

УДК 669.017.03

В.З.Куцова, А.М.Нестеренко, М.А.Ковзель, А.В.Гребенева

РОЗПОДІЛ ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ МІЖ ФАЗАМИ ТА СТРУКТУРНИМИ СКЛАДОВИМИ В ВИСОКОХРОМИСТОМУ ЧАВУНІ ПІСЛЯ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ*Національна металургійна академія України,
Інститут чорної металургії НАН України*

Метою даних досліджень є порівняння литого та підданого термічній обробці за різними режимами білого високохромистого чавуну 28X32H3Ф. Вивчено структуру, фазовий склад, твердість і розподіл легуючих елементів між фазами і структурними складовими. Встановлено, що литий чавун характеризується суттєвою структурною неоднорідністю, а наявність високохромистих карбідів забезпечує високу твердість досліджуваних зразків чавуну. Запропоновано режим термічної обробки з ізотермічною витримкою тривалістю не більше 3 годин, що забезпечить високий рівень механічних і експлуатаційних властивостей чавуну.

білий високохромистий чавун, легуючі елементи, структура, термічна обробка, ізотермічна витримка

Стан питання і аналіз публікацій. Збільшення терміну придатності деталей машин, що швидко зношуються, є важливою проблемою сучасного машинобудування. Малий термін придатності деталей знижує економічну ефективність багатьох машин та промислового обладнання і призводить до безворотніх втрат металу. Вирішення цих задач безпосередньо пов'язано з підвищенням властивостей конструкційних матеріалів, зокрема, білих чавунів. Білі високохромисті чавуни (із вмістом хрому 12– 35% мас.) застосовуються для виготовлення деталей, що працюють в умовах інтенсивного ударно– абразивного зношування. Причиною виходу вказаних деталей з ладу є втомне руйнування поверхневих шарів в результаті багаторазової ударної мікропластичної деформації [1]. Термічне зміцнення виливок є одним з найбільш дієвих методів підвищення їх властивостей. Відомо, що властивості чавунних відливок можуть бути поліпшені за рахунок термічної обробки на бейніт в твердому стані [2].

Структурування в чавунах в твердому стані визначається кристалохімічною природою компонентів і фаз, типом і ступенем завершеності фазових перетворень на стадії кристалізації, оскільки лита структура не може бути виправлена послідовною термічною обробкою і має суттєвий вплив на кинетику і закономірність структурування при твердофазних переходах. Слід відзначити, що закономірність формування структури і кінетика бейнітного перетворення в чавунах, особливо високохромистих, вивчені недостатньо, що є суттєвим тормозом в розробці і впровадженні в виробництво режимів термічного зміцнення, які

включають ізотермічне гартування на бейніт. Також в сучасній літературі мало інформації про вплив температури аустенітизації на структуру та фазовий склад білих високохромистих чавунів.

Метою роботи є вивчення впливу різних режимів термічної обробки на структуру, фазовий склад, твердість і розподіл легуючих елементів між фазами і структурними складовими білих високохромистих чавунів.

Матеріал та методика дослідження. Дослідження проводили на зразках промислового чавуну 28X32H3Ф, що були вирізані з литих оправок для холодної прокатки труб. Хімічний склад досліджуваного чавуну наведено в табл.1.

Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваного чавуну

Вміст елементів, % по масі									
C	Cr	Ni	V	Mn	Si	Cu	S	P	Fe
2,7–3,0	30,0–35,0	2,5–3,0	0,2–0,3	0,3–0,6	не більше 1,2%	не більше 0,4%	не більше 0,045 %	не більше 0,045 %	56,0

Мікроструктуру зразків виявляли в реактиві Гросбека з подальшим тепловим травленням. Дослідження мікроструктури здійснювали за допомогою оптичного мікроскопу «Neophot– 21». Мікротвердість фаз і структурних складових визначали за допомогою мікротвердоміру ПМТ– 3 за стандартною методикою. Фазовий склад чавуну вивчали рентгеноструктурним аналізом за допомогою дифрактометру ДРОН–3М в FeK_{α} – випромінюванні.

Розподіл легуючих елементів між фазами і структурними складовими чавунів в литому і термообробленому стані вивчали за допомогою електронного мікроскопа JSM– 840 з системою мікроаналізу «Link–860/500» (фірма «Link Analytical» , Англія). Дослідження проводили в режимі вторинних електронів (SEI) і зворотньорозсіяних (BEI). Струм пучка становив $I = 10\text{--}7\text{...}10\text{--}9$ А. Напруга $U = 20$ кВ. Час аналізу становив $t = 100$ сек. Діаметр пучка становив $1\text{...}1,5$ мкм. Аналіз проводили за допомогою програми ZAF4/FLS. Як еталони були обрані чисті зразки по кожному дослідженому елементу (чистота становила 99,99%). Використовували стандартні еталони фірми « Link Analytical» .

Термічну обробку досліджуваного чавуну проводили шляхом аустенітизації при температурі 950 і 1050⁰С впродовж 60 хвилин і ізотермічних витримок в проміжному інтервалі температур у відповідності з режимами, розробленими раніше для високохромистих чавунів [3, 4].

Результати дослідження. На рис.1 наведено мікроструктури досліджуваного чавуну після різних режимів термічної обробки. Матриця

високохромистого чавуну після термічної обробки складається з α - фази фериту з різним ступенем недосконалості кристалічної ґратки ($\beta_{0,5}$), залишкового аустеніту та карбидів Cr_7C_3 і Fe_3C . В порівнянні з литим станом в структурі після термічної обробки спостерігається укрупнення вторинних надлишкових карбідів, залишковий аустеніт розпадається на ферит, карбід хрому Cr_7C_3 і цементит Fe_3C [5]. Найбільшою дисперсністю характеризується структура чавуну після термічної обробки при $T_{\text{ауст}}=1050^\circ\text{C}$ і $\tau_{\text{ауст}}=1$ год, $T_{\text{ізот}}=350^\circ\text{C}$ ($\tau_{\text{ізот}}=3$ год) (рис.1 в).

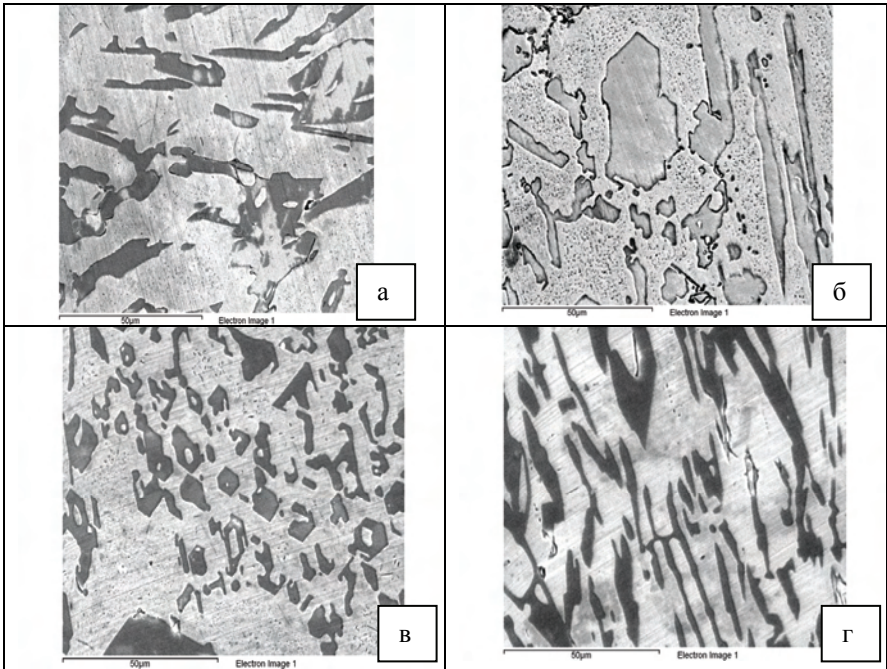


Рис.1. Мікроструктури досліджуваних зразків високохромистого чавуну із вмістом хрому 30%, термооброблених за різними режимами, $\times 1000$:

- а – $T_{\text{ауст}}=950^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1$ год, $T_{\text{ізот}}=350^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3$ год;
- б – $T_{\text{ауст}}=950^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1$ год, $T_{\text{ізот}}=350^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=5$ год;
- в – $T_{\text{ауст}}=1050^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1$ год, $T_{\text{ізот}}=350^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3$ год;
- г – $T_{\text{ауст}}=1050^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1$ год, $T_{\text{ізот}}=350^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=5$ год.

На рис.2–6 та в табл.2–6 наведено дані щодо розподілу легуючих елементів між фазами та структурними складовими у високохромистому чавуні з вмістом хрому 30–35%, в литому стані та після різних режимів термічної обробки.

Аналіз отриманих даних по розподілу легуючих елементів між фазами та структурними складовими в литому стані (рис.2, табл.2) свідчить про суттєву структурну неоднорідність у високохромистому чавуні

28X32Н3Ф. Визначено вміст Cr та інших легуючих елементів в карбіді Cr_7C_3 , який утворюється у чавуні 28X32Н3Ф. Карбід Cr_7C_3 в досліджуваному чавуні містить 73,20% Cr, а матриця – 19,60% Cr та 74,77% Fe, всі інші легуючі елементи присутні в малих кількостях.

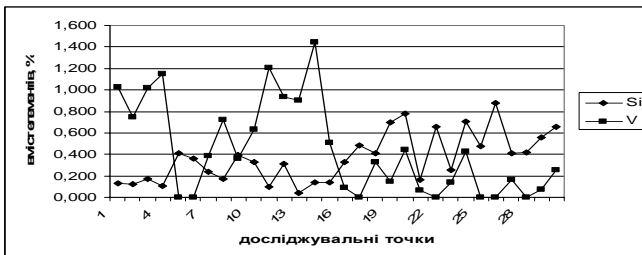
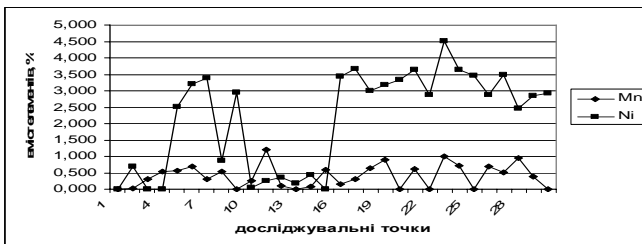
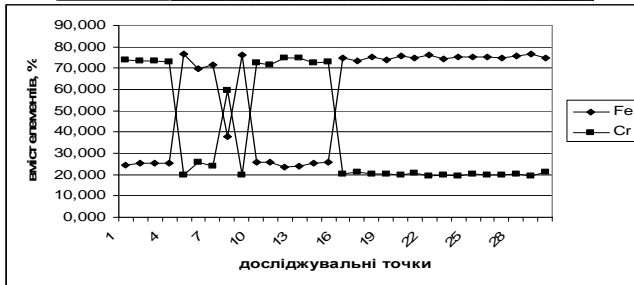
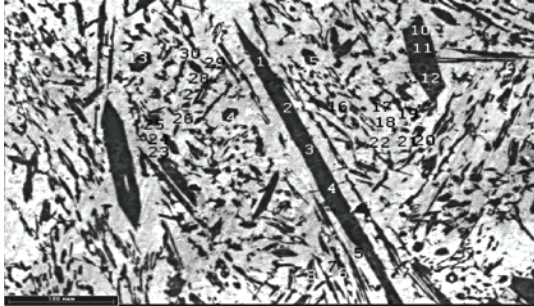


Рис.2. Розподіл легуючих елементів між фазами та структурними складовими у високохромистому чавуні 28X32Н3Ф в литому стані.

Ізотермічна обробка високохромистого чавуну у бейнітній області при температурі 350°C ($\tau_{\text{ізот}}=3$ г.) і аустенізації при температурі 950°C ($\tau_{\text{ауст}}=1$ г.) (рис.3, табл.3) призводить до того, що хром розподіляється в матриці нерівномірно. Ступінь ліквації хрому в матриці (ΔC) складає 2,38%. Матриця високохромистого чавуну містить 74,69% Fe і 19,98% Cr. У великій кількості хром присутній в евтектичному карбіді $\approx 71,5\%$ і 26,60% Fe. Ступінь ліквації хрому (ΔC) у карбіді складає 1,39%. Ванадій дифундує з матриці в евтектичний карбід. Спостерігається нерівномірний розподіл ванадію по перетину евтектичного карбїду, внаслідок чого ступінь ліквації (ΔC) ванадію складає 2,9%.

Марганець перерозподіляється між матрицею і карбідом. В невеликих кількостях Si розчиняється в евтектичному карбіді (0,18%), в матриці Si розчиняється дещо більше (1,25%). В порівнянні з литим станом легованість матриці та евтектичного карбїду після ізотермічної обробки ($T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1$ г., $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3$ г) зростає, ступінь ліквації Cr, Ni, V, Si та Fe у матриці зростає, а Mn – зменшується. В цілому нерівномірність розподілу легуючих елементів в матриці зростає. В той же час, ступінь ліквації всіх легуючих елементів, за винятком Ni, по перетину евтектичного карбїду зменшується, ступінь недосконалості α -фази ($\beta_{0,5}$) практично не змінюється, а $\beta_{0,5}$ γ - фази зростає, кількість залишкового аустеніту зменшується. В цілому ці зміни в структурі та перерозподіл легуючих елементів призводять до підвищення твердості з 49 HRC в литому стані до 54 HRC після ізотермічного гартування.

Збільшення часу ізотермічної витримки до 5 годин (рис.4, табл.4) призводить до того, що хром розподіляється в об'ємі зразка нерівномірно, спостерігається збагачення ним карбїду (72,52%), в матриці його кількість складає 19,75%. Ступінь ліквації хрому (ΔC) підвищується з 2,38% до 2,95% зі збільшенням часу витримки, в той час, як в карбіді вона знижується з 1,39% до 1,21%. В евтектичному карбіді кремній розчиняється в малих кількостях. Нікель знаходиться в матриці в кількості 3,24%. В евтектичному карбіді нікель розчиняється в невеликих кількостях (0,13%). Марганець розподіляється майже рівномірно між матрицею та карбідом. Ванадій в матриці розподіляється нерівномірно. Ступінь ліквації ванадію в матриці (ΔC) зі збільшенням часу витримки знижується з 1,76% до 1,44. Спостерігається нерівномірний розподіл ванадію по перетину евтектичного карбїду, внаслідок чого ступінь ліквації (ΔC) ванадію збільшується з 2,9% до 3,31%. Збільшення ізотермічної витримки до 5 г призводить до зменшення легованості матриці і евтектичного карбїду та перерозподілу легуючих елементів в матриці та по перетину евтектичного карбїду, кількість залишкового аустеніту зростає, а ступінь недосконалості кристалічної ґратки α - та γ -фази зменшується незначно. В цілому ці зміни практично не призводять до зміни твердості чавуну.

Таблиця 2. Розподіл легуючих елементів між фазами та структурними складовими у високохромистому чавуні в литому стані

Легуючі елементи	Вміст легуючих елементів у структурних складових, %		Ступінь ліквідації легуючих елементів у матриці (ΔС)	Ступінь ліквідації легуючих елементів по перетину карбиду (ΔС)	Кількість залишкового аустеніту в матриці, γ%	Ступінь недосконалості α – фази, β _{0,5}	Ступінь недосконалості γ – фази, β _{0,5}	Твердість, HRC
	Матриця	Карбід Cr ₇ C ₃						
Cr	19,60	73,20	1,25	1,03				
Ni	2,94	0,20	1,33	1,57				
V	0,23	0,96	1,1	1,42				
Mn	0,43	0,31	3,28	1,81	52	0,43	0,33	49
Si	0,40	0,16	3,00	1,21				
Fe	74,77	25,04	1,05	1,07				
Σ легуючих	23,60	26,67						

Таблиця 3. Розподіл легуючих елементів між фазами та структурними складовими у високохромистому чавуні з вмістом хрому 30–35% після термічної обробки за режимом: $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{г}$., $T_{\text{зод}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{зод}}=3\text{г}$

Легуючі елементи	Вміст легуючих елементів у структурних складових, %		Ступінь ліквідації легуючих елементів у матриці (ΔС)	Ступінь ліквідації легуючих елементів по перетину карбиду (ΔС)	Кількість залишкового аустеніту в матриці, γ%	Ступінь недосконалості α – фази, β _{0,5}	Ступінь недосконалості γ – фази, β _{0,5}	Твердість, HRC
	Матриця	Карбід Cr ₇ C ₃						
Cr	19,98	71,47	2,38	1,39				
Ni	3,38	0,24	3,17	–				
V	0,17	0,89	1,76	2,9				
Mn	0,53	0,62	1,69	1,91	20	0,45	0,13	54
Si	1,25	0,18	3,72	1,95				
Fe	74,69	26,60	1,38	1,95				
Σ легуючих	25,37	28,53						

Таблиця 4. Розподіл легуючих елементів між фазами і структурними складовими у високохромистому чавуні з вмістом хрому 30–35% після термічної обробки за режимом: $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{г.}$, $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=5\text{г}$

Легуючі елементи	Вміст легуючих елементів у структурних складових, %		Ступінь ліквідації легуючих елементів у матриці (ΔС)	Ступінь ліквідації легуючих елементів по перетину карбиду (ΔС)	Кількість залишкового аустеніту в матриці, γ %	Ступінь недосконалості α – фази, β _{0,5}	Ступінь недосконалості γ – фази, β _{0,5}	Твердість, HRC
	Матриця	Карбід Cr ₇ C ₃						
Cr	19,75	72,52	2,95	1,21				
Ni	3,24	0,13	4,01	–				
V	0,13	0,89	1,44	3,31				
Mn	0,53	0,63	1,95	1,53	25	0,48	0,16	53
Si	1,39	0,09	3,75	1,29				
Fe	74,87	25,74	1,46	1,16				
Σ легуючих	25,13	27,50						

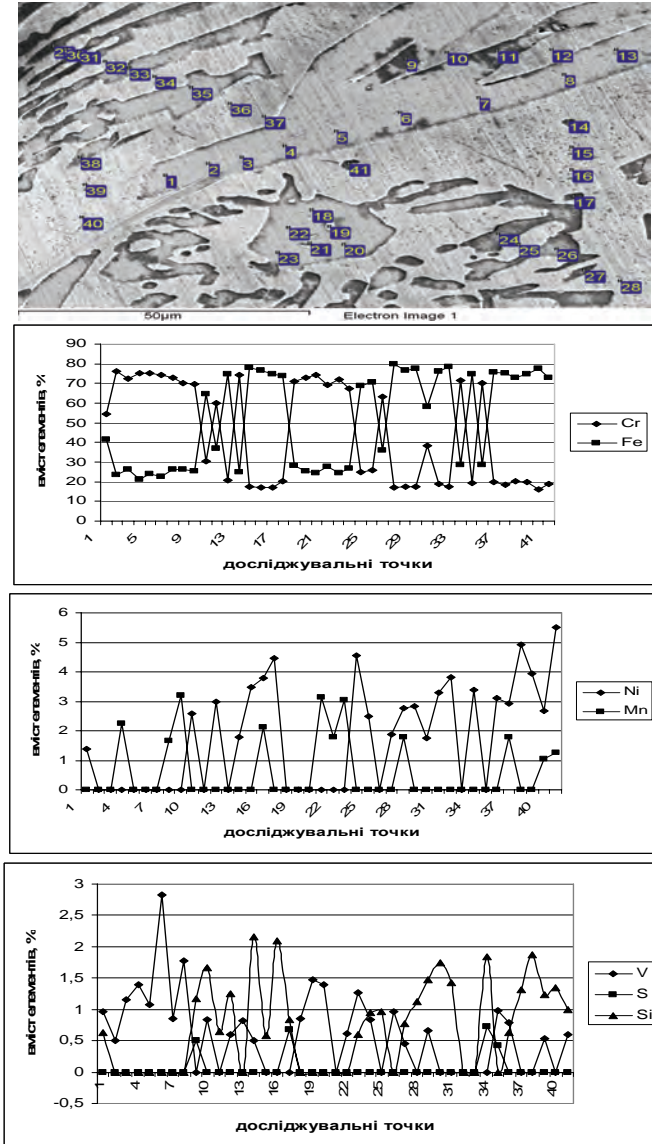


Рис.3. Розподіл легуючих елементів між фазами та структурними складовими у високохромистому чавуні з вмістом хрому 30–35% після термічної обробки за режимом: $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{г.}$, $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3\text{г.}$

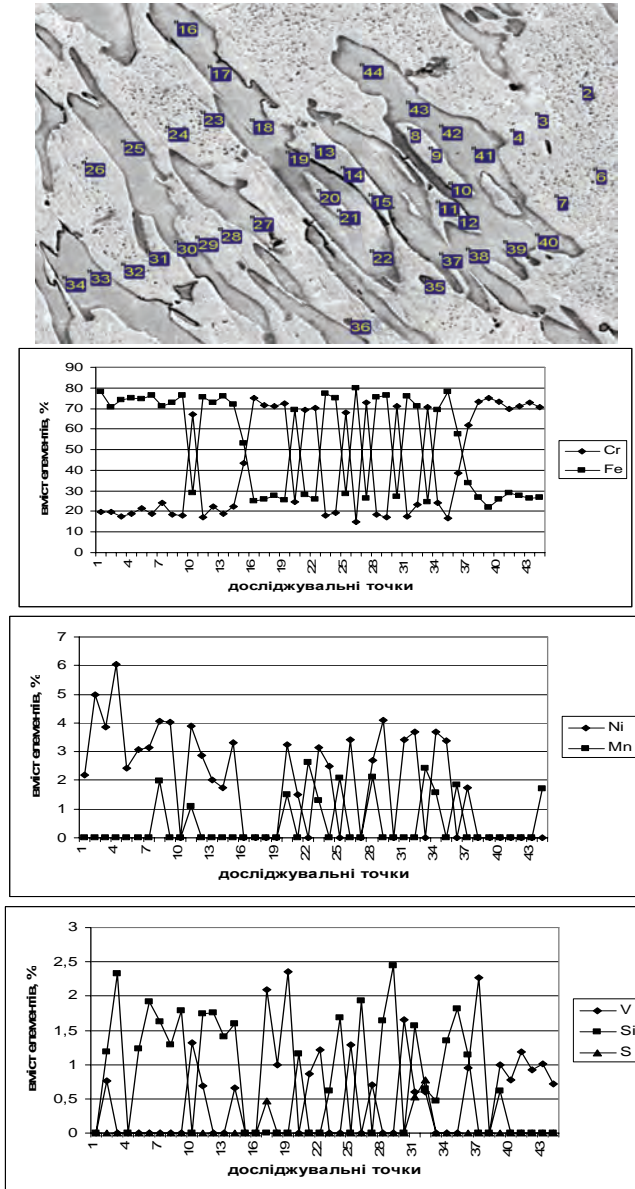


Рис.4. Розподіл легуючих елементів між фазами і структурними складовими у високохромистому чавуні з вмістом хрому 30 – 35% після термічної обробки за режимом: $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{г.}$, $T_{\text{ізоТ}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізоТ}}=5\text{г.}$

Аустенізація при температурі 1050⁰С та ізотермічна витримка в бейнітній області температур (при температурі 350⁰С, $\tau_{\text{ізот}}=3$ г.) (рис.5, табл.5) призводить до збагачення матриці нікелем (3,7%) і перерозподілу його в матриці. Це в свою чергу призводить до підвищення ступеню недосконалості залишкового аустеніту ($\beta_{0,5} = 0,27$). В евтектичному карбіді нікель розчиняється в невеликих кількостях. Ванадій також в невеликих кількостях розчиняється в евтектичному карбіді ($\approx 0,7\%$), в матриці він практично не розчиняється. Марганець зафіксований в незначній кількості в матриці. В результаті перерозподілу відбувається збагачення марганцем евтектичного карбїду до 1%. Кремній максимально розчиняється в карбїді (порівняно з іншими режимами термічної обробки), ступінь ліквації кремнію (ΔC) складає 3%. Хром розподіляється в продуктах розпаду аустеніту нерівномірно, спостерігається збагачення матриці до 20,72%, зниження вмісту хрому (до 67%) та зменшення ступеню ліквації в евтектичному карбїді. Підвищення температури аустенізації до 1050⁰С та ізотермічна витримка при температурі 350⁰С, 3 г призводить до збільшення кількості легуючих елементів, розчинених в матриці та евтектичному карбїді, зменшення ступеня ліквації Cr, V та збільшення ліквації Mn, Si, Fe в евтектичному карбїді. Кількість залишкового аустеніту зростає в 2 рази, ступінь недосконалості, кристалічної ґратки α - та γ - фази значно (у 1,5– 2 рази) збільшується, що в свою чергу забезпечує підвищення твердості чавуну (HRC=55).

Збільшення ізотермічної витримки до п'яти годин при температурі аустенізації 1050⁰С (рис.6 табл.6) призводить до збагачення матриці хромом до 73,39%, в евтектичному карбїді хром присутній в кількості $\approx 67\%$. При такому режимі термічної обробки нікель зафіксовано в матриці в кількості 3,4%. Ступінь ліквації нікелю (ΔC) підвищується із збільшенням часу ізотермічної витримки від 2,77% до 3,51%. Ванадій практично не розчиняється в матриці, в евтектичному карбїді присутній в невеликих кількостях. Марганець зафіксований в евтектичному карбїді, його кількість становить 1,15%. Збільшення ізотермічної витримки до 5 г практично не змінює легованість матриці та евтектичного карбїду, сприяє перерозподілу легуючих елементів в матриці та по перетину карбїду (FeCr)₇C₃, зменшенню кількості залишкового аустеніту, та ступеня недосконалості α - та γ - фази і, як результат, зменшенню твердості до 53 HRC.

Залежність твердості високохромистого чавуну з вмістом хрому 30 – 35% після ізотермічної обробки від легованості матриці, кількості залишкового аустеніту, ступеню недосконалості α – фази, легованості евтектичного карбїду Cr₇C₃, а також від тривалості ізотермічної витримки при термічній обробці наведено на рис.7–9.

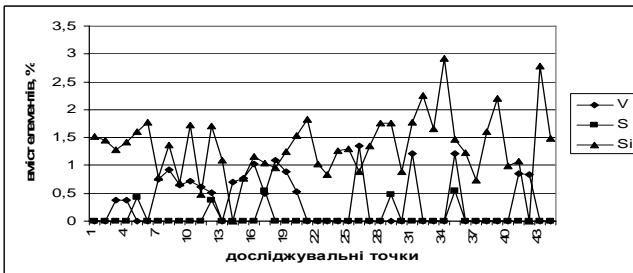
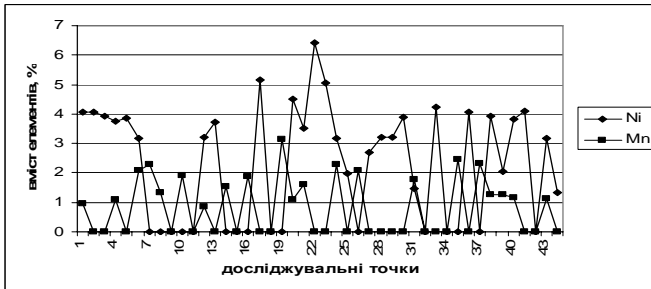
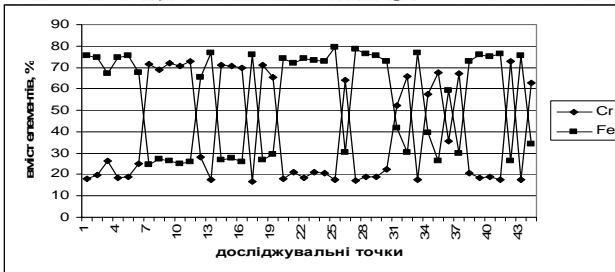
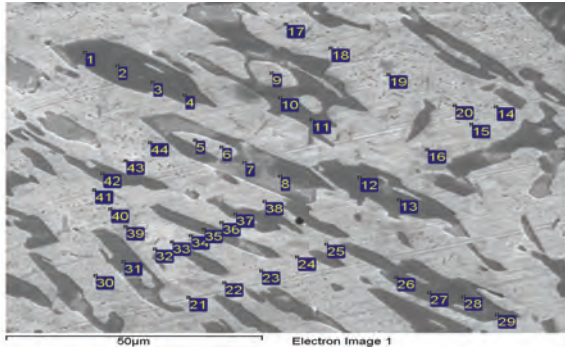


Рис.5. Розподіл легуючих елементів між фазами та структурними складовими у високохромистому чавуні з вмістом хрому 30–35% після термічної обробки за режимом: $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{г.}$, $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3\text{г.}$

Таблиця 5. Розподіл легуючих елементів між фазами і структурними складовими у високохромистому чавуні з вмістом хрому 30 – 35% після термічної обробки за режимом: $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{г.}$, $T_{\text{звот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{звот}}=3\text{г}$

Легуючі елементи	Вміст легуючих елементів у структурних складових, %		Ступінь ліквідації легуючих елементів у матриці (ΔС)	Ступінь ліквідації легуючих елементів по перетину карбиду (ΔС)	Кількість залишкового аустеніту в матриці, γ%	Ступінь недосконалості α – фази, β _{0,5}	Ступінь недосконалості γ – фази, β _{0,5}	Твердість, HRC
	Матриця	Карбід Cr ₇ C ₃						
Cr	20,72	67,06	2,83	1,35	40	0,76	0,27	55
Ni	3,70	0,20	2,77	1,89				
V	0,09	0,70	1,33	1,68				
Mn	0,56	1,00	1,79	2,40				
Si	1,49	1,2	2,72	3,00				
Fe	73,38	29,81	1,51	3,00				
Σ легуючих	26,62	32,94						

Таблиця 6. Розподіл легуючих елементів між фазами і структурними складовими у високохромистому чавуні з вмістом хрому 30 – 35% після термічної обробки за режимом: $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{г.}$, $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=5\text{г}$

Легуючі елементи	Вміст легуючих елементів у структурних складових, %		Ступінь ліквідації легуючих елементів у матриці (ΔС)	Ступінь ліквідації легуючих елементів по перетину карбиду (ΔС)	Кількість залишкового аустеніту в матриці, γ%	Ступінь недосконалості α – фази, β _{0,5}	Ступінь недосконалості γ – фази, β _{0,5}	Твердість, HRC
	Матриця	Карбід Cr ₇ C ₃						
Cr	21,05	66,97	2,04	1,47				
Ni	3,40	0,40	3,51	1,46				
V	0,08	0,68	–	1,52				
Mn	0,49	1,15	2,46	2,10				
Si	1,52	1,00	2,92	2,72				
Fe	73,39	29,81	1,32	2,14	30	0,64	0,23	53
Σ легуючих	26,61	33,03						

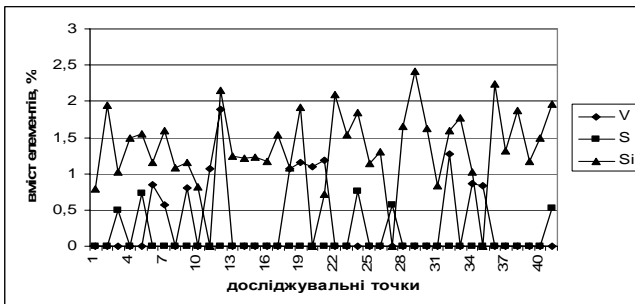
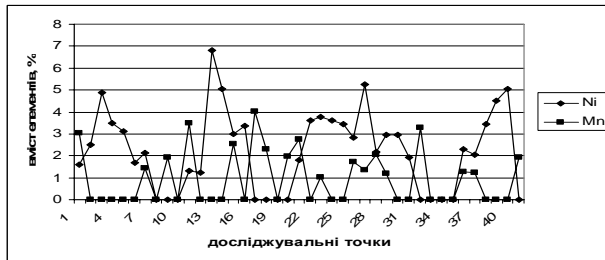
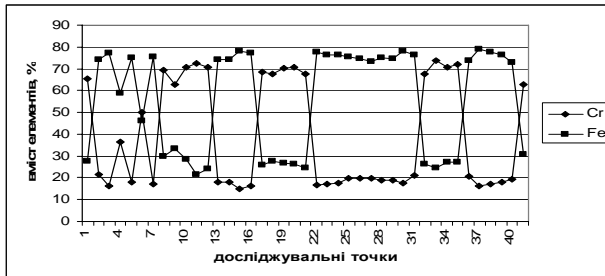
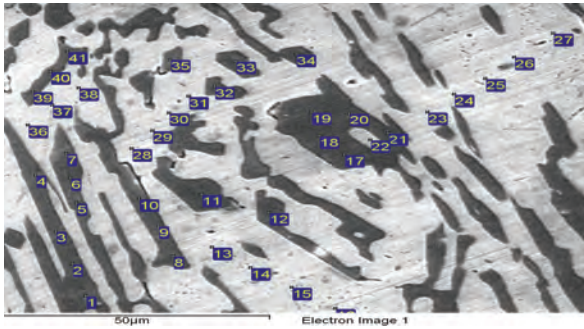


Рис.6. Розподіл легуючих елементів між фазами та структурними складовими у високохромистому чавуні з вмістом хрому 30–35% після термічної обробки за режимом: $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{г.}$, $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=5\text{г.}$

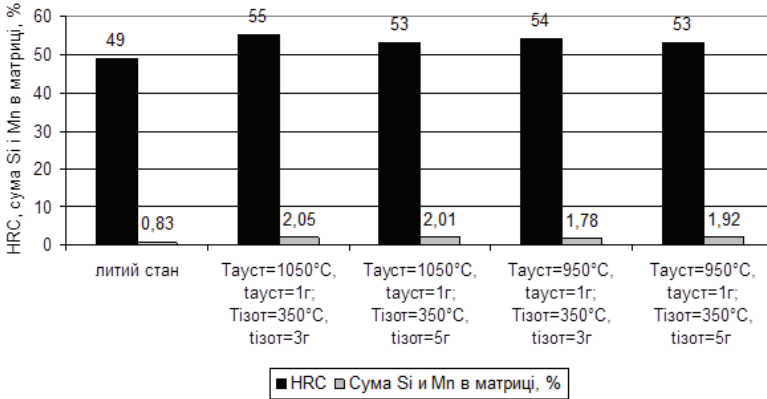


Рис.7. Твердість, сумарний вміст кремнію і марганцю в матриці залежно від режимів термообробки чавуну з вмістом хрому 30–35%.

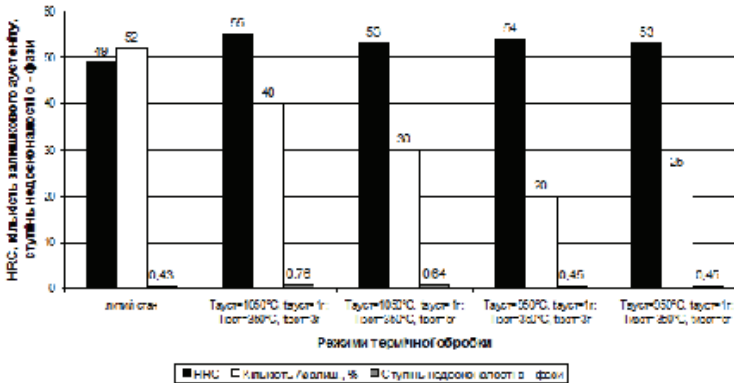


Рис.8. Твердість, кількість залишкового аустеніту, ступінь недосконалості α – фази залежно від режимів термічної обробки чавуну з вмістом хрому 30–35%.

Аналіз рис.7–9 дозволяє зробити висновок, що рівень твердості чавуну з вмістом хрому 30–35% після різних режимів ізотермічної обробки визначається як кількістю легуючих елементів в матриці, особливо, кремнію і марганцю, кількістю залишкового аустеніту, ступенем недосконалості кристалічної ґратки α – фази, так і легованістю хромом евтектичного карбиду.

Твердість чавуну з вмістом хрому 30 – 35% після термічної обробки на бейніт по відповідним режимам зростає із зростанням сумарного вмісту кремнію і марганцю в матриці (рис. 7). Імовірно, кремній і марганець розчиняються в α – фазі бейніту, вміст нікелю при цьому

закономірно знижується. Відомо, що кремній і марганець є основними легуючими елементами що зміцнюють α - фазу. Зі зростанням кількості залишкового аустеніту і закономірної зміни ступеня легованості матриці твердість досліджуваного ізотермічно загартованого чавуну зростає (рис. 8, 9). Значний вклад в підвищення твердості вносить ступінь недосконалості кристалічної ґратки бейнітної α - фази ($\beta_{0,5}$). Тобто наявність бейнітної складової в структурі матриці чавуну в значній мірі визначає підвищену твердість і зносостійкість матеріалу.

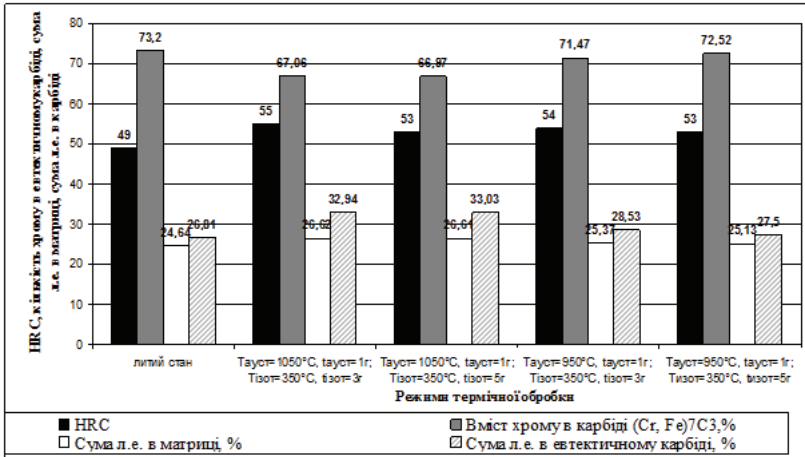


Рис.9. Твердість, вміст хрому в евтектичному карбіді (Cr, Fe)₇C₃, сума легуючих елементів в матриці та сума легуючих елементів в евтектичному карбіді залежно від режимів термообробки чавуну з вмістом хрому 30–35%.

Отже, рівень твердості і зносостійкості високохромистих чавунів визначається не лише кількістю і морфологією евтектичного карбіді (Cr, Fe)₇C₃, але і в значній мірі структурно- фазовим складом, легованістю матриці та кількістю залишкового аустеніту.

Таким чином, отримані дані по розподілу легуючих елементів між фазами та структурними складовими свідчать про те, що для здобуття максимальної твердості і зносостійкості виробів з чавуну з вмістом хрому 30– 35% у промислових умовах рекомендується термічна обробка: аустенітизація при температурі 1050⁰C з ізотермічною витримкою в проміжній області температур (350⁰C). Тривалість ізотермічної витримки залежить від складу чавуну і ліквідаційної картини, що формується у литому стані.

На підставі отриманих даних запропонований режим термічної обробки доцільно проводити з ізотермічною витримкою тривалістю не більше 3 годин, що у свою чергу забезпечить високий рівень механічних і експлуатаційних властивостей даного матеріалу.

Висновки

В роботі досліджено структуру, фазовий склад, твердість та розподіл легуючих елементів між фазами і структурними складовими високохромистого чавуну 28X32H3Ф в литому стані та після різних режимів термічної обробки, що включає ізотермічне гартування в проміжній області температур. Показано, що:

1. Литий чавун характеризується суттєвою структурною неоднорідністю, а наявність високохромистих карбідів забезпечує високу твердість досліджуваних зразків чавуна;

2. Аустенітизація при температурі 950⁰С і ізотермічна витримка в проміжній області при температурі 350⁰С призводить до збільшення легованості матриці та евтектичного карбіду. Сума легуючих елементів розчинених в матриці і евтектичному карбіді забезпечує підвищену мікротвердість, твердість і, відповідно, зносостійкість;

3. Збільшення температури аустенітизації до 1050⁰С і ізотермічна витримка при 350⁰С, 3 г призводить до перерозподілу легуючих елементів: спостерігається підвищення легованості як матриці, так і евтектичного карбіду; ступінь недосконалості кристалічної ґратки бейнітної α - фази та кількість залишкового аустеніту становить ($A_{\text{зал}}=40\%$) при цьому режимі термообробки досягає максимального значення ($\beta_{0,5\alpha}=0,76$), що забезпечує максимальну твердість (55 HRC);

4. Збільшення ізотермічної витримки до 5 г призводить до відпуску бейнітної α - фази, завдяки чому зменшується ступінь недосконалості бейнітної α - фази, і відповідно, твердість чавуну;

5. Отримані в роботі дані по розподілу легуючих елементів між фазами та структурними складовими свідчать про те, що для забезпечення максимальної твердості і зносостійкості виробів з чавуну з вмістом хрому 30–35% в промислових умовах рекомендується термічна обробка, яка включає аустенітизацію при температурі 1050⁰С та ізотермічну витримку в проміжній області температур (350⁰С);

6. Запропонований режим термічної обробки доцільно проводити з ізотермічною витримкою тривалістю не більше 3 годин, що у свою чергу забезпечить високий рівень механічних і експлуатаційних властивостей даного матеріалу.

1. *Термостойкость высокохромистых чугунов* / О.С.Комаров, В.М.Садовский, Н.И.Урбанович, Г.Ф.Лившиц // МИТОМ. – 2002. – №1. – С.29– 32.
2. *Бейнитное превращение в чугунах: структура, кинетика, свойства* / Ю.Н. Таран, В.З. Куцова, А.Ю. Куцов, М.А. Ковзель // Строительство, материаловедение, машиностроение. – 2004. – Вып.26. – С.38–61.
3. *Патент* 59272 А, Україна, МКВ С21D 5/04. Спосіб термічної обробки високолегованого чавуну / В.З. Куцова, А.Ю. Куцов, М.А. Ковзель, Г.В. Мамченко. – 20021210426. Заявлено 23.12.2002. Опубл. 15.08.2003. // Бюл. №8. – 1 с.

4. Патент 69795 А, Україна, МКВ С21D 1/78. Спосіб термічної обробки відливків / В.З. Куцова, А.Ю. Куцов, М.А. Ковзель, Г.В. Мамченко. – 20031211118. Заявлено 08.12.2003. Опубл. 15.09.2004. // Бюл. №9. – 2 с.
5. Куцова В.З., Ковзель М.А., Гребенева А.В. Влияние термической обработки на структуру и фазовый состав в высокохромистых чугунах / МиТОМ. – 2009. – №1. – С.5–13.

*Статья рекомендована к печати
докт.техн.наук, проф.. Г.В.Левченко*

В.З.Куцова, А.М.Нестеренко, М.А.Ковзель, А.В.Гребенева

Распределение легирующих элементов между фазами и структурными составляющими в высокохромистом чугуне после термической обработки

Целью исследований является сравнительный анализ литого и подвергнутого термической обработке по различным режимам белого высокохромистого чугуна 28Х32Н3Ф. Изучены структура, фазовый состав, твердость и распределение легирующих элементов между фазами и структурными составляющими в белом высокохромистом чугуне. Установлено, что литой чугун характеризуется существенной структурной неоднородностью, а наличие высокохромистых карбидов обеспечивает высокую твердость исследованных образцов чугуна. Предложен режим термической обработки с изотермической выдержкой не более 3 часов, что обеспечит высокий уровень механических и эксплуатационных свойств чугуна.