

Технологічні рішення щодо одержання якісних виливків з високохромистих чавунів

Шалевська І. А., доктор технічних наук, доцент, заступник завідувача відділу, info66@ukr.net, ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8410-7045>

Квасницька Ю. Г., доктор технічних наук, провідний науковий співробітник, jul.kvasnitskaja@gmail.com, ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3790-2035>

Квасницька К. Г., аспірант, katonish@gmail.com, ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8712-9285>

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Наведено результати досліджень щодо перевірки впливу легування марганцем і молібденом та модифікування ніобієм високохромистого чавуну на формування його структури при термічній обробці. Досліджено вплив ізотермічної обробки в інтервалі температур 450...900 °C та нормалізації від температури 1000...1200 °C на структурні перетворення та твердість комплексно легованих литих високохромистих чавунів. Матеріалом досліджень були зразки чавунів (1,8...2,3 % C і 12...20 % Cr), легованих марганцем, молібденом (2...4 % Mn, 0,6...1,2 % Mo) та модифікованих ніобієм. Досліджено вплив на мікроструктуру зразків в литому стані та при нагріві до температури 650 °C та 780 °C з таким вмістом елементів: C – 2,07 %, Cr – 19,7 %, Mn – 3,55 %, Mo – 1,02 %, Nb – 0,3 %, Si – 0,6 %.

Досліди проводили у температурних інтервалах: 450...500 °C; 500...550 °C; 600...650 °C; 700...900 °C; 1000...1200 °C з варіюванням часу витримки від чотирьох до двадцяти годин. Твердість чавунів у литому стані 40-42 HRC. Мікротвердість аустеніту – 340-420 Нц. Встановлено вплив ступеня легування та кількості окремих легуючих елементів у сплаві на початок перетворення аустеніту. При нагріванні до 500...550 °C зі збільшенням вмісту хрому в сплавах час до початку перетворення зростає. У сплавах, де вміст хрому був 17,7 % початок перетворення помічено через 4 години, тоді як у сплавах, з вмістом хрому близько 22 % початок перетворення виявлено через 9...10 годин витримки. При нормалізації (1050...1100 °C) процес переходу $Me_7C_3 \rightarrow Me_{23}C_6$ в хромистих чавунах із молібденом відбувається швидше, ніж у сплавах з вольфрамом. При вмісті молібдену понад 0,6 % карбід Me_7C_3 повністю трансформується в $Me_{23}C_6$, який в діапазоні 0,6...1,2 % є єдиною карбідною фазою.

Виявлено, що кількість мартенситу залежить як від температури нагрівання так і від швидкості охолодження. При охолодженні зі швидкістю 30 °C/год у структурі чавуну мартенситу утворюється менше, ніж при більш прискореному охолодженні зі швидкістю 70 °C/год.

У литому стані структура високохромистих чавунів складається з аустеніту та аустеніто-хромистокарбідної евтектики, у складі якої тригональний карбід $(Cr,Fe)_7C_3$. В результаті нагріву чавуну в інтервалі температур 450...900 °C та нормалізації від температури 1000...1200 °C аустеніт має різну здатність до розпаду, що впливає на

фазовий склад чавунів, структуру та їх властивості. Перетворення в аустеніті починається з виділень дисперсної карбідної фази $(Cr,Fe)_{23}C_6$ при температурі від 650 °С. Комплексно леговані високохромисті чавуни у литому стані мали твердість 40...47 HRC, а після нормалізації від температури 1050...1100 °С з витримкою 1 год – 55...62 HRC. При цьому в чавуні залишається близько 30 % аустеніту, мартенситу та карбідна фаза. Проведення нормалізації при температурі 1050...1100 °С з витримкою 1 год сприяє утворенню метастабільної структури з високим опором до руйнування з вмістом надлишкового аустеніту, мартенситу та карбідної фази $(Cr,Fe)_{23}C_6$.

Ключові слова: легувальні елементи, литий стан, ливарний високохромистий чавун, термічна обробка, фазово-структурний стан.

Серед зносостійких сплавів литі матеріали відіграють основну роль. Широкий діапазон їх використання визначається різноманітністю властивостей, які можна одержати вибором необхідного хімічного складу і термічної обробки та модифікувальних елементів. Литі зносостійкі сплави дозволяють синтезувати необхідні властивості, відрізняються технологічністю процесу одержання виливків і можливістю широкого варіювання їх властивостей.

Досвід використання матеріалів для роботи в умовах впливу абразиву на відповідальні деталі агрегатів, зокрема насосного обладнання, свідчить, що найбільш перспективним є використання хромистих чавунів. Експлуатаційні властивості виливків із високохромистих чавунів багато в чому залежать як від ступеня гетерогенності структури, так і від природи їх структурних складових.

Термічна обробка є найважливішою технологічною операцією при виготовленні деталей із високохромистих чавунів. Це також підтверджується тим, що високохромистий білий чавун, який використовується для виготовлення робочих органів подрібнення вугілля, може мати різну зносостійкість залежно від виду термічної обробки [1].

У поєднанні з легуванням термічна обробка забезпечує високі фізико-механічні властивості металу при формуванні оптимальної вихідної мікроструктури, яка складається з мартенсито-аустенітної матриці у поєднанні з твердими подрібненими карбідами Me_7C_3 [2]. Існують приклади, коли сплави з аустенітною структурою при малій кількості карбідів (близько 6 %) і відносно низькій твердості (HRC = 46), мають у 4...5 разів вищу зносостійкість порівняно з мартенсито-карбідним станом після гартування за високої твердості (HRC = 62...63) і великої кількості карбідів (до 16 %) [3].

Однією з основних тенденцій сучасного матеріалознавства є створення матеріалів з метастабільними структурами, які здатні під впливом зовнішніх дій до самоорганізації [4]. Стосовно високохромистих чавунів можна розглядати перетворення, які виникають внаслідок деформування аустенітної матриці абразивом [5].

Поряд з деформаційним мартенситним перетворенням має місце динамічне деформаційне старіння аустеніту та мартенситу, пов'язане з виділенням надлишкових карбідних, карбідонітридних та інтерметалідних фаз, плюс подрібнення зерна, збільшення щільності [6].

Досліджено вплив ряду режимів термічної обробки на зміну мікроструктури комплексно-легованих хромистих чавунів [7]. Дослідження термічної обробки проведено з метою розробки режимів, що не потребують високотемпературних термічних печей. Вибір температур нормалізації (1050...1100 °C) ґрунтувався на бажанні отримати високу твердість.

Метою досліджень була перевірка впливу легування марганцем і молібденом та модифікування ніобієм високохромистого чавуну на формування його структури при термічній обробці. Різні види термічної обробки впливають на формування структури високохромистого чавуну, так як вміст мартенситу змінюється залежно від температури нагрівання і швидкості охолодження.

При дослідженнях високохромистого чавуну (1,8...2,3 % C і 12...20 % Cr), легуваного марганцем і молібденом (2...4 % Mn, 0,6...1,2 % Mo) було перевірено мікроструктури зразків з таким вмістом елементів: C – 2,07 %, Cr – 19,7 %, Mn – 3,55 %, Mo – 1,02 %, Nb – 0,3 %, Si – 0,6 %.

Структура дослідного чавуну у литому стані складається з залишкового аустеніту та аустеніто-хромистокарбідної евтектики (рис. 1), у складі якої тригональний карбід $(Cr,Fe)_7C_3$.



Рис. 1. Мікроструктура дослідного чавуну у литому стані.

Fig. 1. Microstructure of the experimental cast iron in the cast state.

Твердість чавунів у литому стані 40-42 HRC. Мікротвердість аустеніту – 340-420 Н_μ. Будова евтектики, в якій матрицею є аустеніт з вміщеними в нього хромистими карбідами, забезпечує структурне злиття периферійних зон дендритів залишкового аустеніту з евтектичним.

На формування структури значний вплив має температура нагрівання, що, в першу чергу, позначається на схильності аустеніту до розпаду. Тому в роботі дослідили вплив нагрівання зі швидкістю 100 °C/год при нормалізації в інтервалі температур 450...900 °C на структуру, твердість та зносостійкість. При цьому зразки в кожному температурному інтервалі витримували мінімум 10 год і охолоджували на повітрі.

У процесі нагрівання при температурі 450...500 °С залишковий аустеніт відрізняється високою стійкістю навіть після 20 годин витримки. При нагріванні до 500...550 °С зі збільшенням вмісту хрому в сплавах час до початку перетворення зростає. У сплавах, де вміст хрому був 17,7 % початок перетворення помічено через 4 години, тоді як у сплавах, де вміст хрому було близько 22 % початок перетворення виявлено через 9...10 годин витримки.

У початкові періоди перетворення у евтектичних карбідів утворюються темні контури з чіткою межею. З підвищенням температури до 600...650 °С помічено виділення дисперсних карбідів за межами субзеренної структури (рис. 2).



Рис. 2. Мікроструктура дослідного чавуну після нагріву до 650°C та витримки 10 год. × 800.

Fig. 2. Microstructure of experimental cast iron after aging at 650°C and holding for 10 hours. × 800.

Пояснити той факт, що перетворення починається в аустеніті, що примикає до евтектичних карбідів, можна, очевидно, меншим ступенем їхньої легованості. Подальше нагрівання в температурному інтервалі 700...900 °С характеризується інтенсивним виділенням карбідної фази $(Cr, Fe)_{23}C_6$ (рис. 3).

Судячи з того, що спостерігається підвищена травимість мікроструктури, можна вважати, що це зумовлено виділенням дисперсних карбідів за рахунок модифікування ніобієм. Підвищення температури нагріву при нормалізації до 780 °С призводить до прискорення дифузійних процесів, що викликає інтенсифікацію виділення карбідів $(Cr, Fe)_{23}C_6$. Це призводить до збіднення твердого розчину вуглецем і легуючими елементами, завдяки чому мартенситна точка підвищується. При подальшому охолодженні аустеніт частково перетворюється на мартенсит. Електронно-мікроскопічне дослідження підтверджує наявність у мікроструктурі великої кількості дисперсних карбідів. Десятигодинної витримки виявляється достатньо для практично повного розпаду аустеніту.

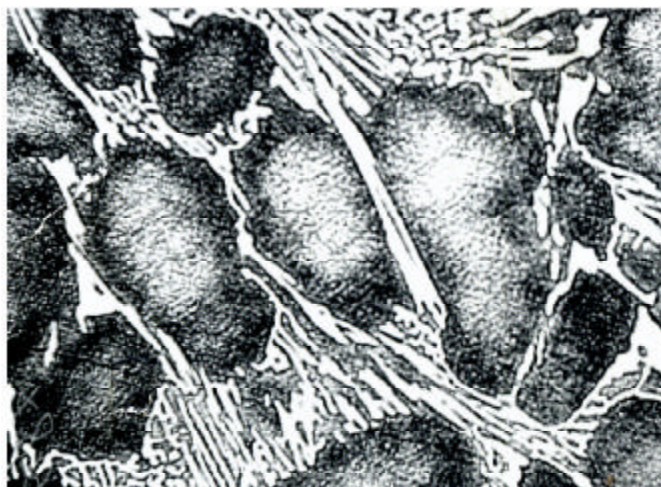


Рис. 3. Мікроструктура дослідного чавуну після витримки за 780 °С . × 800.

Fig. 3. Microstructure of the experimental cast iron after aging at 780 °C. ×800.

Слід відзначити, що відповідно до [8] для сплавів системи (1,8...2,3 % С і 12...20 % Cr) існує досить вузький температурний інтервал фазової рівноваги "аустеніт + ферит + Me_7C_3 ", нижня межа якого відповідає 780...790 °С, а верхня – 800...820 °С. Вимірювання вмісту хрому в аустеніті показує, що аустеніт в литих сплавах значно пересичений хромом навіть по відношенню до його високотемпературного рівноважного стану. При проведенні нормалізації від температури 1150 °С аустеніт пересичений хромом на 3,45 % при вмісті Cr 18,7 % та на 4,75 % при вмісті Cr 22,4 %. Існує також ймовірність і того, що в об'ємі аустеніту, прилеглому до евтектичних хромистих карбідів, після кристалізації та охолодження виливків вміст вуглецю знизиться. І перше, і друге сприяє розширенню температурного інтервалу існування трифазного стану "аустеніт + ферит + карбіди" у бік більш високих значень температури.

Одержані в структурі досліджуваного сплаву після нагрівання їх в інтервалі температур 800...900 °С області, які темно травляться, відповідають зазначеному трифазному стану [3]. При загальній перенасиченості хромом аустеніту пересичення евтектичного аустеніту, очевидно, дещо менше. Першочергове інтенсивне виділення дисперсних карбідів у міжкарбідному і приевтектичному аустеніті, мабуть, пов'язане з дещо меншим вмістом у ньому хрому. Звідси й переважаючі умови для початку фазової перекристалізації у цих об'ємах.

Нагрівання дослідних чавунів при нормалізації до температури 1000...1200 °С з витримкою 1 год та охолодженням на повітрі істотно впливає на схильність аустеніту до розпаду в процесі охолодження і подальшого відпуску. Найбільшу стійкість має аустеніт чавунів, які нагріті до 1200 °С. В межах температур 1000...1200 °С аустеніт має різну здатність до розпаду, а це впливає на кінцевий фазовий склад чавуну, мікроструктуру

та його властивості. При нормалізації чи гартуванні від температури 1200 °С не видно помітних змін структури порівняно з литим станом. Зниження температури до 1050...1100 °С викликає виділення кристалів карбідної фази $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$. Поряд з карбідом $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$ в результаті рентгенографічного дослідження виявлена маловуглецева α -фаза, утворення якої відбувається при температурах нижче 300 °С. Локалізація мартенситу в місцях виділення карбідної фази дозволяє припустити, що його формування відбувається в тих же об'ємах аустеніту, з яких попередньо виділилася карбідна фаза, так як у вихідному аустеніті міститься не менше 1 % вуглецю. Очевидно, що при температурах 1100 °С і нижче з'являються мікронеоднорідності в розподілі хрому, тобто виникають зони, що відрізняються за складом від вихідного твердого розчину.

Визначено, що кількість мартенситу залежить як від температури нагрівання, так і від швидкості охолодження на повітрі при нормалізації. При охолодженні зі швидкістю 30 °С/год у структурі чавуну аустеніту залишається більше, ніж при прискореному охолодженні зі швидкістю 70 °С/год. Слід відзначити, що після нормалізації утворюється більша кількість аустеніту порівняно із гартуванням.

При термічній обробці (нормалізація від температури 1050...1100 °С) кількість в чавуні карбідів Me_7C_3 зменшується в результаті переходу $\text{Me}_7\text{C}_3 \rightarrow \text{Me}_{23}\text{C}_6 \rightarrow \text{Me}_6\text{C}$, що відбувається при нагріванні, внаслідок взаємодії хімічних елементів, які входять до складу карбідів, з матрицею сплаву. При цьому процес переходу $\text{Me}_7\text{C}_3 \rightarrow \text{Me}_{23}\text{C}_6$ в хромистих чавунах із молібденом відбувається швидше, ніж у сплавах з вольфрамом. При вмісті молібдену більше 0,6 % карбід Me_7C_3 повністю трансформується в Me_{23}C_6 , який в діапазоні 0,6...1,2 % є єдиною карбідною фазою [8].

Таким чином в роботі встановлено вплив легування високохромистих чавунів на структурні перетворення при різних видах термічної обробки (в інтервалі температур 450...900 °С та 1050...1100 °С) – стійкість аустеніту, виділення дисперсних карбідів за межами субзеренної структури. Перетворення в аустеніті починається з виділень дисперсної карбідної фази $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$. Визначено, що дослідні комплексно леговані високохромисті чавуни у литому стані мали твердість 40...47 HRC, а після нормалізації при температурі 1050...1100 °С з витримкою 1 год – 55...62 HRC. При цьому, в чавуні, окрім мартенситу та карбідної фази, залишається близько 30 % аустеніту. Показано, що різними режимами термооброблення можна регулювати кількість та розподіл карбідної фази, мартенситу та залишкового аустеніту, що дає можливість одержати структуру з високою твердістю та опором до абразивного зношування.

Література

1. Pokusov6 M., Berta I., Soos L. Abrasion resistance of as-cast high-chromium cast iron // Scientific Proceedings. Faculty of Mechanical Engineering, Slovak University of Technology in Bratislava. – 2014. – 22 (1). – P. 74-79.

2. Abdel-Aziz K., El-Shennawy M., Omar A. A. Microstructural Characteristics and Mechanical Properties of Heat Treated High-Cr White Cast Iron Alloys // International Journal of Applied Engineering Research. – 2017. - Vol. 12, № 14. – P. 4675-4686.
3. Ortega-Cubillos P., Nannetti-Bernardini P.A., Celso-Fredel M., Campos R.A. Wear resistance of high chromium white cast iron for coal grinding rolls // Revista Facultad de Ingenieria Universidad de Antioquia. – 2015. – No. 76. – P. 134-142.
4. Шалевська І.А. Механізм зміцнення поверхневих шарів деталей з високохромистих чавунів при абразивному зношуванні // Металознавство та обробка металів. – 2006. – №4. – С. 36-39.
5. Малинов Л.С., Малинов В.Л. Износостойкие марганцовистые стали с метастабильным аустенитом // Металлургические процессы и оборудование. – 2014. – №2. – С. 19-24.
6. Чейлях А.П., Чейлях Я.А., Караваева Н.Е., Рябикина М.А. Разработка новейших способов комплексного создания износостойких слоев с метастабильной структурой, самоупрочняющихся при изнашивании // Строительство, материаловедение, машиностроение. – 2014. – №74. – С. 72-76.
7. Ngqase M., Pan X. An overview on types of white cast irons and high chromium white cast irons // Journal of Physics: Conference Series. – IOP Publishing, 2020. – Vol. 1495. – №. 1. – P. 012023.
8. Гаврилюк В.П., Тихонович В.И., Шалевская И.А., Гутько Ю.И. Абразивостойкие высокохромистые чугуны: монографія. – Луганськ: Ноулідж, 2010. – 139 с.

References

1. Pokusov6 M., Berta I., Soos L., *Scientific Proceedings. Faculty of Mechanical Engineering, Slovak University of Technology in Bratislava*, 2014, 22 (1), pp. 74-79 [in English]. <https://doi.org/10.2478/stu-2014-0013>
2. Abdel-Aziz K., El-Shennawy M., Omar A. A., *International Journal of Applied Engineering Research*, 2017, Vol. 12, No. 14, pp. 4675-4686 [in English].
3. Ortega-Cubillos P., Nannetti-Bernardini P.A., Celso-Fredel M., Campos R.A., *Revista Facultad de Ingenieria Universidad de Antioquia*, 2015, No. 76, pp. 134-142 [in English].
4. Shalevska I.A. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, 2006, No. 4, pp. 36-39 [in Ukrainian].
5. Malinov L. S., Malinov V. L., *Metallurgicheskiye protsessy i oborudovaniye*, 2014, No. 2, pp. 19-24 [in Russian].
6. Cheylyakh A.P., Cheylyakh YA.A., Karavayeva N.Ye., Ryabikina M.A., *Stroitel'stvo, materialovedeniye, mashinostroyeniye*, 2014, No. 74, pp. 72-76 [in Russian].
7. Ngqase M., Pan X. An overview on types of white cast irons and high chromium white cast irons, *Journal of Physics: Conference Series. IOP Publishing*, 2020, Vol. 1495, No. 1., pp. 012023 [in English]. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1495/1/012023>
8. Gavriluk V.P., Tikhonovich V.I., Shalevskaya I.A., Gut'ko Yu.I. *Abrazivostoykiye vysokokhromistyye chuguny* (Abrazivostoykiye vysokokhromistyye chuguny: monografiya), Lugans'k: Noulidzh, 2010, 139 p. [in Russian].

Technological solutions for producing quality castings from high chromium iron

Summary

The article presents the results of research conducted to check the effect of alloying with manganese and molybdenum and modification of high-chromium cast iron with niobium on the formation of its structure during heat treatment.

The effect of heat treatment in the temperature range of 450...900 °C and normalization at a temperature of 1000...1200 °C on structural transformations, hardness and wear resistance of complex alloyed high chromium cast irons was studied. The research material was samples of cast iron (1.8...2.3 % C and 12...20 % Cr), doped with manganese, molybdenum (2...4 % Mn, 0.6...1.2 % Mo) and modified with niobium, it was checked microstructures of samples in the cast state and when heated to temperatures of 650 °C and 780 °C with the following content of elements: C – 2.07 %, Cr – 19.7 %, Mn – 3.55 %, Mo – 1.02 %, Nb – 0.3%, Si – 0.6%.

Experiments were carried out in the temperature ranges: 450...500 °C; 500...550 °C; 600...650 °C; 700...900 °C; 1000...1200 °C with varying holding time from four to twenty hours. The hardness of cast iron is 40-42 HRC. The microhardness of austenite is 340-420 Нμ. The influence of the degree of alloying and the number of individual alloying elements in the alloy on the beginning of the austenite transformation was established. When heated to 500...550 °C with an increase in the chromium content in the alloys, the time to the beginning of the transformation increases. In alloys with a chromium content of 17.7 %, the beginning of transformation was observed after 4 hours, while in alloys with a chromium content of about 22 %, the beginning of transformation was detected after 9...10 hours of exposure. During normalization (1050...1100 °C), the $Me_7C_3 \rightarrow Me_{23}C_6$ transition process occurs faster in chromium cast irons with molybdenum than in alloys with tungsten. With a molybdenum content of more than 0.6 %, Me_7C_3 carbide is completely transformed into $Me_{23}C_6$, which in the range of 0.6...1.2 % is the only carbide phase.

It was found that the amount of martensite depends on both the heating temperature and the cooling rate. When cooling at a rate of 30 °C/h, less martensite is formed in the cast iron structure than when cooling at a faster rate of 70 °C/h.

It was found that in the cast state, the structure of high-chromium cast irons consists of austenite and austenite-chromium carbide eutectic, which contains trigonal carbide $(Cr,Fe)_7C_3$. As a result of heating cast iron in the temperature range of 450...900 °C and normalization at a temperature of 1000...1200 °C, austenite has a different ability to disintegrate, and this affects the phase composition of cast irons, their structure and properties. The transformation into austenite begins with the release of a dispersed carbide phase $(Cr,Fe)_{23}C_6$ at a temperature of 650 °C. It was determined that the experimental complex-alloyed high-chromium cast irons in the cast state had a hardness of 40...47 HRC, and after normalization at a temperature of 1050...1100 °C with a holding time of 1 h - 55...62 HRC. At the same time, about 30 % of austenite, martensite and carbide phase remain in cast iron. It was determined that normalization at a temperature of 1050...1100 °C with a holding time of 1 hour contributes to the formation of a metastable structure with high resistance to destruction with the content of excess austenite, martensite and the carbide phase $(Cr,Fe)_{23}C_6$.

Keywords: alloying elements, cast state, high-chromium cast iron, heat treatment, phase-structural state.