УДК 669.017.03 Наука

**В. З. Куцова /д. т. н./, М. А. Ковзель /к. т. н./,
А. В. Гребенева /к. т. н./, І. В. Ратнікова,
П. Ю. Швець**
Національна металургійна академія України

Вплив термічної обробки на зносостійкість та перерозподіл легуючих елементів у структурі чавуну 280×32н3ф в процесі зносу тертям

В роботі досліджено зносостійкість і перерозподіл легуючих елементів між фазами і структурними складовими в чавуні в литому і термообробленому стані в процесі зношування тертям при різних навантаженнях і температурах. Встановлено, що рівень твердості чавуну в литому і термообробленому на бейніт стані після трибологічних випробувань визначається як ступенем легованості матриці, кількістю залишкового аустеніту, так і ступенем легованості хромом евтектичного карбіду. (Іл. 6, Табл. 3. Бібліогр.: 12 назв.).

***Ключові слова**: високохромистий чавун, термічна обробка, аустеніт, бейніт, евтектичний карбід, матриця, зносостійкість, ступінь ліквації, твердість.*

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.

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

Вступ

Збільшення терміну служби деталей машин, що швидко зношуються, є найважливішою проблемою сучасного машинобудування. Короткий термін служби деталей знижує економічну ефективність багатьох машин і промислового устаткування та призводить до незворотних втрат металу. Вирішення цих завдань безпосередньо пов'язане з підвищенням властивостей конструкційних матеріалів, зокрема високохромистих сплавів.

Сучасні високохромисті сплави – складнолеговані багатокомпонентні сплави, різноманітні за структурою та властивостями. Залежно 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 у широких межах.

У 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]. У зв'язку з цим дослідження структури, фазових та структурних перетворень у білому високохромистому чавуні та розробка режимів його термічного зміцнення є актуальним завданням 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 280Х32Н3Ф у литому та термообробленому стані в процесі зносу тертям при різних навантаженнях і температурах.

Матеріал та методика досліджень

Об'єктом дослідження в цій роботі були зразки високохромистого чавуну марки 280Х32Н3Ф

© В. З. Куцова /д. т. н./, М. А. Ковзель /к. т. н./, А. В. Гребенева /к. т. н./, І. В. Ратнікова, П. Ю. Швець, 2016 г.

в литому та термообробленому станах, хімічний склад якого наведено в табл. 1.

Триботехнічні випробування проводили на модернізованому приладі тертя 2070 СМТ 1 за схемою «вал – площина». Як контрольне тіло 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 зворотнорозсіяних (BEI). Струм пучка становив I = 10-7...10-9 А. Напруга U = 20 кВ. Час аналізу становив t = 100 сек. Діаметр пучка становив 1...1,5 мкм. Аналіз проводили за допомогою програми ZAF4/FLS. Як еталони були обрані чисті зразки за кожним досліджуваним елементом (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_a-випромінюванні.

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

Результати досліджень

У роботі проведено випробування на зносостійкість в умовах тертя при різних навантаженнях і температурах чавуну 280Х32Н3Ф в литому і термообробленому на бейніт стані. Результати досліджень наведено в табл. 2 і 3.

Таблиця 1

Хімічний склад високохромистого чавуну марки 280Х32Н3Ф

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

Таблиця 2

Результати досліджень на зносостійкість високохромистого чавуну в литому і термообробленому стані в умовах тертя при питомому навантаженні 3 МПа і температурі випробування 20 °С

Стан дослідних зразків	Швидкість, м/с	Шлях тертя, км	Інтенсивність зношування *i*	Коефіцієнт зносостійкості n
Чавун 280Х32Н3Ф у литому стані	1	7,2	$16,7\times10^{-9}$	7,77
Чавун 280Х32Н3Ф термооброблений за режимом I: $T_{ауст}$ = 950 °С, $\tau_{ауст}$ = 1 год; $T_{ізот}$ = 350 °С, $\tau_{ізот}$ = 3 год	1	7,2	$19,2\times10^{-9}$	7,71
Чавун 280Х32Н3Ф термооброблений за режимом II: $T_{ауст}$ = 1050 °С, $\tau_{ауст}$ = 1 год; $T_{ізот}$ = 350 °С, $\tau_{ізот}$ = 3 год	1	7,2	$14,4\times10^{-9}$	7,84

Таблиця 3

Результати досліджень на зносостійкість високохромистого чавуну в литому і термообробленому стані в умовах тертя при навантаженні 1000 Н та температурі випробування 950 °С

Стан дослідних зразків	Швидкість, м/с	Шлях тертя, км	Інтенсивність зношування *i*	Коефіцієнт тертя μ	Коефіцієнт зносостійкості, n
Чавун 280Х32Н3Ф у литому стані	2	0,6	$3,77\times10^{-6}$	0,37	5,42
Чавун 280Х32Н3Ф термооброблений за режимом I: $T_{ауст}$ = 950 °С, $\tau_{ауст}$ = 1 год; $T_{ізот}$ = 350 °С, $\tau_{ізот}$ = 3 год	2	0,6	$2,9\times10^{-7}$	0,38	6,53
Чавун 280Х32Н3Ф термооброблений за режимом II: $T_{ауст}$ = 1050 °С, $\tau_{ауст}$ = 1 год; $T_{ізот}$ = 350 °С, $\tau_{ізот}$ = 3 год	2	0,6	$1,8\times10^{-7}$	0,36	6,74

Аналіз даних табл. 2 свідчить про те, що при питомому навантаженні 3 МПа і температурі випробування 20 °С термічна обробка чавуну 280Х32Н3Ф за режимом: ($Т_{аust}$ = 1050 °С, $\tau_{аust}$ = 1 год; $Т_{ізот}$ = 350 °С, $\tau_{ізот}$ = 3 год) забезпечує більш високу зносостійкість (інтенсивність зносу ($14{,}4\times10^{-9}$) нижче, а коефіцієнт зносостійкості (7,84) вище), ніж при термічній обробці за режимом ($Т_{аust}$ = 950 °С, $\tau_{аust}$ = 1 год; $Т_{ізот}$ = 350 °С, $\tau_{ізот}$ = 3 год). Результати триботехнічних випробувань чавуну 280Х32Н3Ф в литому і термообробленому стані за режимом: $Т_{аust}$ = 1050 °С, $\tau_{аust}$ = 1 год; $Т_{ізот}$ = 350 °С, $\tau_{ізот}$ = 3 год близькі.

При навантаженні 1000 Н і температурі випробувань 950 °С (табл. 3) найкращими показниками зносостійкості характеризується чавун, термооброблений за режимом: $Т_{аust}$ = 1050 °С, $\tau_{аust}$ = 1 год; $Т_{ізот}$ = 350 °С, $\tau_{ізот}$ = 3 год. інтенсивність зношування мінімальна, а коефіцієнт зносостійкості – найвищий. Не менш важливим є й той експериментальний факт, що коефіцієнт тертя (μ) змінюється в межах 0,36–0,38 при навантаженні 1000 Н.

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

На рис. 1 наведено данні щодо розподілу легуючих елементів між фазами та структурними складовими у високохромистому чавуні 280Х32Н3Ф в литому стані до та після зносу тертям при різних навантаженнях і температурах випробувань.

Аналіз отриманих даних щодо 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 Cr_7C_3 у дослідному чавуні. В матриці високохромистого чавуну (тобто в об'ємі дендритів первинного аустеніту, який при переохолодженні зазнає перетворень) міститься 19,6 % Cr та 2,9 % Ni. В дослідженому чавуні матриця складається з продуктів розпаду аустеніту (структур перлітного класу) та залишкового метастабільного аустеніту (52 %). Ступінь ліквації хрому (ΔС) в матриці складає 4,16. У великій кількості хром присутній в евтектичному карбіді, ступінь ліквації хрому (ΔС) 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 ліквації (ΔС) ванадію складає 2,8. Кремній розчиняється в об'ємі дендриту аустеніту, спостерігається збагачення матриці, в невеликих кількостях Si розчиняється в евтектичному карбіді [11; 12].

Знос тертям високохромистого чавуну 280Х32Н3Ф у литому стані призводить до зменшення ступеня ліквації (ΔС) Cr, Ni, Mn, Si та V в матриці та евтектичному карбіді (рис. 1а, 1б). Сума легуючих елементів розчинених в евтектичному карбіді та матриці (рис. 1в) в процесі випробувань порівняно з вихідним станом зростає. Ліквацийна картина, що формується в чавуні в процесі зносу, а також фазові та структурні перетворення призводять до розпаду залишкового аустеніту в матриці чавуну, підвищенню ступеня недосконалості а-фази та загальної твердості (рис. 2).

Знос тертям зразків високохромистих чавунів, термооброблених на бейніт за різними режимами ($Т_{аust}$ = 950 °С, $\tau_{аust}$ = 1 год, $Т_{ізот}$ = 350 °С, $\tau_{ізот}$ = 3 год; $Т_{аust}$ = 1050 °С, $\tau_{аust}$ = 1 год, $Т_{ізот}$ = 350 °С, $\tau_{ізот}$ = 3 год) гартування призводить до фазових та структурних перетворень, що також пов'язано з ліквацийною картиною, яка формується в процесі трибологічних випробувань при різних навантаженнях і температурах. На рис. 3 наведено зміну ступеня ліквації легуючих елементів у матриці, евтектичному карбіді та суми легуючих елементів, розчинених у матриці та евтектичному карбіді в чавуні марки 280Х32Н3Ф після термічної обробки за режимом: $Т_{аust}$ = 950 °С, $\tau_{аust}$ = 1 год, $Т_{ізот}$ = 350 °С, $\tau_{ізот}$ = 3 год залежно від режиму випробування тертям.

Ізотермічна обробка високохромистого чавуну в бейнітній області при температурі 350 °С ($\tau_{ізот}$ = 3 год) і аустенітизація при температурі 950 °С (рис. 3) призводить порівняно 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 ліквації ванадію по перетину матриці (ΔС) порівняно з вихідним литим станом практично не змінюється (1,8 / 1,76).

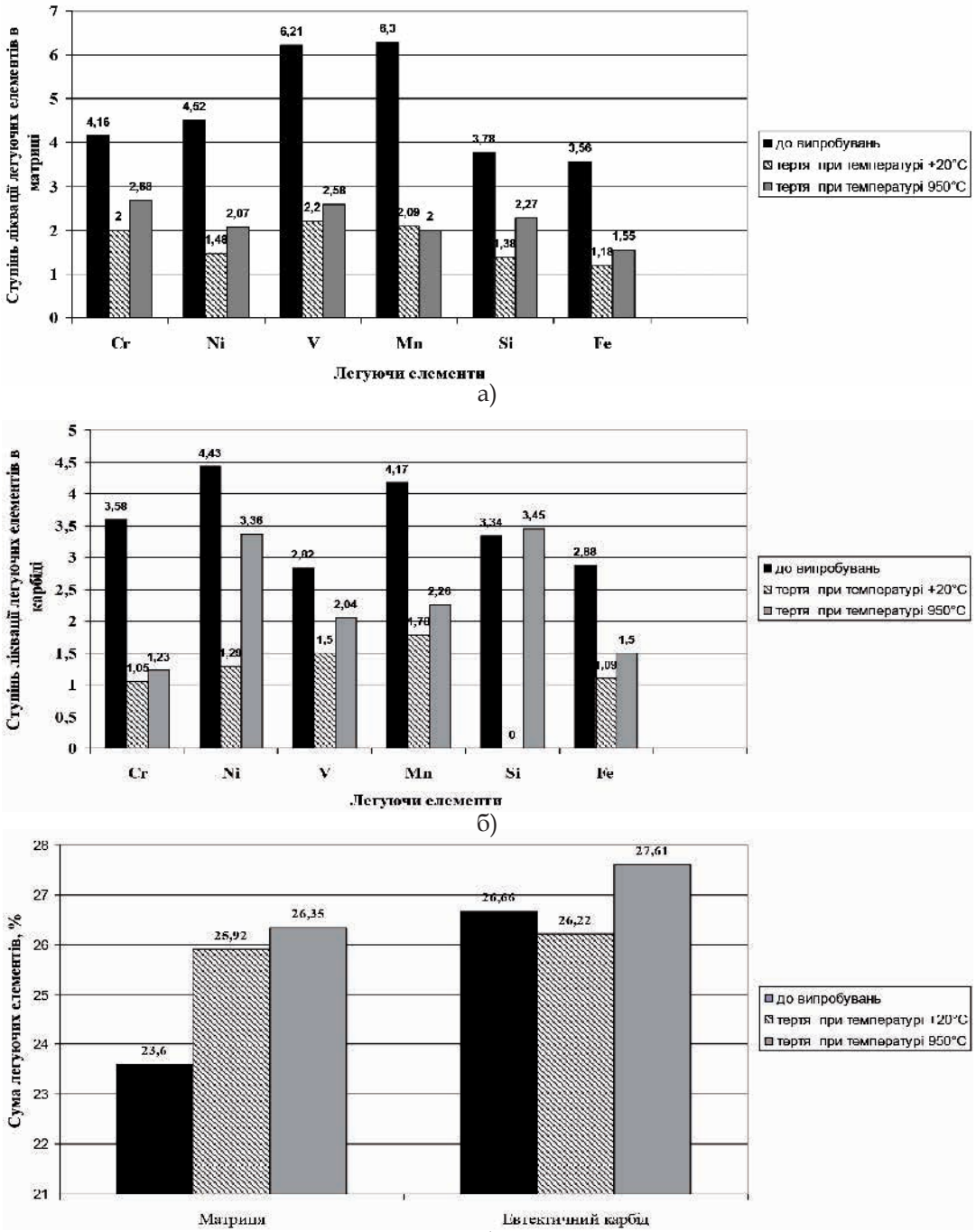


Рис. 1. Зміна ступеня ліквації легуючих елементів в матриці (а), евтектичному карбіді (б) та суми легуючих елементів розчинених в матриці та евтектичному карбіді (в) в чавуні марки 280Х32Н3Ф у литому стані залежно від режиму зносу тертям

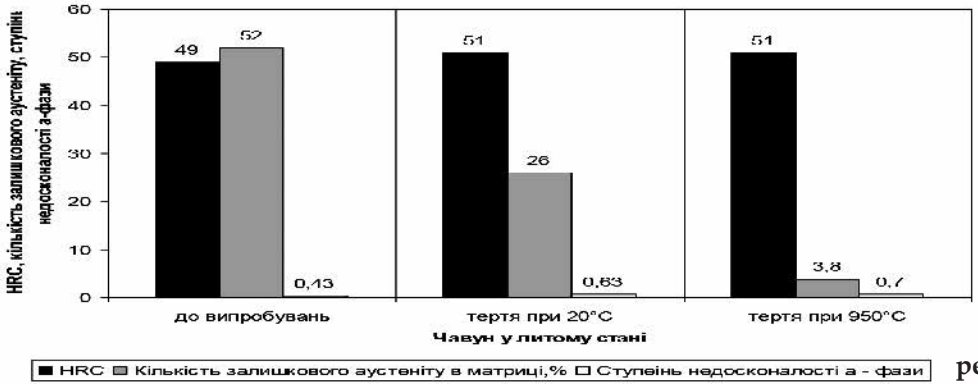


Рис. 2. Зміна твердості, кількості залишкового аустеніту та ступеня недосконалості α-фази в чавуні марки 280Х32Н3Ф у литому стані залежно від режиму випробувань на тертя

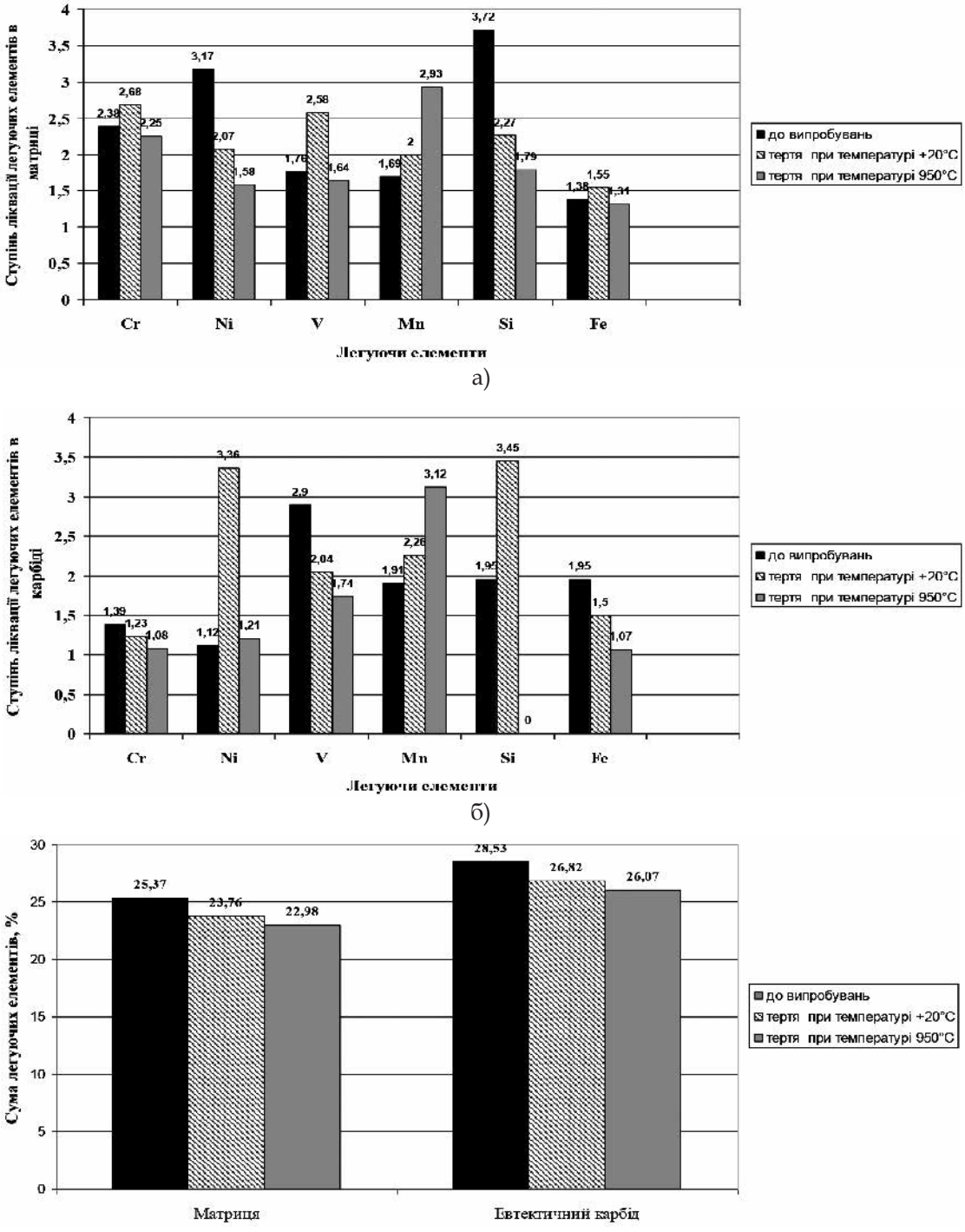


Рис. 3. Зміна ступеня ліквації легуючих елементів у матриці (а), евтектичному карбіді (б) та суми легуючих елементів, розчинених в матриці та евтектичному карбіді (в) в чавуні марки 280Х32Н3Ф після термічної обробки за режимом: $T_{ауст}$ = 950 °С, $\tau_{ауст}$ = 1 год, $T_{ізот}$ = 350 °С, $\tau_{ізот}$ = 3 год залежно від режиму випробувань на тертя

Спостерігається нерівномірний розподіл ванадію по перетину евтектичного карбіду, внаслідок чого ступінь ліквації (ΔС) ванадію складає 2,9. Марганець перерозподіляється між матрицею та карбідом. Вміст Mn в евтектичному карбіді знижується в 2 рази за рахунок дифузії з евтектичного карбіду в продукти розпаду. Кремній перерозподіляється в об'ємі дендриту аустеніту, спостерігається збагачення матриці, в невеликих кількостях Si розчиняється (0,18 %) в евтектичному карбіді. Хром розподіляється в матриці нерівномірно. Ступінь ліквації хрому (ΔС) складає 2,38. У великій кількості хром присутній в евтектичному карбіді ≈71,5 %, ступінь ліквації хрому (ΔС) в карбіді складає 1,39 [11; 12].

Знос в умовах тертя при різних навантаженнях і температурах високохромистого чавуну термообробленого на бейніт за режимом:

$T_{ауст}$ = 950 °С, $\tau_{ауст}$ = 1 год, $T_{ізот}$ = 350 °С, $\tau_{ізот}$ = 3 год, гартування призводить до перерозподілу легуючих елементів. Спостерігається:

– зменшення ступеня ліквації (ΔС) Ni та Si в матриці (рис. 3а); Cr та V в евтектичному карбіді (рис. 3б);

– підвищення ступеня ліквації (ΔС) Mn в матриці та евтектичному карбіді (рис. 3а, 3б).

Зниження ступеня легованості матриці та евтектичного карбіду (рис. 3в) призводить до зменшення кількості залишкового аустеніту та підвищення ступеня недосконалості α-фази (рис. 4). Знос при навантаженні 1000 Н і температурі 950 °С призводить до повного розпаду залишкового аустеніту (рис. 4).

На рис. 5 наведено дані щодо розподілу легуючих елементів між фазами та структурними складовими у високохромистому чавуні 280Х32Н3Ф, термообробленому за режимом: $T_{ауст}$ = 1050 °С, $\tau_{ауст}$ = 1 год, $T_{ізот}$ = 350 °С, $\tau_{ізот}$ = 3 год. до та після випробувань на знос тертям.

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

Знос в умовах тертя високохромистого чавуну, термообробленого на бейніт за режимом: $T_{ауст}$ = 1050 °С, $\tau_{ауст}$ = 1 год, $T_{ізот}$ = 350 °С, $\tau_{ізот}$ = 3 год гартування, призводить до:

– підвищення ступеня ліквації (ΔС) V в матриці та евтектичному карбіді, Mn та Ni в евтектичному карбіді (рис. 5а, 5б);

– зменшення ступеня ліквації (ΔС) Cr та Si в матриці та евтектичному карбіді, Ni в матриці (рис. 5а, 5б);

– зниження ступеня легованості матриці та евтектичного карбіду (рис. 5в).

Випробування при різних навантаженнях і температурах призводить до зменшення кількості залишкового аустеніту до 35 % та зниження ступеня недосконалості α-фази (рис. 6). Ліквaційна картина, що формується у високохромистому чавуні в процесі випробувань, забезпечує високі показники зносостійкості та мінімальну інтенсивність зносу.

Аналіз отриманих даних за перерозподілом легуючих елементів між фазами та структурними складовими свідчить про те, що рівень твердості чавуну в 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 значною мірою структурно-фазовим

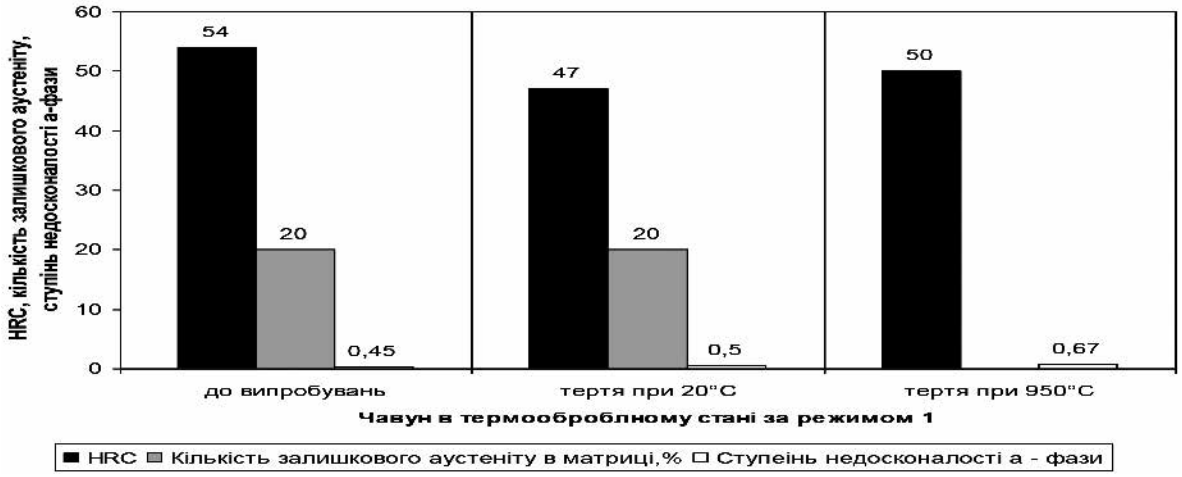
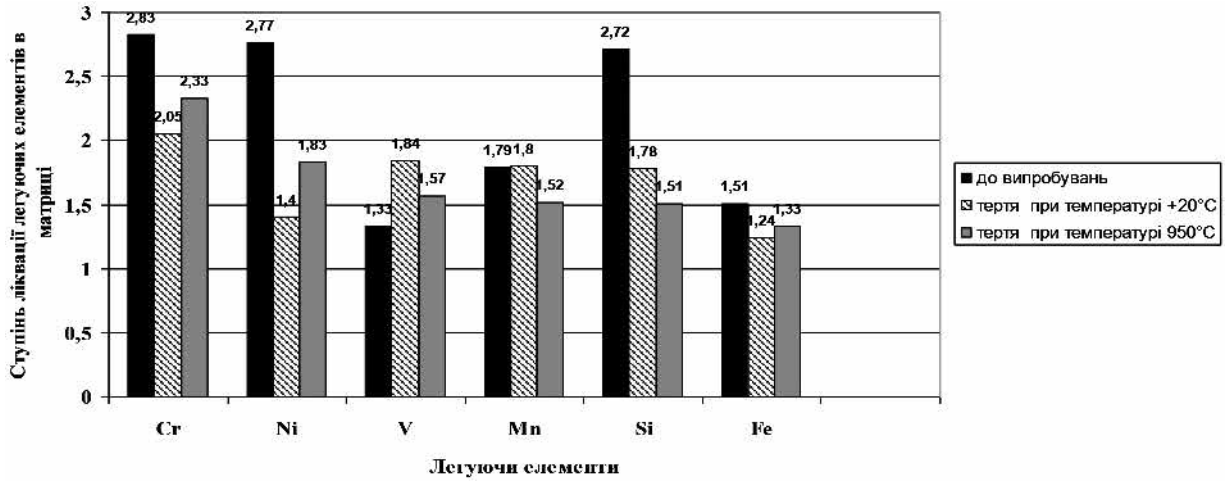
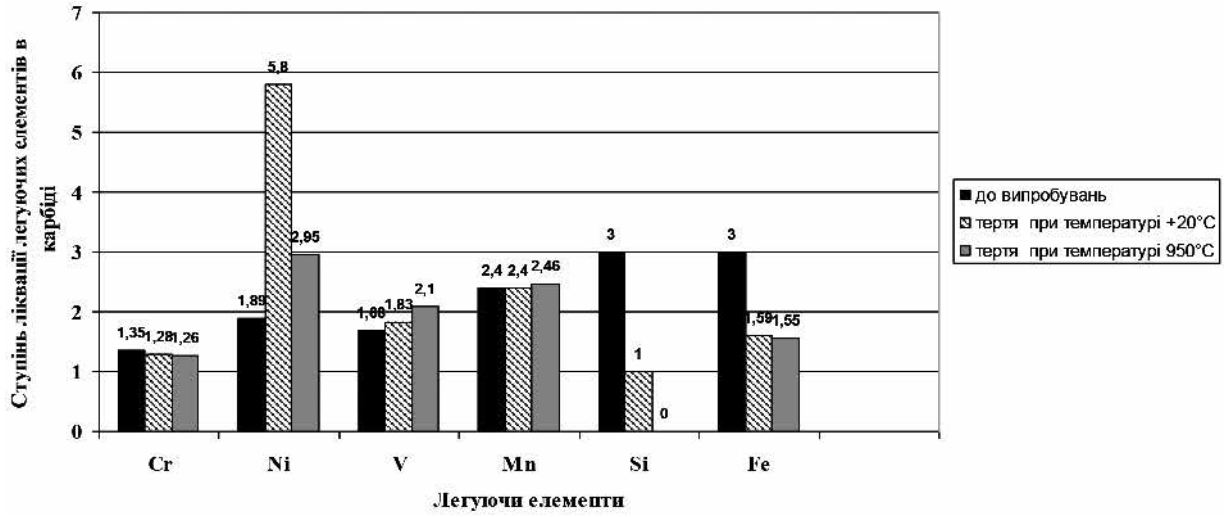


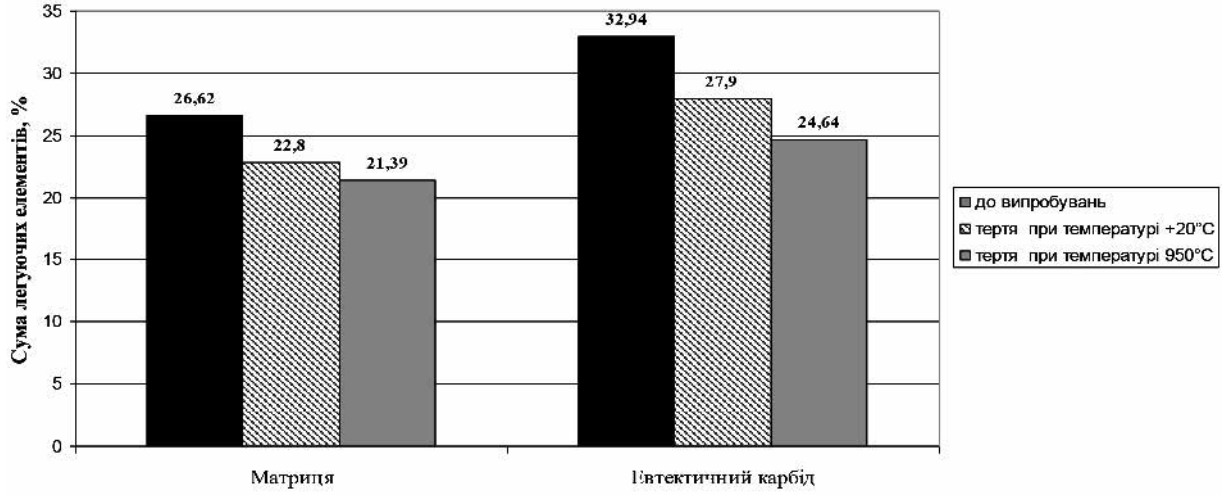
Рис. 4. Зміна твердості, кількості залишкового аустеніту та ступеня недосконалості α-фази в чавуні марки 280Х32Н3Ф після термічної обробки за режимом: $T_{ауст}$ = 950 °С, $\tau_{ауст}$ = 1 год, $T_{ізот}$ = 350 °С, $\tau_{ізот}$ = 3 год залежно від режиму тертя



а)



б)



в)

Рис. 5. Зміна ступеня ліквації легуючих елементів у матриці (а), евтектичному карбіді (б) та суми легуючих елементів, розчинених у матриці та евтектичному карбіді (в) в чавуні марки 280Х32Н3Ф після термічної обробки за режимом: $T_{ауст}$ = 1050 °С, $\tau_{ауст}$ = 1 год, $T_{ізот}$ = 350 °С, $\tau_{ізот}$ = 3 год залежно від режиму випробувань

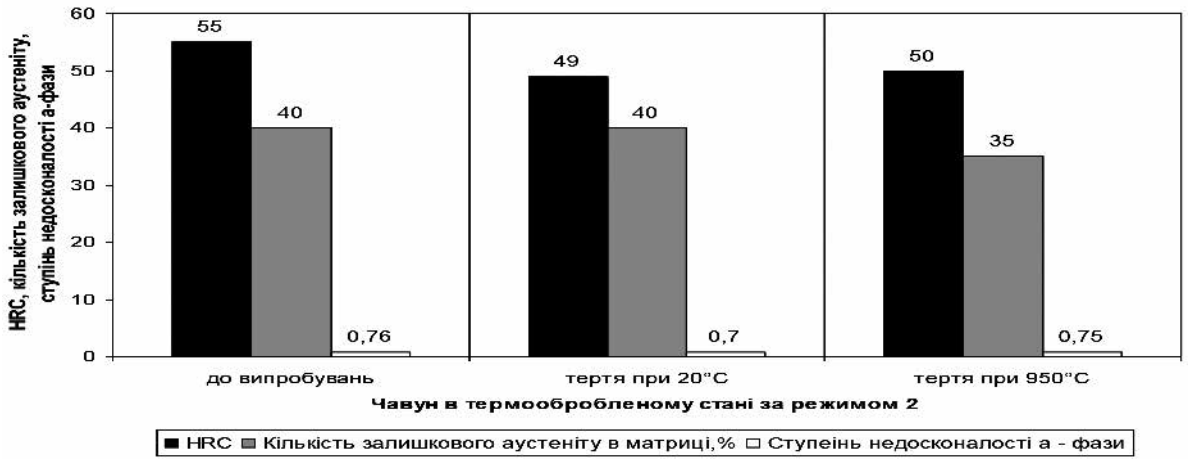


Рис. 6. Зміна твердості, кількості залишкового аустеніту та ступеня недосконалості α-фази в чавуні марки 280Х32Н3Ф після термічної обробки за режимом: $T_{ауст}$ = 1050 °С, $\tau_{ауст}$ = 1 год, $T_{ізот}$ = 350 °С, $\tau_{ізот}$ = 3 год залежно від режиму тертя

складом – ступенем легованості матриці та кількістю і ступенем недосконалості залишкового аустеніту.

Таким чином, отримані дані за перерозподілом легуючих елементів між фазами та структурними складовими свідчать про те, що для забезпечення високої зносостійкості виробів з чавуну 280Х32Н3Ф у промислових умовах рекомендується термічна обробка: аустенітизація при температурі 1050 °С з ізотермічною витримкою в проміжній ділянці температур (350 °С). Тривалість ізотермічної витримки залежить від складу чавуну і ліквацийної 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 цього матеріалу.

Висновки

1. У роботі наведено результати випробувань на зносостійкість в умовах тертя при нормальній та підвищених температурах і різних навантаженнях чавуну марки 280Х32Н3Ф в литому та термообробленому стані. Показано, що найбільшою зносостійкістю характеризується чавун, термооброблений за режимом: $T_{ауст}$ = 1050 °С, $\tau_{ауст}$ = 1 год.; $T_{ізот}$ = 350 °С, $\tau_{ізот}$ = 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 і термообробленому стані в процесі зносу тертям при різних навантаженнях і температурах. Встановлено, що рівень твердості чавуну в литому і 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 280Х32Н3Ф у промислових умовах рекомендується термічна обробка: аустенітизація при температурі 1050 °С з ізотермічною витримкою в проміжній ділянці температур (350 °С). Тривалість ізотермічної витримки залежить від складу чавуну і ліквацийної картини, що формується в литому стані.

Бібліографічний список

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 / И. И. Цыпин. – 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. – № 1–2. – С. 8–11.

6. Чейлях А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие техноло-

ги / А. П. Чейлях. – 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. Гребенєва, О. О. Величко // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2014. – № 3. – С. 69–74.

11. Куцова В. З. Фазовые превращения и структура высокохромистого чугуна 28Х32Н3Ф / В. З. Куцова, М. А. Ковзель, А. В. Гребенева // 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. Гребенєва // Фундаметнальные и прикладные проблемы черной металлургии: сб. научн. тр. 22. – Днепропетровск, ИЧМ, 2010. – С. 253–272.

Поступила 09.12.2015