

УДК 669.017.03

Куцова В. З. /д.т.н., проф./, Ковзель М. А. /к.т.н., доц./,  
Гребенева А. В. /к.т.н., н. с./, Ратнікова І.В. / с. н. с./,  
Швець П.Ю. / асп./

Національна металургійна академія України, м. Дніпропетровськ

## ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ТА ПЕРЕРЕЗПОДІЛ ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ В СТРУКТУРІ ЧАВУНУ 280X32H3Ф В ПРОЦЕСІ ЗНОСУ ТЕРТЯМ

*В работе исследована износостойкость и перераспределение легирующих элементов между фазами и структурными составляющими в чугунах в литом и термообработанном состоянии в процессе износа трением при разных нагрузках и температурах. Установлено, что уровень твердости чугуна в литом и термообработанном на бейнит состоянии после трибологических испытаний определяется как степень легированности матрицы, количеством остаточного аустенита, так и степенью легированности хромом эвтектического карбида. Рис. 6, Табл. 3. Библиогр.: 12 названий.*

**Ключевые слова:** *высокохромистый чугун, термическая обработка, аустенит, бейнит, эвтектический карбид, матрица, износостойкость, степень ликвации, твердость.*

*Wear resistance and a redistribution of alloying elements between phases and structural components in the cast iron in the cast and after heat treated stay during wear by friction at different loads and temperatures. The level of hardness in the cast iron and heat treated on bainite stay after tribological testing is defined as the degree of the matrix alloying, the amount of austenite residual, and the degree of alloying by chromium eutectic carbide. Pages 6. Tables 3. References.: 12.*

**Key words:** *high chromium cast iron, heat treatment, austenite, bainite, eutectical carbide, the matrix, wear resistance, degree of segregation, hardness.*

**Вступ.** В наш час збільшення терміну служби деталей машин, що швидко зношуються, є найважливішою проблемою сучасного машинобудування. Малий термін служби деталей знижує економічну ефективність багатьох машин і промислового устаткування та призводить до беззворотних втрат металу. Рішення цих задач безпосередньо пов'язано з підвищенням властивостей конструкційних матеріалів, зокрема, високохромистих сплавів.

Сучасні високохромисті сплави – складнолеговані багатокомпонентні сплави, різноманітні за структурою та властивостями. В залежності від хімічного складу, маси, швидкості охолодження виливків чи виду термічного оброблення матриця високохромистих сплавів може складатися з аустеніту, мартенситу та продуктів розпаду аустеніту, співвідношення яких може змінюватись в широких межах.

В наш час високохромисті сплави знайшли широке застосування в промисловості. Деталі з високохромистих сплавів працюють в умовах абразивного, ударно-абразивного зносу, а також в умовах тертя як при кімнатній, так і при підвищених температурах [1-4]. З них виготовляють прокатні валки, плити бронезахисту млинів, лопатки дробометних апаратів, кулі, що мелють, а також - прокатний інструмент (калібри і оправки для прокатування труб).

Зносостійкість високохромистих сплавів визначається кількістю, розмірами, морфологією, мікротвердістю евтектичних і вторинних карбідів і металевої основи – головних структурних складових цих сплавів.

Аналіз вітчизняної і зарубіжної літератури показав, що інформація про взаємозв'язки складу, типу матриці, механічних властивостей і показників зносостійкості білих високохромистих чавунів практично відсутня в сучасній металознавчій літературі [5-7]. В зв'язку з цим дослідження структури, фазових та структурних перетворень у білому високохромистому чавуні та розробка режимів його термічного зміцнення є актуальною задачею з точки зору підвищення експлуатаційних характеристик прокатного інструменту.

Тому метою роботи є дослідження зносостійкості та перерозподілу легуючих елементів між фазами та структурними складовими в чавуні 280X32H3Ф у литому та термообробленому стані в процесі зносу тертям при різних навантаженнях та температурах.

**Матеріал та методика досліджень.** Об'єктом дослідження в даній роботі слугували зразки високохромистого чавуну марки 280X32H3Ф в литому та термообробленому станах, хімічний склад якого наведено в таблиці 1.

Таблиця 1 - Хімічний склад високохромистого чавуну марки 280X32H3Ф

Вміст легуючих елементів, %								
C	Cr	Ni	V	Mn	Si	Cu	S	P
2,9- 3,2	30,0 - 34,0	2,8 - 3,2	0,2 - 0,3	0,3 - 0,6	не більше 1,2	не більше 0,4	не більше 0,045	не більше 0,045

Триботехнічні випробування проводили на модернізованому приладі тертя 2070 СМТ 1 за схемою «вал-площина». В якості контрольного тіла використовували Ст 45.

Розподіл легуючих елементів між фазами та структурними складовими чавунів у литому та термообробленому стані до та після випробувань на знос тертям вивчали за допомогою електронного мікроскопу JSM-840 із системою мікроаналізу “Link- 860/500” (фірма “Link Analytical”, Англія). Дослідження проводили в режимі вторинних електронів (SEI) і зворотньорозсіяних (BEI). Струм пучка становив  $I = 10^{-7} \dots 10^{-9}$  А. Напруга  $U = 20$  кВ. Час аналізу становив  $t = 100$  сек. Діаметр пучка становив  $1 \dots 1,5$  мкм. Аналіз проводили за допомогою програми ZAF4/FLS. Як еталони були обрані чисті зразки по кожному дослідженному елементу (чистота становила 99,99%). Використовували стандартні еталони фірми “Link Analytical”.

Ідентифікацію фаз у дослідному чавуні проводили методом рентгеноструктурного аналізу на дифрактометрі ДРОН - 3М у  $FeK_{\alpha}$  - випромінюванні.

Твердість зразків чавуну у литому та термообробленому стані до та після випробувань на знос тертям визначали методом Роквелла за стандартною методикою.

**Результати досліджень.** В роботі проведені випробування на зносостійкість в умовах тертя при різних навантаженнях та температурах чавуну 280X32H3Ф в литому та термообробленому на бейніт стані. Результати досліджень наведені у таблицях 2 – 3.

Таблиця 2 - Результати досліджень на зносостійкість високохромистого чавуну в литому та термообробленому стані в умовах тертя при питомому навантаженні 3 МПа та температурі випробування 20°C

Стан дослідних зразків	Швид- кість м/с	Шлях тертя, км.	Інтенсивність зношування $i$	Коефіцієнт зносостійкості $n$
Чавун 280X32H3Ф у литому стані	1	7,2	$16,7 \times 10^{-9}$	7,77
Чавун 280X32H3Ф термооброблений за режимом I: $T_{ауст}=950^{\circ}C$ , $\tau_{ауст}=1$ год.; $T_{ізот}=350^{\circ}C$ , $\tau_{ізот}=3$ год	1	7,2	$19,2 \times 10^{-9}$	7,71
Чавун 280X32H3Ф термооброблений за режимом II: $T_{ауст}=1050^{\circ}C$ , $\tau_{ауст}=1$ год.; $T_{ізот}=350^{\circ}C$ , $\tau_{ізот}=3$ год.	1	7,2	$14,4 \times 10^{-9}$	7,84

Таблиця 3 - Результати досліджень на зносостійкість високохромистого чавуну в литому та термообробленому стані в умовах тертя при навантаженні 1000 Н та температурі випробування 950°C

Стан дослідних зразків	Швид- кість м/с	Шлях тертя, км.	Інтенсив- ність зношування $i$	Коеф. тертя $\mu$	Коеф. зносостій- кості, $n$
Чавун 280X32H3Ф у литому стані	2	0,6	$3,77 \times 10^{-6}$	0,37	5,42
Чавун 280X32H3Ф термооброблений за режимом I: $T_{ауст}=950^{\circ}C$ , $\tau_{ауст}=1$ год.; $T_{ізот}=350^{\circ}C$ , $\tau_{ізот}=3$ год	2	0,6	$2,9 \times 10^{-7}$	0,38	6,53
Чавун 280X32H3Ф термооброблений за режимом II: $T_{ауст}=1050^{\circ}C$ , $\tau_{ауст}=1$ год.; $T_{ізот}=350^{\circ}C$ , $\tau_{ізот}=3$ год.	2	0,6	$1,8 \times 10^{-7}$	0,36	6,74

Аналіз даних таблиці 2 свідчить про те, що при питомому навантаженні 3 МПа та температурі випробування 20°C термічна обробка чавуну 280X32H3Ф за режимом: ( $T_{ауст}=1050^{\circ}C$ ,  $\tau_{ауст}=1$  год.;  $T_{ізот}=350^{\circ}C$ ,  $\tau_{ізот}=3$  год.) забезпечує більш високу зносостійкість (інтенсивність зносу ( $14,4 \times 10^{-9}$ ))

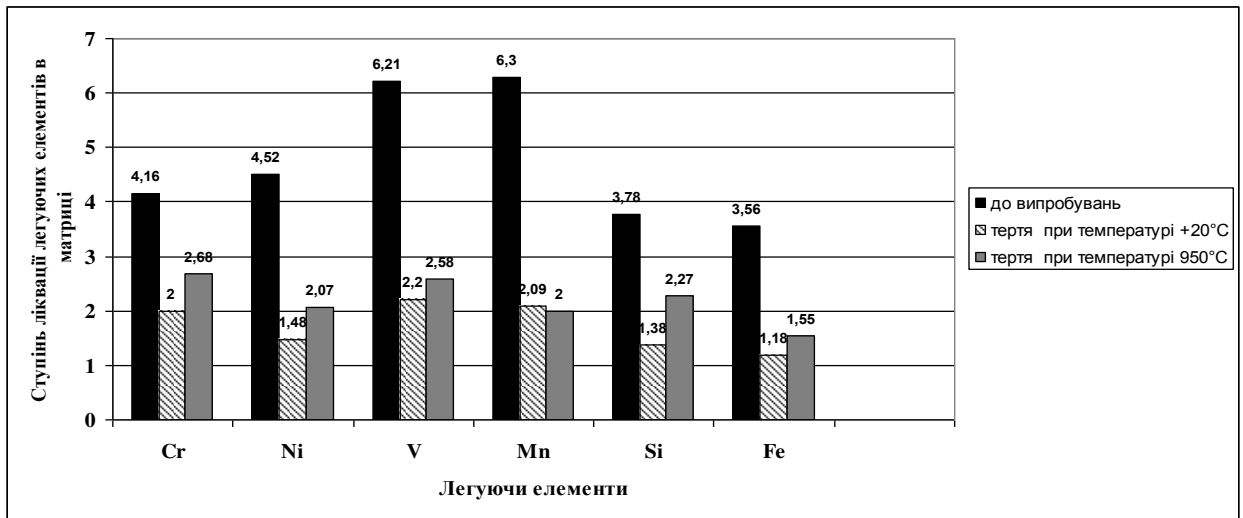
нижче, а коефіцієнт зносостійкості (7,84) вище), ніж при термічній обробці за режимом ( $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ауст}}=1$  год.;  $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ізот}}=3$  год.). Результати триботехнічних випробувань чавуну 280X32H3Ф в литому і термообробленому 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.

При навантаженні 1000 Н та температурі випробувань  $950^{\circ}\text{C}$  (табл. 3) найкращими показниками зносостійкості 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 коефіцієнт тертя ( $\mu$ ) змінюється в межах 0,36–0,38 при навантаженні 1000Н.

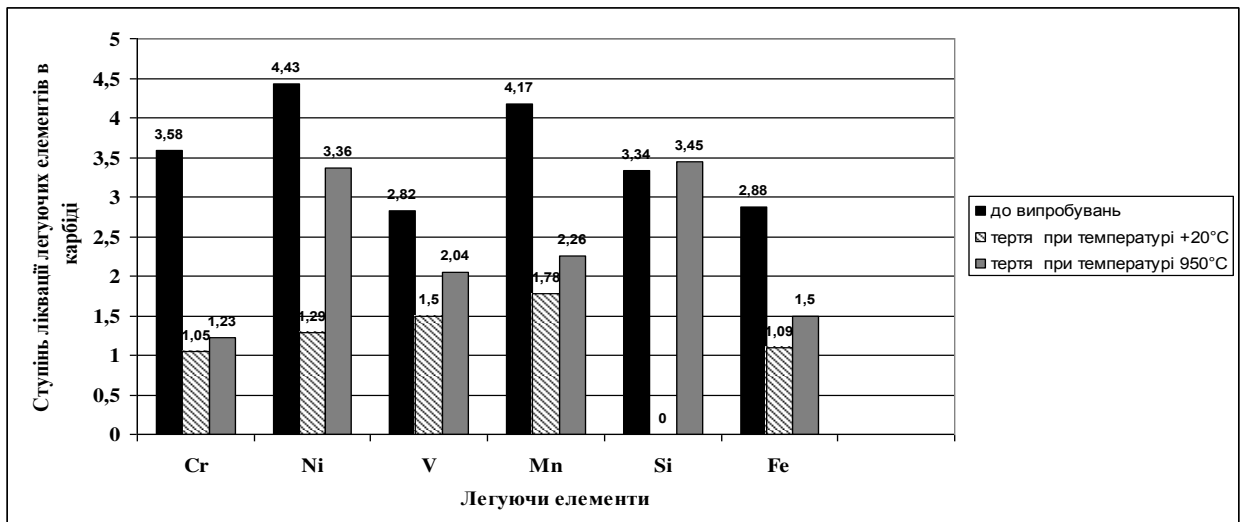
Випробування високохромистого чавуну в литому та термообробленому стані на зносостійкість в умовах тертя при різних навантаженнях та температурах призводить до фазових та структурних перетворень, а також до зміни як мікротвердості продуктів розпаду аустеніту, евтектичного карбіду так і загальної твердості дослідних зразків. Фазові та структурні перетворення, що протікають в процесі зносу тертям, пов'язані з перерозподілом легуючих елементів між фазами та структурними складовими та зміною ліквідаційної картини в процесі випробувань [8-10].

На рисунку 1 наведені данні по розподілу легуючих елементів між фазами та структурними складовими у високохромистому чавуні 280X32H3Ф в литому стані до та після зносу тертям при різних навантаженнях та температурах випробувань.

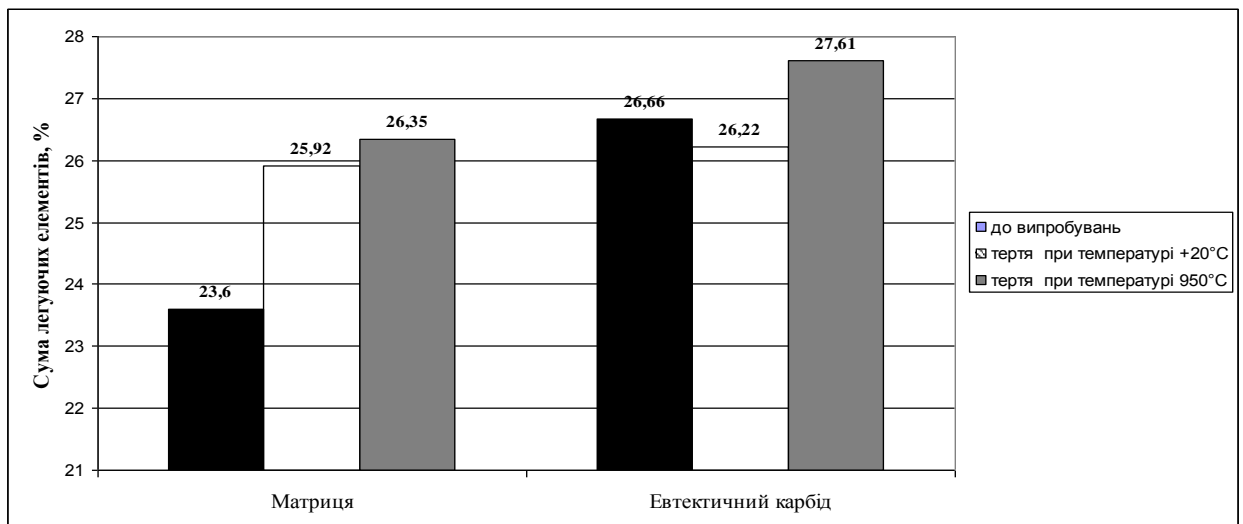
Аналіз отриманих даних по розподілу легуючих елементів між фазами та структурними складовими у вихідному литому стані (рис. 1) свідчить про значну структурну неоднорідність, що формується у високохромистому чавуні в процесі тертя. Визначено вміст хрому та легуючих елементів в карбіді  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  у дослідному чавуні. В матриці високохромистого чавуну (тобто в об'ємі дендритів первинного аустеніту, який при переохолодженні перетерплює перетворення) міститься 19,6% Cr та 2,9% Ni. В дослідженному чавуні матриця складається з продуктів розпаду аустеніту (структур перлітного класу) та залишкового метастабільного аустеніту (52%). Ступінь ліквідації хрому ( $\Delta\text{C}$ ) в матриці складає 4,16. У великій кількості хром присутній в евтектичному карбіді, ступінь ліквідації хрому ( $\Delta\text{C}$ ) в карбіді складає 3,58. Максимальна кількість нікелю зафіксована в центральних ділянках продуктів розпаду аустеніту (в матриці), в евтектичному карбіді нікель розчиняється в невеликих кількостях. Ванадій розчиняється в об'ємі дендритів аустеніту в невеликих кількостях. В евтектичному карбіді спостерігається нерівномірний розподіл ванадію по перетину кристалів, внаслідок чого ступінь ліквідації ( $\Delta\text{C}$ ) ванадію складає 2,8. Кремній розчиняється в об'ємі дендриту аустеніту, спостерігається збагачення матриці, в невеликих кількостях Si розчиняється в евтектичному карбіді [11, 12].



а



б



в

Рисунок 1 - Зміна ступеню ліквідації легуючих елементів в матриці (а), евтектичному карбіді (б) та суми легуючих елементів розчинених в матриці та евтектичному карбіді (в) в чавуні марки 280Х32Н3Ф у литому стані залежно від режиму зносу тертям

Знос тертям високохромистого чавуну 280X32H3Ф у литому стані призводить до зменшення ступеню ліквідації ( $\Delta C$ ) Cr, Ni, Mn, Si та V в матриці та евтектичному карбіді (рис. 1 а, б). Сума легуючих елементів розчинених в евтектичному карбіді та матриці (рис. 1 в) в процесі випробувань в порівнянні з вихідним станом зростає. Ліквідаційна картина, що формується в чавуні в процесі зносу, а також фазові та структурні перетворення призводять до розпаду залишкового аустеніту в матриці чавуну, підвищенню ступеню недосконалості  $\alpha$  - фази та загальної твердості (рис.2).

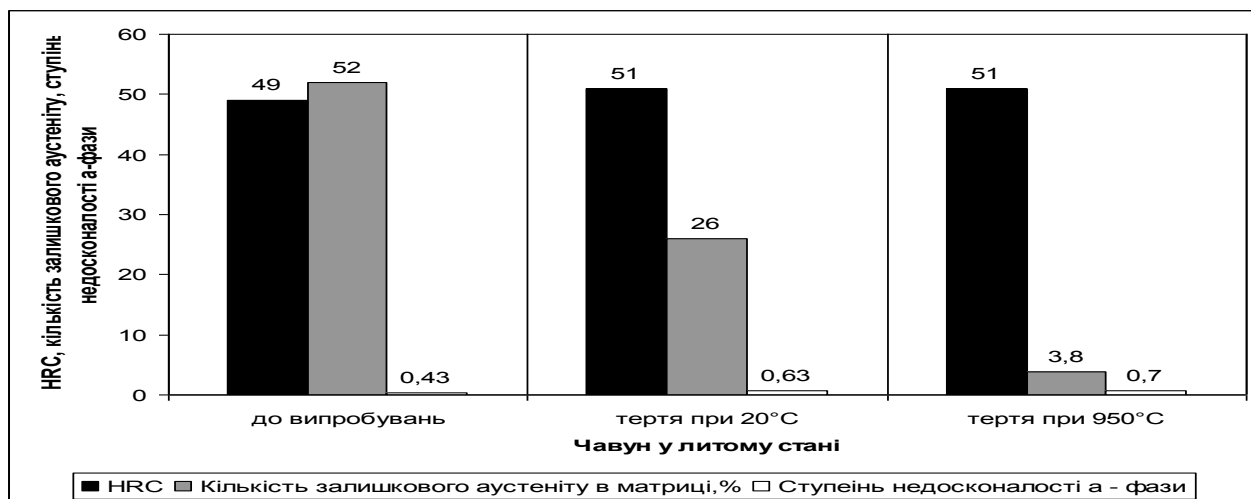
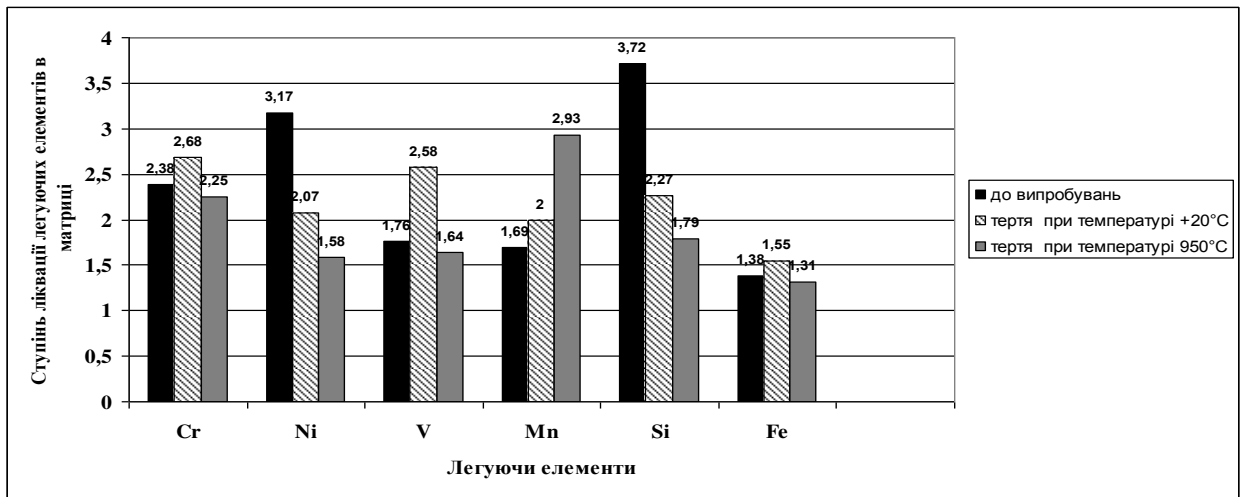


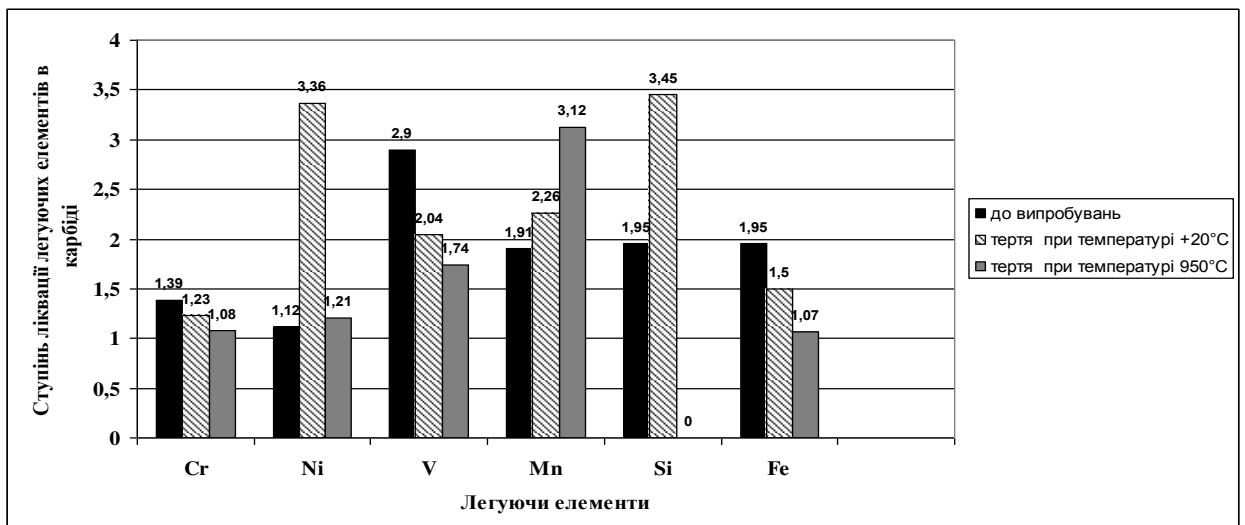
Рисунок 2 - Зміна твердості, кількості залишкового аустеніту та ступеню недосконалості  $\alpha$  - фази в чавуні марки 280X32H3Ф у литому стані залежно від режиму випробувань на тертя

Знос тертям зразків високохромистих чавунів, термооброблених на бейніт за різними режимами ( $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$ ,  $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ізот}}=3\text{год.}$ ;  $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$ ,  $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ізот}}=3\text{год.}$ ) гартування призводить до фазових та структурних перетворень, що також пов'язано з ліквідаційною картиною, яка формується в процесі трибологічних випробувань при різних навантаженнях та температурах. На рисунку 3 наведено зміну ступеню ліквідації легуючих елементів в матриці, евтектичному карбіді та суми легуючих елементів розчинених в матриці та евтектичному карбіді в чавуні марки 280X32H3Ф після термічної обробки за режимом:  $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$ ,  $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ізот}}=3\text{год.}$  залежно від режиму випробування тертям.

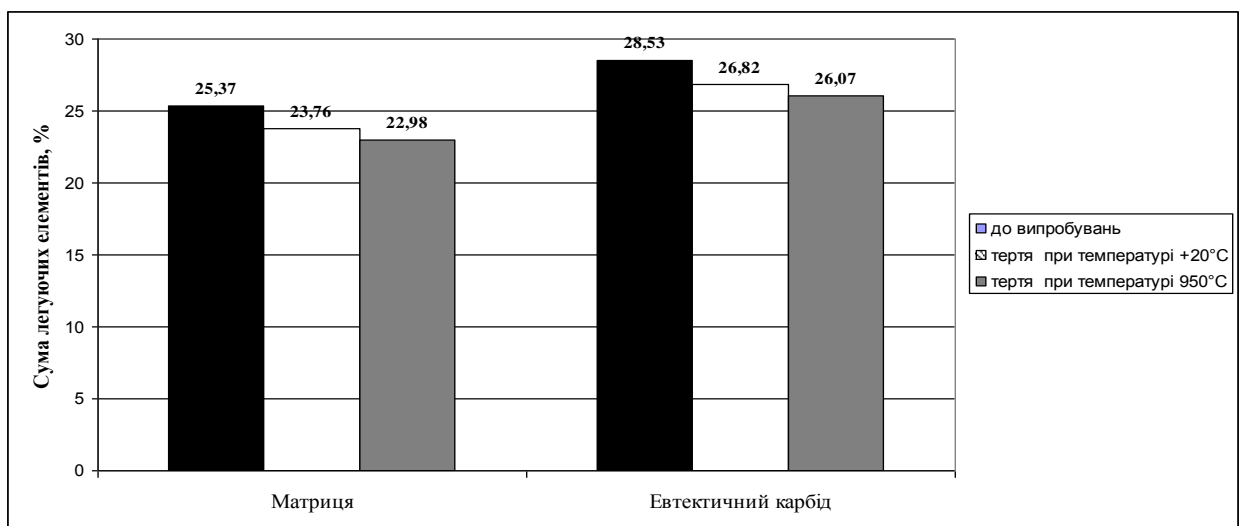
Ізотермічна обробка високохромистого чавуну у бейнітній області при температурі  $350^{\circ}\text{C}$  ( $\tau_{\text{ізот}}=3\text{ год.}$ ) і аустенітизація при температурі  $950^{\circ}\text{C}$  (рис.3) призводить в порівнянні з вихідним станом до збагачення центральних ділянок продуктів розпаду нікелем і кремнієм. Максимальна кількість нікелю зафіксована в центральних ділянках продуктів розпаду (в матриці), в евтектичному карбіді нікель розчиняється в невеликих кількостях. Ванадій дифундує з продуктів розпаду аустеніту в евтектичний карбід, внаслідок чого ступінь ліквідації ванадію по перетину матриці ( $\Delta C$ ) порівняно з вихідним литим станом практично не змінюється (1,8 / 1,76).



а



б



в

Рисунок 3 - Зміна ступеню ліквідації легуючих елементів в матриці (а), евтектичному карбіді (б) та суми легуючих елементів розчинених в матриці та евтектичному карбіді (в) в чавуні марки 280Х32Н3Ф після термічної обробки за режимом:  $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ауст}}=1\text{ год.}$ ,  $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ізот}}=3\text{ год.}$  в залежності від режиму випробувань на тертя

Спостерігається нерівномірний розподіл ванадію по перетину евтектичного карбїду, внаслідок чого ступінь ліквациї ( $\Delta C$ ) ванадію складає 2,9. Марганець перерозподіляється між матрицею та карбїдом. Вміст Mn в евтектичному карбїді знижується в 2 рази за рахунок дифузії з евтектичного карбїду в продукти розпаду. Кремній перерозподіляється в об'ємі дендриту аустенїту, спостерігається збагачення матриці, в невеликих кількостях Si розчиняється (0,18 %) в евтектичному карбїді. Хром розподіляється в матриці нерівномірно. Ступінь ліквациї хрому ( $\Delta C$ ) складає 2,38. У великій кількості хром присутній в евтектичному карбїді  $\approx 71,5\%$ , ступінь ліквациї хрому ( $\Delta C$ ) в карбїді складає 1,39 [11, 12].

Знос в умовах тертя при різних навантаженнях та температурах високохромистого чавуну термообробленого на бейніт за режимом:  $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$ ,  $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ізот}}=3\text{год.}$ , гартування призводить до перерозподілу легуючих елементів. Спостерігається:

- зменшення ступеню ліквациї ( $\Delta C$ ) Ni та Si в матриці (рис. 3 а); Cr та V в евтектичному карбїді (рис. 3 б);
- підвищення ступеню ліквациї ( $\Delta C$ ) Mn в матриці та евтектичному карбїді (рис. 3 а, б).

Зниження ступеня легованості матриці та евтектичного карбїду (рис. 3 в), призводить до зменшення кількості залишкового аустенїту та підвищенню ступіню недосконалості  $\alpha$  – фази (рис. 4). Знос при навантаженні 1000Н та температурі  $950^{\circ}\text{C}$  призводить до повного розпаду залишкового астенїту (рис.4).

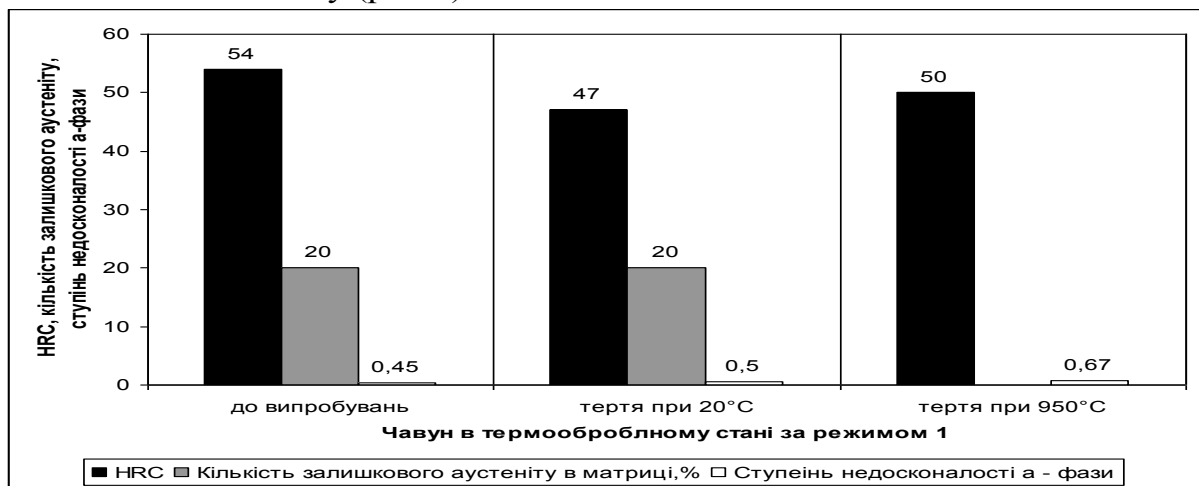
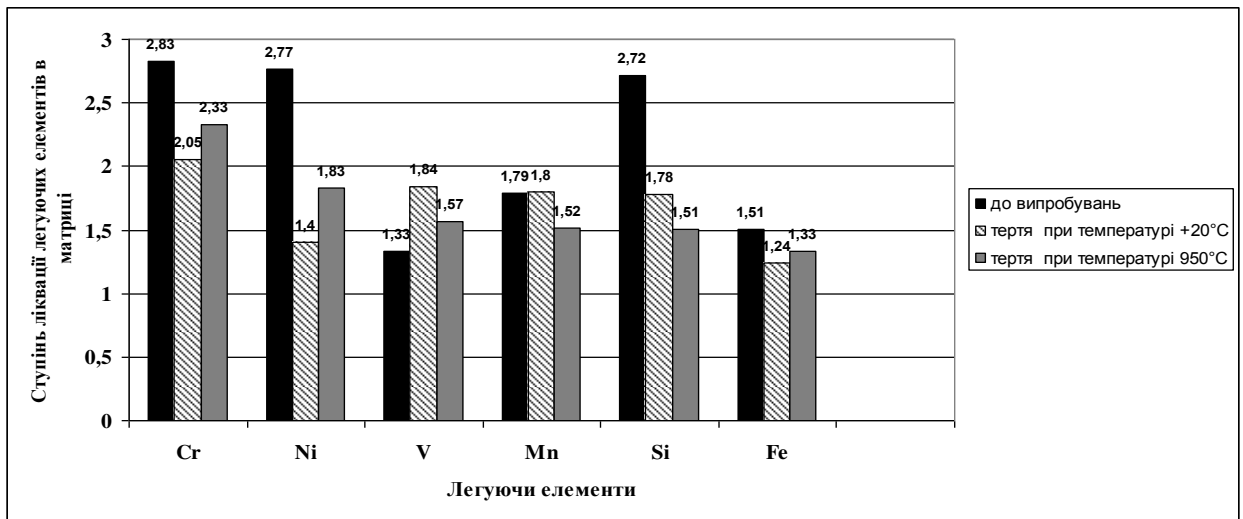


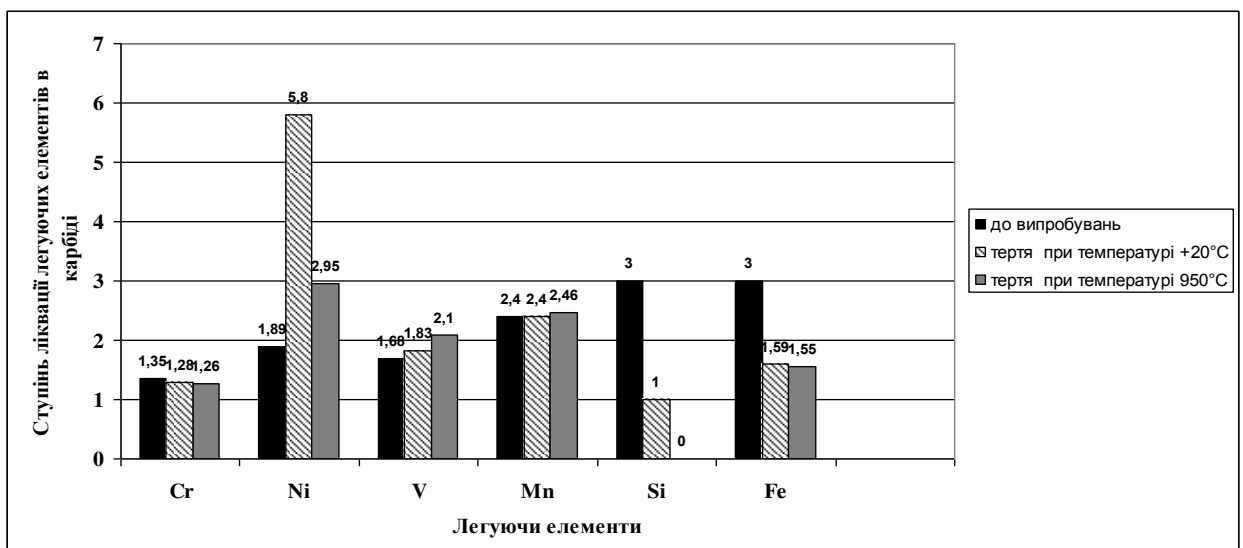
Рисунок 4 - Зміна твердості, кількості залишкового аустенїту та ступіню недосконалості  $\alpha$  - фази в чавуні марки 280X32H3Ф після термічної обробки за режимом:  $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$ ,  $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ізот}}=3\text{год.}$  в залежності від режиму тертя

На рисунку 5 наведені дані по розподілу легуючих елементів між фазами та структурними складовими у високохромистому чавуні 280X32H3Ф, термообробленому за режимом:  $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ауст}}=1\text{год.}$ ,  $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ізот}}=3\text{год.}$  до та після випробувань на знос тертям.





а



б

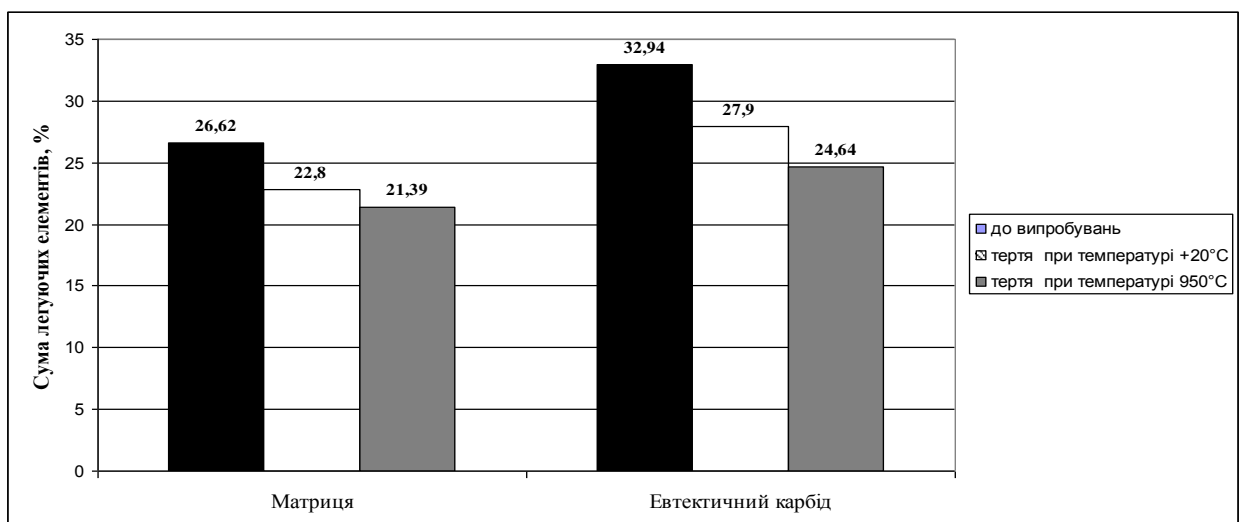


Рисунок 5 - Зміна ступеню ліквідації легуючих елементів в матриці (а), евтектичному карбіді (б) та суми легуючих елементів розчинених в матриці та евтектичному карбіді (в) в чавуні марки 280X32H3Ф після термічної обробки за режимом:  $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ауст}}=1\text{ год.}$ ,  $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ізот}}=3\text{ год.}$  залежності від режиму випробувань

Аустенітизація при температурі 1050°C та ізотермічна витримка в бейнітній області температур (при температурі 350°C ( $\tau_{\text{ізот}}=3$  год.)) (рис.5) призводить до збагачення периферійних ділянок матриці нікелем і перерозподілу його по перетину матриці. В евтектичному карбіді нікель розчиняється в невеликих кількостях. Ванадій в невеликих кількостях розчиняється в евтектичному карбіді, у залишковому аустеніті не розчиняється. Марганець зафіксований в центральних ділянках матриці. В результаті перерозподілу відбувається збагачення марганцем евтектичного карбиду. Кремній по перетину продуктів розпаду аустеніту ліквує суттєво. Максимальна його кількість розчиняється в евтектичному карбіді, спостерігається нерівномірний розподіл кремнію в евтектичному карбіді, ступінь ліквації ( $\Delta C$ ) складає 3%. Хром розподіляється в продуктах розпаду аустеніту нерівномірно, спостерігається збагачення центральних ділянок матриці, зниження вмісту хрому в евтектичному карбіді до 67% і зменшення ступеню ліквації в порівнянні з литим станом [11,12].

Знос в умовах тертя високохромистого чавуну термообробленого на бейніт 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., гартування призводить до:

- підвищення ступеню ліквації ( $\Delta C$ ) V в матриці та евтектичному карбіді, Mn та Ni в евтектичному карбіді (рис 5 а, б);
- зменшення ступеню ліквації ( $\Delta C$ ) Cr та Si в матриці та евтектичному карбіді, Ni в матриці (рис. 5 а, б);
- зниження ступеня легованості матриці та евтектичного карбиду (рис.5 в).

Випробування при різних навантаженнях та температурах призводить до зменшення кількості залишкового аустеніту до 35% та зниження ступінню недосконаlostі  $\alpha$  - фази (рис.6). Ліквацийна картина, що формується у високохромистому чавуні в процесі випробувань забезпечує високі показники зносостійкості та мінімальну інтенсивність зносу.

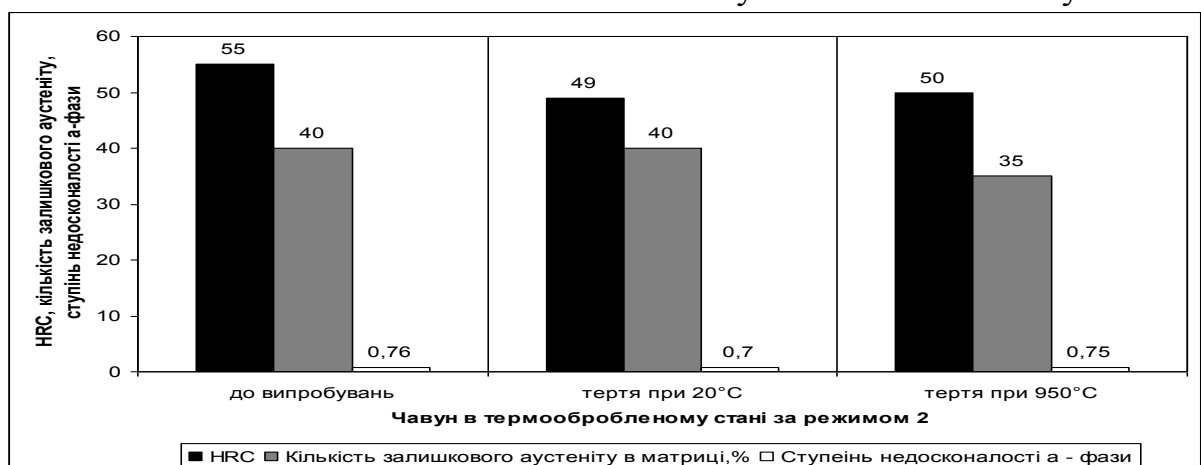


Рисунок 6 - Зміна твердості, кількості залишкового аустеніту та ступінню недосконаlostі  $\alpha$  - фази в чавуні марки 280X32H3Ф після термічної обробки за режимом:  $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ауст}}=1$  год.,  $T_{\text{ізот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ізот}}=3$  год. залежно від режиму тертя

Аналіз отриманих даних по перерозподілу легуючих елементів між фазами та структурними складовими свідчить про те, що рівень твердості чавуну у литому та термообробленому на бейніт стані після трибологічних випробувань визначається як ступенем легованості матриці, кількістю залишкового аустеніту, так і ступенем легованості хромом евтектичного карбіду.

Отже, рівень твердості та зносостійкості високохромистих чавунів визначається не лише кількістю і морфологією евтектичного карбіду ( $(Cr, Fe)_7C_3$ ), але і в значній мірі структурно-фазовим складом – ступенем легованості матриці та кількістю і ступенем недосконалості залишкового аустеніту.

Таким чином, отримані дані по перерозподілу легуючих елементів між фазами та структурними складовими свідчать про те, що для забезпечення високої зносостійкості виробів з чавуну 280X32H3Ф у промислових умовах рекомендується термічна обробка: аустенітизація при температурі 1050°C з ізотермічною витримкою в проміжній ділянці температур (350°C). Тривалість ізотермічної витримки залежить від складу чавуну і ліквідаційної картини, що формується у литому стані.

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

## Висновки

1. В роботі проведені випробування на зносостійкість в умовах тертя при нормальній та підвищених температурах і різних навантаженнях чавуну марки 280X32H3Ф в литому та термообробленому стані. Показано, що найбільшою зносостійкістю характеризується чавун термооброблений за режимом:  $T_{ауст}=1050^{\circ}C$ ,  $\tau_{ауст}=1$  год.;  $T_{ізот}=350^{\circ}C$ ,  $\tau_{ізот}=3$  год. Ізотермічне гартування високохромистого чавуну забезпечує формування наноструктурної бейнітної матриці і високі показники зносостійкості.

2. Досліджено перерозподіл легуючих елементів між фазами та структурними складовими в чавуні у литому та термообробленому стані в процесі зносу тертям при різних навантаженнях та температурах. Встановлено, що рівень твердості чавуну у литому та термообробленому на бейніт стані після трибологічних випробувань визначається як ступенем легованості матриці, кількістю залишкового аустеніту, так і ступенем легованості хромом евтектичного карбіду.

3. На підставі отриманих даних для забезпечення високої зносостійкості виробів з чавуну марки 280X32H3Ф у промислових умовах рекомендується термічна обробка: аустенітизація при температурі 1050°C з ізотермічною витримкою в проміжній ділянці температур (350°C). Тривалість ізотермічної витримки залежить від складу чавуну і ліквідаційної картини, що формується в литому стані.

## Література

1. Боуден Ф.П. Трение и смазка твердых тел. Ф.П. Боуден, Д.М.Тейбор – М.: Машиностроение, 1968.-543 с.
2. Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании / М. Н. Брыков, В. Г. Ефременко, А. В. Ефременко. – Херсон : Гринь Д. С. - 2014. – 364 с.
3. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства / Цыпин И.И. – М.: Металлургия, 1983. – 176 с.
4. Гаврилюк В. П. Абразивостойкие высокохромистые чугуны : монография / В. П. Гаврилюк, В. И. Тихонович, И. А. Шалевская, Ю. И. Гутько - Луганск, 2010. - 141 с.
5. Малинов Л.С. Повышение износостойкости сталей и чугунов за счёт получения в их структуре метастабильного аустенита и реализации эффекта самозакалки при нагружении / Л.С. Малинов, В.Л. Малинов // Металл и литьё Украины. – 2001. – N 1–2. – С. 8–11.
6. Чейлях А.П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии // Харьков: ННЦ ХФТИ. - 2003. - 212 с.
7. Куцова В.З. 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.
8. Вплив ізотермічного гартування на зносостійкість високохромистих сплавів в умовах тертя при підвищених температурах / М.В. Кіндрачук, В.З. Куцова, М.А. Ковзель, О.О. Величко // Машинознавство. – Львів. – 2013. - №7-8 (193-194). – С. 59 - 63.
9. Tribotechnical properties of high-chromium alloys in cast and heat-treated state / V.Z. Kutsova, M.A. Kovzel , A.V. Grebeneva, O.O. Velichko, Z. Stradomski // Metallurgy 2014. New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering. A collective monograph. – Czestochowa 2014. – №. 40. – P. 356 - 360.
10. Триботехнические свойства высокохромистых сплавов в литом и термообработанном состоянии при комнатной и повышенной температуре испытаний / В.З. Куцова, М.А. Ковзель, А.В. Гребенева, О.О. Величко // Metallургическая и горнорудная промышленность. – 2014. - № 3. - С. 69 - 74.
11. Куцова В.З., Ковзель М.А., Гребенева А.В. Фазовые превращения и структура высокохромистого чугуна 28X32H3Ф // Металознавство та термічна обробка металів (МТОМ). – 2010. – №. 3. – С. 26 - 40.
12. Розподіл легуючих елементів між фазами та структурними складовими в високохромистому чавуні після термічної обробки / В.З. Куцова, М.А. Ковзель, А.В. Гребенева // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: сб. научн. тр. – 22, – Днепропетровск, ИЧМ – 2010. – С. 253-272.