту та виділення графіту з рідкого чи твердого розчину вуглецю в залізі з виділенням тепла. Це тепло може вносити значний вплив на розвиток дифузійних та ліквідаційних процесів.

Дослідження мікроструктури модифікованого чавуну показало, що

розміщенні включення кулястого графіту знаходяться в оточенні феритної оболонки. Включення вермикулярного графіту виходять на поверхню поділу і феритом вони оточені лише по бокам, а їх торці в окремі періоди процесу кристалізації мають контакт з розплавом. Це свідчить про суттєву роль у його формуванні дифузійного росту графіту через аустенітну оболонку. Виявлено, що після формування зародка кулястого графіту відбувається повне оточення його аустенітною оболонкою, а при формуванні вермикулярного графіту – лише часткове. Кількість евтектичних осередків у чавунах з пластинчатим графітом приблизно у 100 разів менша, ніж з чавуном з кулястим графітом (до $5 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-3}$). За теплою утворення реагентів в чавуні [3, с. 137], проведено термодинамічний розрахунок теплових ефектів реакцій: $\text{Fe}_p \rightarrow \text{Fe}_{\text{ТВ}}$; $[\text{C}]_{\text{Fe}} \rightarrow \text{C}_{\text{гр}}$; $[\text{C}]_{\text{Fe}} \rightarrow \text{Fe}_3\text{C}$. за різних діапазонів температур (рис. 1).



1 – реакція $\text{Fe}_p \rightarrow \text{Fe}_{\text{ТВ}}$; 2 – реакція $[\text{C}]_{\text{Fe}} \rightarrow \text{C}_{\text{гр}}$; 3 – реакція $[\text{C}]_{\text{Fe}} \rightarrow \text{Fe}_3\text{C}$

Рисунок 1 – Залежність теплових ефектів реакцій від температурного фактору

Визначено, що кількість теплоти, яка виділяється при кристалізації аустенітної фази по межі поділу "розплав – аустеніт" становить 76,69 кДж на 1кг розплаву, а на межі "аустеніт - компактне графітне включення" – 15,39 кДж. Це свідчить проте, що оточуюча включення компактного графіту тверда аустенітна фаза буде мати суттєво вищу температуру ніж розплав. Існування суцільної перегрітої аустенітної оболонки можливе за рахунок зниженого вмісту в ній вуглецю і підвищення температури солідусу, що створює умови для інтенсивної дифузії вуглецю через аустеніт з розплаву евтектичного складу до поверхні графітних включень. Теплофізичні умови формування аустенітних оболонок приводять до підвищеного вмісту у них кремнію та пониженого

марганцю. Наслідком цього є формування феритних оболонок навколо включень компактного графіту.

Особливий інтерес викликає трансформація структури графіту під впливом лазерної обробки (ЛО) сірого чавуну [4, с. 57]. При цьому ЛО властиві надвисокі швидкості нагрівання і охолодження, процеси перекристалізації залізовуглецевих сплавів в нерівноважних умовах та формування дрібнокристалічної структури.

Виявлено, що в режимах з оплавленням ЛО поверхневого шару чітко проглядається межа у вигляді нерівної лінії між зонами оплавлення і термічного впливу. Феритна матриця біля графітних включень насичується вуглецем і температура її плавлення знижується. Нижче лінії оплавлення спостерігається світла смуга, мікротвердість якої при насиченні її до формування аустенітоцементитної структури досить висока й досягає мікротвердості зони оплавлення. У середній області термічного впливу спостерігається чергування світлих і темних ділянок, що пояснюється різним рівнем насичення вуглецем матриці від графітних включень [5, с. 87].

При збільшенні швидкості ЛО кількість аустенітоцементитної структурної складової в зоні термічного впливу зменшується, а мартенситної – збільшується, що пояснюється меншим насиченням матриці вуглецем з графіту і з розчиненням вторинного цементиту. Пошаровим фазовим аналізом встановлено, що за глибиною зони лазерного впливу (ЗЛВ) кількість цементиту і аустеніту зменшується, а вміст мартенситу підвищується. Аналіз спектрів, отриманих при реєстрації конверсійних електронів, показав, що в поверхневому шарі товщиною 0,1 мкм спостерігаються лінії, відповідні оксидам заліза FeO, Fe₃O₄, Fe₂O₃. Їх сумарний вміст в цьому шарі становить 40±2,5%, аустеніту – 10...15%, мартенситу – 20...25% і цементиту – 30...35%. Утворення оксидів пояснюється впливом кисню атмосфери на розплавлений метал. На рентгенограмах, знятих після обробки безперервним CO₂-лазером сірого чавуну, є лінії γ-Fe, α-Fe, Fe₃C і C. Кількість аустеніту при цьому порядку – 25...65%, цементиту – 10...45%, α-Fe – 5...50%. Зі збільшенням швидкості ЛО

кількість α -Fe збільшиться, а γ -Fe зменшується.

Наявність α -Fe в ЗЛВ можна пояснити тим, що аустеніт в процесі гартування частково перетворюється у мартенсит. В зоні оплавлення можуть бути присутніми включення графіту в невеликій кількості. Це пов'язано з неповним його розчиненням, та впливанням з нижніх шарів. Збільшення швидкості ЛО призводить до зменшення ступеня насичення вуглецем матриці навколо графітних включень у верхній частині термічного впливу, а у нижній – зростає незавершеність аустенітизації і твердий розчин менше насичується вуглецем. Середнє значення мікротвердості в цьому випадку помітно знижується. В режимі без оплавлення поверхні в ЗЛВ утворюються в основному аустенітно-мартенситні структури з переважанням мартенситу. Можуть утворюватися і дрібнодисперсні продукти розпаду аустеніту у вигляді ізольованих ділянок, оточуючих графітні включення. Також спостерігаються значні виділення вуглецю глобулярної форми.

При ЛО чавуну, визначено, що графіт в приповерхневому шарі нагрівається, перетворюючись в глобулах в карбін, який при наступному швидкому самоохолодженні переходить в непрозорий піровуглець. Трансформацію структури включень графіту можна пояснити модифікуючим ефектом глобуляризуючих елементів, як результат їхньої взаємодії із зростаючими включеннями графіту. Їх форма визначається відношенням швидкості дифузії вуглецю v_d до швидкості кристалізації v_k , а умова $v_d/v_k < 1$ відповідає утворенню компактних форм графіту.

Експериментальні дослідження вивчення характеру адсорбції глобуляризуючих елементів у чавуні показали, що вони по відношенню до графіту є поверхнево-активними речовинами і забезпечують на ньому міжкристалітну адсорбцію [6,с.139]. У немодифікованих чавунах висока анізотропія величин поверхневої енергії вільного зростаючого в розплаві кристала графіту обумовлює його пластинчасту форму. Атоми глобуляризуючих елементів вибірково зосереджуються на гранях кристалів графіту, компенсуючи різницю в ступенях насиченості зв'язку в їх поверхневих

шарах. Це призводить до вирівнювання величин поверхневої енергії граней і кристалізації включень графіту компактної форми. Разом з тим атоми глобуляризуючих елементів адсорбовані на поверхні графітних кристалів, викликають утворення напружень і дислокацій. Це обумовлює створення і розшарування гексагональних шарів графіту й визначає розгалуженість включень вермикулярного графіту. Оскільки на даний час немає єдиної, загальноприйнятої теорії утворення вермикулярного графіту, яка може пояснити отримані експериментальні факти, то отримані результати дають можливість сформулювати напрями її створення.

Література:

1. Рипозан И., Чизамера М., Скаланд Т., Онсойен М.И. Центры кристаллизации графита в серых чугунах // Elkem ASA, Foundry Products. – 2006. – С. 24-37.

2. Корович В.А., Палавин Р. Н. Комплексная обработка расплава стали и чугуна: монографія – Нижний Новгород.: Нижегород. Гос. техн. ун-т им. Р. Е. Алексеева. – 2009. – 101с.

3. Сабірзянов Т.Г., Кропівний В.М. Теплотехніка ливарних процесів – Кіровоград: КНТУ, 2005. – 403 с.

4. Аулін В.В. Фізика структурних перетворень матеріалу в зоні обробки концентрованими потоками енергії та тертя і зношування – Проблеми трибології (Problems of tribology). Хмельницький ХНУ, 2007–№2 (44)–С. 57-59.

5. Аулін, В.В., Кропівний В.М., Кузик О.В. З'ясування природи процесів структурних та фазових перетворень в залізовуглецевих сплавах на основі утворення молекулярної форми вуглецю // Зб. наук. праць КНТУ. Техніка в сільськогосподарському виробництві, галузеве машинобудування, автоматизація. / вип. 29. – Кіровоград 2016 р.

6. Аулін В.В., Кропівний В.М., Кузик О.В., Характер формоутворення графіту в чавуні в процесі виплавки та лазерної обробки // Вісник інженерної академії України. 2016. – №3. 139-145