

В.З.Куцова, М.А.Ковзель, Н.Е.Погребна, А.В.Гребеньова,
І.П.Федорова*

ВПЛИВ ІЗОТЕРМІЧНОГО ГАРТУВАННЯ НА ВЛАСТИВОСТІ БІЛОГО ВИСОКОХРОМИСТОГО ЧАВУНУ 28Х32Н3Ф

*Національна металургійна академія України
Інститут чорної металургії НАН України

Метою роботи є вивчення та дослідження впливу ізотермічного гартування на структуру, фазовий склад та властивості білого високохромистого чавуну 28Х32Н3Ф. Показано, що литий чавун при температурі випробувань 950⁰С характеризується підвищеними значеннями ударної в'язкості при задовільних значеннях міцності. В порівнянні з литим станом твердість термообробленого чавуну збільшується \approx на 100 одиниць, а межа міцності \approx на 300 одиниць при збереженні високих показників ударної в'язкості.

білий високохромистий чавун, ізотермічне гартування, структура, ударна в'язкість,

Стан питання і аналіз публікацій. Деталі з білих чавунів призначені для роботи в умовах абразивного та ударно-абразивного зносу, і тому головна вимога до них – висока зносостійкість. Процеси руйнування поверхневого шару на робочій поверхні деталі з білого чавуну, що визначає її знос, суттєво відрізняються від процесів руйнування, які викликані граничними напруженнями в об'ємі деталі в цілому [1].

Як відомо, механічна обробка і випробування зразків з білого чавуну, особливо мартенситного, утруднені і тому існує порівняно мало даних про міцність таких чавунів на розрив. Структура білих чавунів з високим вмістом хрому складається з розрізнених тригональних карбідів (Cr,Fe)₇C₃. Тому чавуни такого типу мають значно більшу в'язкість, ніж низьколеговані білі чавуни з карбідами (Fe,Cr)₃C, які утворюють безперервну карбідну фазу [2]. Окрім характеристик евтектики, велике значення має кількість карбідної фази. Збільшення кількості первинного аустеніту в зносостійких чавунах незалежно від типу карбідів веде до підвищення міцносних властивостей. Зміна складу в бік евтектичного зменшує кількість первинного аустеніту і збільшує долю евтектичної складової. Якщо при цьому тип карбідів не змінюється, то морфологія фаз, що кристалізуються зберігається, а механічні властивості монотонно знижуються у зв'язку зі збільшенням в структурі кількості крихкої фази карбідів. Важливішу роль грають розміри структурних складових. При зменшенні розмірів евтектичних колоній та надлишкових фаз суттєво підвищуються міцносні характеристики чавунів [1].

В багатьох роботах [3,4] відмічається, що підвищення вмісту вуглецю при постійній концентрації хрому викликає погіршення механічних влас-

тивостей, яке Ю.Г.Бобро [5,6,7] пов'язує зі збільшенням кількості карбідної фази в чавуні. А.Кінцел і Р.Френкс вважають, що для досягнення найкращих механічних властивостей високохромистих (14–25% Cr) чавунів слід дотримуватись їх евтектичного складу [8]. В роботі [3] рекомендується використовувати високохромисті чавуни (26% Cr) з вмістом вуглецю не вище 2,6%, а чавун з 12% Cr з вмістом вуглецю 3,5–3,7%. Ці рекомендації пов'язані з тим, що при збільшенні вмісту вуглецю в структурі чавунів з'являються крупні крихкі голки заевтектичних карбідів, які різко знижують міцність чавунів. На механічні властивості білих чавунів впливає і вміст хрому. В роботі [7] приводяться дані Кінцела і Френкса про те, що збільшення вмісту хрому до 5% знижує міцність чавуну, при 12–15% Cr міцність досягає максимуму і потім залишається постійною – до вмісту 27% Cr. Вважають, що стан металевої основи білих зносостійких чавунів незрівнянно слабше впливає на міцність при згинанні і розтягненні, ніж карбідна фаза. Різні варіанти термічної обробки – відпал, гартування, відпуск – які мають досить сильний вплив на зносостійкість білих чавунів, практично не змінюють їх механічних властивостей. Роль металевої основи підвищується в сильно доевтектичних чавунах, які містять менше 15% карбідів [1,9].

Шляхи підвищення міцності, пластичності та в'язкості використовуваних марок білих чавунів на думку авторів [2] полягають в зміні форми, розмірів і взаємного розташування карбідної складової структури. Але дослідження [10] переконливо показали, що [10,12] формування в структурі високохромистих чавунів бейнітної складової забезпечує значне підвищення як міцносних характеристик, так і в'язкості руйнування. В зв'язку з цим, метою роботи є дослідження впливу ізотермічного гартування на властивості чавуну 28X32H2Ф. Дані про закономірності структуроутворення білого високохромистого чавуну в бейнітній області дозволяють керувати комплексом механічних властивостей [11,12]. Однак необхідно відмітити, що діючий в Україні ГОСТ 7769–82 не передбачає марок білого високохромистого чавуну, у зв'язку з чим відсутня регламентація властивостей даних чавунів. Об'єктом досліджень в даній роботі слугували зразки білого чавуну склад якого наведено в табл.1.

Таблиця 1. Хімічний склад дослідного сплаву

Хімічний склад, %									
C	Cr	Ni	V	Mn	Si	Cu	S	P	Fe
2,7	30,0–	2,5–	0,2–	0,3	1,2%	0,4%	0,045	0,045	56,
–	35,0	3,0	0,3	–					
3,0				0,6					

Матеріали та методи дослідження. Мікроструктуру зразків чавуну виявляли у реактиві Гросбека. Дослідження мікроструктури здійснювали за допомогою оптичного мікроскопу «Neophot–21» та растрового елект-

ронного мікроскопу JSM-35. Ударну в'язкість високохромистого чавуну визначали на зразках без надрізу по ГОСТ 9454-78 на машині ПСВО-5 з максимальною енергією удару 294 Дж при кімнатній та підвищеній температурі випробувань.

Механічні властивості білого чавуну з вмістом хрому 30-35% вивчали в литому і термообробленому стані. Термічну обробку обирали за наступною схемою: аустенітизація при 950 і 1050°C впродовж 1 години в атмосфері проточного аргону, потім зразки перенесли до ванни для ізотермічної витримки при температурі 350°C з послідовним гартуванням у воді.

Значення межі міцності дослідних високохромистих сплавів розраховані згідно наступним умовам: якщо $HV > 175$, то $\sigma_B \approx 0,345HV$; якщо $HV < 175$, то $\sigma_B \approx 0,362HV$ [13].

Мікротвердість γ визначали за формулою [14]:

$\gamma_{вд} = (D^2 - d^2) / d^2$, де D – середній розмір зони, яка пошкоджується, мкм; d – діагональ відбитку, мкм.

Крихку мікротвердість $\sigma_{вд}$ визначали за формулою [14]:

$\sigma_{вд} = P / D^2$ кгс/мм², де P – навантаження на індентор, г; D – середній розмір зони, яка пошкоджується, мкм.

Трещиностійкість k_{Ic} визначали за формулою [15]:

$$k_{Ic} = (0,016 \pm 0,004) (E/H)^{1/2} P/C^{3/2},$$

де P – навантаження на індентор, г; C – напівдовжина тріщини, мкм.

$E/H = 0,45 / (1/7,11 - b' / d)$, де d – довжина більшої діагоналі відбитка; b' – довжина короткої діагоналі відбитка.

Температурну залежність твердості високохромистого чавуну вивчали на приборі Віккерса. В якості індентора використовували алмазну піраміду, витримка індентора під навантаженням 50 г складала 10 с. Вимірювання твердості проводили при швидкості нагріву 5°C/хв. з кроком 100°C.

Результати дослідження. Залежність показників межі міцності зразків чавуну від температури аустенітизації і часу витримки при температурі 350°C представлена на рис.1.

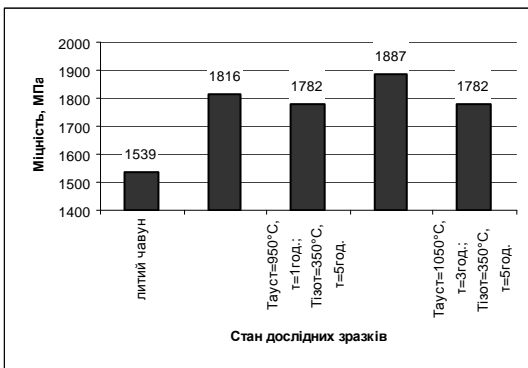


Рис.1. Залежність межі міцності білого високохромистого чавуну 28X32H3Ф від стану зразків

Аналіз отриманої залежності демонструє, що максимальні значення межі міцності спостерігаються при $T_{ауст}=950^\circ\text{C}$ ($\tau_{ізот}=3\text{год.}$), а також при підвищенні температури

аустенізації до 1050°C з ізотермічною витримкою впродовж 3 годин. Встановлене зниження значень межі міцності при збільшенні тривалості ізотермічної витримки пов'язано з процесами відпуску бейнітного фериту. Ізотермічне гартування практично не змінює ударну в'язкість при кімнатній температурі випробувань (рис.2, табл.2).

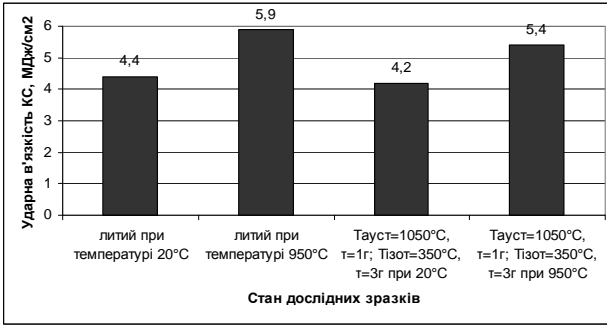


Рис.2. Залежність ударної в'язкості високохромистого чавуну 28Х32Н3Ф від стану та температури випробувань дослідних зразків

В той же час, ударна в'язкість зразків чавуну, як

в литому, так і в термообробленому за оптимальним режимом: $T_{ауст}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau=1\text{год.}$; $T_{ізот}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau=3\text{год.}$ стані підвищується при температурі випробувань 950°C до $5,9\text{ Дж/см}^2$ і $5,4\text{ Дж/см}^2$ відповідно. Максимальні значення ударної в'язкості спостерігаються у зразків чавуну в литому стані при температурі випробування 950°C . Ізотермічне гартування за оптимальним режимом призводить до суттєвого зміцнення чавуну на $\approx 350\text{ МПа}$ незалежно від температури випробування, при цьому ударна в'язкість зберігається достатньо високою. Зниження ударної в'язкості при кімнатній температурі випробувань складає всього $0,2\text{ Дж/см}^2$, а при температурі 950°C – $0,5\text{ Дж/см}^2$. Значення механічних характеристик зразків чавуну із вмістом хрому 30–35% приведені в табл.2.

Вочевидь, що закономірності зміни механічних властивостей визначеним чином корелюють з даними рентгеноструктурного і локального рентгеноспектрального аналізу. Збільшення ступеню недосконалості бейнітної α -фази, а також ступеню підвищення легованості продуктів розпаду переохолодженого аустеніту є визначальними факторами, що забезпечують підвищення характеристик міцності [16,17]. Також додатковим фактором, що забезпечує зміцнення, може слугувати виділення дрібнодисперсних карбідів з пересиченої вуглецем α -фази бейніту. Що стосується зниження рівня міцності при збільшенні ізотермічної витримки, то це пов'язано з тим, що одночасно протікають декілька процесів, які по-різному впливають на властивості: насичення вуглецем неперетвореного аустеніту, відпуск пересиченої вуглецем α -фази, релаксаційні процеси в матриці. Неможна виключити також можливість реалізації процесів розпаду пересичених твердих розчинів з формуванням карбідної фази. Вочевидь, що для визначення домінуючої ролі тих чи інших процесів необхідно проведення досить широкого дослідження, яке виходить за рамки цієї роботи.

Таблиця 2. Механічні властивості високохромистого чавуну 28X32H3Ф в литому і термообробленому стані

Стан дослідних зразків	Температура випробувань, °С	Твердість, НВ	Межа міцності σ_B , МПа	Ударна в'язкість КС, Дж/см ²
литий	25	444–461	1539	4,4
литий	950	185–190	650	5,9
$T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3\text{год.}$	25	534	1816	–
$T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3\text{год.}$	950	225–230	790	–
$T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=5\text{год.}$	25	514–534	1782	–
$T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=5\text{год.}$	950	225–230	790	–
$T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3\text{год.}$	25	555	1887	4,2
$T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3\text{год.}$	950	260–265	901	5,4
$T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=5\text{год.}$	25	514–534	1782	–
$T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=5\text{год.}$	950	245–250	850	–

Аналіз даних приведених в табл.2 показав, що литий чавун при температурі випробувань 950°C характеризується підвищеними значеннями ударної в'язкості при значному зниженні міцності. В той же час, чавун після термічної обробки за режимом $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3\text{год.}$ при кімнатній температурі випробувань (25°C) має надзвичайно високу міцність при задовільних в'язких властивостях.

Вказана різниця у властивостях визначається відмінністю в структурі матриці чавуну. Окрім того, структура в цілому, як свідчать дані рентгенографічних досліджень, характеризується підвищеним рівнем внутрішніх напруг і, згідно даних металографічного аналізу, значно більш дисперсною будовою [18]. Всі перераховані фактори і визначають відмінність в показниках механічних властивостей. Вимірювання твердості при підвищених температурах свідчить про зниження цього показника з підвищенням температури, незалежно від вихідного стану.

На кривій температурної залежності твердості високохромистого чавуну 28X32H3Ф (рис.3) в литому (1), та термообробленому стані (2,4) в інтервалі температур $500\text{--}600^{\circ}\text{C}$ спостерігається площадка, в межах якої твердість дослідних зразків не знижується, а лишається практично на тому самому рівні, після чого твердість різко знижується. Вірогідно, в цьому температурному інтервалі ферито-карбідна суміш перетворюється в аустеніт. Виділяються з цієї залежності зразки 3 та 5 які ізотермічно загартовані при $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=5\text{ год.}$, на кривих температурної залежності твердості цих зразків знижується практично монотонно, що пов'язано з процесами відпуску бейнітної α -фази, які передують фазовому перетворенню ферито-карбідної суміші в аустеніт.

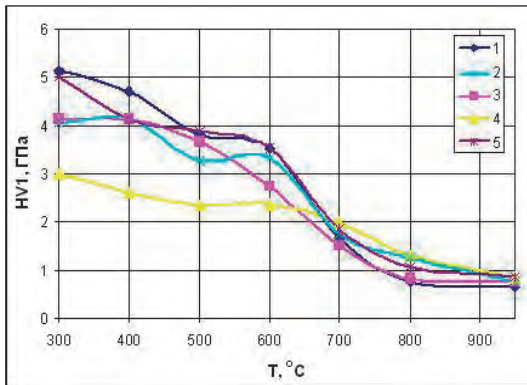


Рис.3. Температурна залежність горячої міцності зразків чавуну типу 28X32H3Ф:
 1 – литий стан;
 2 – $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$;
 $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3\text{год.}$;
 3 – $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$;
 $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=5\text{год.}$;
 4 – $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$;
 $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3\text{год.}$;
 5 – $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$;
 $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=5\text{год.}$

В табл.3,4 наведені мікромеханічні властивості карбідної складової та продуктів розпаду аустеніту чавуну 28X32H3Ф залежно від температури випробувань.

По даним табл.3,4 виходить, що температура випробувань (25°C і 950°C) практично не впливає на показники мікрокрихкості та крихкої мікроміцності матриці, тобто продуктів розпаду аустеніту як в литому, так і в термообробленому стані. З іншого боку вплив температури випробувань на показники мікромеханічних властивостей надлишкових карбідів Cr_7C_3 значний. В той же час слід відмітити зростання з температурою випробування тріщиностійкості (k_{Ic}) продуктів розпаду аустеніту та надлишкових карбідів як в литому, так і в термообробленому стані.

Таблиця 3. Вплив температури випробування на мікромеханічні властивості карбідної складової та ударну в'язкість високохромистого чавуну 28X32H3Ф

Стан дослідних зразків	Температура випробувань, $^{\circ}\text{C}$	Мікротвердість карбіду Cr_7C_3 , ГПа	Ударна в'язкість чавуну КС, Дж/см 2	Мікрокрихкість карбіду Cr_7C_3 , γ , відн. од.	Крихка мікроміцність карбіду Cr_7C_3 , σ , ГПа	Тріщиностійкість карбіду Cr_7C_3 , k_{Ic} , МПа $\cdot\text{м}^{-1/2}$
литий	25	18,920	4,4	4,10	3,47	2,61
литий	950	16,484	5,9	3,57	4,7	3,19
Δ		2,436	+1,5	-0,53	+1,23	+0,58
$T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3\text{год.}$	25	26,281	4,2	5,69	2,93	2,25
$T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3\text{год.}$	950	19,475	5,4	4,22	3,37	3,06
Δ		9,806	+1,2	+1,47	+0,44	+0,81

З цього можна зробити висновок, що зміни в структурі і фазовому складі як в матриці, такі і в надлишкових карбідах вносять свій вклад в рівень значень ударної в'язкості при зміні температур випробувань. Як показали фактографічні дослідження, кількісне співвідношення крихкої і в'язкої складової в зламах литих і термооброблених зразків практично не змінюється. В той же час картини руйнування надлишкових карбідів Cr_7C_3 в литому і термообробленому стані суттєво різні. В литому стані кристали карбіду Cr_7C_3 руйнуються крихко – сколюванням, а в термообробленому стані завдяки карбідному перетворенню $\text{Cr}_7\text{C}_3 \rightarrow \text{Cr}_{23}\text{C}_6$ кристали карбіду пластифікуються і не руйнуються. Фрактографічні дослі-

дження за допомогою скануючої електронної мікроскопії ілюструють наявність кубічних карбідів Cr_{23}C_6 в об'ємі гексагональних карбідів Cr_7C_3 (рис.4), що підтверджується даними фазового рентгеноструктурного аналізу (рис.5).

Таблиця 4. Вплив температури випробування на мікромеханічні властивості продуктів розпаду аустеніту та ударну в'язкість високохромистого чавуну 28X32H3Ф

Стан дослідних зразків	Температура випробувань, °С	Мікротвердість продуктів розпаду аустеніту Нц, ГПа	Ударна в'язкість чавуну КС, Дж/см ²	Мікрокрихкість продуктів розпаду аустеніту, γ , відн. од.	Крихка мікроміцність продуктів розпаду аустеніту, σ , ГПа	Трищостійкість продуктів розпаду аустеніту, k_{1c} , МПа·м ^{-1/2}
литий	25	3,285	4,4	0,82	0,68	6,45
литий	950	3,062	5,9	0,71	0,83	8,0
Δ		0,223	+1,5	-0,11	+0,15	+1,55
$T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3\text{год.}$	25	4,471	4,2	1,01	0,58	5,3
$T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3\text{год.}$	950	4,121	5,4	0,97	0,79	7,3
Δ		0,350	+1,2	-0,04	+0,21	+2,0

Фазовий рентгеноструктурний аналіз демонструє, що в литому стані при підвищеній температурі випробувань (рис.5) (950°C) в структурі присутній цементит Fe_3C , наявність якого небажана. В той же час в термообробленому стані Fe_3C присутній при кімнатній температурі випробувань (25°C), проте його кількість значно менше в порівнянні з литим станом, а при температурі 950°C карбід Fe_3C в структурі відсутній. В термообробленому стані як при температурі випробувань 25°C , так і при 950°C крім Cr_7C_3 присутній карбід Cr_{23}C_6 причому з підвищенням температури його кількість зростає. Змінюється також кількісне співвідношення твердих розчинів $\alpha\text{-Fe}$ і $\gamma\text{-Fe}$. Завдяки цьому твердість термообробленого чавуну при температурі випробувань 950°C збільшується \approx на 100 одиниць, а межа міцності на 300 МПа в порівнянні з литим станом (табл.2).

Критерій мікрокрихкості характеризує співвідношення площини, в якій відбувається крихке руйнування в районі відбитка, і площини самого відбитка. Цей критерій характеризує співвідношення крихких і пластичних властивостей матеріалу. Чим більший коефіцієнт мікрокрихкості, тим більш крихкий матеріал і навпаки.

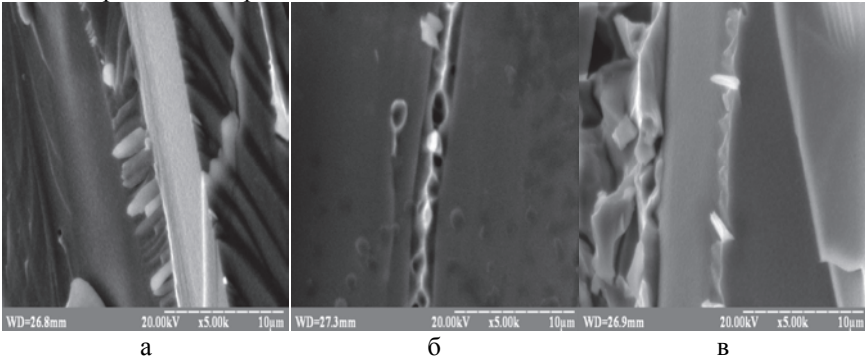


Рис.4. Мікрофрактограми зламів білого високохромистого чавуну 28X32H3Ф, які ілюструють наявність кубічних карбідів $Cr_{23}C_6$ в об'ємі гексагонального карбїду Cr_7C_3 ; а – литий стан температура випробувань $950^{\circ}C$; б – термооброблений стан температура випробувань $25^{\circ}C$; в – термооброблений стан температура випробувань $950^{\circ}C$ $\times 5000$

Таким чином, найбільш крихким є термооброблений зразок при температурі випробувань $25^{\circ}C$, а найбільшу в'язкість має литий зразок при температурі випробувань $950^{\circ}C$. Це підтверджує і крихка мікроміцність, яка дорівнює напруженню, що необхідне для утворення одиниці площини крихкого руйнування в районі відбитка піраміди. Критерій тріщинистійкості характеризується в'язким руйнуванням, чим більше показник тріщинистійкості, тим більш в'язкий дослідний матеріал. Отже, чим більше значення тріщинистійкості, тим більше показник ударної в'язкості.

Виходячи з аналізу даних табл.3,4 видно, що в рівень ударної в'язкості вносять свій вклад як продукти розпаду аустеніту, так і надлишкові карбіди Cr_7C_3 . Фрактографічні дослідження високохромистого чавуну дають важливу інформацію, за допомогою якої можливо пояснити характер руйнування. На рис.6 – 9 наведені типові структури та мікрофрактограми зламів дослідного чавуну в литому і термообробленому стані після випробувань на ударну в'язкість при кімнатній та при температурі $950^{\circ}C$.

Проаналізувавши мікрофрактограми зламів зразків в литому і термообробленому стані при температурі випробування $950^{\circ}C$ (рис.7,9) можна сказати, що глибина ямок в цьому випадку більше, ніж у зразків в литому і термообробленому стані при кімнатній температурі випробувань (рис.6,8), що підтверджується даними ударної в'язкості.

Чим вищі значення ударної в'язкості, тим висота перемичок між ямами більша, оскільки глибина ямок, тобто висота перемичок між ними слугує мірою здатності металевої матриці до пластичної деформації при в'язкому руйнуванні.

На деяких ділянках в'язкого зламу спостерігається міжзерений злам (рис.8,б). Поява міжзереного руйнування співпадає з показниками низької пластичності. Через те, що в структурі присутні довгі голкоподібні карбіди Cr_7C_3 мікротвердість яких складає 18920 МПа, відбувається розшарування при зламі (рис.8,в), оскільки мікротвердість карбідів набагато вища ніж у матриці (3285 МПа).

Аналіз мікрофрактограм зламів зразків в термообробленому стані як при кімнатній так і при підвищеній температурі випробувань (рис.8,9) показав, що в цьому випадку структурні складові більш дрібні, структура більш дрібнодисперсна у порівнянні зі структурою зламів зразків в литому стані. В порівнянні з литим станом твердість термообробленого чавуну збільшується \approx на 100 одиниць, а межа міцності \approx на 300 одиниць при збереженні достатньо високих показників ударної в'язкості. Вірогідно, це пов'язано з карбідним перетворенням, яке реалізується в надлишковому карбіді дослідного чавуну [15]. Окрім того, в литому чавуні добре видно тріщини в карбідах (рис.6,б), які відсутні в карбідах термооброблених зразків.

Термічна обробка призводить до подрібнення структури: розмір феритних пластин в структурній складовій зменшується в 2–2,5 рази (рис.6,г та 8,г).

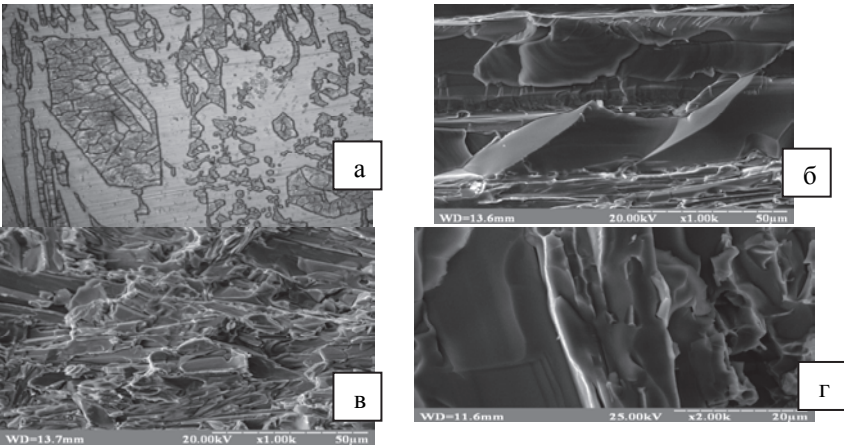


Рис.6. Мікроструктура (а) та мікрофрактограми (б,в,г) зламів дослідного чавуну в литому стані при температурі випробування $25^{\circ}C$: а – світлова мікроскопія (x500), б і в – загальна картина зламу (x1000), г – руйнування матриці (x5000), РЕМ

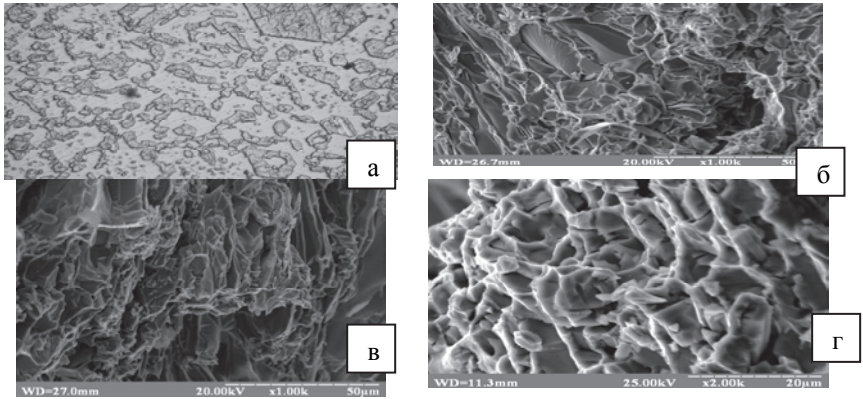


Рис.7. Мікроструктура (а) та мікрофрактограми (б,в,г) зламів дослідного чавуну в литому стані при температурі випробування 950°C : а – світлова мікроскопія (x500), б і в – загальна картина зламу (x1000), г – руйнування матриці (x5000), РЕМ

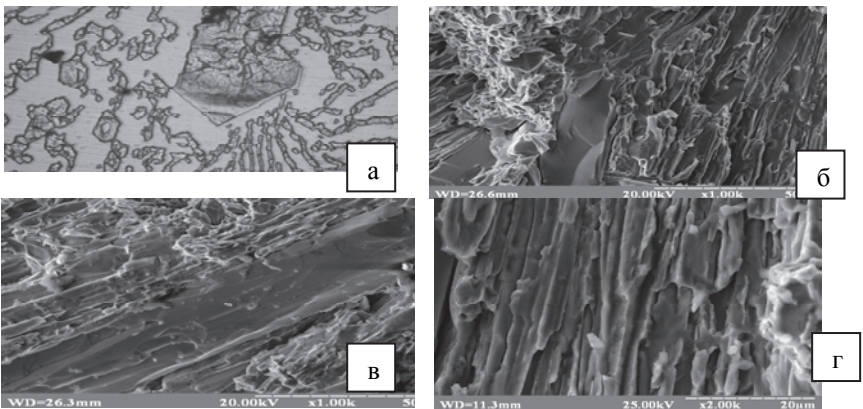


Рис.8. Мікроструктура (а) та мікрофрактограми (б,в,г) зламів дослідного чавуну після термічної обробки за режимом: $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3\text{год.}$ при температурі випробування 25°C : а – світлова мікроскопія (x500), б і в – загальна картина зламу (x1000), г – руйнування матриці (x5000), РЕМ

Ретельні фактографічні дослідження дозволяють виявити поряд з в'язким зломом деякі признаки крихкого руйнування, що передбачає наявність плаского рельєфу зі струмковими (віялоподібними) чи пірчастими візерунками, які на ньому виникли. Використання таких тонких методів дослідження, як електронна мікроскопія і фактографія, дозволило припустити, що величина фасетки внутрізереного відколу відповідає величині бейнітного (мартенситного) пакету. Відомо, що чим менші розміри паке-

тів бейніту (мартенситу), тим сильніше розвивається опір крихкому відриву.

Аналіз зламів зразків високохромистого чавуну демонструє, що в литому стані при температурі випробувань 950°C утворюється квазікрихкий (в'язкий) злам, в якому присутні ділянки як в'язкої (80%), так і крихкої (20%) складової. При квазікрихкому зламі робота руйнування більша, ніж при стандартному крихкому зламі. В той же час термооброблений чавун при температурі випробувань 950°C також характеризується квазікрихким (в'язким) зламом, в якому присутні ділянки як в'язкої (70%), так і крихкої (30%) складової. Дослідження загального характеру будови зламів показали, що в них присутні ямки і утяжки, фасетки і відколювання. Макроскопічний в'язкий злам характеризується хвилястою, матовою і шорсткою поверхнею. Відомо, що глибина ямок, тобто висота перемичок між ними, слугує мірою здатності металевої матриці до пластичної деформації при в'язкому зламі.

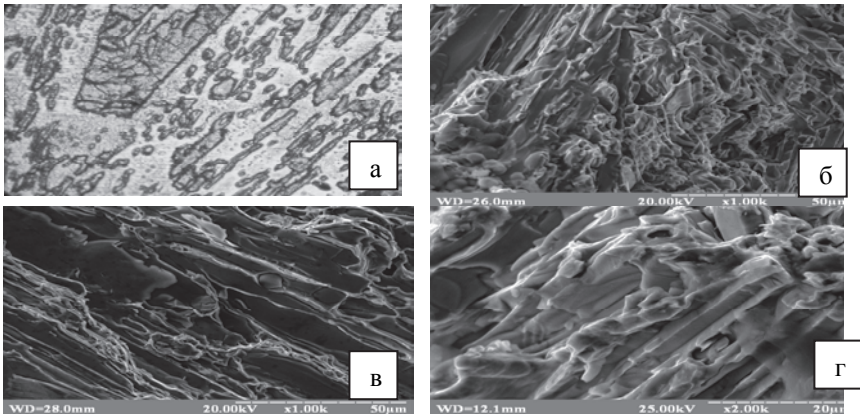


Рис.9. Мікроструктура (а) та мікрофрактограми (б,в,г) зламів дослідного чавуну після термічної обробки за режимом: $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3\text{год.}$ при температурі випробування 950°C : а – світлова мікроскопія (x500), б і в – загальна картина зламу (x1000), г – руйнування матриці (x5000), РЕМ

Таким чином, дослідний чавун після термічної обробки не втрачає своїх в'язких властивостей при тому, що показники твердості і міцності суттєво зростають.

Висновки. Вивчена структура, фазовий склад та механічні властивості білого високохромистого чавуну 28X32НЗФ та вплив температури випробувань на ці показники. Показано, що:

– максимальні значення межі міцності чавуну 28X32НЗФ спостерігаються після ізотермічного гартування за розробленими режимами;

– ударна в'язкість зразків, як в литому, так і в термообробленому стані за режимом: $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau=1\text{год.}$; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau=3\text{год.}$, підвищується при температурі випробувань 950°C ;

– мікромеханічні характеристики фаз і структурних складових демонструють, що ударна в'язкість значною мірою залежить від властивостей як продуктів розпаду аустеніту так і надлишкових карбідів.

– глибина ямок у зразків в литому і термообробленому стані при температурі випробувань 950°C більше, ніж при кімнатній температурі випробувань, що свідчить про зростання в'язкості руйнування з ростом температури випробувань;

– в термообробленому стані як при кімнатній так і при підвищеній температурі випробувань структурні складові більш дрібні, структура більш дрібнодисперсна у порівнянні зі структурою зламів зразків в литому стані;

– термічна обробка призводить до подрібнення структури: розмір феритних пластин в структурній складовій зменшується в 2–2,5 рази;

– в литому стані переважає квазікрихкий (в'язкий) злам, в якому присутні ділянки як в'язкої (80%), так і крихкої (20%) складової, в термообробленому стані чавун також характеризується квазікрихким (в'язким) зломом, але ділянки в'язкої складової складають 70%, а крихкої складової 30%.

1. *Цыпин И.И.* Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства / Цыпин И.И. – М.: Металлургия, 1983. – 176с.
2. *Гарбер М.Е.* Отливки из белых износостойких чугунов / Михаил Ефимович Гарбер. – М.: Машиностроение, 1972. – 112с.
3. *Norman T.E.* Martensitic white irons for abrasion resistance castings / T.E. Norman, A. Solomon, P. Doane // Modern castings. – 1959. – № 4. – P.104–118.
4. *Norman T.E.* High-chromium-molybdenum white iron for abrasion resistance castings / T.E. Norman // Foundry. – 1958. – № 6. – P.128, 130 and 131.
5. *Бобро Ю.Г.* Легированные чугуны / Ю.Г.Бобро. – М.: Металлургия, 1976. – 287с.
6. *Бобро Ю.Г.* Управление структурой металлической матрицы износостойких чугунов / Ю.Г.Бобро, В.И.Тихонович, А.Ю.Бобро // Процессы литья. – 1990. – Вып. 1. – С.31–35.
7. *Бобро Ю.Г.* Жароустойчивые и ростоустойчивые чугуны / Ю.Г.Бобро. – М. – Киев: Машгиз, 1960. – 168с.
8. *Кинцел А.Б.* Высокохромистые нержавеющие и жароупорные стали / А.Б.Кинцел, Р Френкс; [пер. с англ.]; –[перераб. дополн. и ред. Н.Н. Тимошенко]. – М.: ГНТИ, 1945. – 473с.
9. *Косилов А.А.* Термообработка высокохромистого чугуна / А.А.Косилов, А.А.Круглов, В.Н.Ребенен // Литейное производство. – 2001. – №6. – С.13–14.
10. *Stark I.* The distribution of substitution alloying elements during the bainite transformation / I.Stark, G.D.W.Smith, H.K.D.H.Bhadeshia // Met. Trans. – 1990. – Vol. 21A. – P. 847–851

11. *Формирование* наноструктурной матрицы в высокохромистых чугунах путем термической обработки / В.З.Куцова, Л.И.Маркашова, М.А.Ковзель [и др.] // Строительство, материаловедение, машиностроение. – 2007. – Вып. 43. – С.229–236.
12. *Тылкин М.А.* Справочник термиста ремонтной службы / М.А.Тылкин. – М.: Металлургия, 1981. – 647с.
13. *Самсонов Г.В.* Карбиды и сплавы на их основе / Г.В.Самсонов, Т.Я.Косолапова [и др.] . – М. – Киев: Наукова думка, 1976. –с.
14. *Новиков Н.В.* Методы микроиспытаний на трещиностойкость / Н.В.Новиков, С.Н.Дуб, С.И.Булычев // Заводская лаборатория. – 1988. – №7 – С.60–67.
15. *Куцова В.З.* Фазовые превращения и структура высокохромистого чугуна 28Х32Н3Ф / В.З.Куцова, М.А.Ковзель, А.В.Гребенева // МТОМ – 2010. – №3. – С.26–40.

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

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

Влияние изотермического закаливания на свойства белого высоко хромистого чугуна 28Х32Н3Ф

Целью работы является изучение и исследование влияния изотермического закаливания на структуру, фазовый состав и свойства белого высокохромистого чугуна 28Х32Н3Ф. Показано, что литой чугун при температуре испытаний 950⁰С характеризуется повышенными значениями ударной вязкости при удовлетворительных значениях твердости. По сравнению с литым состоянием твердость термообработанного чугуна увеличивается \approx на 100 единиц, а предел прочности \approx на 300 МПа при сохранении высоких показателей ударной вязкости.