

УДК 669.017.03

М. В. КИНДРАЧУК¹, В. З. КУЦОВА², М. А. КОВЗЕЛЬ², О. В. ТИЦОВ¹¹Національний авіаційний університет, Київ²Національна металургійна академія України, Дніпропетровськ

СУЧАСНІ ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ З БЕЙНІТНОЮ НАНОСТРУКТУРНОЮ МАТРИЦЕЮ ТА ПІДВИЩЕНИМИ ТРИБОЛОГІЧНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

Досліджено закономірності формування наноструктурної матриці в зносостійких високохромистих чавунах. Показано, що механічні, фізико-хімічні та трибо логічні властивості обумовлені наявністю елементів наноструктури.

Ключові слова: високохромистий чавун, бейніт, термічна обробка, інтенсивність зношування, коефіцієнт зносостійкості

Вступ. В наш час одним з самих розповсюджених видів руйнування поверхні матеріалів в умовах гідродобичі, гідротранспортування та збагачення вугілля, роботи обладнання гірничорудної, цементної, енергетичної промисловості є абразивне зношування. Тривалий час основним критерієм абразивної зносостійкості вважалась твердість матеріалу. Разом з тим, багаточисельні експериментальні роботи переконливо показали неоднозначність залежності абразивного та ударно-абразивного зношування металів від твердості. Абразивностійкий матеріал повинен мати певні механічні та технологічні властивості, а в ряді випадків ще ерозійну та корозійну стійкість. Здатність матеріалу протистояти зносу є структурно - чутливою характеристикою, та залежить від структури, яка визначається хімічним складом та термічною обробкою. До структурних особливостей матеріалів, стійких в абразивних середовищах, слід віднести, в першу чергу, необхідність отримання гетерогенної структури, яка складається з твердих включень, розташованих у пластичній основі (матриці) з достатніми демпфуючими та міцностними характеристиками. Важливим фактором, визначаючим опір матеріалів зносу, є характер зв'язку окремих структурних складових. Тверді включення міцно утримуються основою тільки у тому випадку, коли тип та розмір їх кристалічних ґраток близькі. Широко розповсюдженим зносостійким матеріалом є білі високохромисті чавуни, які використовуються для виготовлення прокатних валків, плит бронезахисту млинів, куль, що мелють, прокатного інструменту (калібрів та оправок для прокатки труб).

Зносостійкість білих чавунів визначається кількістю, розмірами, формою карбідів, типом та морфологією структури металевої основи і їх мікротвердістю.

Висока зносостійкість білих чавунів визначається високою мікротвердістю карбідної складової, яка складає 10000—18000 МПа. Ріст зносостійкості з підвищенням кількості карбідної складової відбувається тільки до евтектичного складу сплаву, це пов'язано з тим, що великі заевтектичні карбіди викришуються при зносі, та зменшують зносостійкість сплаву [1-3]. Тенденцію до утворення крупних крихких карбідів у сплавах з підвищеним вмістом вуглецю усувають шляхом зменшення вмісту хрому до 12—18% та вводом 2—4% Мо [4; 5].

Невеликі відмінності в зносостійкості чавунів при вмісті 1,26—7,0% Сг пояснюються тим, що тип карбідів цих сплавів залишається незмінним — карбіди цементитного типу; твердість карбідів також однакова. Деяке зниження зносостійкості при 5% Сг можливо пояснити підвищенням крихкості цементиту у зв'язку з

укрупненням розмірів карбідів [6; 7]. Зносостійкість загартованих на мартенсит чавунів максимальна при вмісті 12–24% Cr. Ця область концентрацій відповідає карбідам M_7C_3 з твердістю HV 1240–1550. Мінімальну зносостійкість мають чавуни з карбідами Fe_3C (HV 800–1000). Підвищення вмісту хрому викликає суттєвий ріст зносостійкості лише після того, як відбувається заміна карбідів M_3C карбідами M_7C_3 . При вмісті хрому у чавуні більш 8% крім карбідів $(Fe, Cr)_3C$ формуються карбіди $(Cr, Fe)_7C_3$, кількість яких зростає з підвищенням вмісту хрому за рахунок карбідів типу $(Fe, Cr)_3C$. Підвищення вмісту хрому більш 12% приводить до повної заміни карбідів M_3C карбідами M_7C_3 . Цій концентрації хрому відповідає максимальна зносостійкість чавуну. Більшість дослідників вважає, що з підвищенням кількості карбідної фази зносостійкість сплаву зростає [1; 8–12; 13]. На зносостійкість чавунів впливає також і вміст вуглецю. При 1,5–3,25% C кількість карбідів M_7C_3 та зносостійкість лінійно залежать від вмісту вуглецю в чавуні. Тому можливо вважати, що у цьому інтервалі концентрацій вуглецю зносостійкість лінійно пов'язана з кількістю карбідів. Підвищення вмісту вуглецю більш 3,5% не супроводжується ростом зносостійкості через появу у структурі крихких голок заевтектичних карбідів та карбіду типу M_3C з відносно низькою мікротвердістю.

При більш високому вмісті хрому (18–30%) максимальна зносостійкість спостерігається у чавунах з вмістом вуглецю, що перевищує евтектичну концентрацію.

Поряд з карбідами металева основа також у значній мірі визначає зносостійкість сплавів. Утворення структур, з феритокарбідною сумішшю різного ступеню дисперсності, зменшує опір сплавів абразивному зносу [1; 2; 13]. Автори [6; 14] стверджують, що найбільш сприятливою є аустеніто-мартенситна матриця, тому що мартенсит чинить опір зносу, а аустеніт перешкоджає викришуванню карбідів. Більшість дослідників вважає, що найбільшу зносостійкість мають сплави з мартенситною структурою [1; 8; 15]. Норман та його співробітники [3; 4] встановили, що роль мартенситу у білих чавунах полягає у тому, що він є міцною основою для твердих карбідів, та перешкоджає їх мікроскопічному викришуванню при абразивному зношуванні. Метастабільний аустеніт, що зміцнюється під впливом абразиву, грає таку ж роль, що і мартенсит, та дозволяє отримувати однакову з ним зносостійкість.

Наявність навіть значної кількості твердих карбідів ще не гарантує високого опору зносу матеріалу, якщо металева основа, у якій закріплені карбіди, має низьку міцність. У таких випадках процес зносу можливо представити як видавлювання твердих карбідних часток з неміцної металевої основи та її руйнування. Низька міцність основи сприяє руйнуванню карбідів. При цьому висока зносостійкість карбідів, що визначає перевагу білих чавунів над сталями не виявляється, тому що вони видаляються з робочої поверхні не зношеними.

Зносостійкість чавунів з однаковими характеристиками карбідної складової, лінійно пов'язана з мікротвердістю основи. Таким чином, чим вище твердість металевої основи при інших рівних умовах, тим більш зносостійким є чавун.

Способи покращення механічних властивостей білих зносостійких чавунів заключаються, перш за все, у зміні розмірів, форми та орієнтації карбідів шляхом впливу на кристалізацію: збільшення швидкості охолодження, створення умов направленою росту, модифікування, перемішування, пружний вплив на розплав та гаряча пластична деформація [16]. Ефективним способом покращення властивостей білих чавунів є також ізотермічне гартування на бейніт [17], що забезпечує формування наноструктурної матриці з бейнітним феритом, пересиченим вугле-

цем, та нанокарбідів, які міцно утримуються феритом з високим ступенем недосконалості кристалічної ґратки.

Розробка нових, оптимальних для чавуну даного складу, режимів термічного зміцнення потребує ретельного експериментального дослідження закономірностей структуроутворення, встановлення зв'язку між параметрами термічної обробки та структурою, що формується з одного боку, та характеристиками механічних та трибологічних властивостей з другого.

Постановка завдання. Метою роботи є дослідження закономірностей формування бейнітної наноструктурної матриці в функціональних матеріалах, встановлення впливу режимів термічної обробки, структурно – фазового стану, фізико – механічних властивостей на триботехнічні характеристики зносостійких високохромистих чавунів.

Матеріал та методика досліджень. Об'єктом дослідження в роботі є жароміцні сплави та високохромисті чавуни з вмістом хрому 16-30% у литому стані та після різних режимів термічної обробки.

Мікроструктуру зразків виявляли в реактиві Гросбека з подальшим тепловим травленням. Дослідження мікроструктури здійснювали за допомогою оптичного мікроскопу «Neophot-21» та растрового електронного мікроскопу JSM-35. Визначення кількості фаз і структурних складових у структурі досліджених чавунів проводили по методу А.А. Глаголева при збільшенні $\times 400$.

Ідентифікацію фаз у дослідних сплавах проводили методом рентгеноструктурного аналізу на дифрактометрі ДРОН – 3М у FeK_α – випромінюванні по стандартній методиці.

Розподіл легуючих елементів між фазами та структурними складовими у високохромистих та жароміцних сплавах у вихідному литому та термообробленому стані вивчали за допомогою електронного мікроскопа JSM-840 з системою мікроаналізу «Link– 860/500» (фірма «Link Analytical», Англія).

Мікротвердість структурних складових дослідних сплавів визначали за допомогою приладу ПМТ-3 за ДСТ 9450-76 при навантаженні 50 г і збільшенні $\times 485$. Твердість зразків чавунів у вихідному литому та термообробленому стані визначали методом Роквелла за стандартною методикою.

Випробування на знос тертям економнолегованих сплавів в литому і термообробленому стані проводили при нормальній ($+20^\circ\text{C}$) і підвищеній (950°C) температурах на модернізованій установці тертя 2070 СМТ-1, за схемою «вал-площина». Для випробувань використовували зразки у формі паралелепіпеду, розмірами $10 \times 10 \times 27$ мм. В якості контртіла використовували Ст.45.

Результати досліджень. На рис. 1 наведені окремі фрагменти продуктів розпаду аустеніту у високохромистому чавуні у литому стані, отримані методом просвітлювальної електронної мікроскопії. Рис. 1, *а* ілюструє колонії перліту, які складаються з пластинчастого карбїду та фериту, на рис. 1, *б* показано розгалуження евтектоїдного карбїду у процесі формування перліту. Рис. 1, *в* демонструє електронікроскопічну картину продуктів проміжного перетворення аустеніту в чавуні у литому стані.

Закономірності структуроутворення при термічній обробці високохромистих чавунів вивчали на зразках, що піддавали аустенітизації при температурах

950 та 1050°C на протязі 60 хвилин та після ізотермічних витримок у проміжному температурному інтервалі [18–20].

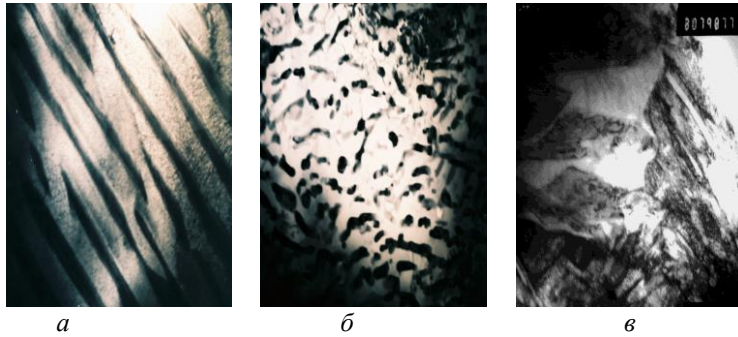


Рис. 1. Фрагменти продуктів розпаду аустеніту в чавуні у литому стані, отримані методом просвітлювальної електронної мікроскопії: *a* – $\times 37000$; *б* – $\times 30000$; *в* – $\times 30000$

Електронномікроскопічні дослідження тонкої фольги, виготовленої з зразків, що піддавали ізотермічним витримкам в області температур бейнітного перетворення свідчать про утворення α -фази бейніту, як у вигляді пластин з підвищеною щільністю дислокацій (рис. 2, *a*), так і у вигляді реек (рис. 2, *б*). Між пластинами спостерігається прошарок карбіду або залишкового аустеніту, рейки оточені залишковим аустенітом.

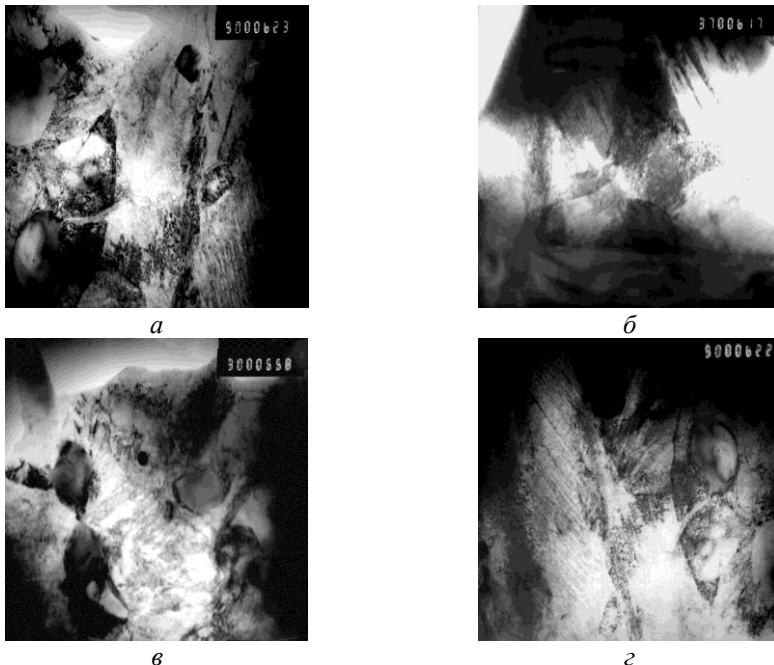


Рис. 2. Фрагменти продуктів розпаду аустеніту, отримані методом просвітлювальної електронної мікроскопії: *a* – $\times 50000$; *б* – $\times 37000$; *в* – $\times 30000$; *г* – $\times 50000$

Окрім пластин і рійок α -фази виявлені бейнітні агрегати (пакети) (рис. 2, *в*), що є субкомірками α -фази з прошарками аустеніту. Аналогічні форми α -фази, що утворюється в проміжному інтервалі температур, описані Бгадешиа [21]. Ра-

зом з бейнітними структурами спостерігається і пакетний або дрібногочастий мартенсит (рис. 2, з).

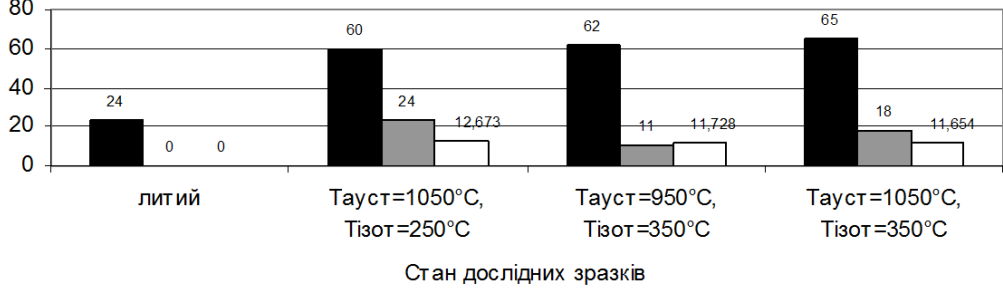
Методами кількісної металографії проведено визначення міжпластинчастої відстані в колоніях перліту (рис. 1) і структурах бейнітного класу, що сформувалися після випробувань режимів ізотермічної обробки (рис. 2). Показано, що міжпластинчаста відстань в колоніях пластинчастого перліту у вихідному литому стані складає ≈ 100 нм, що відповідає трооститу, а товщина феритних пластин в бейнітній структурі в середньому складає $\approx 20\text{--}30$ нм. Це дозволяє класифікувати структури, отримані ізотермічними обробками, як наноструктури, а високохромисті чавуни з бейнітною структурою матриці, як об'ємні матеріали з елементами гетерофазної наноструктури.

Ізотермічна обробка в проміжній ділянці температур забезпечує формування наноструктурної бейніто-мартенситної матриці (рис. 2), розмір феритних пластин в бейнітній структурній складовій зменшується у 3-4 рази порівняно з литим станом, що забезпечує підвищення зносостійкості і жаростійкості деталей з високохромистих чавунів.

Відомо [22; 23], що високохромисті чавуни схильні до внутрішньокристалічної ліквідації, яка обумовлює структурну неоднорідність продуктів розпаду аустеніту і може бути ослаблена термічною обробкою. Авторами [24], методами локального рентгеноспектрального аналізу, вивчений перерозподіл легуючих елементів між фазами і структурними складовими в досліджуваному чавуні в процесі термічної обробки. Показано, що аустенітизація при температурі 950°C і ізотермічна витримка в бейнітній області температур приводять до збільшення ступеню ліквідації (ΔC) Ni, Mn, Si і зменшенню ступеню ліквідації (ΔC) Mo і Cr. Сума легуючих елементів, розчинених в евтектичному карбіді, в порівнянні з литим станом зростає, що і забезпечує підвищену мікротвердість, твердість і, відповідно, зносостійкість. Збільшення температури аустенітизації до 1050°C і ізотермічної витримки при 250°C приводить до перерозподілу легуючих елементів в об'ємі дендритних гілок: спостерігається збільшення ступеню легованості залишкового аустеніту і зниження ступеню легованості евтектичного карбїду, що обумовлює істотне збільшення кількості залишкового аустеніту (24%) і зниження твердості (60 HRC). Збільшення температури ізотермічної витримки в бейнітній області до 350°C приводить до зменшення ступеню ліквідації Ni, Mo, Mn, Si, Cr, зниження легованості залишкового аустеніту і збільшення легованості евтектичного карбїду. Це, у свою чергу, приводить до підвищення твердості досліджуваного чавуну (65 HRC) (рис. 3). Залежність твердості досліджуваного чавуну в литому і термообробленому стані від кількості і ступеню легованості залишкового аустеніту, а також від ступеню легованості евтектичного карбїду Cr_7C_3 приведена на рис. 3. Аналіз рис. 3 дозволяє зробити висновок, що рівень твердості досліджуваного чавуну після різних режимів ізотермічної обробки визначається як ступенем легованості продуктів розпаду перетвореного аустеніту, кількістю і ступенем легованості залишкового аустеніту, так і ступенем легованості хромом і молібденом евтектичного карбїду.

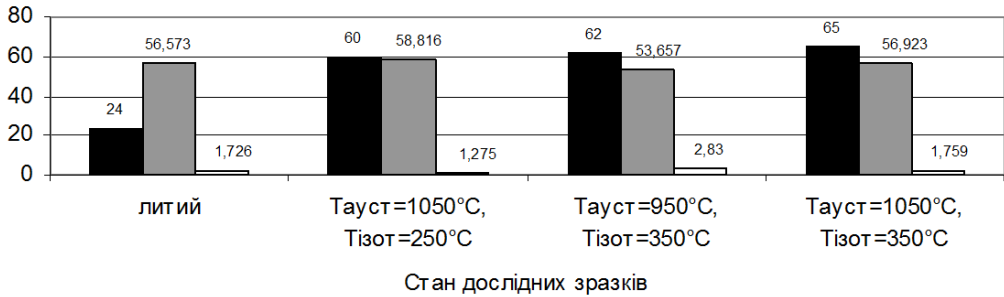
Максимальною твердістю характеризується чавун після ізотермічної витримки в проміжній ділянці температур при температурі аустенітизації 1050°C і ізотермічної витримки при температурі 350°C (65 HRC). У структурі цих зразків присутня велика кількість метастабільного залишкового аустеніту (18%) і α -фаза з високим ступенем недосконалості кристалічної решітки ($\beta_{0.5} \approx 1,27$).

Дані розподілу легуючих елементів ілюструють закономірну погоджену поведінку хрому і молібдену в карбіді $(Cr, Fe)_7C_3$. При збільшенні вмісту хрому в карбіді, вміст молібдену відповідно зменшується і навпаки.



■ HRC □ Кільк. Азал, % □ Сума л.е. в Азал, %

a



■ HRC □ Вміст Cr в $(Cr, Fe)_7C_3$, % □ Вміст Mo в $(Cr, Fe)_7C_3$, %

б

Рис. 3. Вплив кількості залишкового аустеніту та ступеню його легованості (*a*), вмісту хрому та молібдену у евтектичному карбіді $(Cr, Fe)_7C_3$ (*б*) на твердість високохромистого чавуну у литому та термообробленому стані

На підставі отриманих даних встановлено оптимальне відсоткове співвідношення хрому і молібдену для даного чавуну: при зменшенні вмісту хрому до 16%, вміст молібдену можна зменшувати до 1,06% із збереженням високих значень твердості; при вмісті хрому 19%, вміст молібдену можна зменшувати до 0,9% із збереженням високих значень твердості. Це дозволило визначити склад економнолегованого чавуну.

Отже, рівень твердості і зносостійкості високохромистих чавунів визначається не лише кількістю, розміром і формою евтектичного карбиду $(Cr, Fe)_7C_3$, як прийнято вважати в сучасній науковій літературі [14; 16; 25–27], але і в значній мірі структурою, фазовим складом і ступенем легованості матриці (продуктів розпаду переохолодженого аустеніту).

У зв'язку з цим, принципово важливим є комплексне вивчення жаростійкості і зносостійкості високохромистого чавуну в залежності від температури експлуатації і режимів термічної обробки.

Після повторного нагріву до підвищених температур на поверхні як литих, так і термооброблених зразків з'являється оксидна плівка, і формуються корозійні ушкодження. Проте, в термооброблених на бейніт зразках корозійні ушкодження поширюються углуб металу значно слабкіше, ніж в литому чавуні [28].

Отже, за рахунок корозійних пошкоджень вірогідність утворення тріщин в процесі експлуатації збільшується.

Як показано в роботі [24; 29], закономірності зносу білих зносостійких чавунів визначаються не лише карбідною фазою, але і металевою основою. Наноструктурна матриця зносостійких чавунів забезпечує високу зносостійкість в умовах ударного абразивного зношування, максимально міцно утримуючи карбіди в умовах навантаження, обумовлює мінімальні деформації, що не приводять до розтріскування і викришування карбідів.

За результатами локального рентгеноспектрального аналізу в зразках в литому стані після повторного нагріву виявлені включення з підвищеним вмістом молібдену (35–43%) і марганцю (18–41%) [30]. Для уточнення наявності карбідів і інтерметалідів, що містять Mo і Mn, проведений карбідний аналіз.

Отриманий карбідний осад аналізували рентгеноструктурно (рис. 4). На рис. 4 приведені ділянки дифрактограм карбідного осаду зразків чавуну з вмістом хрому 21,0–21,4% в литому стані після повторного нагріву.

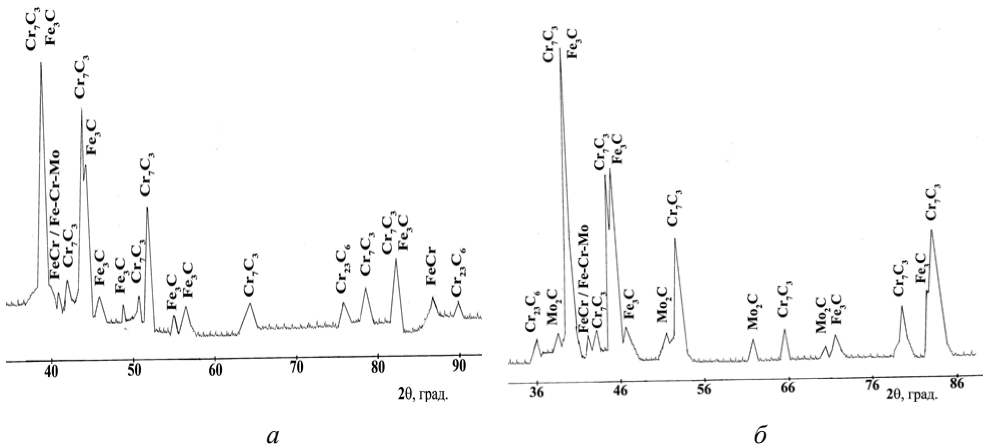


Рис. 4. Ділянки дифрактограм карбідного осаду зразків чавуну з вмістом хрому 21,0–21,4% у литому стані після повторного нагріву при: а – $T=680^{\circ}\text{C}$; б – $T=480^{\circ}\text{C}$

На дифрактограмі зразків, що пройшли повторний нагрів при $T = 680^{\circ}\text{C}$ (рис. 4, а), присутні інтерференції карбідів $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$, Fe_3C і невелика кількість $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$. Аналіз дифрактограм зразків, що пройшли повторний нагрів при $T = 480^{\circ}\text{C}$ виявляє в їх структурі разом з карбідами $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$, Fe_3C і Cr_{23}C_6 карбід Mo_2C (рис. 4, б). Також в обох випадках були виявлені інтерметаліди типу FeCr і Fe-Cr-Mo . Інтерметаліди (σ -фаза) і карбіди Mo_2C виявлені в структурі чавунів після повторного нагріву, відіграють роль зародків корозійних ушкоджень при повторних нагрівах. В той же час σ -фаза, що має високу крихкість, відіграє роль концентраторів напруги і сприяє зародженню тріщин в процесі експлуатації валків.

Не дивлячись на те, що локальний рентгеноспектральний аналіз в термооброблених зразках також виявив скупчення атомів Fe, Cr, Mo, Mn і Ni, карбідний аналіз не виявив їх інтерференцій на дифрактограмах. Ймовірно, відсутність додаткових фаз в структурі термооброблених чавунів є ще одним чинником підвищення жаростійкості порівняно з литим станом.

Максимально наближаючи дослідження до реальних умов роботи прокатного інструменту, ми вважали за доцільне провести випробування на ударно-

абразивний знос для уточнення показників властивостей і оптимального режиму термічної обробки.

Рентгеноструктурний аналіз дозволив виявити ряд істотних особливостей формування структури чавуну з вмістом хрому 21,0-21,4% після термічної обробки, а також ударно абразивного зносу.

Аналіз дифрактограм зразків, що піддавали ізотермічному гартуванню в бейнітній області при температурі 350°C, виявив наявність двох дифракційних максимумів в області $2\theta \approx 51^\circ$, що відповідають лінії (111) (рис. 5). Цей факт свідчить про наявність в структурі матриці, що сформувалася протягом реалізації вище вказаного температурно-часового інтервалу, аустеніту різного генезису, який відрізняється параметром ґратки i , відповідно, вмістом вуглецю і легуючих елементів.

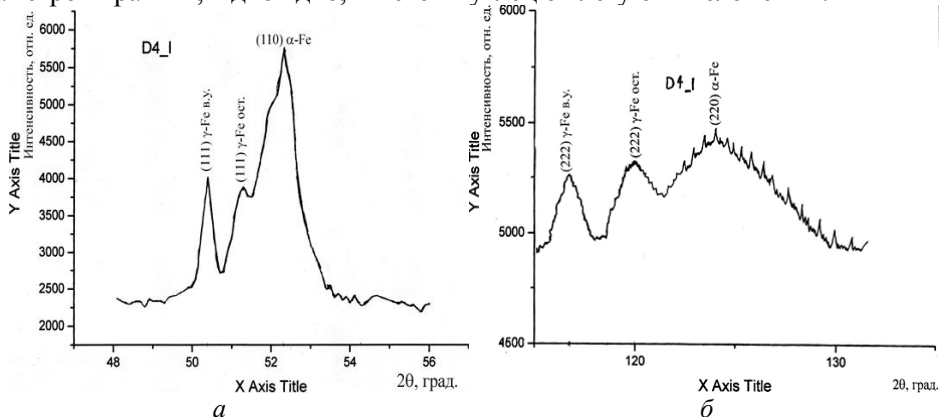


Рис. 5. Ділянки дифрактограм чавуну з вмістом хрому 21,0-21,4%, ізотермічно загартованого на бейніт

Представляється логічним передбачити, що перший максимум відповідає аустеніту, насиченому вуглецем в результаті $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення. А другий максимум, розташований на великих кутах ($\sim 51,5^\circ$), відповідає аустеніту, що не перетерплював перетворення, з концентрацією вуглецю, близькою до початкової. Цей висновок задовільно корелює з результатами металографічних досліджень, що виявили наявність ділянок не перетвореного аустеніту в структурі матриці.

На рис. 6 наведена схема розташування залишкового аустеніту в бейнітній структурі високохромистого чавуну.

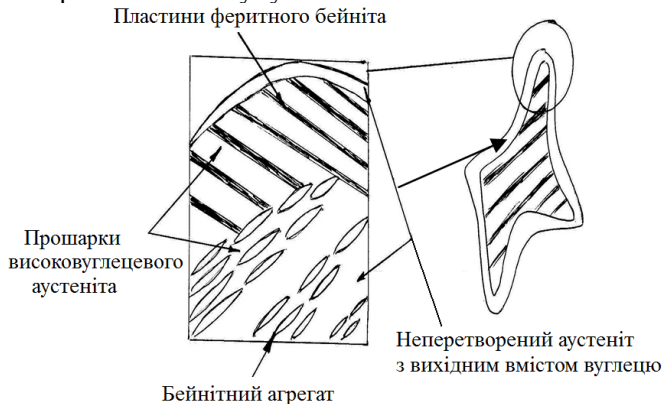


Рис. 6. Схема розташування залишкового аустеніту в бейнітній структурі високохромистого чавуну [31]

На початковому етапі розвитку першої стадії перетворення аустеніт з підвищеним вмістом вуглецю розташований між субкомірками α -фази бейніту і у вигляді прошарків між пластинами феритного бейніту. Аустеніт, що не піддавався перетворенню, збагачений легуючими елементами і з вихідною концентрацією вуглецю, розташований між бейнітними агрегатами, по периферії дендриту аустеніту і в евтектиці (рис. 6). З розвитком реакції углиб аустеніту змінюється кількісне співвідношення аустеніту, збагаченого і збідненого вуглецем, про що свідчить зміна інтенсивності розщепленого максимуму (111).

Можливість наявності двох типів аустеніту у структурі сталей та у матриці високоміцного чавуну ізотермічно загартованого на бейніт, широко обговорювалось у літературі [32; 33]. Стосовно високохромистих білих чавунів, то отримані результати є прямим експериментальним доказом розшарування аустеніту в процесі бейнітного перетворення, які добре узгоджуються з роботою Бгадешіа [21], та отримані авторами [31] вперше.

Також було проведено співставлення міжплоскоосних відстаней (d), отриманих від карбідного осадку та аустеніту в інтервалі кутів $2\theta=40-50^\circ$. Це свідчить про те, що d аустеніту не співпадає з d карбіду (табл. 1, 2), що є переконливим доказом наявності високо- та низьковуглецевого аустеніту у структурі чавуну.

Таблиця 1

Значення відносних інтенсивностей та міжплоскоосних відстаней карбідного осадку високохромистого чавуну

Номер інтерференції в інтервалі кутів $2\theta=40-50^\circ$ (CuK α)	Фаза	I/I ₁ , %	d_{HKL} , Å	HKL
1	σ -FeCr	14,5	2,2012	410
2	Cr ₇ C ₃	18,2	2,1609	202
3	Cr ₇ C ₃	81,8	2,0688	421
4	Fe ₃ C	60,0	2,049	022; 103
5	Fe ₃ C	12,7	1,989	211
6	Fe ₃ C	9,1	1,879	122

Таблиця 2

Значення d_{111} високовуглецевого аустеніту після термічної обробки за різними режимами

Стан	d_{111} , Å
Режим термічної обробки – 1	2,110
Режим термічної обробки – 2	2,102
Режим термічної обробки – 3	2,110
Режим термічної обробки – 4	2,111

Рентгеноструктурним аналізом визначені параметри ґратки аустеніту (високовуглецевого та неперетвореного) та тонкої структури α – фази бейніту для чавунів різного складу. Отримані результати наведені у табл. 3, 4. Дані табл. 3, 4 підтверджують розшарування аустеніту у процесі бейнітного перетворення, збільшення наруг $\Delta a/a$ та щільності дислокацій α – фази бейніту у порівнянні з α – фазою перліту у вихідній структурі. Після ударно-абразивного зносу параметри тонкої структури α – фази бейніту ростуть. Завдяки розвитку напруг в α – фазі бейніту, дисперсні карбіди бейніту максимально міцно утримуються у матриці в

умовах ударних навантажень або навантаження абразивними частками, що забезпечує мінімальну деформацію α – фази і запобігає розтріскуванню та викривуванню карбідів.

Таблиця 3

Параметри кристалічної ґратки аустеніту та тонкої структури фериту у зразках чавуну з вмістом хрому 21,0-21,4%

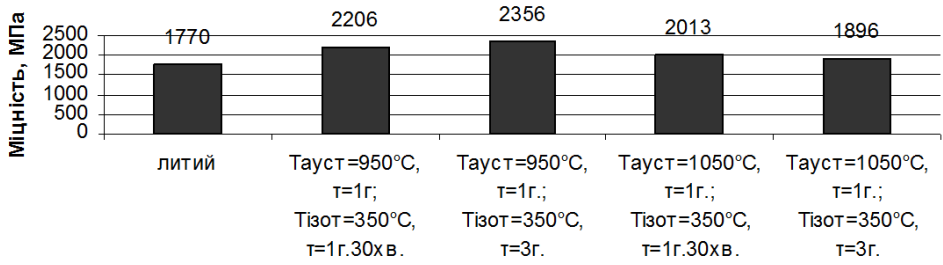
Стан	a_{γ} по (111) $_{\gamma}$		Параметри тонкої структури α - фази бейніту			
			$\Delta a/a \times 10^{-3}$		$\rho \times 10^{11}, \text{см}^{-2}$	
	високовуглецевий аустеніт	не перетворений аустеніт	до зносу	після зносу	до зносу	після зносу
Литий стан	3,655	3,601	2,03	2,60	3,21	5,27
$T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{г.}$, $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=1\text{г.}$ 30хв.	3,667	3,601	3,47	9,68	7,31	9,39
$T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{г.}$, $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=1\text{г.}$ 30хв.	–	3,601	2,13	5,41	0,35	2,28

Таблиця 4

Параметри кристалічної ґратки аустеніту та тонкої структури фериту у зразках економнолегованого чавуну 280X19ГНМ

Стан	a_{γ} по (111) $_{\gamma}$		Параметри тонкої структури α – фази бейніту			
			$\Delta a/a \times 10^{-3}$		$\rho \times 10^{11}, \text{см}^{-2}$	
	високовуглецевий аустеніт	не перетворений аустеніт	до зносу	після зносу	до зносу	після зносу
Литий стан	3,638	–	2,10	–	0,34	0,29
$T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{г.}$, $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=1\text{г.}$ 30хв.	3,648	3,585	7,78	12,47	4,72	12,13
$T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{г.}$, $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3\text{г.}$	3,641	3,588	6,80	9,57	3,61	7,14
$T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{г.}$, $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=1\text{г.}$ 30хв.	3,645	–	6,22	12,82	3,02	12,82
$T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{г.}$, $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3\text{г.}$	3,656	–	7,72	9,39	4,65	6,88

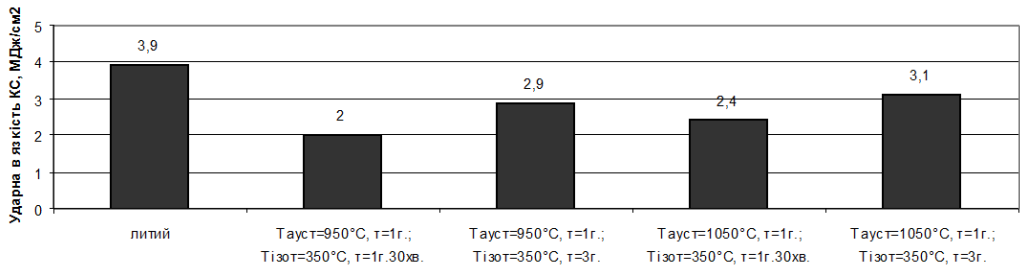
Залежність показників межі міцності високохромистого чавуну від режимів «аустемперінгу» представлена на рис. 7. Аналіз отриманої залежності показує, що максимальні значення межі міцності спостерігаються при $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$ $\tau_{\text{ізот}}=1$ г. 30 хв., а також при збільшенні тривалості ізотермічної витримки до 3 годин. Можна передбачити, що встановлене зниження значень межі міцності пов'язане зі зміною тонкої структури фаз, що у свою чергу приводить до різної здатності фаз деформуватися під навантаженням, виникнення мікронесуцільностей по межах контакту і їх подальшого розвитку в тріщини.



Стан дослідних зразків

Рис. 7. Залежність межі міцності високохромистого чавуну від температури аустенізації та часу витримки при температурі 350°C

В той же час, аналіз рис. 8 свідчить про те, що ударна в'язкість зразків, оброблених в ізотермічних умовах при $T_{\text{ауст}}=950$ та 1050°C , підвищується при підвищенні часу ізотермічної витримки. А також максимальні значення ударної в'язкості спостерігаються у зразках у литому стані.



Стан дослідних зразків

Рис.8. Залежність ударної в'язкості дослідного чавуну від температури аустенізації та часу витримки при температурі 350°C

Очевидно, що закономірності зміни механічних властивостей певним чином корелюють з даними рентгеноструктурного та локального рентгеноспектрального аналізу. Збільшення кількості та ступеню недосконалості α -фази, а також ступеню легованості продуктів розпаду переохолодженого аустеніту є визначаючими факторами, що забезпечують підвищення характеристик механічних властивостей. Також додатковим фактором, що забезпечує зміцнення, може служити виділення нанодисперсних карбідів з пересиченої вуглецем наноструктурної α -фази бейніту. Що до зниження рівня механічних властивостей, то це пов'язано з тим, що одночасно проходять декілька процесів, які по-різному впливають на властивості: насичення вуглецем не перетвореного аустеніту, відпуск пересиченої вуглецем α -фази, релаксаційні процеси у матриці. Не можливо відкидати також вірогідність реалізації процесів розпаду пересичених твердих розчинів з формуванням карбідної фази. Крім того, структура у цілому, як свідчать дані рентгенографічних досліджень, характеризується підвищеним рівнем внутрішніх напруг та, згідно даним металографічного аналізу, значно більш дисперсною будовою. Усі перераховані фактори визначають різницю у показниках механічних властивостей. Використання режимів термічної обробки на бейніт сплавів для різних видів деталей машинобудівного обладнання забезпечує підвищення ударно-абразивної зносостійкості в 5–6 разів, та подовження строку служби виробів [34; 35].

Результати фрактографічних досліджень несуть важливу інформацію, яка дозволяє пояснити характер руйнування. На рис. 9-10 наведені типові мікрофрактограми зламів високохромистого чавуну у литому та термообробленому стані після випробувань на ударну в'язкість.

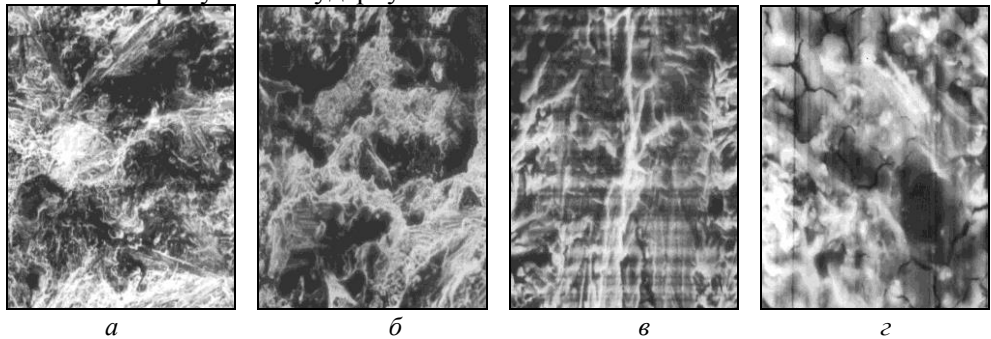


Рис. 9. Мікрофрактограми зламів чавуну у литому стані (*a-b* – $\times 100$, *v-z* – $\times 1000$), ПЕМ

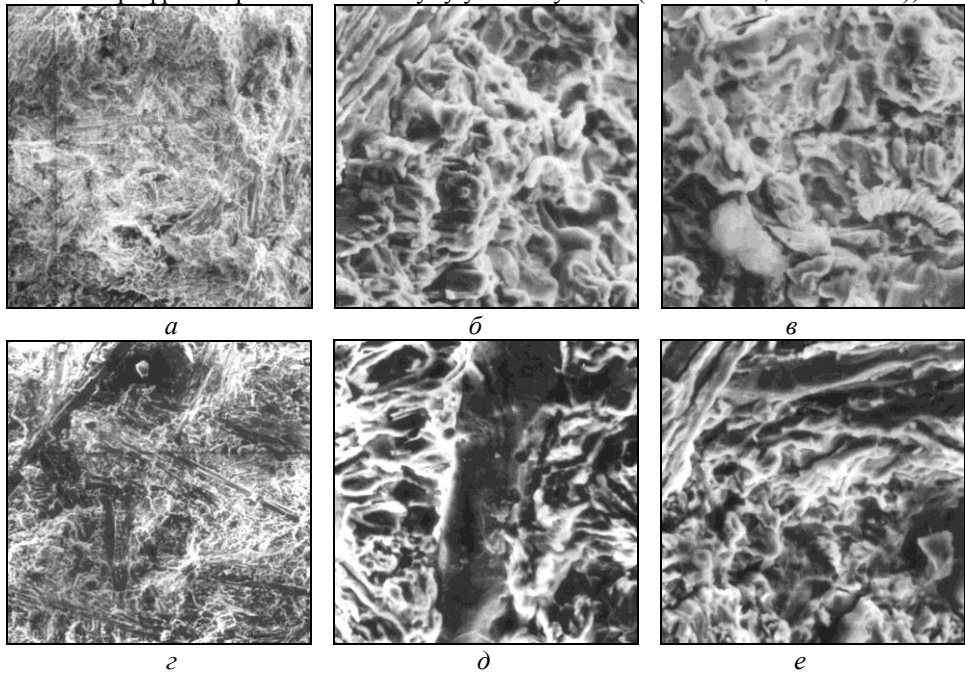


Рис. 10 Мікрофрактограми зламів дослідного чавуну після термічної обробки за режимом: *a-в* – $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{г.}$, $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=1\text{г.}30\text{хв.}$; *г-e* – $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{г.}$, $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3\text{г.}$, (*a, г* – $\times 100$, *б, в, д, e* – $\times 1000$), ПЕМ

Аналіз мікрофрактограм зламів зразків у литому стані (рис. 9) показав, що глибина ямок у цьому випадку більша, ніж у зразках в термообробленому стані. Це підтверджується даними ударної в'язкості. Чим більші значення ударної в'язкості, тим висота перемичок між ямками більша. На деяких ділянках в'язкого зламу спостерігається міжзерений злам (рис. 9, *г*). Поява міжзереного руйнування збігається з показниками низької пластичності. В'язкий злам має неоднорідну будову. Структурні складові великі (рис. 9, *б*).

Аналіз мікрофрактограм зламів зразків у термообробленому стані (рис. 10) показав, що в цьому випадку структурні складові більш дрібні, структура більш дрібнодисперсна у порівнянні з структурою зламів зразків у литому стані. Після

термообробки характер зламів більш однорідний, міжзеренне руйнування не відбувається. Неоднорідність зламів в зразках у литому стані пов'язана з структурною неоднорідністю дослідного чавуну. Термообробка призводить до подрібнення структури: в порівнянні з литим станом розмір феритних пластин у бейнітній структурній складовій зменшується у 3–4 рази. Ретельні фрактографічні дослідження дають можливість виявити поряд з в'язким зломом деякі позначки крихкого руйнування, що передбачає наявність плоского рельєфу з руч'їстими (віялоподібними) або пір'ястими узорами [36–38]. У дослідному чавуні містяться карбіди різної морфології які грають роль зміцнюючої фази. При руйнуванні металева матриця навколо карбідів піддається пластичній течії, пластичність матриці набагато вища, ніж самих карбідів.

Використання таких тонких методів дослідження, як електронна мікроскопія та фрактографія, дає можливість припустити, що розмір фасетки внутрізереного відколу відповідає розміру бейнітного (мартенситного) пакету. Чим менше розміри пакетів бейніту (мартенситу), тим опір крихкому руйнуванню збільшується.

Аналіз зламів дослідних зразків, свідчить про те, що переважає квазікрихкий (в'язкий) злам, у якому присутні ділянки як в'язкої (70%), так і крихкої (30%) складової. При квазікрихкому зламі робота руйнування більша, ніж при стандартному крихкому зламі. Дослідження загального характеру будови зламів показує, що в них присутні ямки, фасетки та відколи. Макроскопічний в'язкий злам характеризується хвилястою, матовою та шорсткою поверхнею. Відомо, що глибина ямок, висота перемичок між ними, служить мірою здатності металевої матриці до пластичної деформації при в'язкому зламі [39].

Вимірювання твердості високохромистого чавуну 28X32H3Ф при підвищених температурах свідчить про зниження цього показника з підвищенням температури (рис. 11), незалежно від вихідного стану [40].

З аналізу рис. 11 видно, що високотемпературна твердість чавуну в литому стані при 300 °С висока і дорівнює 5,13 ГПа, проте при температурі 950 °С вона найнижча з усіх вимірених зразків і складає 0,63 ГПа, зменшуючись у 8 разів.

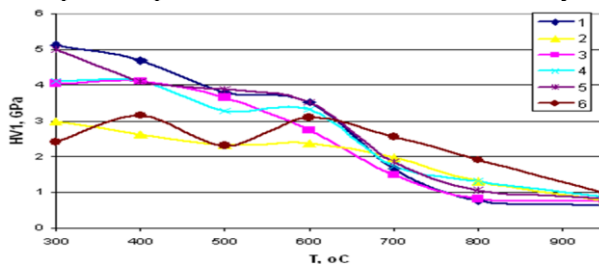


Рис. 11. Температурна залежність гарячої міцності зразків чавуну типу 28X32H3Ф та хромонікелевого сплаву «нікорим»: 1 – литий стан; 2 – $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1$ год; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3$ год; 3 – $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1$ год; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=5$ год; 4 – $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1$ год; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3$ год; 5 – $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1$ год; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=5$ год; 6 – «нікорим» у литому стані.

Ізотермічне гартування за оптимальним режимом призводить до того, що дослідний чавун характеризується достатньо високими значеннями твердості при 300 °С (4,12 ГПа), а при 950 °С він має найвищий показник твердості, що на 28% перевищує твердість в литому стані.

Таким чином, більшою жароміцністю серед чавунних зразків характеризується чавун, термооброблений за оптимальним режимом на бейніт. Високотемпературна твердість чавуну в термообробленому стані в інтервалі температур 700–950°C перевищує на 10–30% твердість в литому стані, що забезпечує підвищену жароміцність та зносостійкість чавуну при експлуатації.

Проведені триботехнічні випробування на зразках чавуну у литому і термообробленому стані [41]. Результати досліджень зразків наведені у таблицях 5, 6.

Таблиця 5

Результати досліджень на зносостійкість високохромистих сплавів в умовах тертя при нормальній температурі і різних навантаженнях

Стан дослідних сплавів	Питоме навантаження, МПа	Швидкість м/с	Шлях тертя, км.	Інтенсивність зношування i	Лінійне зношування за 1 км, мкм	Коефіцієнт зносостійкості n	Ваговий знос, мг/см ² ·км
Чавун 280Х32Н3Ф у литому стані	1	1	7,2	$1,85 \times 10^{-9}$	1,85	8,73	1,47
	2	1	7,2	$7,1 \times 10^{-9}$	7,1	8,15	5,62
	3	1	7,2	$16,7 \times 10^{-9}$	16,7	7,77	13,23
Чавун 280Х32Н3Ф термооброблений за режимом: $T_{\text{ауст}}=950^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$; $T_{\text{ізот}}=350^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3\text{год.}$	1	1	7,2	$11,3 \times 10^{-9}$	11,3	7,94	8,95
	2	1	7,2	$15,25 \times 10^{-9}$	15,25	7,81	12,08
	3	1	7,2	$19,2 \times 10^{-9}$	19,2	7,71	15,21
Чавун 280Х32Н3Ф термооброблений за режимом: $T_{\text{ауст}}=1050^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$; $T_{\text{ізот}}=350^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3\text{год.}$	1	1	7,2	$6,1 \times 10^{-9}$	6,1	8,21	4,83
	2	1	7,2	$9,2 \times 10^{-9}$	9,2	8,03	7,29
	3	1	7,2	$14,4 \times 10^{-9}$	14,4	7,84	11,40
Ст 45 Об'ємне гартування	1	1	7,2	$8,9 \times 10^{-9}$	8,9	8,05	7,0
	2	1	7,2	$19,16 \times 10^{-9}$	19,16	7,72	15,0
	3	1	7,2	$29,39 \times 10^{-9}$	29,38	7,53	23,0
Хромонікелевий сплав «нікорин»	1	1	7,2	13×10^{-8}	130	7,58	104,65
	2	1	7,2	$16,4 \times 10^{-8}$	164	7,3	132

Аналіз результатів трибологічних досліджень проведених при питомих навантаженнях 1 – 3 МПа (табл. 5) свідчить, що з підвищенням питомого навантаження росте інтенсивність зношування (i) чавуну в литому стані з $1,85 \times 10^{-9}$ до $16,7 \times 10^{-9}$ (ваговий знос при цьому збільшується з 1,47 мг/см²·км до 13,23 мг/см²·км), а коефіцієнт зносостійкості (n) знижується (з 8,73 до 7,77). Аналогічна залежність

спостерігається і при термічній обробці дослідного чавуну. Однак, термічна обробка чавуну 280X32H3Ф за режимом: ($T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1$ год.; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3$ год.) забезпечує більш високу зносостійкість (інтенсивність зносу нижче, а коефіцієнт зносостійкості вище), ніж при термічній обробці за режимом: ($T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1$ год.; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3$ год.). Результати триботехнічних випробувань чавуну 280X32H3Ф в литому і термообробленому стані за режимом: $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1$ год.; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3$ год. близькі.

Таблиця 6

Результати досліджень на зносостійкість високохромистих сплавів в умовах тертя при підвищених температурах і різних навантаженнях

Стан дослідних сплавів	Навантаження, Н	Швидкість м/с	Шлях тертя, км.	Інтенсивність зношування i	Лінійне зношування за 1 км, мкм	Коефіцієнт тертя μ	Коефіцієнт зносостійкості, n	Ваговий знос, мг/см ³ ·км
Чавун 280X32H3Ф у литому стані	500	2	0,6	$1,19 \times 10^{-7}$	119	0,41	6,92	94,25
	750			$2,99 \times 10^{-7}$	299	0,45	6,52	236,81
	1000			$3,77 \times 10^{-6}$	3770	0,37	5,42	2985,84
Чавун 280X32H3Ф термооброблений за режимом: $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1$ год.; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3$ год.	500	2	0,6	$6,17 \times 10^{-8}$	61,7	0,44	7,2	48,87
	750			$1,94 \times 10^{-7}$	194	0,43	6,71	153,65
	1000			$2,9 \times 10^{-7}$	290	0,38	6,53	229,68
Чавун 280X32H3Ф термооброблений за режимом: $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1$ год.; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3$ год.	500	2	0,6	$1,56 \times 10^{-8}$	15,6	0,35	7,8	12,36
	750			$6,22 \times 10^{-8}$	62,2	0,36	7,2	49,26
	1000			$1,8 \times 10^{-7}$	180	0,36	6,74	142,56
Хромонікелевий сплав «нікорин»	500	2	0,6	$9,3 \times 10^{-7}$	930	0,4	6,03	748,65

Ваговий знос чавуну 280X32H3Ф після ізотермічного гартування ($T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$) при питомому навантаженні 3 МПа складає 11,40 мг/см²·км, що практично в 2 рази менше, ніж для Ст45, яка використана в якості еталону.

В той же час показники зносостійкості сплаву «нікорин» при всіх дослідних навантаженнях (1 – 3 МПа) нижче, ніж у чавуна 280X32H3Ф (інтенсивність зношування сплаву «нікорин» на порядок вище, а коефіцієнт зносостійкості нижче). Коефіцієнт зносостійкості сплаву «нікорин» нижче на 8% коефіцієнту зносостійкості чавуну в литому стані, на 7% після термічної обробки чавуну за режимом: $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1$ год.; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3$ год. і на 9% за режимом: $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1$ год.; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3$ год. Відтак, при нормальній темпе-

ратурі випробування та питомому навантаженні 1-3 МПа переважним є чавун марки 280X32H3Ф в литому чи термообробленому за режимом: $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1$ год.; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3$ год. стані.

В роботі також проведені триботехнічні дослідження зразків високохромистого чавуну в литому і термообробленому стані і хромонікелевого сплаву «нікорин» в литому стані при навантаженнях 500, 750, 1000Н. Температура випробувань при цьому становила 1000°C . Результати досліджень приведені в таблиці 6.

Аналіз даних випробувань на зносостійкість в умовах тертя (табл. 6) свідчить, що з підвищенням навантаження (500 Н, 750 Н, 1000 Н) і температури випробувань до $950\text{--}1000^{\circ}\text{C}$ дослідного чавуну 280X32H3Ф в литому і термообробленому за режимами: $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1$ год.; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3$ год. і $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1$ год.; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3$ год. станах інтенсивність зношування (i) збільшується на порядок (для литого стану навіть на два порядки), а коефіцієнт зносостійкості зменшується: для чавуну в литому стані на 21%, при термообробці за режимом: $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1$ год.; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3$ год. – на 13,6%, за режимом: $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1$ год.; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3$ год. – на 8%.

Найкращими показниками зносостійкості при зміні навантажень випробувань від 500 Н до 1000 Н характеризується чавун термооброблений за режимом: $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}}=1$ год.; $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ізот}}=3$ год. інтенсивність зношування мінімальна, а коефіцієнт зносостійкості – найвищий. Не менш важливим є й той експериментальний факт, що з підвищенням навантаження і температури випробувань коефіцієнт тертя (μ) зменшується як для чавуну в литому, так і в термообробленому стані і змінюється в межах 0,36 – 0,38 при навантаженні 1000Н.

В той же час хромонікелевий сплав «нікорин» при тих самих навантаженнях, при яких випробовували зразки високохромистого чавуну почав руйнуватися. Навіть при мінімальному навантаженні випробувань 500Н хромонікелевий сплав «нікорин» має високу інтенсивність зносу ($9,3 \times 10^{-7}$) і відповідно низький коефіцієнт зносостійкості (6,03), у порівнянні з показниками зносостійкості високохромистого чавуну в литому і термообробленому станах, а коефіцієнт тертя (μ) складає 0,4.

Проведені трибологічні випробування високохромистих сплавів, в структурі яких присутні кристали карбідів різної дисперсності, свідчать, що найбільшою зносостійкістю при великому навантаженні характеризується чавун термооброблений за режимом: $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau=1$ г., $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$, $\tau=3$ г. У термооброблених зразках мікрочастки карбідів приймають напруження при терті, а частки менш ніж 100 нм зміцнюють матрицю, обмежуючи її пластичну деформацію та протидіють викришуванню великих зерен карбідів. У високохромистих чавунах (Fe-C-Cr) після ізотермічного гартування у жароміцній матриці присутні карбіди різного типу Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6 , Fe_3C та різного розміру.

Таким чином, розпад пересиченого вуглецем та легуючими елементами аустеніту в проміжній області температур призводить до формування нанорозмірної бейнітної матриці, що забезпечує високий комплекс механічних властивостей (високі показники міцності, твердості, при збереженні рівня ударної в'язкості), підвищення абразивної та ударно-абразивної зносостійкості деталей металургійного обладнання з білих чавунів з оптимальним вмістом хрому та інших дорогокоштуючих та дефіцитних легуючих елементів.

Висновки. В роботі досліджено закономірності формування наноструктурної матриці в зносостійких високохромистих чавунах, механічні, фізико-хімічні та трибо логічні властивості, що обумовлені наявністю елементів наноструктури.

Встановлено, що розпад пересиченого вуглецем та легуючими елементами метастабільного аустеніту в проміжній області температур призводить до формування нанорозмірної бейнітної матриці, забезпечує високий комплекс механічних властивостей (високі показники міцності, твердості, при збереженні рівня ударної в'язкості), підвищення абразивної та ударно-абразивної зносостійкості деталей металургійного обладнання з білих чавунів, дозволяє скоротити вміст хрому та інших дорогокоштуючих та дефіцитних легуючих елементів, збільшує термін експлуатації.

Список літератури

1. Гарбер М.Е. Влияние структуры на износостойкость белых чугунов / М.Е. Гарбер, Л.И. Леви // МТОМ. – 1968. – № 11. – С. 48–52.
2. Попов В.С. Сопrotивляемость чугунных отливок абразивному износу / В.С. Попов, Н.Н. Брыков // Литейное производство. – 1965. – №8. – С. 4–5.
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. Связь мартенситного и бейнитного превращений в углеродистой и легированных сталях / В.М. Счастливцев, Д.А. Мирзаев, А.И. Баев [и др.] // МТОМ. – 1991. – №7 – С. 2–3.
6. Гарбер М.Е. Отливки из белых износостойких чугунов / Михаил Ефимович Гарбер. – М.: Машиностроение, 1972. – 112 с.
7. Большаков В.И. Влияние легирующих элементов и примесей на структуру низкохромистых износостойких чугунов / В.И. Большаков, С.В. Бобырь // Металл и литье Украины. – 2004. – №12. – С. 10–12.
8. Гарбер М.Е. Исследование свойств износостойкого белого чугуна / М.Е. Гарбер, И.Д. Зеликман, И.И. Цыпин // Литейное производство. – 1965. – №8. – С. 1–4.
9. Ленайчук Е.И. Влияние углерода на сопротивление наплавленного металла абразивному износу / Е.И. Ленайчук // Автоматическая сварка. – 1956 – №3. – С. 25–26.
10. Попов В.С. Микроразрушение металла при абразивном изнашивании / В.С. Попов, Н.Н. Брыков // МТОМ. – 1966. – №3. – С. 25–26.
11. Попов В.С. Сопrotивляемость чугунных отливок абразивному износу / В.С. Попов, Н.Н. Брыков // Литейное производство. – 1965. – №8. – С. 4–5.
12. Шулепникова А.Г. Абразивный износ и микроструктура стали / А.Г. Шулепникова // МТОМ. – 1962. – №10. – С. 5–8.
13. Металловедение и термическая обработка стали: справочник в 3 т. / [под ред. М.Л. Бернштейна, А.Г. Рахштадта]. – [4-е изд., перераб. и доп.]. – М.: Металлургия, 1991. Т.1: Методы испытаний и исследований: в 2 кн., кн. 1 / Б.А.Кльпин и др.]. – 1991. – 303, [1] с.
14. Чейлях А.П., Клок Д.В. Новый экономнолегированный чугун с метастабильной структурой // ОТТОМ–3: междунар. науч.техн. конф., 10–14 сент. 2002 г.: тезисы докл. – Х., – 2002. – Ч. 1. – С. 93–97.
15. Геллер Ю.А. Инструментальные стали / Юлий Александрович Геллер. – [5-е изд., перераб. и доп.]. – М.: Металлургия, 1983. – 526 с.
16. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства / Цыпин И.И. – М.: Металлургия, 1983. – 176 с.

17. Влияние термической обработки на формирование наноструктурной матрицы в высокохромистых чугунах / В.З. Куцова, М.А. Ковзель, А.В. Гребенева, А.В. Кравченко // *Materials Engineering*. – Честохов. – Польша. 2010. – С 68–81.
18. 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.
19. Патент 59272 А, Україна, МКВ С21D 5/04. Спосіб термічної обробки високолегированого 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.
20. Патент 69795 А, Україна, МКВ С21D 1/78. Спосіб термічної обробки відливоків / 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.
21. Bhadeshia H. K. D. H. Kinetics of Bainite // *Metallurgical Transactions*. – 2003. – P. 260.
22. Распределение легирующих элементов в высокохромистом чугуне ИЧХ16НМФТ / В.З. Куцова, А.Ю. Куцов, М.А. Ковзель, А.В. Мамченко // *Теория и практика металлургии*. – 2003. – №5–6. – С. 97-105.
23. Куцова В.З., Ковзель М.А., Кравченко А.В. Влияние перераспределения легирующих элементов при термической обработке на свойства высокохромистого чугуна // *Перспективные задачи инженерной науки*. – 2003. – Вып. 5. – С. 249–259.
24. Влияние режимов термической обработки на перераспределение легирующих элементов в высокохромистом чугуне / В.З. Куцова, М.А. Ковзель, А.В. Кравченко, А.В. Животович // *МИТОМ*. – 2007. – №3. – Ч. 2. – С. 33–51.
25. Бобро Ю.Г., Божух Ж.С., Тинанко И.Л. Влияние микроструктуры и фазового состава на износостойкие свойства высокохромистого чугуна // *Литые износостойкие материалы*. – Киев. – 1969. – С. 25–33.
26. Гарбер М.Е. Отливки из белых износостойких чугунов. – М.: Машиностроение, 1972. – 112 с.
27. Features of structure formation and kinetics of bainite transformation in high chromium cast irons / V.Z. Kutsova, M.A. Kovzel', A.V. Kravchenko [та ін.] // *Advances in Metallurgical Processes and Materials: International Conference. May 27–30. 2007: proceedings*. - Dnipropetrovs'k (Ukraine), 2007. – Vol. 2. – P. 150–160.
28. Влияние температуры нагрева на формирование структуры, фазовый состав и свойства высокохромистых чугунов в исходном и термообработанном состоянии / В.З. Куцова, М.А. Ковзель, А.В. Кравченко // *МИТОМ*. – 2008. – №1. - С. 13-23.
29. Влияние термической обработки на износостойкость высокохромистых чугунов / В.З. Куцова, А.П. Чейлях, А.Ю. Куцов, М.А. Ковзель, А.В. Кравченко // *ОТТОМ-6*. – 2005. – Ч. 2. – С. 135-140.
30. Куцова В.З. Влияние повторного нагрева на распределение легирующих элементов в высокохромистом чугуне / В.З. Куцова, М.А. Ковзель, А.В. Кравченко // *VIII Уральская школа–семинар металлословедов–молодых ученых, 26-30 нояб. 2007 г.: тезисы докл.* – Екатеринбург (Россия), 2007. – С. 55–58.
31. Влияние изотермической закалки на формирование тонкой структуры и фазовый состав высокохромистых чугунов / В.З. Куцова, А.В. Кравченко, М.А. Ковзель / *Металознавство та термічна обробка металів (МТОМ)*. – 2008. – №. 4. – С. 5 - 15.
32. ASTM – 8 Tentative Specifications for ADI, 1986.
33. Schissler J.M. SEM Study of the Influence of Intercellular Segregation on the ADI Structure / J.M. Schissler, J.P. Chobaut // *22 International Metallurgy Congress, 17–119 May 1988*. – Bologna, Italy, 1988. – P. 19.
34. Закономерности формирования структуры и свойств высокохромистого чугуна в процессе ударно-абразивного износа / В.З. Куцова, М.А. Ковзель, А.В. Кравченко, А.С. Ковзель // *Строительство, материаловедение, машиностроение*. – 2008. – Выпуск № 45. – Ч. 2. – С. 101–111.

35. Куцова В.З., Ковзель М.А., Кравченко А.В. Закономерности формирования структуры и свойств высокохромистого чугуна в процессе ударно-абразивного износа при комнатной и повышенных температурах // Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов (ОТТОМ – 9). – 2008. – Т. 1. – С. 108–115.

36. Тылкин М.А. Справочник термиста ремонтной службы. – М.: Металлургия, 1981. – 648 с.

37. Гордеева Т.А., Жегина И.П. Анализ изломов при оценке надежности материалов. – М.: Машиностроение, 1978. – 200 с.

38. Изломы конструкционных сталей: Справ. изд. / Под ред. Герасимовой Л.П., Ежова А.А., Марсеева М.И. – М.: Металлургия, 1987. – 272 с.

39. Растровая электронная микроскопия. Разрушения: Справ. изд. / Под ред. Энгель Л., Клингеле Г. Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1986. – 232 с.

40. Вплив ізотермічного гартування на механічні властивості високохромистих сплавів / В.З. Куцова, М.А. Ковзель, А.В. Гребенева, І.Д. Горна, О.О. Величко // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2012. – № 7. – С. 255–261.

41. Триботехнические свойства высокохромистых сплавов в литом и термообработанном состоянии / М.В. Киндрачук, В.З. Куцова, М.А. Ковзель, А.В. Гребенева, А.П. Данилов, Ю.Л. Хлевина // Проблемы трибологии (Problems of Tribology). – 2012. – № 2. – С. 58 – 63.

Стаття надійшла до редакції 25.02.2016

M. V. KINDRACHUK, V. Z. KUTSOVA, M. A. KOVZEL, A. V. TISOV

MODERN FUNCTIONAL MATERIALS FROM NANOSTRUCTURED BAINITE MATRIX AND INCREASED TRIBOLOGIE PROPERTIES

Conformities to law of forming of nanostructure matrix was investigate in wearproof high-chromium cast-irons, mechanical, physical and chemical, tribology properties are conditioned the presence of elements of nanostructure. Disintegration oversaturated by carbon and alloying elements of metastable austenite in intermediate area of temperatures results lead to forming of nanosize bainite matrix and provides the high complex of mechanical properties (high indexes of durability, to hardness, at the maintenance of impact toughness), increase of abrasive and shock-abrasive wearproofness of removable details of metallurgical equipment from high-chromium cast-irons, allows to decrease content of chrome and other expensive and scarce alloying elements, increases the term of service.

Key words: high-chromium cast iron, bainite, heat treatment, wear resistance, coefficient of wear resistance

Кіндрачук Мирослав Васильович – д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри машинознавства Національного авіаційного університету, kindrachuk@ukr.net.

Куцова Валентина Зиновіївна – д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри матеріалознавства Національної металургійної академії України, root@lks.dp.ua.

Ковзель Максим Анатолійович – канд. техн. наук, доцент кафедри матеріалознавства Національної металургійної академії України, kovzel.maxim@gmail.com.

Тісов Олександр Вікторович – канд. техн. наук, старший науковий співробітник кафедри машинознавства Національного авіаційного університету.