

УДК 621.78

ЧАВУН ІЗ ВЕРМІКУЛЯРНИМ ГРАФІТОМ: ДЕЯКІ ЗАКОНОМІРНОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ І ПІДВИЩЕННЯ МІЦНОСТІ

Л.Л. Костіна, доцент, к.т.н., ХНАДУ

Анотація. Розглянуто особливості зростання графітних включень у високоміцних чавунах. Відповідно до цього формується структура металевої матриці у литому чавуні. Особливості її утворення спадкуються при нагріванні й охолодженні чавунів із вермікулярним графітом (ЧВГ), що зумовлює різні методи підвищення міцності виробів з них.

Ключові слова: чавун із вермікулярним графітом, структура, міцність.

ЧУГУН С ВЕРМИКУЛЯРНЫМ ГРАФИТОМ: НЕКОТОРЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ

Л.Л. Костина, доцент, к.т.н., ХНАДУ

Аннотация. Рассмотрены особенности роста графитных включений в высокопрочных чугунах. В соответствии с этим формируется структура металлической матрицы в литом чугуне. Особенности ее формирования наследуются при нагреве и охлаждении чугунов с вермикулярным графитом (ЧВГ), что обуславливает различные методы повышения прочности изделий из них.

Ключевые слова: чугун с вермикулярным графитом, структура, прочность.

CAST IRON WITH VERMICULAR GRAPHITE: CERTAIN REGULARITIES OF STRUCTURE FORMATION AND DURABILITY INCREASE

L. Kostina , Associate Professor, Candidate of Technical Science, KhNAHU

Abstract. The peculiarities of graphite inclusions in high-strength cast iron are considered. The metal matrix structure is formed in the cast iron in accordance with them. The features of structure formation are inherited at further heating and cooling of cast iron with vermicular graphite VGCI that provides different methods of durability increase of articles made of VGCI.

Key words: vermicular graphite cast iron, structure, durability.

Вступ

Чавун із вермікулярним графітом (ЧВГ) використовують здебільшого для мало- та середньонавантажених деталей. Серед порівняно нових матеріалів для машинобудування ЧВГ має резерв підвищення властивостей, що дозволяє виготовляти з нього навіть навантажені деталі машин і механізмів. В останньому випадку його краще зміцнювати термічною обробкою, вибір якої залежить від складу чавуну та способу його отримання.

Аналіз публікацій

За способами отримання існує велика кількість чавунів із вермікулярною формою графіту, та найбільш поширеними можна назвати чавуни, що модифіковані магнієвими лігатурами та лігатурами, що містять рідкоземельні метали (РЗМ). Характерною рисою всіх чавунів у литому стані є підвищена хімічна неоднорідність, особливо таких елементів як вуглець, кремній та марганець [1, 2]. В межах евтектичного зерна чавуну існує, крім хімічної, ще й структурна неодно-

рідність, наслідком якої є не дуже високі властивості ЧВГ [3].

Властивості високоміцного чавуну визначаються особливостями утворення його структури, в першу чергу графітних включень і навколографітної матриці. Закономірності формування графітних включень і причини різноманітності форм графіту до сьогодні однозначно не встановлені.

Мета і постановка задачі

Метою роботи було дослідження зв'язку між особливостями формування литої структури ЧВГ та перетвореннями, які відбуваються в ньому при нагріванні та охолодженні у процесі термічної обробки.

Результати досліджень

Формування вихідної структури ЧВГ. Було проведено дослідження графітних включень вермікулярної та кулястої форми в чавунах різного складу і способу отримання за допомогою методів металографічного аналізу, іонного травлення, в електронному й емісійному мікроскопах.

Встановлено, що після іонного травлення графітні включення можуть мати концентричний, блочний або лінійний рельєф (рис. 1). Концентричний рельєф спостерігається в компактних і кулькових частинах, а лінійний смужчастий рельєф – в подовжених прямолінійних частинах включень.



Рис. 1. Лінійний та блочний рельєф вермікулярного графіту. Іонне травлення, x500

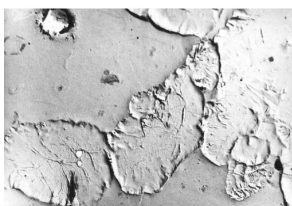


Рис. 2. Вермікулярне включення, що складається з окремих блоків. Електронний мікроскоп, x5000

Концентричний рельєф, на наш погляд, свідчить про пошарове нарощування вуглецю на вже існуючий зародок. Про поступове, поатомне нарощування свідчить також лінійний смужчастий рельєф. Проте у графітних включеннях вермікулярної та кулястої форми досить часто простежуються і окремі блоки, що свідчить про зрощення і приєднання окремих частин (блоків) до зростаючого зародка або до включення, що вже сформувалося (рис. 2, 3).



Рис. 3. Зростання зародків графітних включень. Електронний мікроскоп, x 5000

Зустрічається також хаотичне поєднання великої кількості частин з подовжніми або поперечними смужками, що говорить не про зрощення такої безлічі різних зародків, а про реалізацію різних умов на етапах росту одного й того ж включення.

По-різному формується і структура матриці високоміцного чавуну з вермікулярним графітом двох способів отримання. ЧВГ 1 модифікували магнієвою лігатурою ЖКМ-2 у кількості 1,3 % за температури 1440 °С. Температура заливки складала 1390 °С. Склад чавуну: 3,33–3,35 % С, 2,0–2,6 % Si, 0,65 % Mn, 0,03 % Mg; критичні точки: A_{C1}^n 770–790 °С, A_{C1}^k 870–890 °С. Вуглецевий еквівалент для цього чавуну дорівнює близько 3,55. Судячи з первинної структури, кристалізація відбувається за типом доєвтектичного чавуну: спочатку кристалізуються ділянки аустеніту, які збільшуються в розмірі у міру охолодження. Перші зерна аустеніту пересичені вуглецем, тому в процесі кристалізації усередині аустенітних областей виділяються графітні включення, що мають більш-менш компакту форму через труднощі дифузійного переміщення вуглецю з рідкого розплаву до зростаючого включення через тверду оболонку аустеніту. В ЧВГ є дві можливості зростання включень: або за рахунок збереження зв'язку з розплавом у процесі твердіння чавуну, або за рахунок поєднання декількох компактних зародків і

включень в одне. Другий варіант в даному ЧВГ є основним. За рахунок виділення і росту графітного включення аустеніт, що оточує його, збіднений вуглецем і збагачений кремнієм. Аустеніт, що твердіє ще пізніше, містить більше вуглецю і менше кремнію, ніж навколографітний. У вихідному стані чавун має перліто-феритну структуру металевої матриці (до 70 % перліту), 80 % графіту вермікулярної форми (клас Гф6) і до 20 % графіту кулястої форми класу Гф 12,13 (рис. 4); включення поодинокі або розташовані невеликими групами. Розмір графітних включень – середній (Граз 45-90). Ферит розташований у вигляді оторочок навколо графітних включень, що переходять навколо групи включень у феритні ділянки. Вуглецем і марганцем збагачені перлітні ділянки, особливо по границях евтектичних зерен. Розподіл кремнію відповідає змішаній ліквідації, зі збагаченням центральних частин евтектичного зерна навколо графітних включень (ферит) і евтектичних границь (перліт). Властивості литого ЧВГ: границя міцності $\sigma_b = 500\text{--}530$ МПа, відносне подовження – δ до 2 %, твердість – 207–241 НВ, ударна в'язкість КС – до 15 Дж/см².

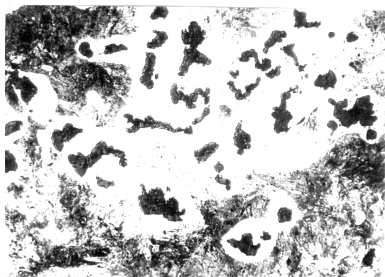


Рис. 4. Вихідна мікроструктура ЧВГ 1; x100

ЧВГ 2 модифікували лігатурою ФС30 РЗМ30 у кількості 0,8 % від маси рідкого металу – за температури 1430 °С. Чавун заливали у форми за температури 1390–1420 °С. Склад чавуну: 3,35–3,39 % С, 3,4–3,7 % Si, 0,6–0,8 % Mn, 0,006 % S, 0,066 % P, до 0,010 % Mg, 0,04–0,05 % РЗМ. Критичні точки: A_{C1}^H 770–775 °С, A_{C1}^K 890–900 °С. Вуглецевий еквівалент цього чавуну дорівнює 3,64–3,68. Проте наявність РЗМ, а також інша технологія модифікування вочевидь призводять до твердіння за заевтектичним типом: спочатку з рідкого розплаву виділяється графіт, включення якого ростуть прямолінійно або за рахунок зрощення окремих частин, постійно зберігаючи зв'язок із рідким розплавом. Це дає велику розгалуженість включень у про-

сторі і, як наслідок, більшу кількість графіту і фериту. Зв'язок із рідким розплавом зберігається часто до повного твердіння (рис. 5).

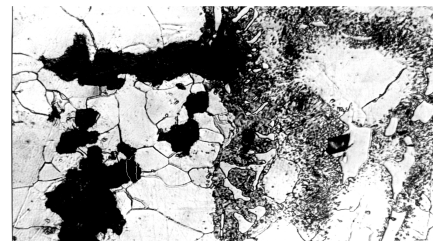


Рис. 5. Зв'язок графіту з перлітною ділянкою на евтектичній границі, x 500

Ферит збагачений кремнієм, проте велика протяжність феритних областей не дає утворюватися вузькій дуже пересиченій кремнієм оторочки навколографітного включення. У вихідному стані чавун має феритно-перлітну структуру матриці (10–20 % перліту). Графіт форми Гф 5, Гф 6; вміст кулястого графіту форми Гф 12, Гф 13 не більше 10 %. Ділянки кулястого графіту утворені за типом ЧВГ 1, що може свідчити про евтектичну кристалізацію окремих мікрооб'ємів розплаву. Перліт розташований у вигляді вузьких ділянок по границях евтектичних зерен (рис. 6).

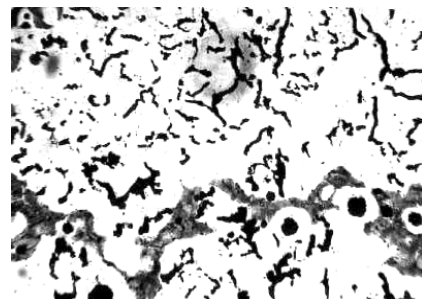


Рис. 6. Вихідна мікроструктура ЧВГ 2; x100

Механічні властивості складають: границя міцності σ_b – до 400 МПа, відносне подовження δ – до 2 %, твердість – 2070–2280 НВ, ударна в'язкість КС – до 20 Дж/см². На відміну від ЧВГ 1, в якому в центрі кожного евтектичного зерна знаходиться 1, рідше 2–3 слабо розгалужених графітних включення, в чавуні цього складу в одному евтектичному зерні знаходиться не менше 10 графітних включень, розгалужених значною мірою. Евтектичні границі збагачені вуглецем і марганцем; кремній розташовується за схемою зворотної ліквідації, тобто збагачує центральні ділянки евтектичних зерен.

Перетворення в ЧВГ при нагріванні. Процеси, що відбуваються у структурі високоміцного чавуну, поділяються на процеси, що відбуваються за субкритичних температур (тобто нижчих за температуру A_{C1}); процеси, що відбуваються за міжкритичних температур (вищих за температуру A_{C1} і нижчих за температуру A_{C2}); процеси, що відбуваються за надкритичних температур (вищих за температуру A_{C2}). Нагрів до субкритичних температур приводить до сфероїдизації та розпаду перліту, що супроводжується перерозподілом вуглецю в матриці чавунів 1 і 2. При цьому вуглець із перлітних областей рухається до графітних включень. Напрямок та інтенсивність руху вуглецю – різні в окремих зернах і субзернах, що є наслідком впливу кристалогеометричної орієнтації, щільності упаковки та локального складу. В досліджених ЧВГ 1 і 2 зафіксовано переважне переміщення вуглецю по границях феритних зерен, окремих зернах і фрагментах зерна. Графітизація є тим більш інтенсивною, чим вище температура нагрівання. Підвищення температури нагрівання сприяє також перерозподілу кремнію та марганцю і незначному зменшенню ступеня пересичення ними евтектичних границь.

Перші ділянки аустеніту утворюються в ЧВГ при безперервному нагріванні до 770–790 °C. За цих температур на евтектичних границях ЧВГ існує складна суміш декількох структурних складових: перліту, аустеніту, фосфідів, карбідів і фериту. Причиною цього є пересиченість евтектичних границь у вихідному стані кремнієм, марганцем, фосфором та вуглецем. На невеликій відстані навколо евтектичної границі зосереджені поряд висококремністі та високовуглецеві ділянки, часто збагачені також фосфором та марганцем. Температура початку $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення в них є різною: у високовуглецевих ділянках перші порції аустеніту утворюються при 770 °C, а в сусідніх висококремністих – за більш високого нагріву. Перерозподіл елементів, що почався за субкритичних температур, продовжується і в міжкритичному інтервалі. В ЧВГ 1 відведення елементів, в основному кремнію, від евтектичних границь приводить до зменшення і зникнення другої, пограничної, зони ліквідаційного пересичення і збереження центральної. Центральна зона евтектичного зерна у міжкритичному інтервалі більш насичена кремнієм, ніж у литому стані, за рахунок відтиснення кремнію при

$\alpha \rightarrow \gamma$ перетворенні у ферит, що залишається. В ЧВГ 2 відбувається деяке відтиснення кремнію від евтектичних границь у міру розповсюдження $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення у глибину зерна. Ділянка пересичення кремнієм зменшується, вміст кремнію у фериті, що залишається, збільшується.

В ЧВГ 2 розповсюдження аустенітного перетворення по евтектичному зерну відбувається не так поступово від його границі до центру, як в ЧВГ 1. Утворення аустеніту в окремих зернах, фрагментах зерен і по границях зерен фериту, по яких за нижчих температур проходило переміщення вуглецю на графітні включення, приводить до хаотичного відтиснення кремнію в сусідні ділянки і фрагменти фериту. Формується дисперсна аустеніто-феритна структура, в якій дрібні високовуглецеві аустенітні зерна перемішані з дрібними висококремністими феритними зернами. Таким чином досягається мікрооднорідність, що забезпечує порівняно високі властивості структур. В ЧВГ 1 і в ЧВГ 2 у міжкритичному інтервалі температур відбувається суттєве вирівнювання в межах евтектичного зерна вмісту марганцю шляхом відведення його від евтектичних границь. Проходить також деяке зменшення в областях евтектичних границь вмісту вуглецю і фосфору, особливо за верхніх температур інтервалу. При цьому кремній відводиться в ділянки фериту, що залишились, а вуглець і марганець – в аустеніт, що утворюється. Насичення кремнієм неперетвореного фериту приводить до значного розширення міжкритичного інтервалу за рахунок підвищення температури закінчення $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення. Зерна аустеніту, що виникли першими, мають найбільший вміст вуглецю, бо вони утворюються в найбільш пересичених вуглецем ділянках матриці. При безперервному нагріванні до температур, вищих за точку A_{C1} , проходить майже повне зникнення фериту в матриці ЧВГ. Перетворення останніх, пересичених кремнієм ділянок фериту, носить характер не миттєвої перебудови решітки в окремих зернах та субзернах, як це має місце за нижчих температур міжкритичного інтервалу, а поступового розчинення в раніше утвореному аустеніті. Це пов'язано, вочевидь, з ускладненням $\alpha \rightarrow \gamma$ перебудови за такого пересичення кремнієм. Практично повне $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення в ЧВГ 1 відбувається при 900–910 °C, в ЧВГ 2 – при 920–930 °C.

За надкритичних температур продовжується відведення від евтектичних границь вуглецю, фосфору, марганцю, кремнію, що призводить до вирівнювання їх концентрації в межах евтектичного зерна. Процес відведення елементів супроводжується розчиненням включень фосфідно-цементитної евтектики, розташованих по границях, але це розчинення є малим при безперервному нагріванні і за звичайних для термічної обробки температур. Дослідження не показали розчинення в аустеніті графітних включень за звичайних умов нагрівання. При вивченні структур безперервного нагрівання встановлено, що і в ЧВГ 1, і в ЧВГ 2 не відбувається помітного зростання аустенітного зерна за температур до 1000–1050 °С.

Розпад аустеніту при охолодженні ЧВГ. Ізотермічний розпад аустеніту вивчали за допомогою анізотропа Акулова за звичайною методикою і за допомогою методу пробних гартувань. Отримані криві ізотермічного розпаду аустеніту в ЧВГ 1 мають два максимуми розпаду: в дифузійній області – за температур 500–600 °С і в проміжній області за температури 350 °С (рис. 7). Проміжне перетворення магнієвого ЧВГ має більший, ніж дифузійне, інкубаційний період. Практична відсутність інкубаційного періоду в дифузійній області (0,5–1,0 с) призводить до того, що для реальних виливків, навіть малих розмірів, ізотермічна обробка у проміжному інтервалі можлива тільки з дуже великими (понад 1,5 град/с) швидкостями охолодження і з наявністю значної кількості продуктів дифузійного розпаду в кінцевій структурі. При розпаді аустеніту в дифузійній області формується перліто-феритна структура із зосередженням основної маси перліту по евтектичних границях і з вмістом фериту більшим, ніж у вихідному стані. Зосередження перліту по евтектичних границях свідчить, що аустенізація при 910–920 °С впродовж 5 хвилин є недостатньою для повного зняття пересичення; та у процесі охолодження до температури ізотерми в нелегованому ЧВГ встигає пройти деякий зворотний перерозподіл елементів. Збільшення феритних областей можна пояснити збільшенням вмісту кремнію в цих областях при нагріві. Перлітні області – результат перетворення аустеніту у ферито-карбідну суміш – часто мають форму вузьких ділянок, аналогічну формі ділянок аустеніту, що утворилися при нагріві по шляхах дифузії вуглецю [3].

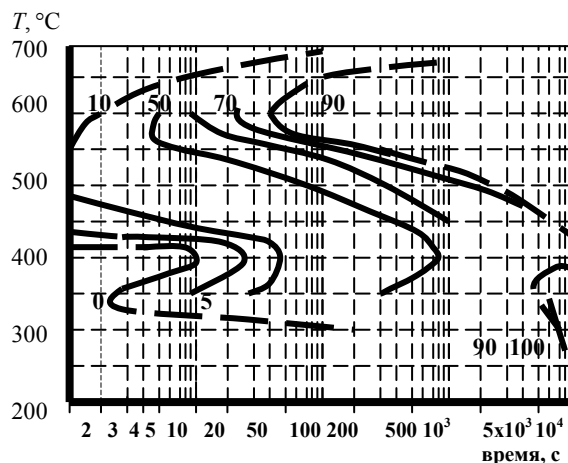


Рис. 7. Діаграма ізотермічного розпаду аустеніту в ЧВГ 1

За температур 480–500 °С починається уповільнення закінчення розпаду. Структура чавуну за цих температур є дисперсною достатньо рівномірною сумішшю голчастих ділянок фериту і ферито-карбідної суміші. Розпад аустеніту за цих температур розпочинається з виділення фериту, як і розпад у дифузійній області. Розподіл структурних складових найбільш рівномірний.

Перехід до розпаду аустеніту з утворенням проміжних структур здійснюється за температури ізотерми 400 °С. Ця температура є температурою максимального гальмування розпаду. Мікроструктура зразків навіть після 6 годин витримки за температури ізотерми складається з окремих голчастої форми зерен продуктів розпаду аустеніту, розташованих переважно у біляграфітних включеннях, і мартенситі. Він дуже насичений вуглецем, кремнієм, фосфором і марганцем. В той же час деяке пересичення евтектичних границь фосфором і вуглецем в цьому ЧВГ зберігається.

Зниження температури ізотерми призводить до більш повного (до 64 %) бейнітного перетворення. Пересичення евтектичних границь частково зберігається. При 250 °С аустеніт розпадається повністю за бездифузійним механізмом. Таким чином, наявність до моменту початку розпаду збагаченого і збідненого аустеніту полегшує початок перетворення та зменшує інкубаційний період і тривалість дифузійного й проміжного перетворень. Для ЧВГ 1 ізотермічне гартування ускладнене, і в реальних умовах не дасть повністю бейнітної структури. Пересичення евтектичних гра-

ниць призводить до гальмування на них розпаду аустеніту. Якщо при нагріванні цього ЧВГ $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення йде єдиним фронтом від меж до центру евтектичного зерна [3], то при охолодженні просування фронту розпаду аустеніту відбувається у зворотному напрямку. У висококремнистих навколографітних ділянках матриці, що останніми зазнають $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення при нагріванні, при охолодженні в першу чергу утворюється ферит. Структури розпаду мають явно виражене звуження зон пересичення – ділянок навколо графіту і евтектичних границь. Утворення в результаті розпаду в дифузійній області перемішаних, голчастої форми високовуглецевих (сорбіт, троостит) і низьковуглецевих (ферит) ділянок матриці повинно сприяти підвищенню пластичності і міцності ЧВГ після термічної обробки.

Криві розпаду аустеніту в ЧВГ 2 мають фактично три максимуми розпаду: в дифузійній області – при 600 °С і в проміжній області – при 500 і 370–400 °С (рис. 8). Тобто в ЧВГ, модифікованому РЗМ, існує три температури нестабільності аустеніту.

У дифузійній області розпад за температури 600 °С починається через 10 с після досягнення температури ізоформи. Мікроструктура ЧВГ 2 після дифузійного розпаду є сумішшю фериту і перліту; причому перліт зосереджений переважно по евтектичних границях, що свідчить про збереження пересиченості останніх. Перлітні області мають форму вузьких ділянок із увігнутими краями. Мала тривалість інкубаційного періоду в цьому інтервалі зумовлена значною розгалуженістю графітних включень. Металографічні дослідження показують, що розпад аустеніту найлегше починається і відбувається на границі розділу графіту і матриці, тому збільшення сумарної протяжності таких границь неминує призводити до збільшення швидкості перетворення. За цих температур розпадається нестійкий висококремнистий аустеніт, який утворився при нагріванні в останню чергу навколо графітних включень. Найбільш пересичений вуглецем, фосфором, сіркою і марганцем аустеніт по границях евтектичних зерен перетворюється в останню чергу. Розпад 10–20 % цього аустеніту має значну протяжність у часі: після розпаду 70 % загальної кількості аустеніту процес настільки уповільнюється, що лінії діаграми практично вирівнюються. Тривалість розпа-

ду від 70 % до 100 % складає 192 с, тоді як тривалість розпаду від 5 % до 70 % складає 8 с. Причиною цього може бути необхідність зворотного, в порівнянні з нагріванням, переміщення елементів (кремнію, марганцю, фосфору та ін.). При дифузійному розпаді відбувається зниження температури максимуму розпаду зі збільшенням тривалості витримки. Так, максимум на кривій 5 % розпаду знаходиться при 600 °С, а на кривій 100 % розпаду – при 550–570 °С.

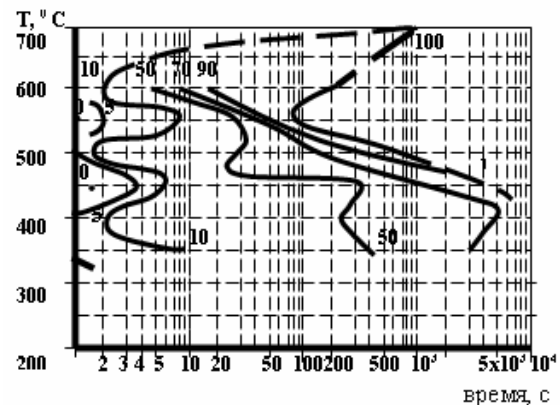


Рис. 8. Діаграма ізоформного розпаду аустеніту в ЧВГ 2

Температура 550 °С є областю переходу від дифузійного розпаду до проміжного. Структура розпаду є сумішшю трооститу, верхнього бейніту і фериту. При 500 °С інкубаційний період розпаду практично дорівнює нулю. Ця ділянка температур є областю утворення верхнього бейніту. При розпаді в цій області також відбувається зниження температури максимуму розпаду зі збільшенням тривалості витримки. Так, у верхньому бейнітному інтервалі максимум на кривій 5 % розпаду знаходиться за температури 500–510 °С, на кривій 50 % розпаду – за температури 480–490 °С. Тобто для активізації процесу подальшого розпаду необхідно збільшувати не лише витримку, але й переохолодження. Причиною цього є вихідна ліквідація: після розпаду перших партій нестійкого аустеніту подальше перетворення сповільнюється, оскільки аустеніт, що залишився, містить більше вуглецю і марганцю і, внаслідок цього, є більш стійким. Деяке гальмування розпаду відбувається за температури 450 °С. У проміжній області розпад починається практично відразу після досягнення температури ізоформи, що робить неможливим повне гартування з отриманням мартенситу для такого ЧВГ. Утворення нижнього бейніту відбувається за температур 430–340 °С. В цій області

спостерігається істотне збільшення тривалості розпаду, зумовлене значним гальмуванням дифузійних процесів. Має місце також зміщення максимумів розпаду у бік зниження температури за значних ступенів розпаду (50 % і більше). Складний характер кривих розпаду зумовлений тим, що зсувне перетворення здійснюється по окремих кристалографічних напрямках і площинах пакетами в неоднорідному аустеніті.

Таким чином, у ЧВГ, модифікованому рідкоземельними елементами, ускладнене ізотермічне гартування, а отримання 100 % мартенситу у структурі реальних виливків практично не можливе. Часткове збереження при аустенізації пересичення фосфором і вуглецем призводить до гальмування розпаду аустеніту по евтектичних границях. Мартенсит в цих ділянках може утворитися при швидкому охолодженні. Наявність до початку перетворення збагаченого і збідненого аустеніту полегшує початок розпаду і зменшує інкубаційний період. У структурах ізотермічного розпаду спостерігається звуження пересичених зон по евтектичних границях.

Термічна обробка

Було досліджено властивості ЧВГ після різних режимів нормалізації та відпалу. Оптимальними режимами нормалізації і відпалу для ЧВГ1 є режими з нагріванням до температур надкритичного інтервалу і витримкою не більше 1,0–1,5 годин для запобігання утворення дуже пересиченої кремнієм оторочки навкруги графіту. За такої нормалізації отримують міцність $\sigma_b = 650\text{--}770$ МПа, пластичність δ – до 9 %, ударну в'язкість КС – до 40 Дж/см².

Для ЧВГ 2 можливе збільшення тривалості нагрівання до 2 і більше годин, що збільшить однорідність структури. При цьому отримують міцність $\sigma_b = 570\text{--}660$ МПа, пластичність

δ – до 6 %, ударну в'язкість КС – до 45 Дж/см² (рис. 9).

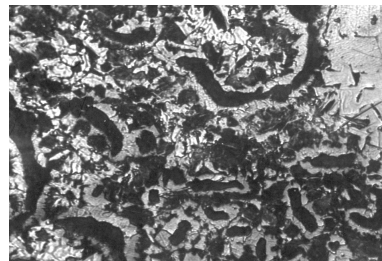


Рис. 9. Мікроструктура ЧВГ 2 після нормалізації, x500

Висновки

Особливості формування вихідної структури ЧВГ зумовлюють різні шляхи підвищення його міцності. Для ЧВГ 1 є недоречним режим із витримкою при нагріванні більше 1,5 годин. Для ЧВГ 2 нагрівання протягом двох і більше годин забезпечить більшу однорідність структури та кращі властивості.

Література

1. Любченко А.П. Высокопрочные чугуны / А.П. Любченко. – М.: Металлургия, 1982. – 120 с.
2. Костина Л.Л. Изотермический распад аустенита в магниевом чугуне с вермикулярным графитом / Л.Л. Костина // Известия вузов, ЧМ. – 2006. – №1. – С. 45–47.
3. Особенности строения и термической обработки чугуна с вермикулярным графитом / А.М. Петриченко, Л.А. Солнцев, Л.Л. Костина, В.Н. Кропивный // МиТОМ. – 1983. – №10. – С. 61–63.

Рецензент: В.І. Мощенок, професор, к.т.н., ХНАДУ.

Стаття надійшла до редакції 1 серпня 2011 р.