

**МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО, ТЕРМІЧНА ТА ФІЗИКО-ТЕХНІЧНА
ОБРОБКА МАТЕРІАЛІВ**

УДК 621.891

DOI: [https://doi.org/10.32515/2664-262X.2019.1\(32\).79-86](https://doi.org/10.32515/2664-262X.2019.1(32).79-86)

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

Центральнoукраїнський національний технічний університет, м. Кропивницький, Україна, e-mail: Kuzikov1985@gmail.com

Термодинамічні процеси при кристалізації і формуванні ліквіації у виливках з високоміцного чавуну

В статті наведено розрахунок коефіцієнтів міжфазового розподілу кремнію та марганцю між аустенітом та рідкою фазою сплаву. Одержана залежність взаємозв'язку коефіцієнта розподілу третього елемента X_i зі зміною температури аустенітно-графітної евтектики для систем Fe-C- X_i ($X_i = \text{Mn, Si}$). Показано, що кремній концентрується в аустеніті та ліквіує в центр дендриту. При цьому марганець концентрується в рідині та ліквіує на периферію дендрита. Обґрунтовано роль зміни енергії Гіббса в перерозподілі кремнію та марганцю між рідиною і аустенітом. Виявлено, що елементом насичується та фаза, енергія Гіббса якої від домішки елемента зменшується сильніше. Зазначене призводить до зменшення енергії Гіббса всієї системи та визначає величину коефіцієнта розподілу кремнію та марганцю між фазами.

високоміцний чавун, кулястий графіт, кристалізація, ліквіація, фаза, розподіл

В.Н. Кропивний, проф., канд. техн. наук, **Н.В. Босый**, ст.препод., **А.В. Кузык**, доц., канд. техн. наук, **А.В. Кропивная**, доц., канд. техн. наук

Кировоградский национальный технический университет г. Кропивницкий, Украина

Термодинамические процессы при кристаллизации и формировании ликвации в отливках из высокопрочного чугуна

В статье приведен расчет коэффициентов межфазного распределения кремния и марганца между аустенитом и жидкой фазой сплава. Полученна зависимость взаимосвязи коэффициента распределения третьего элемента X_i с изменением температуры аустенитно-графитной эвтектики для систем Fe-C- X_i ($X_i = \text{Mn, Si}$). Показано, что кремний концентрируется в аустените и ликвирует в центр дендритов. При этом марганец концентрируется в жидкости и ликвирует на периферию дендрита. Обоснована роль изменения энергии Гиббса в перераспределении кремния и марганца между жидкостью и аустенита. Виявлено, что элементом насыщается фаза, энергия Гиббса которой от примеси элемента уменьшается сильнее. Указанное приводит к уменьшению энергии Гиббса всей системы и определяет величину коэффициента распределения кремния и марганца между фазами.

высопрочный чугун, шаровидный графит, кристаллизация, ликвация, фаза, распределение

Постановка проблеми. Насьогодні, незважаючи на інтенсивний розвиток різноманітних композиційних матеріалів, серед конструкційних матеріалів, чавун продовжує зберігати провідне положення. Широке застосування високоміцних чавунів для деталей машин та механізмів обумовлено підвищеним комплексом властивостей, які формують за рахунок компактної форми графітних включень, легування та термічної обробки. Проте введення будь-якого легуючого елемента змінює термодинамічні умови кристалізації та створення фаз.

© В.М. Кропівний, М.В. Босий, О.В. Кузик, А.В. Кропівна, 2019

Складний комплекс фізико-хімічних процесів, які відбуваються при графітизації високоміцного чавуну, не дають дослідникам досягти єдиної точки зору щодо механізму формування включень кулястої та компактної форм графіту. Поєднання кількох десятків різнобічних гіпотез утворення кулястого графіту та сучасні можливості комп'ютерного моделювання не привели до загальноприйнятого теоретичного пояснення явищ, які протікають. Розкриття механізму процесів формування кулястого графіту сприятиме відкриттю широких можливостей управління структурою і властивостями високоміцного чавуну, що дозволить розробляти ефективні технологічні процеси для отримання литих виробів різного призначення.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Згідно робіт [1, 2], при кристалізації і затвердінні високоміцного чавуну, виникає хімічна неоднорідність сплаву – зональна та дендритна ліквіація, особливо таких елементів, як вуглець, кремній та марганець.

До цього часу у дослідників відсутня єдина точка зору на механізм формування включень кулястої та компактної форм графіту. У високоміцному чавуні розглядаються два можливі варіанти зростання включень: при збереженні контакту з розплавом у процесі твердіння чавуну, або за рахунок дифузії вуглецю через аустенітну оболонку. На думку авторів робіт [3, 4] формування включень компактної форми графіту в процесі евтектичної кристалізації відбувається завдяки дифузії вуглецю через аустенітну оболонку.

Проведені розрахунки в роботах [3, 4] підтверджують достатність часу протікання евтектичної кристалізації модифікованого розплаву для дифузійного росту компактних включень. Зазначається, що провідну роль в процесах формування графіту при кристалізації чавунів відіграють умови теплопередачі від поверхонь на фронтах кристалізації, на яких відбуваються екзотермічні реакції з кристалізації аустеніту та виділення графіту з рідкого чи твердого розчину вуглецю в залізі. Тому, виділене тепло може значно впливати на розвиток дифузійних та ліквіаційних процесів.

Постановка завдання. Метою даної роботи є уточнення ролі врахування енергії Гіббса при кристалізації і формуванні ліквіації у модифікованому високоміцному чавуні.

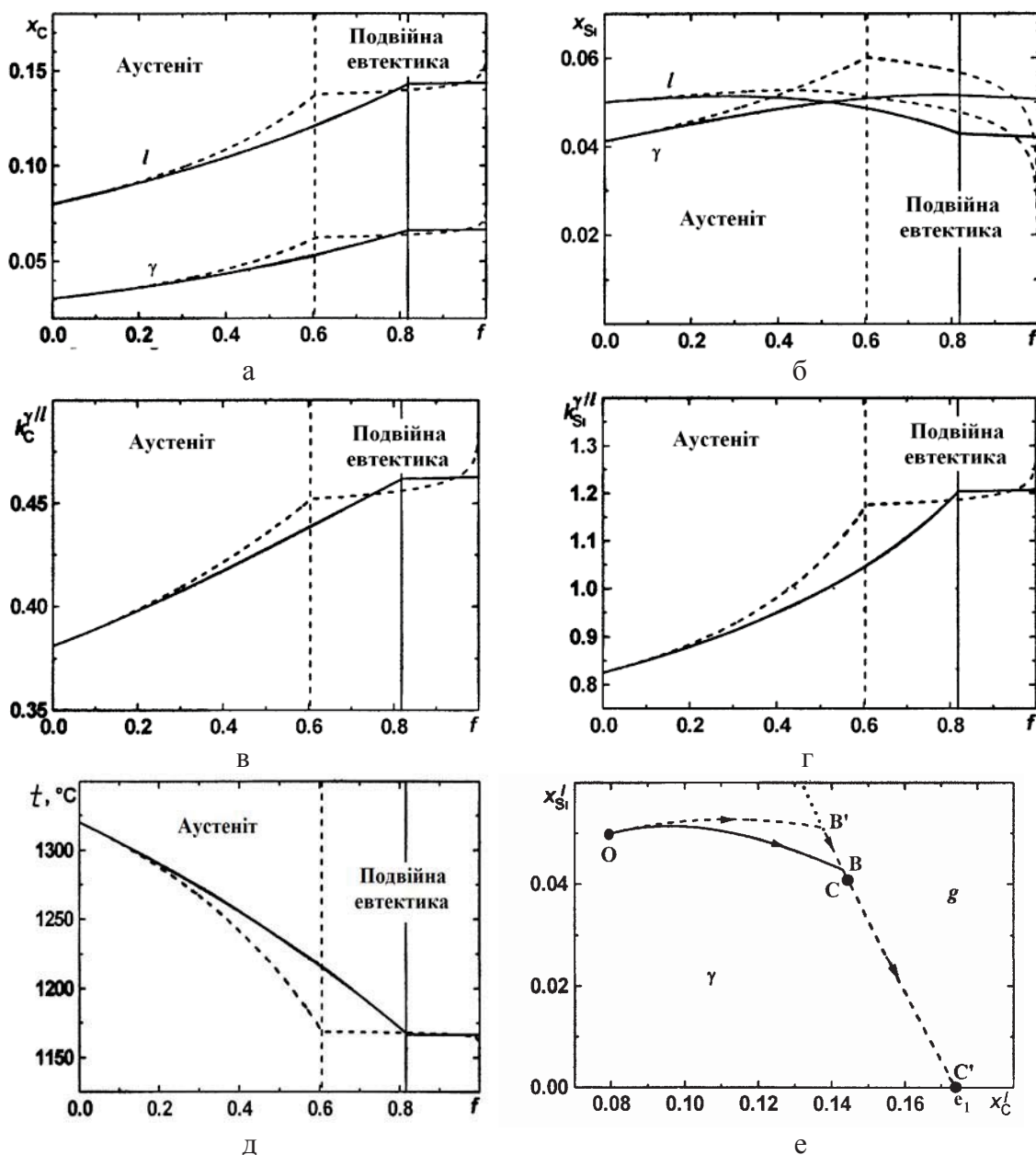
Виклад основного матеріалу. Відомо, що явища ліквіації при кристалізації Fe-C сплавів впливають на зміну концентраційно-температурних умов утворення надлишкових і евтектичних фаз і їх кількісні співвідношення. В процесі евтектичного перетворення здійснюється перехід від стабільного до метастабільного виникнення нерівноважних фаз і різних структурних модифікацій евтектики. Слід зазначити, що після затвердіння, хімічна неоднорідність відбивається на структурно-кінетичних особливостях розпаду переохолодженого аустеніту.

Кристалізація гілок дендритів аустеніту у доевтектичному чавуні формується з концентрацією вуглецю нижчою за його вміст у розплаві і, відтісняючи вуглець, вони пересичують цим елементом міждендритні зони. В залежності від хімічного складу розплаву та характеру його модифікування на цих ділянках формуються графітні включення відповідної компактності. Мікрорентгеноспектральні дослідження свідчать, що для ділянок аустеніту, які затвердівали першими, характерним є підвищений вміст кремнію і формування при наступному евтектоїдному перетворенні зерен фериту [5].

Складний комплекс фізико-хімічних процесів, які відбуваються при графітизації високоміцного чавуну, припускає поєднання обох варіантів росту включень кулястого графіту. За рахунок виділення і росту графітного включення аустеніт, що оточує його, збіднюється вуглецем і збагачується, сформована на перших етапах кристалізації фаза, кремнієм. Аустеніт, що формується на міжзеренних ділянках, містить підвищений вміст вуглецю, марганцю і хрому та знижену кількість кремнію, у порівнянні з навколографітними ділянками. Це визначає формування у литому стані ферито -

перлітну структуру металевої основи. Ферит переважно розташовується закономірно у вигляді оторочок навколо графітних включень, що формує навколо групи включень кулястого графіту феритні ділянки. За рахунок ліквацийних процесів на збагачених вуглецем і марганцем границях евтектичних зерен формуються перлітні ділянки. Розподіл кремнію відповідає зворотній ліквациї зі збагаченням центральних частин евтектичного зерна навколо графітних включень.

Відомі залежності складу фаз, коефіцієнтів розподілу і температури від кількості виділеної твердої фази і ходу кристалізації в рівноважних і нерівноважних умовах [6], дають можливість виявити особливості кристалізації сплаву Fe-C (рис. 1).



O – початковий склад сплаву; B (B') – початок кристалізації евтектики; C (C') – закінчення кристалізації сплаву, концентрація елементів в графіті умовно не показана

Рисунок 1 – Зміна складу фаз x_C та x_{Si} (а, б), коефіцієнтів розподілу k_C і k_{Si} (в, г) і температури (д), а також хід кристалізації сплаву в проекції на поверхню ліквідусу (е) при рівноважній (суцільні лінії) і нерівноважній (штрихові лінії) кристалізації сплаву системи Fe-C-Si (8% ат. C, 5% ат. Si)

Джерело: використано [6]

Кристалізація сплаву Fe-C (рис. 1) в рівноважних умовах супроводжується виділенням з розплаву первинної фази – аустеніту (рис. 1, е, ділянка ОВ) та зміною концентрації C, Si (рис. 1, а, б) в ньому зі збільшенням кількості твердої фази, при цьому в рідині відбувається накопичення C (рис. 1, а). Слід зазначити, що коефіцієнт розподілу при цьому дещо зростає, залишаючись меншим одиниці (рис. 1, в). Вміст Si в рідині зростає до 28 % твердої фази, а потім починає знижуватися (рис. 1, б), що обумовлене істотною швидкістю зростання коефіцієнта розподілу від 0,83 до 1,2 (рис. 1, г) і кристалізацією аустеніту, більш багатого Si, ніж рідина. Виділення 82% первинного аустеніту відбувається при повільному зменшенні температури зі значенням 1320 °C до 1167 °C (рис. 1, д). При досягненні складом рідини подвійної евтектики (точка В на рис. 1, е) разом з аустенітом починає виділятися графіт, що відбувається при практично незмінному складі фаз (рис. 1, а, б), значень коефіцієнтів розподілу (рис. 1, в, г) і температури (рис. 1, д). Завершується кристалізація сплаву в точці С (рис. 1, е) на лінії подвійної евтектики до моменту повного зникнення рідкої фази.

Кристалізація сплаву Fe-C при нерівноважних умовах (штрихові лінії ОВ'С' на рис. 1, е) призводить до зниження температури (рис. 1, д) і росту коефіцієнтів розподілу елементів (рис. 1, в, г), виділенню первинного аустеніту, більш багатого C і Si, ніж в рівноважних умовах (рис. 1, а, б). Спостерігається велика неоднорідність в розподілі Si в аустеніті. Більш збагачені кремнієм кристалізуються початкові виділення аустеніту навколо графіту. При такій зміні концентрації Si відбувається накопичення C в рідині і аустеніті (рис. 1, а), в результаті при кристалізації останніх порцій рідини знижується температура до значення евтектичної точки в подвійній системі Fe-C (рис. 1, д), і сплав завершує свою кристалізацію при цій температурі в точці С' (рис. 1, е).

При нерівноважній кристалізації виникає значна різниця по концентрації елементів в твердій фазі на початку і при завершенні її кристалізації, тобто розвивається ліквідаційна неоднорідність розподілу елемента в твердій фазі. При нерівноважній кристалізації первинного аустеніту спостерігається значна ліквідація розчинених в ньому елементів.

При дослідженні взаємозв'язку коефіцієнта розподілу малої кількості (1% ат.) третього елемента між аустенітом і рідиною $k_x^{y/l}$ зі зміною температури аустенітно-графітної евтектики для двох потрійних систем Fe-C-Xi (Xi = Mn, Si) отримана залежність коефіцієнта розподілу елементів чавуну між аустенітом і рідиною з відносною зміною енергії Гіббса фаз (рис. 2) [6].

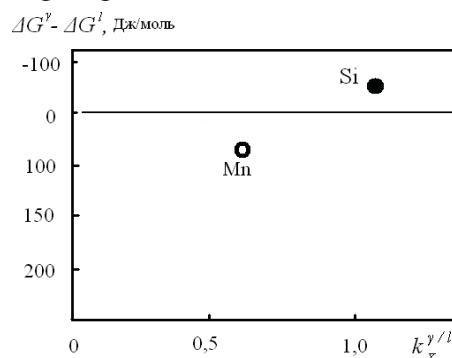


Рисунок 2 – Графічне відображення зв'язку коефіцієнта розподілу елементів чавуну між аустенітом і рідиною з відносною зміною енергії Гіббса фаз при наявності 1% ат. третього елемента у сплаві Fe-C

Джерело: розроблено автором на підставі [6]

Показано, що зміна енергії Гіббса аустеніту і рідини для кремнію та марганцю дорівнює $\Delta G^\gamma - \Delta G^l = -50$ Дж/моль та $\Delta G^\gamma - \Delta G^l = 70$ Дж/моль відповідно. Слід зазначити, що більш відносна зміна енергії Гіббса аустеніту і рідини призводить до більшої відмінності концентрації в них третього елемента, тобто збільшенню різниці $|k_X - 1|$.

Згідно з методикою розрахунку нерівномірності міжфазового розподілу кремнію та марганцю між аустенітом та рідиною [7], проведені оцінки відповідних коефіцієнтів розподілу. Одержано залежність взаємозв'язку коефіцієнта розподілу третього елемента між аустенітом і рідиною $k_X^{\gamma/l}$ зі зміною температури аустенітно-графітної евтектики для потрійних систем Fe-C-Xi (Xi = Mn, Si).

Коефіцієнт розподілу Si між аустенітом та рідиною дорівнює:

$$k_{Si}^{\gamma/l} = \frac{X_{Si(A)}}{X_{Si(l)}} = \frac{1,39}{1,27} = 1,10, \quad (1)$$

де $X_{Si(A)} = 1,39$ – концентрація Si в аустеніті; $X_{Si(l)} = 1,27$ – середня концентрація Si в чавуні.

Коефіцієнт розподілу Mn між аустенітом та рідиною дорівнює:

$$k_{Mn}^{\gamma/l} = \frac{X_{Mn(A)}}{X_{Mn(l)}} = \frac{0,75}{1,07} = 0,70, \quad (2)$$

де $X_{Mn(A)} = 0,75$ – концентрація Mn в аустеніті; $X_{Mn(l)} = 1,07$ – середня концентрація Mn в чавуні.

Коефіцієнт ліквідації оцінює степінь внутрішньо-кристалічної ліквідації кремнію і марганцю в аустеніті.

Коефіцієнт ліквідації Si в аустеніті дорівнює:

$$k_{Si}^\gamma = \frac{X_{Si(A)}^0}{X_{Si(A)}^n} = \frac{1,39}{1,21} = 1,15, \quad (3)$$

де $X_{Si(A)}^0 = 1,39$ – концентрація Si в дендритних гілках; $X_{Si(A)}^n = 1,21$ – концентрація Si в периферійних ділянках.

Коефіцієнт ліквідації Mn в аустеніті дорівнює:

$$k_{Mn}^\gamma = \frac{X_{Mn(A)}^0}{X_{Mn(A)}^n} = \frac{0,75}{1,00} = 0,75, \quad (4)$$

де $X_{Mn(A)}^0 = 0,75$ – концентрація Mn в дендритних гілках; $X_{Mn(A)}^n = 1,00$ – концентрація Mn в периферійних ділянках.

Показано, що кремній з коефіцієнтом розподілу між аустенітом та рідиною $k_{Si}^{\gamma/l} = 1,10$ концентрується в аустеніті, а коефіцієнт ліквідації його в аустеніті становить $k_{Si}^\gamma = 1,15$, тому Si ліквідує в центр дендриту. Марганець з коефіцієнтом розподілу між аустенітом та рідиною $k_{Mn}^{\gamma/l} = 0,70$ концентрується в рідині, при цьому коефіцієнт ліквідації його в аустеніті становить $k_{Mn}^\gamma = 0,75$ і Mn ліквідує на периферію дендрита.

Відомо, що при евтектичній температурі в подвійній системі Fe-C в рівновазі знаходяться аустеніт, рідина і графіт, при цьому $\mu_{Fe}^\gamma = \mu_{Fe}^l$ та $\mu_C^\gamma = \mu_C^l = \mu_C^g$ (рис. 3, а) [6, 8, 9].

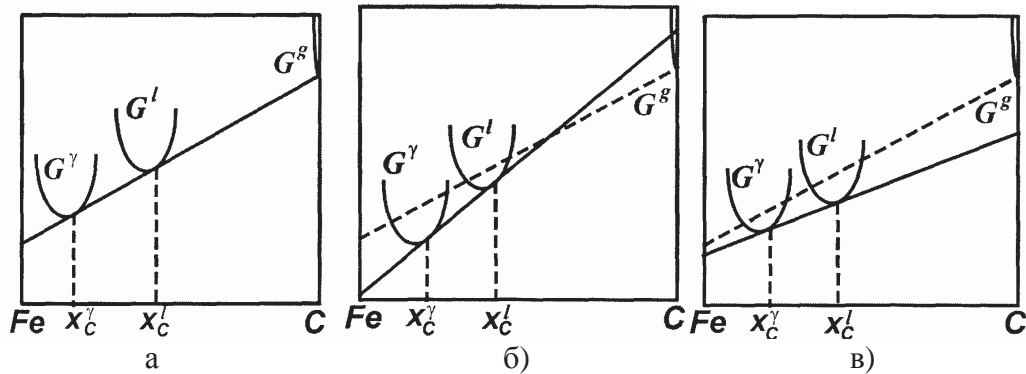


Рисунок 3 – Схема зміни енергії Гіббса фаз у сплаві Fe-C (а), та при наявності елемента з $k_x > 1$ (б) або $k_x < 1$ (в)

Джерело: використано [6,8,9]

Зазначимо, що похилі пунктирні лінії на рисунку 3 (б) та 3 (в) показують положення дотичної на рис. 3 (а) та спрямовані аналогічно. Аналіз поведінки термодинамічних характеристик фаз при наявності у сплаві Fe-C третього елемента показав, що незмінна температура рівноваги призводить до зменшення енергії Гіббса аустеніту і рідини, враховуючи, що графіт не розчиняє домішок (рис. 3). Кремній у сплаві Fe-C сильніше зменшує енергію Гіббса аустеніту (рис.3, б), а марганець сильніше зменшує енергію Гіббса рідини (рис. 3, в).

Такий характер зміни енергії Гіббса обумовлює напрямлення перерозподілу елемента між рідиною і аустенітом: елементом насичується та фаза, енергія Гіббса якої від домішки елемента зменшується сильніше, що призводить до зменшення енергії Гіббса всієї системи, та визначає величину коефіцієнта розподілу елемента між фазами ($k_x > 1$ або $k_x < 1$).

Перерозподіл третього елемента відбувається при досягненні рівності $\mu_x^{\gamma} = \mu_x^l$, так як рушійною силою дифузії є різниця хімічних потенціалів елемента у фазах. В результаті перерозподілу третього елемента між фазами змінюються хімічні потенціали μ_c^{γ} і μ_c^l , порушуються рівності $\mu_{Fe}^{\gamma} = \mu_{Fe}^l$ та $\mu_c^{\gamma} = \mu_c^l = \mu_c^g$. Якщо відновлення рівності $\mu_{Fe}^{\gamma} = \mu_{Fe}^l$ та $\mu_c^{\gamma} = \mu_c^l$ можливе (частково) за рахунок дифузії, то рівність $\mu_c^l = \mu_c^g$ може бути знову досягнута тільки при зміні температури. Для елементів з $k_x > 1$ виявляється, що $\mu_c^l > \mu_c^g$ (рис. 3, б), а при $k_x < 1$ буде $\mu_c^l < \mu_c^g$ (рис. 3, в). Такі співвідношення у фазах диктують зміну температури евтектичного перетворення: при підвищенні температури енергія Гіббса знижується, при зниженні температури – збільшується.

Таким чином, згідно термодинаміки рівноваги фаз кремній сильніше зменшує енергію Гіббса аустеніту, а марганець – енергію Гіббса рідини. Характер зміни енергії Гіббса обумовлює напрямлення перерозподілу Si і Mn між рідиною і аустенітом, відповідно кремнієм або марганцем насичується та фаза, енергія Гіббса якої від одного з даних елементів зменшується сильніше. Співвідношення між хімічними потенціалами вуглецю у фазах диктують зміну температури евтектичного перетворення, а саме, для елементів з $kX > 1$ температура евтектичного перетворення повинна підвищуватися, а з $kX < 1$ – знижуватися, така зміна температури обумовлює зміну складу фаз, що призведе до виконання умов рівноваги фаз при наявності третього елемента.

Висновки.

1. Проведено розрахунок коефіцієнтів міжфазового розподілу кремнію та марганцю між аустенітом та рідиною та одержана залежність взаємозв'язку коефіцієнта

розподілу третього елемента зі зміною температури аустенітно-графітної евтектики для двох потрійних систем Fe-C- X_i (X_i =Mn, Si).

2. Виявлено, що характер зміни енергії Гіббса обумовлює направлення перерозподілу кремнію та марганцю між рідиною і аустенітом. Кремнієм або марганцем насичується та фаза, енергія Гіббса якої від одного з даних елементів зменшується сильніше.

3. Показано, що кремній концентрується в аустеніті, та ліквує в центр дендриту при цьому марганець концентрується в рідині, та ліквує на периферію дендрита.

Список літератури

1. Воздвиженский В. В., Грачов В.А., Спасский В.В. Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении : учеб. пособие. Москва: Машиностроение. 1984. 432с.
2. Любченко А.П. Высокопрочные чугуны. Москва: Металлургия. 1982. 120 с.
3. G. Alonso, D. M. Stefanescu, P. Larrañaga & R. Suarez Understanding compacted graphite iron solidification through interrupted solidification experiments. *International Journal of Cast Metals Research* . 2016. Vol. 29, Issue 1-2. Pp. 2-11.
4. Андреев В.В. Физико-химические основы формирования включений графита в высокопрочных чугунах. *Вестник МГТУ им. Г. И. Носова*. 2011. № 1. С.16-22.
5. Роль теплофізичних процесів формування структури високоміцних чавунів / В.В. Аулін, В.М. Кропивний, А.В. Кропивна, М.В. Босий, О.В. Кузик. *Вісник інженерної академії України*. 2017. №3. С.133-137.
6. Голод В.М., Савельев К.Д. Вычислительная термодинамика в материаловедении: учеб. пособие . СПб.: Изд-во Политехн. ун-та. 2010. 217 с.
7. Бунин К.П., Таран Ю.Н. Строение чугуна. Серия «Успехи современного материаловедения». Москва: Металлургия. 1972. 160 с.
8. Баландин Г.Ф., Васильев В.А. Физико-химические основы литейного производства: учебное пособие для вузов. Москва: Машиностроение. 1971. 224 с.
9. Жуховицкий А.А., Шварцман Л.А. Физическая химия . Москва: Металлургия. 1987. 688 с.

Referencis

1. Vozdvizhenskij, V. V., Grachov, V.A. & Spasskij, V.V. (1984). *Litejnye splavy i tehnologija ih plavki v mashinostroenii [Foundry alloys and their melting technology in mechanical engineering]*. Moscow: Mashinostroenie [in Russian].
2. Ljubchenko, A.P. (1982). *Vysokoprochnye chuguny [High-strength Cast Iron]*. Moscow: Metallurgija [in Russian].
3. Alonso, G., M. Stefanescu, D., Larrañaga, P. & Suarez, R. (2016). Understanding compacted graphite iron solidification through interrupted solidification experiments. *International Journal of Cast Metals Research, Vol. 29, is. 1-2, Pp. 2-11* [in English].
4. Andreev, V.V. (2011). Fiziko-himicheskie osnovy formirovaniya vkljuchenij grafita v vysokoprochnyh chugunkah [Physical and chemical basics of graphite inclusions formation in high-strength cast iron]. *Vestnik MGTU im. G. I. Nosova – Vestnik MSTU named after G.I. Nosov, 1, 16-22* [in Russian].
5. Aulin, V.V., Kroпивnyj, V.M. , Kroпивna, A.V., Bosyj, M.V. & Kuzyk, O.V. (2017). Rol' teplofizychnykh protsesiv formuvannia struktury vysokomitsnykh chavuniv [The role of thermophysical processes in the formation of the structure of high-strength cast irons] . *Visnyk inzhenernoi akademii Ukrainy – Bulletin of Engineering Academy of Ukraine, 3, 133-137* [in Ukrainian].
6. Golod, V.M. & Savel'ev, K.D. (2010). Vychislitel'naja termodinamika v materialovedenii [Computational thermodynamics in materials science]. SPb.: Izd-vo Politehn. un-ta [in Russian].
7. Bunin, K.P. & Taran, Ju.N. (1972). *Stroenie chugunka. Serija «Uspehi sovremennogo metallovedenija» [The structure of the iron. Series "Successes in modern metal science"]*. Moscow: Metallurgija [in Russian].
8. Balandin, G.F. & Vasil'ev, V.A. (1971). *Fiziko-himicheskie osnovy litejnogo proizvodstva [Physicochemical Foundations of Foundry]*. Moscow: Mashinostroenie. [in Russian].
9. Zhuhovickij, A.A. & Shvarcman, L.A. *Fizicheskaja himija [Physical chemistry]* . Moscow: Metallurgija [in Russian].

Volodymyr Kropivnyy, Prof., Ph.D tech. sci., **Mykola Bosii**, Sen. Lect., **Olexandr Kuzyk**, Assoc. Prof., PhD tech. sci., **Olena Kropivnaya**, Assoc. Prof., PhD tech. sci.

Central Ukrainian National Technical University, Kropyvnytskyi, Ukraine

Thermodynamic Processes During Crystallization and Formation of Segregation in High-strength Cast Iron Castings

The purpose of this work is to clarify the role of Gibbs energy accounting in crystallization and formation of liquidation in modified high-strength cast iron.

The article presents the calculation of the interfacial distribution coefficients of silicon and manganese between austenite and the liquid phase of the alloy. The obtained dependence of the relationship between the distribution coefficient of the third element X_i and the temperature change of the austenitic-graphite eutectic for the systems Fe-C- X_i ($X_i = \text{Mn, Si}$). It is shown that silicon concentrates in austenite and liquor in the center of dendrites. In this case, manganese is concentrated in liquid and liquor to the periphery of the dendrite. The role of Gibbs energy change in the redistribution of silicon and manganese between a liquid and austenite is substantiated. It is revealed that element saturate the phase, whose Gibbs energy decreases more strongly from the impurity of the element. This leads to a decrease in the Gibbs energy of the entire system and determines the magnitude of the distribution coefficient of silicon and manganese between the phases.

The nature of the Gibbs energy change is found to determine the direction of the redistribution of silicon and manganese between liquid and austenite. Silicon or manganese is also saturated with a phase whose Gibbs energy decreases more strongly from one of these elements. It has been shown that silicon concentrates in austenite and eliminates in the center of the dendrite while manganese concentrates in the liquid and eliminates the periphery of the dendrite.

high-duty cast iron, spherical graphite, crystallization, segregation, phase, distribution

Одержано (Received) 23.05.2019

Прорецензовано (Reviewed) 30.05.2019

Прийнято до друку (Approved) 04.06.2019

УДК 620.194; 621.193

DOI: [https://doi.org/10.32515/2664-262X.2019.1\(32\).86-93](https://doi.org/10.32515/2664-262X.2019.1(32).86-93)

Г.В.Чумало, канд. техн. наук, ст.нак. співр., **М.М. Студент**, д-р техн. наук, **Б.М. Дацко**, мол. наук. співр., **В.М. Гвоздецький**, канд. техн. наук, ст. наук. співр.

Фізико-механічний інститут ім.Г.В.Карпенка НАН України, м. Львів, Україна

e-mail: gchumalo@ipm.lviv.ua; e-mail: student-m-m@ipm.lviv.ua

С.І. Маркович, доц., канд. техн. наук

Центральноукраїнський національний технічний університет, м. Кіровоградський, Україна

e-mail: marko60@ukr.net

Дослідження ефективності антикорозійних покриттів конструктивних елементів на основі цинку та алюмінію в хлоридно–сульфідних середовищах

Для встановлення можливості захисту сталей від сірководневої корозії та корозійного розтріскування досліджено покриття цинкові, нанесені методом гарячого цинкування, металізаційні алюмінієві, нанесені методом електродугового напилення та комбіновані - металізаційні алюмінієві + епоксидне в середовищах різної агресивності.

Показано, що нанесення цинкового покриття на сталь 20 підвищує корозійну тривкість в середньому в 1,5 рази у модельній морській воді (ММВ) без сірководню та майже у 2 рази у ММВ, насиченій сірководнем порівняно з такою для сталі 20 без покриття. У середовищі НАСЕ корозійна

© Г.В.Чумало, М.М. Студент, Б.М. Дацко, В.М. Гвоздецький, С.І. Маркович, 2019