

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

Шифр: ЗНОСОСТІЙКІСТЬ

ВПЛИВ ГАРТУВАННЯ НА СТРУКТУРУ, МЕТАСТАБІЛЬНІСТЬ
АУСТЕНІТУ І ВЛАСТИВОСТІ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ЧАВУНІВ

Напрямок: Матеріалознавство

АНОТАЦІЯ

Мета дослідження: вивчити вплив гартування на структуру і механічні властивості хромомарганцевистих чавунів.

Об'єкт дослідження: чавуни 90X23Г6С2Ф і 230X21Г7Д2.

Методи дослідження: скануючий електронний мікроскоп «JEOL JSM 6510»; дюраметричний метод (ГОСТ 13407–67); визначення мікротвердості; випробування на ударно-абразивне зношування.

Результати роботи: легуванням та параметрами гартування можна регулювати вміст вуглецю та легуючих елементів в аустеніті і карбідах, фазовий склад, кінетику деформаційного мартенситного перетворення ($\gamma \rightarrow \alpha$) та управляти властивостями чавунів.

Ключові слова: ЧАВУН, МЕТАСТАБІЛЬНИЙ АУСТЕНІТ, ЗНОСОСТІЙКІСТЬ, КАРБІДИ, НОРМАЛІЗАЦІЯ.

ЗМІСТ

ВСТУП	4
1. АНАЛІТИЧНИЙ ОГЛЯД	5
2. МАТЕРІАЛ І МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ	7
3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ І АНАЛІЗ ОТРИМАННИХ ДАНИХ	12
ВИСНОВКИ	25
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	27

ВСТУП

Чавун є основним матеріалом литих деталей машин. У машинобудуванні на долю чавунних відливаних припадає близько 75 % усієї маси литва. Якість чавуну забезпечується не тільки вибором шихти, оптимізацією хімічного складу, умов плавки та розливання, але і комплексом заходів для отримання необхідної структури.

Структура є основним чинником, що визначає властивості чавуну. Механічні і експлуатаційні властивості чавуну залежать від характеристик металевої основи, а також від форми, розмірів, кількості і розташування карбідів

Важливою особливістю чавуну є те, що його механічні і експлуатаційні властивості істотно залежать від швидкості охолодження відливаних. Тому вибір марки чавуну і його хімічного складу необхідно проводити з урахуванням його перерізу, маси, габаритів. [1].

Численні деталі різних машин і механізмів виходять ладу внаслідок зношування. У зв'язку з цим проблема підвищення їх довговічності є актуальною. Зараз вона вирішується в основному за рахунок розробки складнолегованих сплавів, що містять дорогі та дефіцитні елементи (нікель, молібден, вольфрам, ванадій та ін.). Багато з цих елементів в Україні відсутні та завозяться з-за кордону.

Перспективним напрямком в підвищенні зносостійкості матеріалів є використання принципу отримання в структурі метастабільного аустеніту, що перетворюється при навантаженні в мартенсит деформації (деформаційне мартенситне перетворення). Це є важливим внутрішнім ресурсом підвищення опору зношуванню чавунів.

1 АНАЛІТИЧНИЙ ОГЛЯД

Леговані чавуни містять значну кількість легуючих елементів - нікелю, хрому, марганцю, титану, ванадію, міді та ін., які сприяють подрібненню структури і підвищенню фізико-механічних властивостей відливки. Легуючі елементи роблять істотний вплив на властивості і структуру чавуну. З усіх легуючих елементів найбільший вплив на міцність і твердість чавуну мають хром, титан, ванадій, нікель і мідь. Перші три елементи підвищують міцність і твердість відливки, а нікель і мідь, не знижуючи твердості, покращують їх оброблюваність.

В цілях економії дорогих і дефіцитних легуючих компонентів (нікель, молібден, вольфрам, ніобій та ін.) і заміни дефіцитних зносостійких сплавів, використовуючи відому взаємозамінюваність нікелю і марганцю, розроблені нові економнолеговані зносостійкі чавуни на хромомарганцевій і марганцевій основах [2 - 5]. До складу деяких хромо-марганцевих чавунів вводили до 1,88 % ванадію для забезпечення інвертування структури [6] і дисперсійного зміцнення [7]. У інші - 0,25 - 0,27 % титану і 0,042 - 0,11 % алюмінію для модифікування структури, стимулювання виділення карбідів [8, 9].

Підвищення вмісту марганцю з 4 до 8 % зменшує кількість мартенситу і збільшує вміст аустеніту з 38 до 50 % [10]. Хром є головним легуючим елементом групи білих зносостійких чавунів. Його вміст в них досягає 35 %. Хром може частково заміщати атоми заліза в орторомбічному карбіді заліза $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$ або утворювати карбіди хрому, в яких частина атомів хрому заміщена залізом: тригональний $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ і кубічний $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$. У α -залізі хром має необмежену розчинність, в γ -залізі розчиняється до 12 % хрому [11]. Карбіди хрому мають значно більш високу твердість, ніж легований хромом цементит, і це позначається на зносостійкості і міцності чавунів.

Білі леговані чавуни отримали широке поширення для виготовлення швидкозношуваних деталей металургійного, рудно-розмельного та ін. видів устаткування. Головною їх особливістю і перевагою перед сталями є

присутність значної кількості (15-50 %) дуже твердих карбідних фаз (HV 9,5-29 ГПа) і різної структури металевої основи [9].

Доцільно замінювати нікель і молібден значно дешевшим і доступнішим марганцем для підвищення прогартованості і стійкості переохолодженого аустеніту до розпаду [6].

При розробці і застосуванні багатьох відомих зносостійких сплавів далеко не завжди враховується можливість отримання метастабільних станів і реалізації фазових перетворень в процесі зношування. Наприклад, в роботах [6, 7] показано позитивну роль аустеніту, присутнього разом з мартенситом і карбідами, проте його метастабільність не розглядається. Між тим, в роботах [13-17] підвищення абразивної і ударно-абразивної зносостійкості зв'язують з протіканням в поверхневому шарі в процесі зношування не лише структурних, але і фазових перетворень [9].

Узагальнюючи приведені дані в аналітичному огляді, можна зробити наступні висновки:

1. Для виготовлення деталей, що піддаються зношуванню, застосовуються зносостійкі високохромисті чавуни, як правило, леговані дорогими та дефіцитними елементами Ni, Mo, W, V, Nb і ін.

2. У більшості робіт підвищення зносостійкості пов'язують з отриманням максимальної твердості за рахунок легування та термообробки, що досягається переважно формуванням мартенситно-карбідної структури чавунів.

3. У підвищенні зносостійкості чавунів показана позитивна роль фазових перетворень, що протікають в поверхневих шарах під впливом абразивних частинок.

У зв'язку з цим визначені наступні задачі дослідження: встановити взаємозв'язок між формуванням властивостей, вмістом легуючих елементів і кінетикою деформаційних фазових перетворень при випробуваннях чавунів з метастабільним аустенітом під впливом параметрів нормалізації (гартування).

2 МАТЕРІАЛ І МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

Матеріалом для дослідження служили чавуни 90Х23Г6С2Ф і 230Х21Г7Д2. Хімічний склад чавунів приведений в табл. 2.1.

Таблиця 2.1 - Хімічний склад чавунів 90Х23Г6С2Ф і 230Х21Г7Д2

Марка чавуну	Вміст хімічних елементів, мас. %					
	С	Cr	Mn	Si	V	Cu
90Х23Г6СФЛ	0,9	22,02	6,06	1,1	0,25	-
230Х21Г7Д2	2,33	21,21	6,93	1,82	-	1,55

Примітка: вміст сірки $\leq 0,25$ %; фосфора $\leq 0,39$ %.

Використовувався чавун промислової виплавки. Чавун виплавлявся в дуговій електропечі ДСП- 3 з основним футеруванням фасносталеливарного цеху (ФСЛЦ) ПРАТ «ММК імені Ілліча» методом сплаву шихтових матеріалів без окислення. Зразки для досліджень розміром 15×15×130 мм відлили разом з футерувальними плитами агломераційних машин в піщано-глинисті форми.

Зразки піддавалися наступній термічній обробці: одна частина піддавалася нормалізації при температурах 950 - 1050 - 1150 °С та відпуску при температурі 250 °С, 1 година, а друга - після лиття, вибивання форм і очищення відливки піддавалася тільки відпуску при температурі 250 °С, витримка 1 година для зняття напруг.

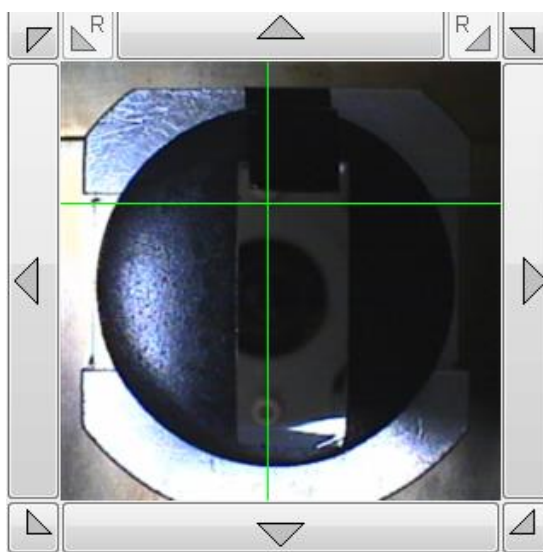
Вивчення мікроструктури чавунів здійснювали на мікроскопі «Neophot-21».

Електронно-мікроскопічні дослідження мікроструктури після термічної обробки і випробувань на зношування проводилися із застосуванням скануючого електронного мікроскопа «JEOL JSM 6510» (СЕМ, або SEM) (рис. 2.1), який оснащений енергодисперсійним мікроаналізатором, за допомогою якого виконували фазовий хімічний аналіз

в локальних точках мікроструктури. Дослідження проводились в Муроранському інституті технологій (м. Муроран, Японія).



а)

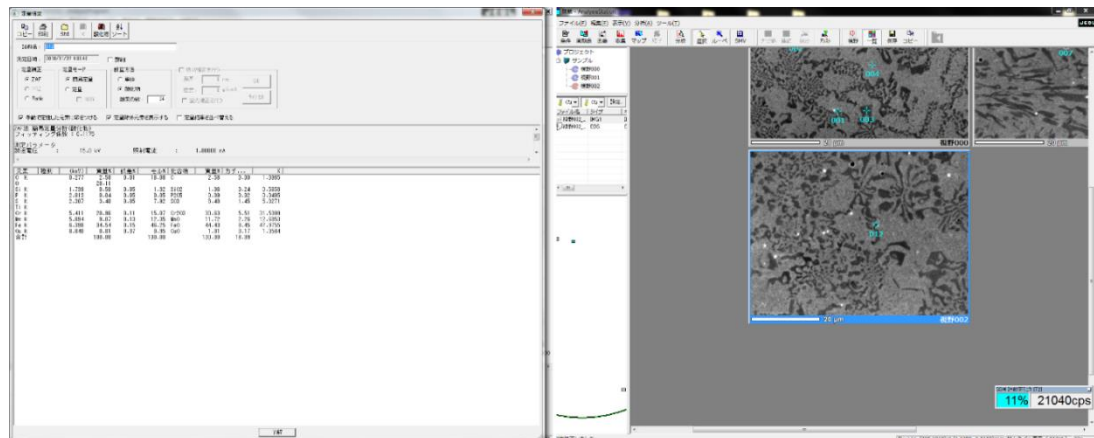


б)

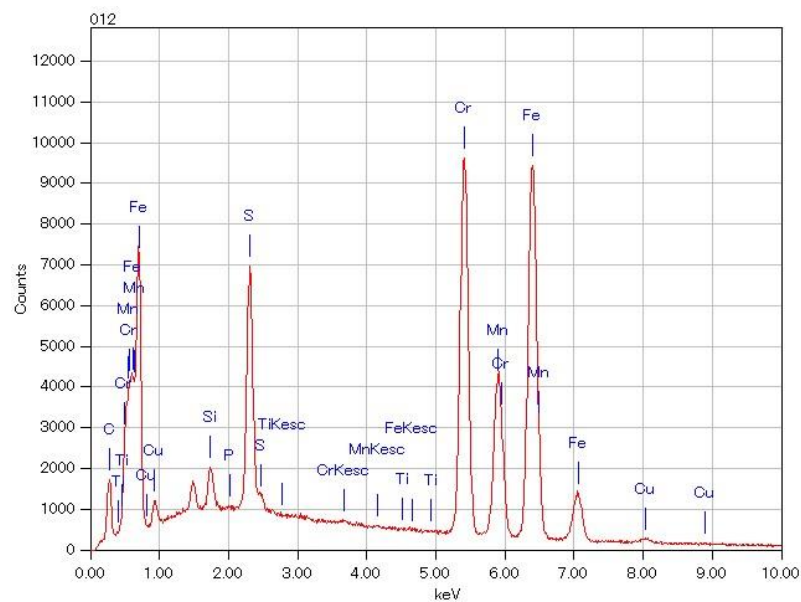
Рисунок 2.1 - Скануючий електронний мікроскоп «JEOL JSM 6510» (а) та зовнішній вигляд досліджуваного зразку у шлюзі електронного мікроскопу (б)

Вимірювання на SEM проводилися таким чином: на кожному зразку зроблено від 3 до 5 знімків зі збільшенням $\times 2000$.

Після вибору потрібного поля зору запускаємо сканування розподілу хімічних елементів таких як: C, N, O, Si, P, S, V, Cr, Mn, Fe, Mo. Рис. 2.2 ілюструє отриманий результат у вигляді таблиці та графіку розподілу енергетичних спектрів, а на рис. 2.3 представлені у кольоровому вигляді, де білий – максимальна кількість елементу, чорний – його найменша кількість в полі зору мікро шліфа розподіл кожного з елементів окремо.



а



б

а - таблиця кількісного розподілу хімічних елементів;

б -діаграма розподілу енергетичних спектрів

Рисунок 2.2 – Результати сканування розподілу хімічних елементів у полі зору (у мас. %)

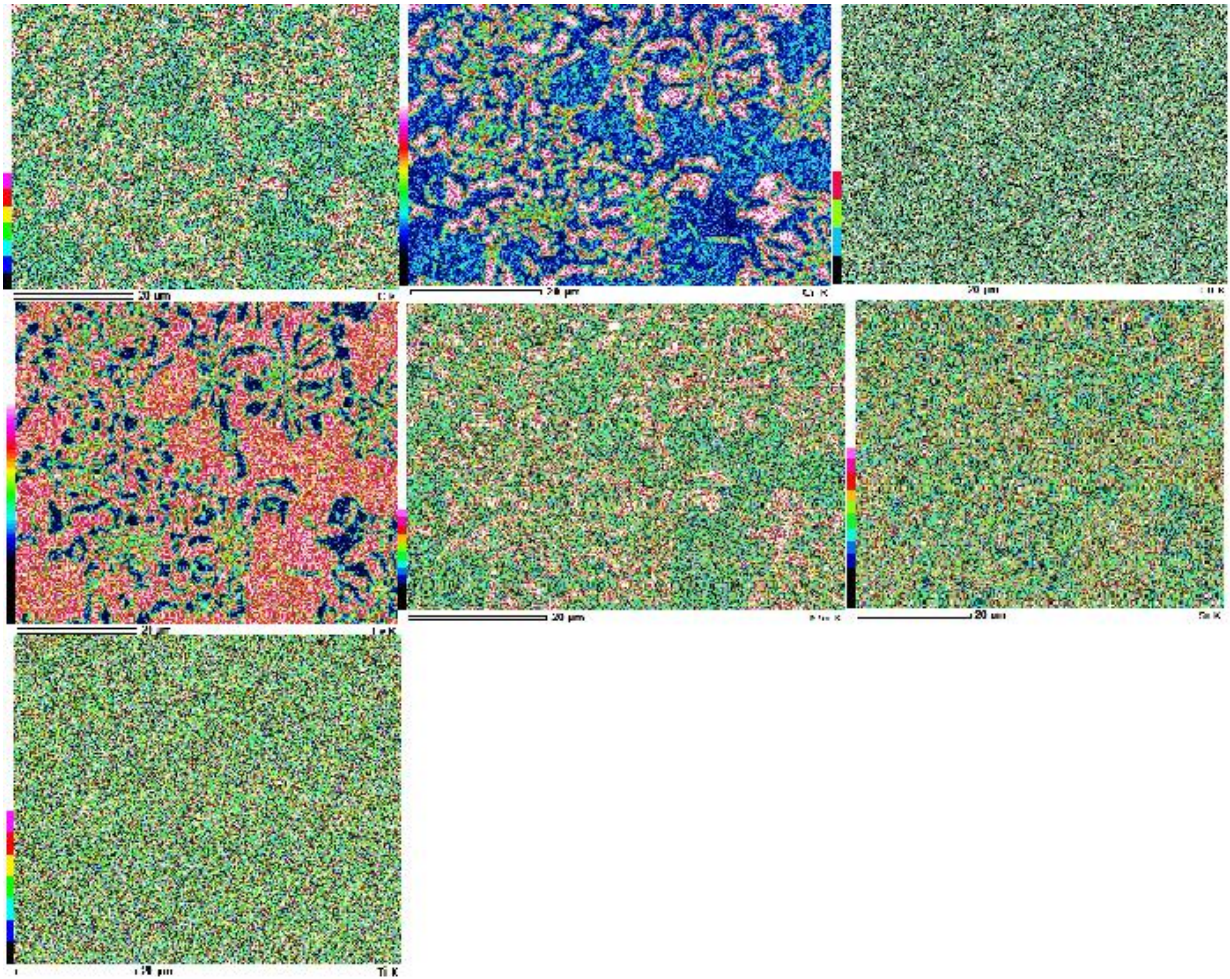


Рисунок 2.3 – Розподіл хімічних елементів у полі зору мікрошліфа

Замір твердості проводився на приладі Роквелла, згідно ГОСТ 9012-59.

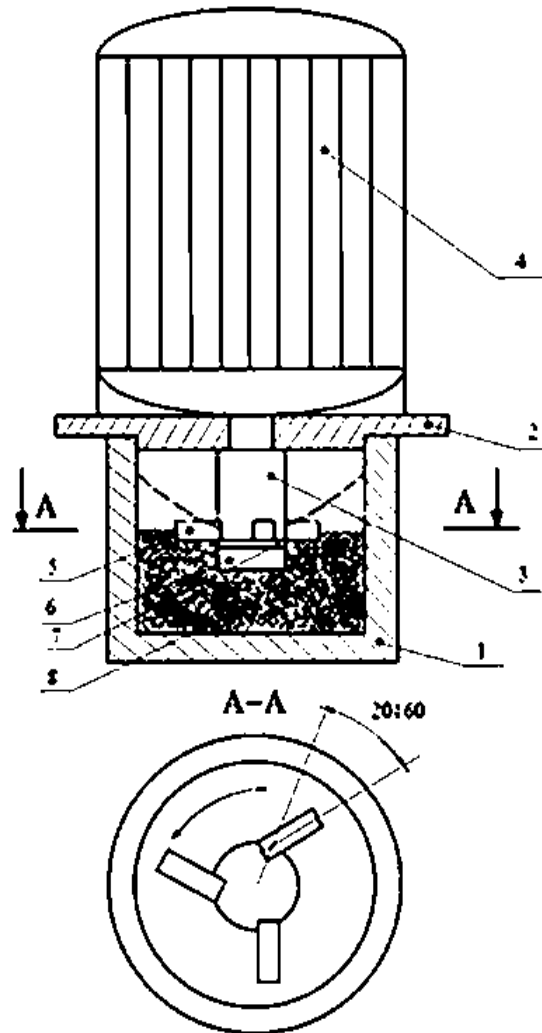
Мікротвердість поверхневого шару та серцевини визначалась по методу Вікерса на твердомері NOVOTEST TC-МКВ.

Випробування на ударно - абразивне зношування проводили на спеціальній лабораторній установці (а.с. 1820300), в якій зношування одночасно 3-х зразків проводиться їх обертанням в горизонтальній площині в середовищі литого чавунного дробу (рис. 2.4). Відносну зносостійкість визначали після 100 хвилин зношування. За еталон була прийнята відпалена сталь 45 твердістю 185 HB. Відносна зносостійкість визначалася по формулі:

$$\varepsilon = \frac{\Delta P_{et}}{\Delta P_{зраз}}$$

де $\Delta P_{\text{ет}}$ - втрата маси еталона, г;

$\Delta P_{\text{зраз}}$ - втрата маси досліджуваного зразка, г.



1 - стакан; 2 - кришка; 3 - вал; 4 - двигун; 5 - зразок; 6 - притискний диск;
7 - пази; 8 – абразив.

Рисунок 2.4 - Схема установки для випробувань на ударно-абразивне зношування

Визначення втрати маси вироблялося шляхом зважування зразків до і після випробувань за допомогою електричних ваг моделі ВЛР-200 (ТУ 25.06.1131-75) з погрішністю $\pm 0,0001$ г по ГОСТ 27674 - 88.

3 РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ І АНАЛІЗ ОТРИМАННИХ ДАНИХ

В роботі було досліджено структуру чавунів 90X23Г6C2Ф і 230X21Г7Д2 в литому стані та після термічної обробки: нормалізації при температурах 950 °С, 1050 °С і 1150 °С, після чого проводився відпуск при 250 °С для зменшення внутрішньої напруги.

Мікроструктура чавуну 90X23Г6C2Ф в литому стані – переважно аустеніт і первинні та вторинні карбіди (рис.3.1). Твердість чавуну - 29 HRC (рис. 3.2).

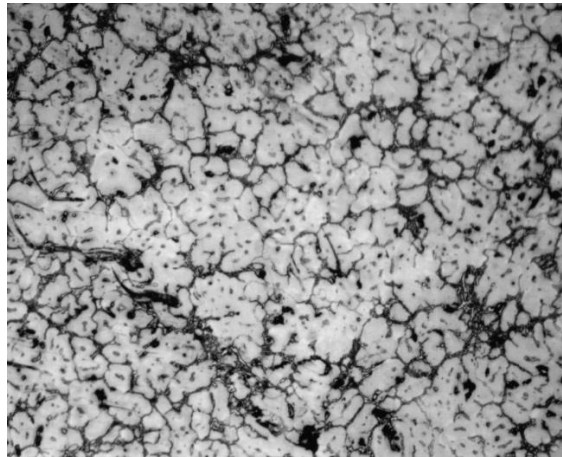
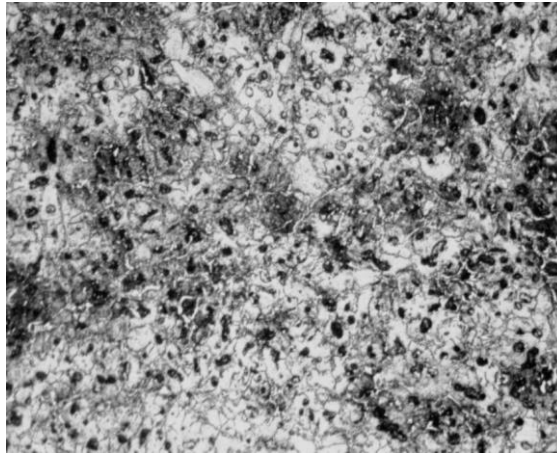


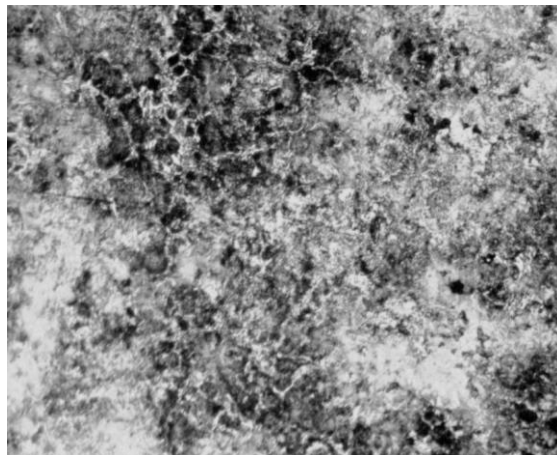
Рисунок 3.1 - Мікроструктура чавуну 90X23Г6C2Ф в литому стані, x400

Після нормалізації при 950 °С і відпуску при 250 °С структура чавуну 90X23Г6C2Ф представляє аустенітну матрицю, первинні та вторинні карбіди хрому (рис. 3.2, а). При температурі 1050 °С формується також аустенітна матриця, але концентрація як первинних, так і вторинних карбідів більш чітко видніша. У зернах первинного аустеніту виділяються високодисперсні карбіди $(Cr, Fe)_{23}C_6$, що армують аустеніт. Одночасно відбувається часткове розчинення евтектичних і первинних карбідів (рис. 3.2, б). При температурі

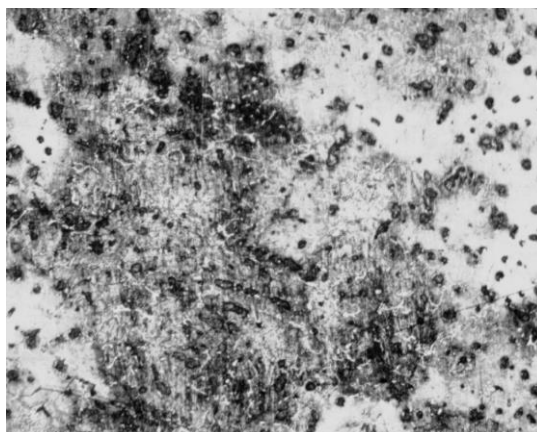
1150 °C спостерігається аустеніт, первинні і вторинні карбіди хрому (рис. 3.2, в).



а



б

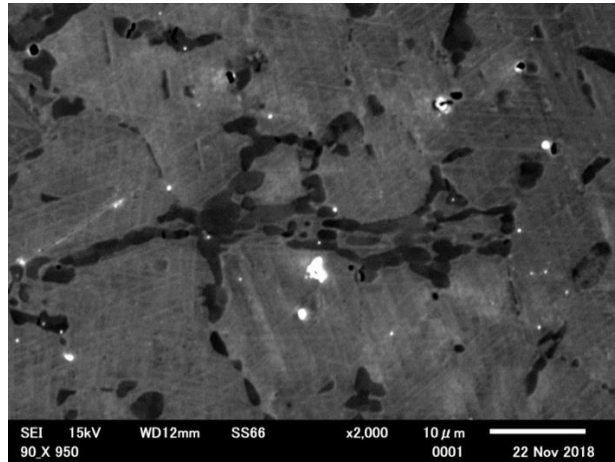


в

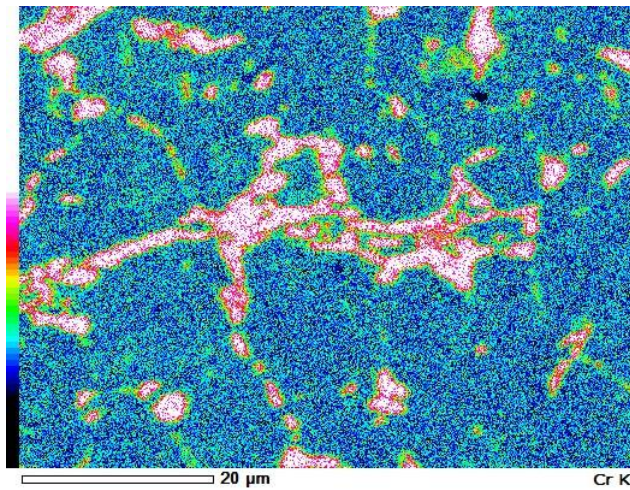
а – 950 °C; б – 1050 °C; в – 1150 °C

Рисунок 3.2 - Мікроструктура чавуну 90X23Г6C2Ф після нормалізації та низького відпуску, x400

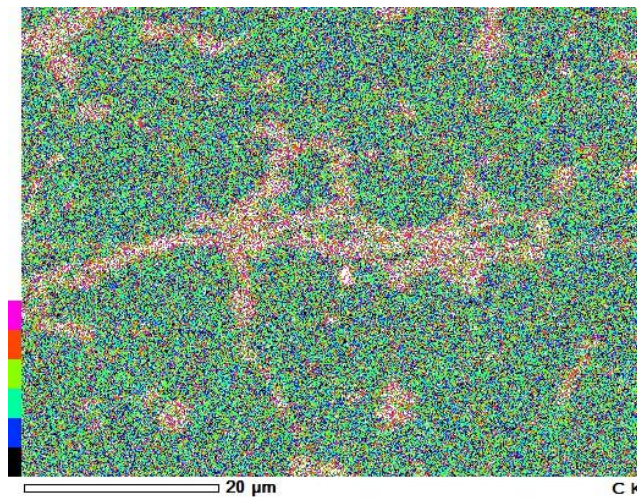
На рисунку 3.3 наведений розподіл елементів між фазово-структурними складовими в чавуні.



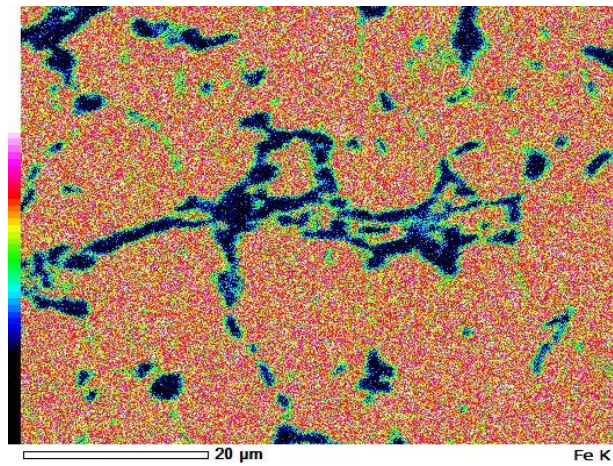
а



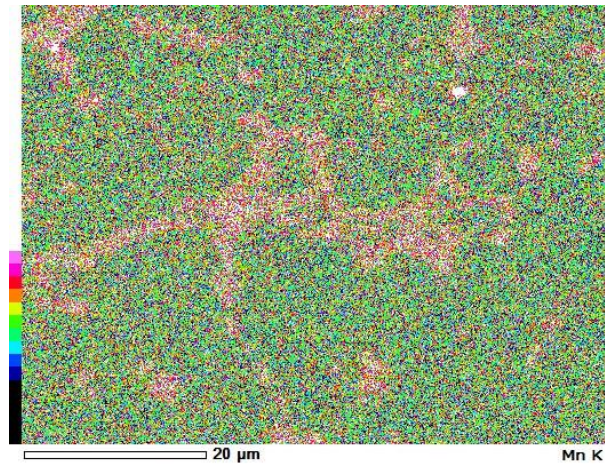
б



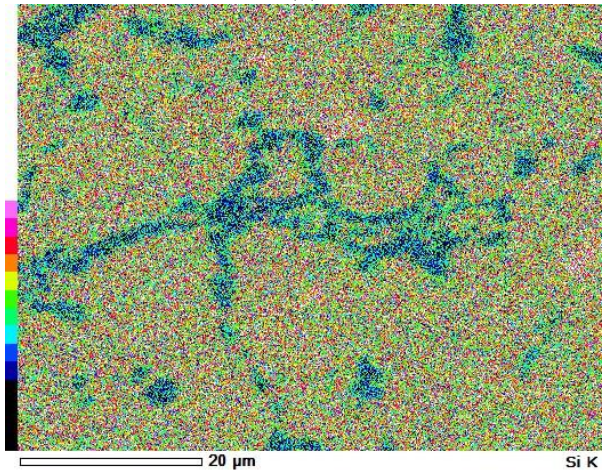
в



Г



Д



Є

а - розподіл елементів між фазово-структурними складовими;

б - вуглець; в - хром; г - залізо; д - марганець; є – кремній

Рисунок 3.3 - Мікроструктура чавуну 90X23Г6СФЛ після нормалізації при температурі 950 °С (скануючий мікроскоп "GSM JEOL 6510" з енергодисперсійним аналізатором).

Вміст заліза в місцях карбідних часток мінімальний - синього і синьо-чорного кольору (рис. 3.3, г), а марганцю, навпаки - рожевого і біло-рожевого кольору (рис. 3.3, д), значне вище, ніж в аустеніті (зеленуватого і рожево-зеленого кольору). Створюється враження, що в частках карбідних часток хрому вміст марганцю навіть вище, ніж концентрація заліза.

В протилежність розподілу Cr, C, Mn зміст кремнію в карбідних частках мінімальна - синього кольору, а в аустеніті - рожево-зеленого, більш високого рівня.

У таблиці 3.1 приведені усереднені результати енергодисперсійного (мікрорентгеноспектрального) аналізу локальних точок фазових складових - аустеніту і карбідів (за даними не менше 5 точок).

Таблиця 3.1 - Вплив температури нормалізації на хімічний склад фаз чавуну 90X23Г6С2Ф

Температура, °C	Вміст елементів, мас. %					
	Фаза	C	Si	Cr	Mn	Fe
Литий	K _{I-II}	6,56	0,03	61	5,34	26,5
	A	1,75	1,58	21	5,22	70,2
950	K _{I-II}	6,65	0,11	58,5	5,24	28,8
	A	1,9	1,62	20,2	5,76	71
1050	K _{I-II}	6,63	0,07	59	5,74	28,3
	A	2,44	1,68	19,3	5,62	70,7
1150	K _{I-II}	6,76	0,1	59	5,26	28,7
	A	1,86	1,61	19,9	5,55	70,5

Розподіл елементів в аустеніті досліджуваних чавунів неоднозначний і, в деякій мірі, простежується залежність від температури нормалізації. Вміст вуглецю в аустеніті знаходиться в межах 1,75 - 2,44 %. З підвищенням температури нормалізації з 950 до 1050 °C вміст вуглецю зростає з 1,9 % до 2,44 %, що може свідчити про розчинення карбідів в аустеніті, які впливають на метастабільність аустеніту. Вміст марганцю в аустеніті знаходиться в досить вузьких межах 5,22 - 5,76 %, хоча простежується деяка тенденція до

невеликого підвищення його концентрації із зростанням температури нормалізації. Кремній зосереджений переважно в аустеніті в межах 1,58 - 1,68 % при його вмісті в сплаві 1,1 %.

Твердість чавуну 90X23Г6C2Ф в литому стані складає HRC 29 , а після нормалізації зростає до HRC 35,5 – 37 (рис.. 3.4).

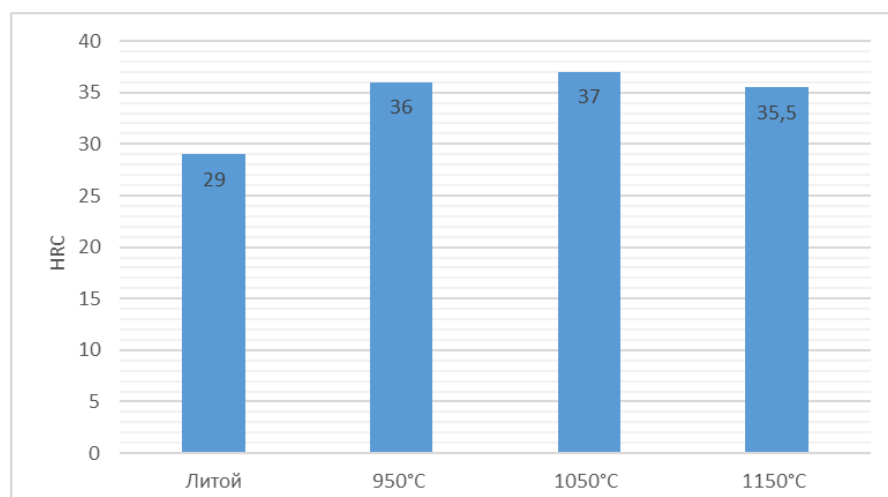


Рисунок 3.4 - Твердість чавуну 90X23Г6C2Ф в литому стані і після нормалізації при різних температурах

Мікротвердість аустенітно-карбідної суміші в структурі чавуну збільшується з 537 HV (у литому стані) до 732-783 HV (після нормалізації). Також збільшується і мікротвердість аустеніту в чавуні після нормалізації (508 – 537 HV) порівняно з литим станом (379 HV), а мікротвердість карбідної фази знаходиться на рівні 840 -903 HV. (табл. 3.1).

Мікроструктура чавуну 230X21Г7Д2 після нормалізації при 950 °C і низького відпуску при 250 °C складається з аустенітної матриці, евтектики (А + К) і первинних карбідів типу $(Cr, Fe)_7C_3$ (рис. 3.5, а). При температурі 1050 °C формується схожа структура, що отримана при нормалізації 950 °C (рис. 3.5,б). В зернах первинного аустеніту виділяються високодисперсні карбіди типу $(Cr,Fe)_{23}C_6$. Одночасно відбувається часткове розчинення евтектичних і первинних карбідів. В результаті цього збільшується насичення аустеніту

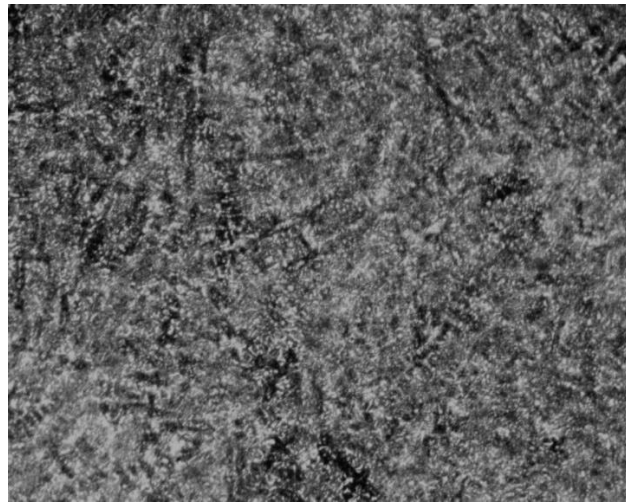
вуглецем, хромом, марганцем. Після нормалізації при 1150 °С мікроструктура чавуну має вигляд структури в литому стані (рис. 3.5, в).

Таблиця 3.2 - Мікротвердість структурних складових чавуну 90X23Г6С2Ф після термічної обробки

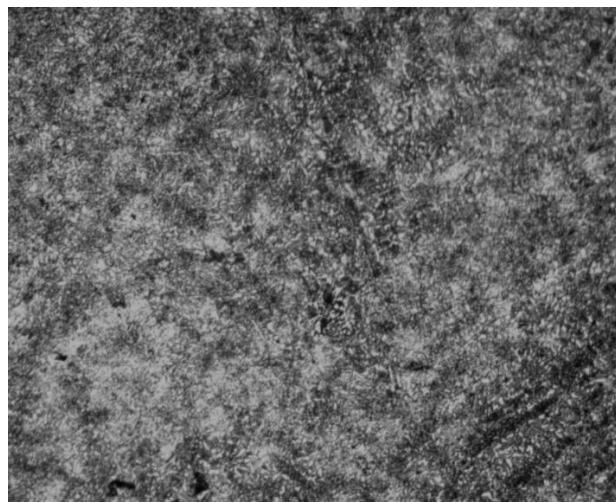
Режим термічної обробки	Мікротвердість HV, МПа		
	(Аустеніт + карбіди)	Аустеніт	Карбіди (I-II)
Литий	537	379	840
Нормалізація 950 °С + відпуск 250 °С	732	508	840
Нормалізація 1050 °С + відпуск 250 °С	783	508	903
Нормалізація 1150 °С + відпуск 250 °С	732	537	840

Енергодисперсійний аналіз мікроструктури чавуну 230X21Г7Д2 після нормалізації, виконаний на скануючому електронному мікроскопі "GSM JEOL 6510", показав, що вуглець, хром, кремній, мідь та марганець розподілені між основними фазами (аустенітом, первинними і вторинними карбідами) нерівномірно, що цілком природно. Так вуглець з більшою концентрацією (> 6 %) міститься в карбідах, ніж в аустеніті (близько до 2 %). Вміст вуглецю в великих первинних карбідах типу Cr_7C_3 склало 6,24 -- 6,53 %, що в цілому відповідає літературним даним. Одночасно у карбіді міститься 2,7-3,14 % Mn і 29-39 % Fe, що свідчить про заміщення частини атомів хрому атомами Fe і Mn. Вміст кремнію (0,03-0,07%) і міді (0,08-0,2 %) в складі карбідів мінімально.

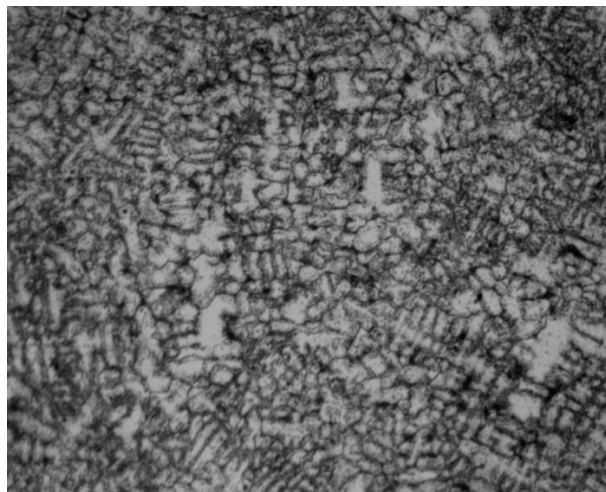
Енергодисперсійний аналіз мікроструктури за допомогою скануючого електронного мікроскопа "GSM JEOL 6510" дозволив встановити характер розподілу вуглецю і легуючих елементів в структурі чавуну 230X21Г7Д2 по лінії сканування електронного променя показує (рис. 3.6, 3.7, 3.8).



а



б



в

а – 950 °С; б – 1050 °С; в – 1150 °С

Рисунок 3.5 - Мікроструктура чавуну 230Х21Г7Д2 після нормалізації,
х400

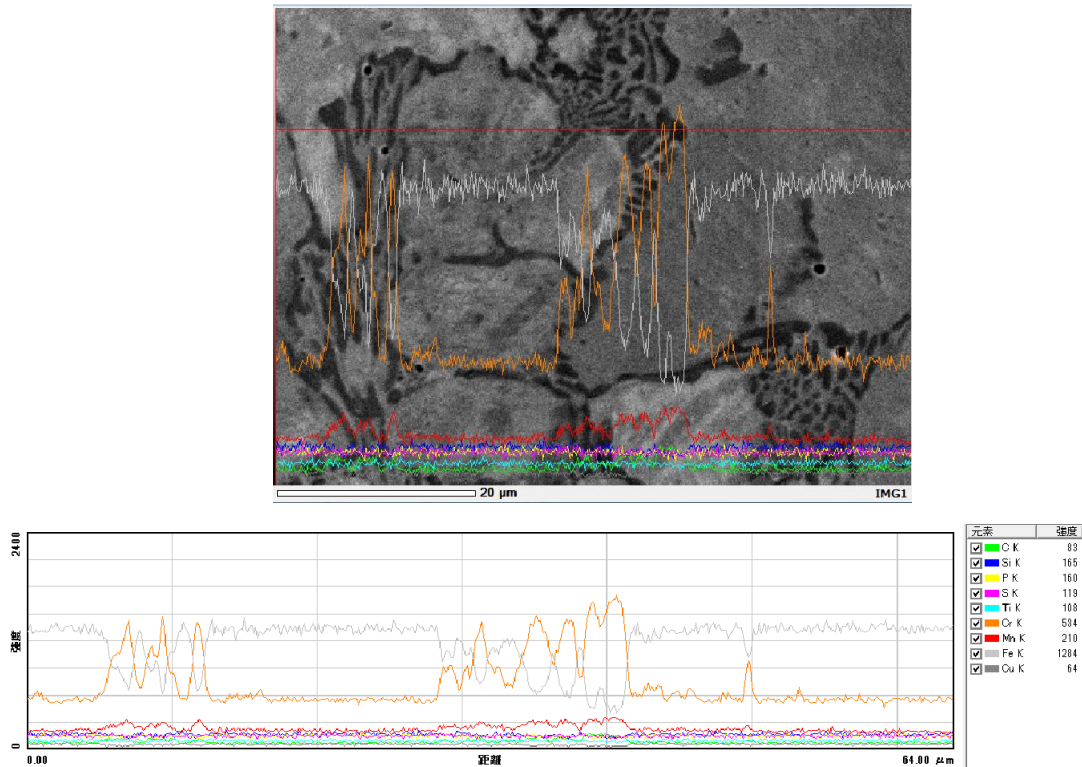


Рисунок 3.6 - Розподіл хімічних елементів по лінії сканування в мікроструктурі чавуну 230X21Г7Д2 після нормалізації при температурі 1150 °C

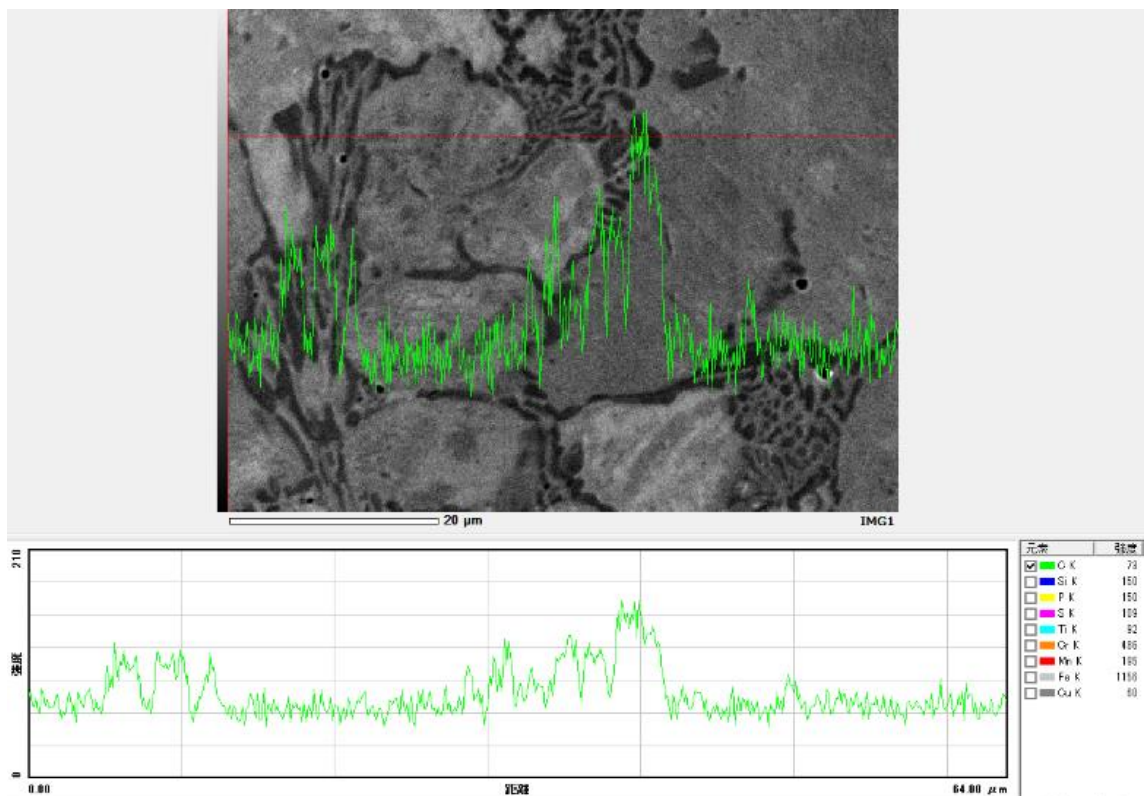


Рисунок 3.7 - Розподіл вуглецю по лінії сканування в мікроструктурі чавуну 230X21Г7Д2 після нормалізації 1150 °C

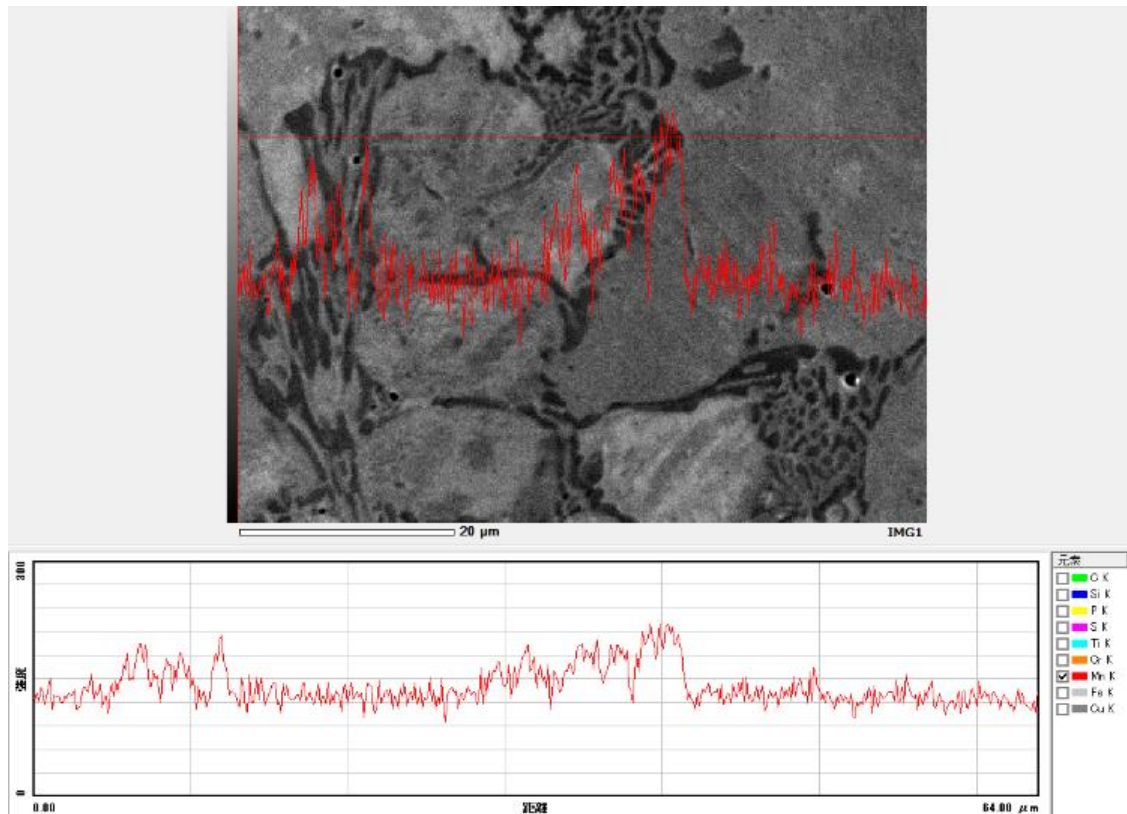


Рисунок 3.8 - Розподіл марганцю по лінії сканування в мікроструктурі чавуну 230X21Г7Д2 після нормалізації при температурі 1150 °С

Зміну твердості чавуну 230X21Г7Д2 після усіх температур нормалізації показана на (рис. 3.9). Після нормалізації 950 °С і низької відпуску при 250 °С із-за великого вмісту карбідів хрому, твердість має найбільше значення HRC63. Нормалізація при 1050 °С зменшує твердість чавуну до HRC56,5. Це пояснюється розкладанням первинного аустеніту і освітою з нього аустенітно-карбідній суміші. Твердість після нормалізації при 1150 °С і відпуску 250 °С найменша - HRC37,5. Найбільша твердість після нормалізації при 950 °С пояснюється тим, що відбувається розкладання первинного аустеніту, ефективніше виділяються карбіди, це обідняє аустеніт і робить повнішим його перетворення на мартенсит гарту. На користь цього затвердження свідчить те що цей зразок дуже добре притягується магнітом.

Заміри мікротвердості, також показують, що найбільш тверда мікроструктура (суміш А + К + продукти розпаду) виходить після нормалізації при 950 °С і складає 657 HV зі збільшенням температури нормалізації від 1050 °С до 1150 °С, мікротвердість зменшується в інтервалі 612 - 409 HV. У литому стані мікротвердість складає 586 HV.

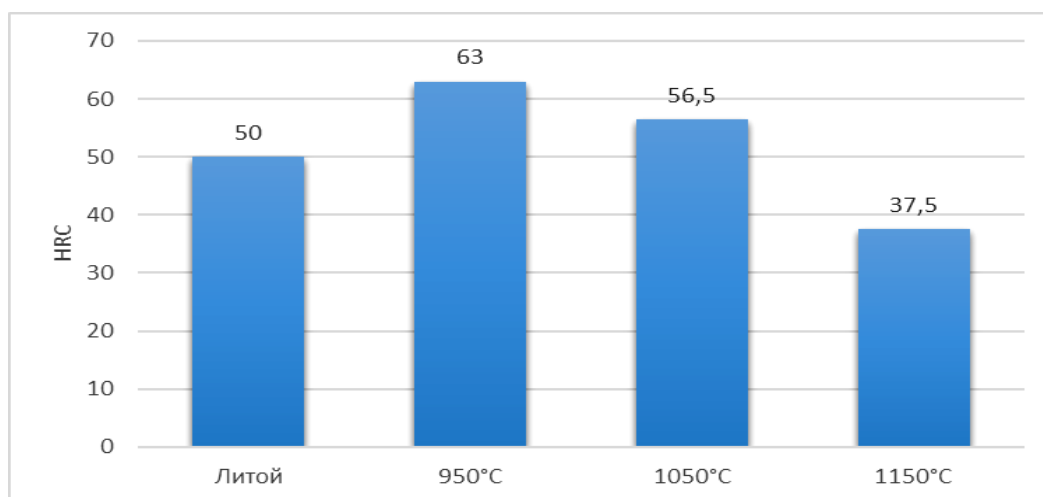


Рисунок 3.9 - Твердість чавуну 230X21Г7Д2 в литому стані і після нормалізації при різних температурах

В цілях комплексного вивчення властивостей розробленого чавуну були проведені випробування на зносостійкість, в умовах ударно-абразивного зношування в середовищі литого чавунного дробу фракції 1,5-3,0 мм.

Температура нормалізації неоднозначно впливає на зносостійкість досліджуваних чавунів. Відносна ударно-абразивна зносостійкість чавуну 90X23Г6С2Ф підвищується від $\epsilon_{y.a} = 2,56$ в литому стані до $\epsilon_{y.a} = 5,29$ після нормалізації при 950 °С (рис. 3.10). Зі збільшенням температури при нормалізації від 950 °С до 1150 °С відносна зносостійкість зменшується з $\epsilon_{y.a} = 5,29$ до $\epsilon_{y.a} = 3,42$, хоча твердість при цьому мало змінюється, а мікротвердість при цьому дещо підвищується (табл. 3.2). Найбільша зносостійкість може бути пояснена оптимальною мікроструктурою

метастабільного аустеніту, зміцненого високодисперсними вторинними карбідами $(Cr, Fe)_{23}C_6$, і розвитком $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ по оптимальній кінетиці. Зниження зносостійкості із зростанням температури нормалізації можна пояснити підвищенням стабільності аустеніту у зв'язку з розчиненням карбідів в аустеніті та, відповідно, насиченням його вуглецем і хромом. Тому вклад $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ у формування зносостійкості зменшуватиметься.

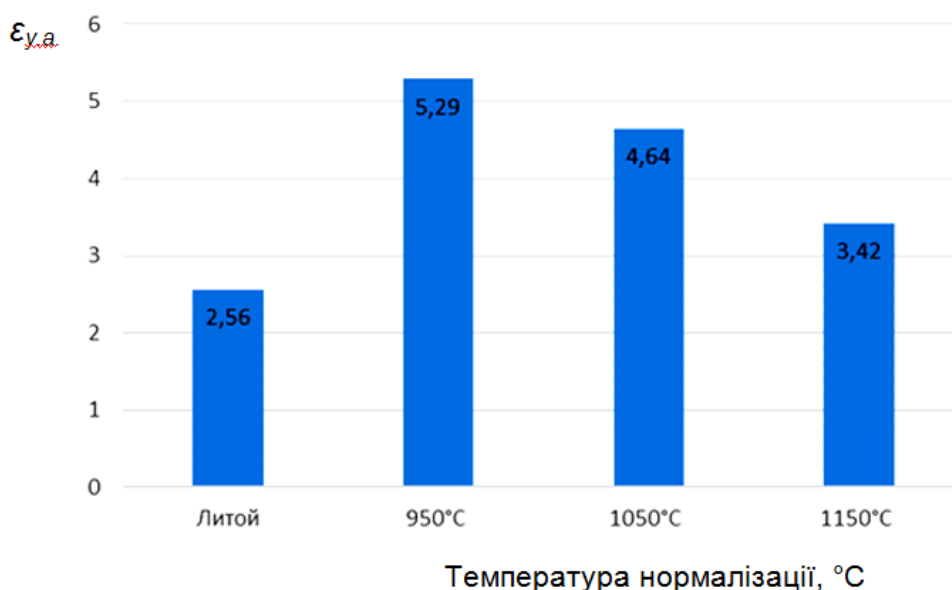


Рисунок 3.10 - Відносна ударно-абразивна зносостійкість чавуну 90X23Г6С2Ф після нормалізації при різних температурах

Відносна ударно-абразивна зносостійкість чавуну 230X21Г7Д2 підвищується від $\epsilon_{y.a} = 9,68$ (в литому стані) до $\epsilon_{y.a} = 14,24$ після нормалізації при 1050 °C (рис. 3.11). Це можна пояснити з одного боку, формуванням твердіших спеціальних карбідів хрому $Cr_{23}C_6$, а з іншого боку - збільшенням вмісту метастабільного аустеніту в металевій основі, який потім, в процесі ударно - абразивної дії в поверхневому шарі зазнає деформаційні фазові перетворення (ДМПЗ та динамічне деформаційне старіння), що пов'язані з утворенням твердих фаз і викликають ефект само отвердіння безпосередньо в процесі випробувань на зношування (а також в реальних умовах ударно-абразивного впливу експлуатаційного середовища при експлуатації). Ця

температура нормалізації (1050 °C) є оптимальною для чавуна 230X21Г7Д2 з точки зору підвищення ударно-абразивної зносостійкості.

Слід підкреслити, що у більшості випадків не спостерігається прямої залежності між зносостійкістю і твердістю чавунів з метастабільною аустенітною структурою [9]. Це обумовлено значним вкладом $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ в підвищенні зносостійкості чавунів з метастабільною структурою.

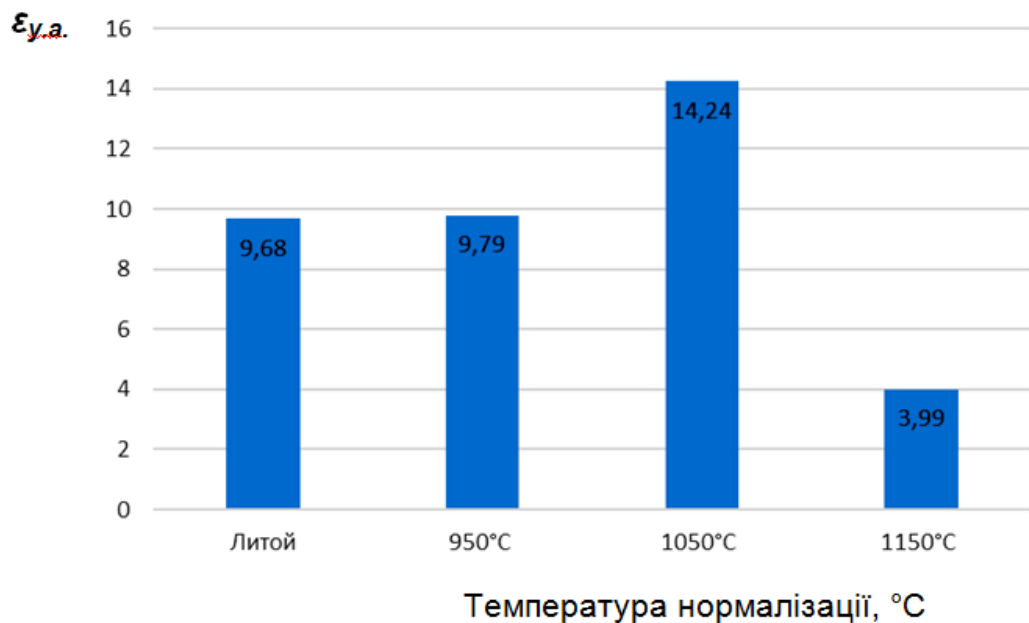


Рисунок 3.11 - Відносна ударно-абразивна зносостійкість чавуну 230X21Г7Д2 в литому стані та після нормалізації

Деформаційні фазові перетворення (ДМПЗ та динамічне деформаційне старіння), що протікають під ударно-абразивною дією дробу, в поверхневому шарі викликають ефекти самотвердіння, як результат – суттєвого підвищення зносостійкості чавунів.

ВИСНОВКИ

1. В роботі вирішено важливу проблему щодо впливу складу та параметрів нормалізації на структуру та властивості економно легованих зносостійких Fe-Cr-Mn-C чугунів з метастабільним аустенітом.

2. Після оцінки параметрів нормалізації (гартування) дослідженого зносостійкого сплаву 90X23Г6С2Ф та чавуну 230X21Г7Д2, показано, що можливе регулювання в його мікроструктурі вмісту вуглецю та легуючих елементів, ступеню метастабільності аустеніту разом з регулюванням вмісту твердих фаз - мартенситу та карбідів.

3. Істотні зміни мікроструктури під впливом температури нормалізації визначають формування механічних властивостей. Залежно від температури нормалізації твердість змінюється по кривій з максимумом. Максимальні значення твердості відповідають температурі нормалізації 1050 °С для сплаву 90X23Г6С2Ф та температурі нормалізації 950 °С для чавуну 230X21Г7Д2.

4. Найбільша відносна зносостійкість чавуну 230X21Г7Д2 в умовах ударно-абразивного зношування ($\epsilon_{y.a}=14,24$) досягається після нормалізації при температурі 1050 °С, а сплаву 90X23Г6С2Ф ($\epsilon_{y.a}=5,29$) – при температурі 950 °С. При цьому зносостійкість чавуну 230X21Г7Д2 значно вище в порівнянні зі сплавом 90X23Г6С2Ф в зв'язку з більшим вмістом вуглецю та формуванням більшої кількості карбідних фаз.

5. Підвищення зносостійкості досліджених чавунів після оптимальних температур нормалізації обумовлене формуванням оптимальних мікроструктури, фазового складу ($A + K_I + K_{II}$) з реалізацією $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ в тонкому поверхневому шарі.

6. Електронно-мікроскопічними дослідженнями встановлено неоднозначний - диференційований розподіл вуглецю між основними фазами (аустеніт, карбіди), який змінюється також під впливом температури нормалізації. Встановлено, що до складу спеціальних карбідів, окрім хрому

входять залізо (29,39 % Fe) і марганець (2,7 - 3,14 % Mn), тому їх склад представляється як $(\text{Cr, Fe, Mn})_7\text{C}_3$ $(\text{Cr, Fe, Mn})_{23}\text{C}_6$.

7. Із зростанням температури нормалізації з 950 до 1150 °С - збільшується вміст марганцю (до 3,21 %) та міді (1,75 %), що є чинниками підвищення міри стабільності аустеніту.

8 Дослідження показали конкурентноздатність нових зносостійких чавунів 90X23Г6С2Ф і 230X21Г7Д2 за показниками твердості та зносостійкості з відомими, які містять дефіцитні легувальні елементи. Показана перспективність освоєння їх виробництва і застосування в промисловості.

ПЕРЕЛІК ВИКОРИСТАННИХ ДЖЕРЕЛ

1. Сильман Г. И. Чугуны. Рекомендации по выбору вида и марки чугуна для литых деталей машин и оборудования: Учебное пособие / Г. И. Сильман. – Брянск: Изд-во Брянской государственной инженерно-технологической академии, 1999. – 60 с.
2. Чейлях А.П. Износостойкий чугун: Пат. № 2030478 Россия. МКИ С22С 37/00 /А.П. Чейлях, И.М. Олейник, Е.Ф. Минка, В.В. Перепелицын (Украина, Россия).- № 5006565/02; заявлено 16.07.91; опубл. 10.03.95, Бюл. № 7. - 4 с.
3. Чейлях А.П. Износостойкий чугун: Пат. № 2040576 Россия. МКИ С22С 37/06 / А.П. Чейлях, И.М. Олейник (Украина).- № 5015042/02; заявлено 02.12.91; опубл. 27.07.95; Бюл. № 21.-5 с.
4. Чейлях А.П. Износостойкий чугун: Пат. № 2011693 Россия. МКИ С22С 37/10 / А.П. Чейлях, И.М. Олейник (Украина).- № 5026527/02; заявлено 10.02.92; опубл. 30.04.94; Бюл. № 8.- 5 с.
5. Чейлях О.П. Зносостійкий чавун: пат.64843(Україна), МКИ С22С 37/06, 37/10 / О.П. Чейлях, Я.О. Чейлях, В.В. Кліманчук, П.М. Кирильченко, Є.І. Фомицький, Ю.А. Бодров .- заявл.19.11.2001, опубл. 15.03.2004, Бюл. №3., 5 с.
6. Жуков А.А. Износостойкие отливки из комплексно-легированных белых чугунов / А.А. Жуков, Г.И. Сильман, М.С. Фрольцов. - М. : Машиностроение, 1984. – 104 с.
7. Бычков Ю.Б. Особенности износа деталей шламовых насосов и повышение их характеристик / Ю.Б. Бычков, Ю.С. Шаповалов, В.П. Моисеев // Изв.ВУЗов. Чер.металлургия. - 1991.- № 2. - С. 108 - 114.
8. Васильев Э.Я. Влияние алюминия на механические свойства хромо-марганцевых чугунов / Э.Я. Васильев, Л.М. Снаговский, Ю.Н. Сапунов // Изв.ВУЗов. Чер.металлургия.- 1989. - № 11.- С.152 - 153.

9. Чейлях А.П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии / А.П.Чейлях. – Мариуполь : ПГТУ, 2009. – 483 с.
10. Гудремон Э. Специальные стали. Т. 1: Пер с нем. / Э.Гудремон. // М.: Металлургия, 1979. - 175 с.
11. Jackson R.S.//J. of the Iron and Steel Institute, 1970, № 208, P. 163-167.
12. Бунин К.П. Основы металлографии чугуна / К.П. Бунин, Я.Н. Малиночка, Ю.Н. Таран. - М.: Металлургия, 1969. – 416 с.
13. Бобро Ю.Г. Легированные чугуны / Ю.Г. Бобро. - М.: Металлургия, 1976. - 287 с.
14. HenkeF. 0 Giesserei-Praxis, 1973.– № 3.–P. 52.
15. Katavic I. - 46 International Foundry Congress. Madrid, 1979, P. 361-369.
16. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства / И. И. Цыпин. - М. : Металлургия, 1983. – 144 с.
17. Таран Ю.Н. Структура эвтектик в сплавах Fe-C-V / Ю.Н.Таран // Изв. Вузов. Черная металлургия. –1966. – № 6. – С. 145.
18. Сильман Г.И. Литейные свойства сплавов. / Г.И. Сильман, А.А. Жуков, Л.З. Эпштейн. - Киев : ИПЛ АН УССР, 1972. – 204 с.