

**Присяжнюк П.М.,  
Бурда М.Й.**

Івано - Франківський національний  
технічний університет нафти і газу,  
м. Івано - Франківськ, Україна  
**E-mail:** zvd@nung.ua

## Триботехнічні властивості карбідосталі NbC - сталь Гадфільда

УДК 621.891: 669.621

У роботі досліджено триботехнічні властивості (коефіцієнт тертя та зносостійкість) карбідосталі NbC - сталь Гадфільда в умовах тертя ковзання по сталі 45 за схемою "циліндр - площина".

Результати показують, що у процесі тертя на поверхні тертя карбідосталі формується зміцнений шар мікротвердість якого у ~ 1,3 рази перевищує мікротвердість основи. Такий характер зміни властивостей пов'язаний із субструктурним зміцненням матричної фази у міжзеренному просторі.

**Ключові слова:** зносостійкість, інтенсивність зношування, просочування, карбід ніобію, безвольфрамові тверді сплави, зміцнення.

### Вступ

Розроблення композиційних матеріалів триботехнічного призначення передбачає, насамперед поєднання таких властивостей, як низькі значення коефіцієнта тертя, висока зносостійкість, здатність чинити опір схоплюванню при високих навантаженнях. Одними із типів матеріалів, що володіють такими властивостями є карбідосталі [3]. Антифрикційні властивості карбідосталей залежать від фізико-механічних властивостей компонентів, дисперсності та форми зерен керамічної фази, характеру їх розподілу у сталій матриці та її здатності утримувати керамічні зерна.

Серед відомих композитів триботехнічного призначення з матричною фазою на основі сплавів заліза найбільш широке застосування мають матеріали на основі TiC, WC, Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> зі зв'язками із вуглецевих та легованих сталей. Їх використовують для виготовлення деталей, для яких необхідна висока зносостійкість, наприклад, важконавантажених підшипників ковзання, напрямних і т. п. [1].

Перспективність застосування у парах композитів у яких матрична фаза здатна до наклепу при пластичній деформації, а як армуюча фаза використовуються тугоплавкі металоподібні сполуки обґрунтована у роботі [2]. Підвищення робочих навантажень та скорочення припрацювання при цьому досягається за рахунок локалізації процесу зношування у тонкому поверхневому шарі зі специфічною субструктурою. Властивістю зміцнюватись при пластичній деформації володіють зокрема, високомарганцеві сталі (сталь Гадфільда). Їх поєднання з дисперсними тугоплавкими сполуками у монолітному матеріалі створює передумови для отримання комплексу високих антифрикційних властивостей (низького та стабільного коефіцієнту тертя у широкому діапазоні навантажень та швидкостей ковзання, низької інтенсивності зношування) [3]. Триботехнічні дослідження карбідосталей WC – високомарганцева сталь проведені у роботі [4]. Результати показують, що при високих швидкостях ковзання (до 37 м/с) на поверхні карбідосталі формується зносостійкий поверхневий шар з високою зносостійкістю, яка зумовлена появою у структурі поряд із карбідною та  $\gamma$  фазою дисперсних мартенситних  $\alpha$  та  $\epsilon$  фаз. Це досягається за рахунок інтенсивного розігрівання поверхні та швидкого відведення тепла, що викликає інтенсифікацію дифузійних процесів, фазові перетворення та фрагментацію поверхні тертя. Однак, субструктурне зміцнення поверхні тертя сталі Гадфільда (без фазових перетворень) спостерігається також при низьких швидкостях ковзання (до 0,3 м/с) при збільшенні питомого навантаження [5]. Тому актуальним є дослідження триботехнічних властивостей карбідосталей матрична фаза яких представляє собою здатний до наклепу марганцевий аустеніт в умовах високих питомих навантажень при відносно низьких швидкостях ковзання.

### Мета і постановка задачі

Метою даної роботи є дослідження триботехнічних властивостей (коефіцієнту тертя та інтенсивності зношування) залежно від навантаження, а також встановлення механізму зношування карбідосталі NbC – сталь Гадфільда, для отримання антифрикційного матеріалу, що поєднує у собі високу зносостійкість із здатністю до зміцнення поверхневого шару у процесі тертя за рахунок наклепу матричної фази.

### Матеріали та методика досліджень

Для отримання карбідосталей було використано метод просочування спеченого пористого карбідного каркасу із попередньо спресованого та спеченого порошку NbC за (ТУ 6-09-03-6-75) (з середнім розміром частинок ~ 5 мкм) розплавом високомарганцевої сталі марки 110Г13Л ГОСТ 977-88 в інертному середовищі (аргон) за методикою описаною у роботі [6].

Мікроструктура отриманої карбідосталі (рис. 1) представляє собою рівномірно розподілені частинки NbC призматичної форми розмірами від 1 до 10 мкм розміщені у сталій матриці із марганцевого аустеніту. Методом кількісної мікроскопії встановлено, що об'єм сталі складової у матеріалі становить ~ 40 %, при цьому пори в матеріалі практично відсутні.

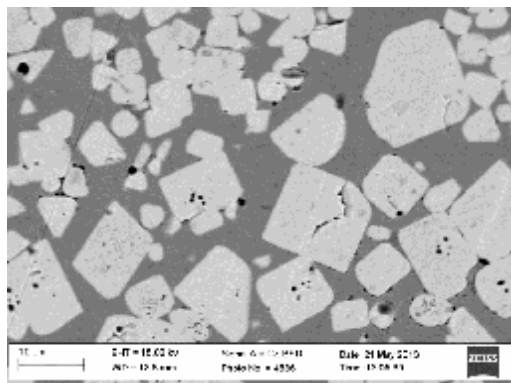


Рис. 1 – Структура карбідосталі NbC - сталь Гадфільда отриманої методом просочування (NbC – 60 об. %)

Для композитів з каркасною будовою (до яких відносяться кермети отримані методом просочування) значення модуля Юнга знаходиться в межах, що за даними [7] задаються співвідношеннями:

$$(1 - C_v)^2 + \left(\frac{E_B}{E_A}\right) C_v^2 + \frac{2\left(\frac{E_B}{E_A}\right) C_v (1 - C_v)}{C_v + \left(\frac{E_B}{E_A}\right) (1 - C_v)} \leq \frac{E_K}{E_A}, \quad (1)$$

та

$$\frac{E_K}{E_A} \leq \left[ \frac{1 - C_v}{1 - C_v^2 + \left(\frac{E_B}{E_A}\right) C_v^2} + \frac{C_v}{(1 - C_v)^2 + \left(\frac{E_B}{E_A}\right) (2 - C_v) C_v} \right]^{-1}, \quad (2)$$

де  $E_A$  та  $E_B$  – модулі пружності матриці та армучих частинок відповідно;

$C_v$  – геометричний параметр, що пов'язаний із об'ємною часткою матричної фази  $V_A$  рівнянням:

$$V_A = C_v^2 (3 - 2C_v). \quad (3)$$

Після підстановки значень модуля Юнга для NbC – 343 ГПа [8], та сталі Гадфільда 200 ГПа, при кількості матричної фази  $V_A = 0,4$  отримуємо діапазон можливих значень модуля Юнга для карбідосталі з 40 об. % сталі фази:

$$166 \text{ ГПа} \leq E_K \leq 284 \text{ ГПа}.$$

Середнє значення модуля Юнга - 255 ГПа. У роботі [2] показано, що залежність між коефіцієнтом тертя  $f$  та модулем Юнга для композитів описується залежністю:

$$f = \frac{[\tau_0 (1 - \mu_K^2)]^{\frac{1}{2}}}{E_K^{\frac{1}{2}}} + \beta, \quad (4)$$

де  $\mu_K$ ,  $E_K$  – відповідно коефіцієнт Пуассона та модуль пружності композиту;

$\tau_0$  та  $\beta$  – параметри, що характеризують молекулярну складову сили тертя.

Оскільки, середнє значення модуля Юнга для карбідосталі вище на 55 ГПа порівняно зі сталлю Гадфільда, то присутність NbC згідно рівняння (4), дозволяє передбачити зниження коефіцієнту тертя.

Триботехнічні дослідження проводились на машині СМЦ-2 по схемі "циліндр - площа". Навантаження пари тертя  $F$  створювалось вантажем 5 (рис. 2) через систему двоплечих важелів 1 і 2 (з пле-

чністю  $a/b \cdot c/d = 1/20$ ), змонтованих на корпусі машини. Для проведення досліджень із карбідосталей виготовлялись призматичні зразки довжиною  $h = 20$  мм з перерізом  $5 \times 5$  мм, контртілом для яких слугував сталевий ролик 4 діаметром 50 мм та шириною 12 мм із термообробленою до твердості 47 HRC сталі 45. Вимірювання коефіцієнту тертя проводилось індуктивним датчиком машини тертя шляхом оцифрування вихідного сигналу цифровим мультиметром UT - 78В і подальшою обробкою на персональному комп'ютері. Величина навантаження  $F$  змінювалась від 50 до 250 Н з кроком 50 Н тривалість випробовування при кожному навантаженні становила 500 с (що відповідає шляху тертя 400 м). Частота обертання сталювого контртіла становила  $300 \text{ хв}^{-1}$  ( $v = 0,8 \text{ м/с}$ ), диск 4 у процесі випробовування на третину радіуса занурювався у воду.

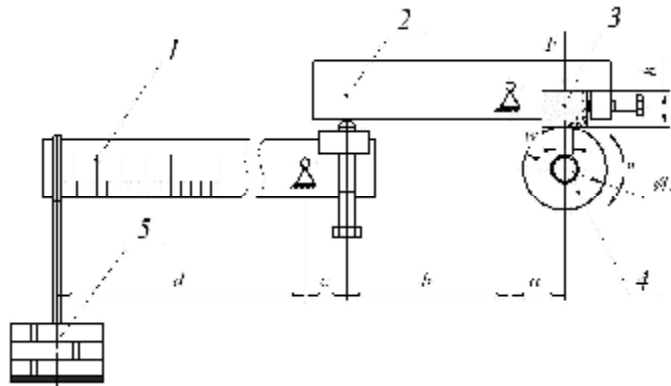


Рис. 2 – Механізм навантаження пари тертя

Температура в парі тертя вимірювалась за допомогою хромель-алюмелієвої термопари, спай якої розміщувався на відстані 1 мм від поверхні тертя. На кожному етапі випробовування оцінювалась об'ємна інтенсивність зношування  $I_v$  за зміною ширини витертої лунки  $w$  на поверхні карбідосталі. При цьому використовувалась формула:

$$I_v = \frac{\Delta V}{L} = \frac{bS}{L} = \frac{b(R^2 \arcsin\left(\frac{w}{2R}\right) - \frac{Rw}{4} \sqrt{4 - \frac{w^2}{R^2}})}{L}, \quad (5)$$

де  $b$  – ширина сторони візця, що контактує з контртілом;

$S$  – площа витертого сегменту;

$\Delta V$  – об'єм зношеного матеріалу;

$L$  – шлях тертя;

$R$  – радіус контртіла.

Значення питомого навантаження  $p$  у парі тертя після завершенні кожного із етапів випробовування (припускаючи досягнення “стабільного” значення величини лунки [9]), розраховували за формулою:

$$p = \frac{F}{2bR \arcsin\left(\frac{w}{2R}\right)}. \quad (6)$$

Після випробовування вимірювалась мікротвердість зразків в поперечному перерізі вглибину від поверхні тертя за допомогою мікротвердоміра ПМТ-3 при навантаженні на індентор 2 Н.

### Результати та їх обговорення

Результати випробувань карбідосталі NbC - сталь Гадфільда показують, що коефіцієнт тертя стабілізується протягом перших 500 с роботи, при навантаженні 50 Н. Це супроводжується зниженням коефіцієнту тертя у процесі випробовування приблизно на 30 % (рис. 3).

Це зумовлено зміною шорсткості поверхонь тертя, розвитком процесів мікрорізання контртіла через високу твердість зерен NbC (~24 ГПа) та їх поліедричну форму. На цьому етапі спостерігаються високі значення коефіцієнту тертя (рис. 4) та значне підвищення температури (на 20 °C) (рис. 5), при цьому поверхня контртіла та зразка із карбідосталі покривається борознами (рис. 6, б) та частково оголюються карбідні зерна. Зниження коефіцієнту тертя особливо інтенсивно проходить в перші 200 с ви-

пробування. На цьому етапі на поверхні контртіла формуються доріжки мікрорізання, після утворення яких значення коефіцієнту тертя стабілізується, оскільки карбідні частинки ковзають в межах створених ними треків, залишаючись міцно закріпленими в аустенітній матриці.

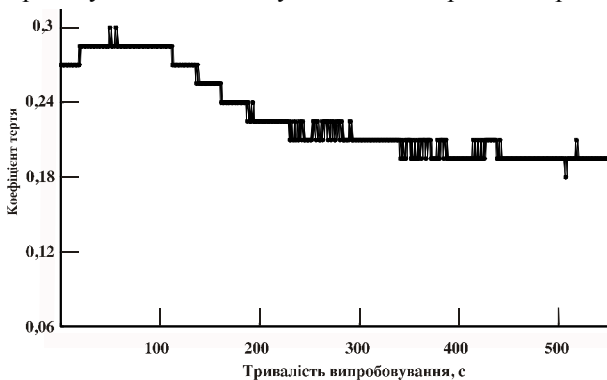


Рис. 3 – Залежність коефіцієнту тертя від тривалості випробування ( $F = 50$  Н)

На наступних етапах навантаження при 100 Н, 150 Н та 200 Н спостерігається зниження коефіцієнту тертя в 1,5 рази, яке супроводжується підвищенням температури на 5 - 6 °С при кожному наступному навантаженні. При вказаних навантаженнях, відбувається текстурування поверхні карбідосталі, яке супроводжується переорієнтацією карбідних зерен у матричній фазі (рис. 6, в), утворенні на поверхнях плівок складних оксидів ( $MnFe_2O_4$ ,  $(MnFe)_2O_3$  і т. п). Поверхня тертя при цьому частково покривається наростами із матеріалу контртіла вигляді гребнів (рис. 7, а), що створюють характерний рельєф та змінюють колір.

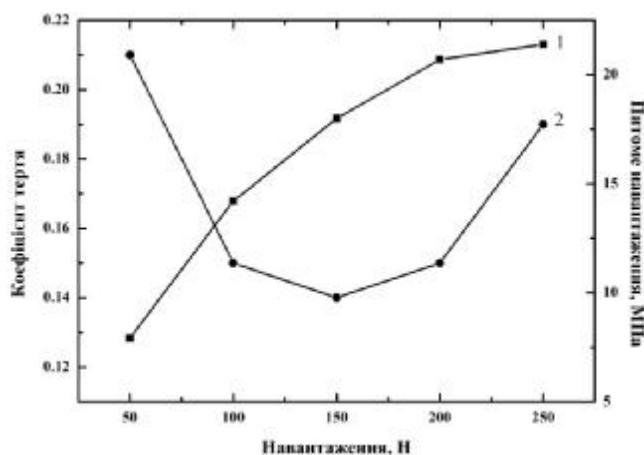


Рис. 4 – Залежність питомого навантаження (кр. 1) та коефіцієнту тертя (кр. 2) від навантаження

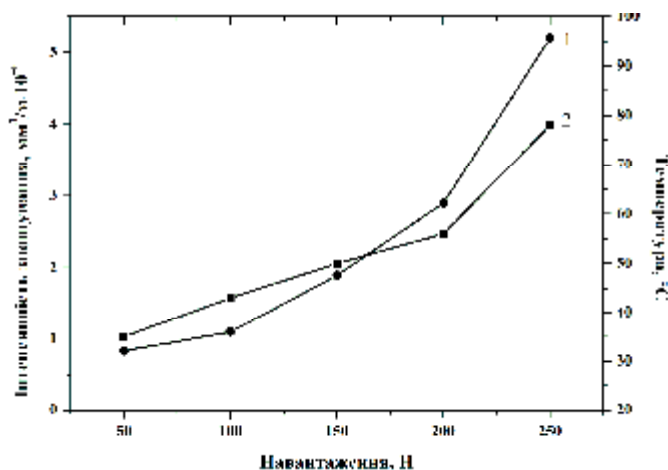
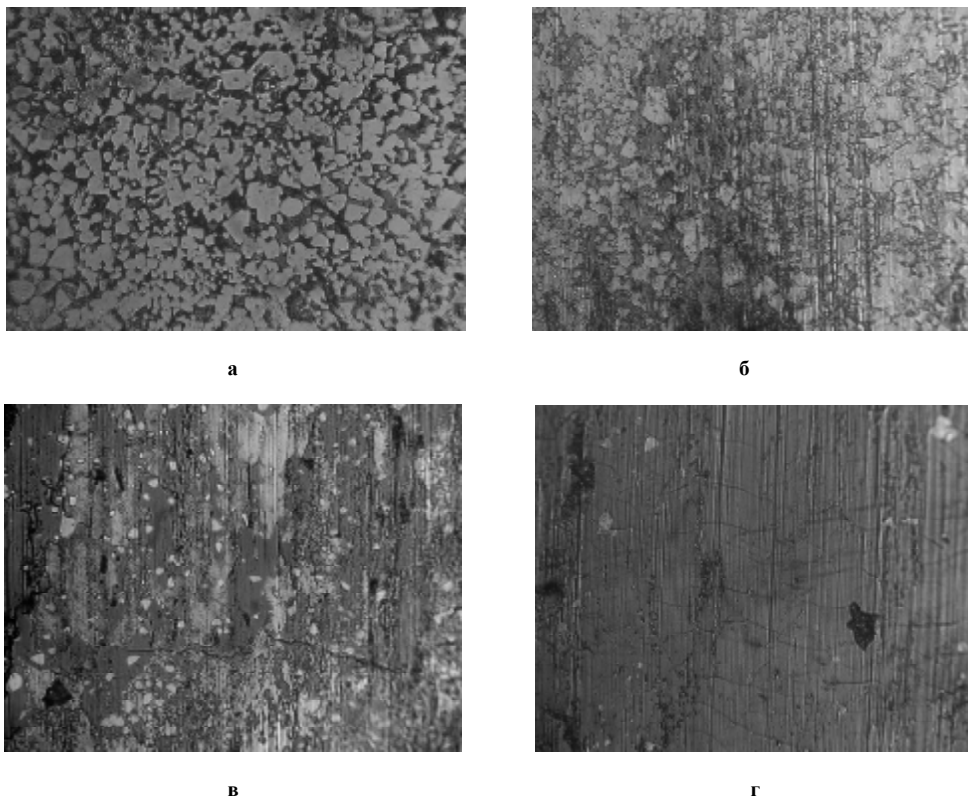


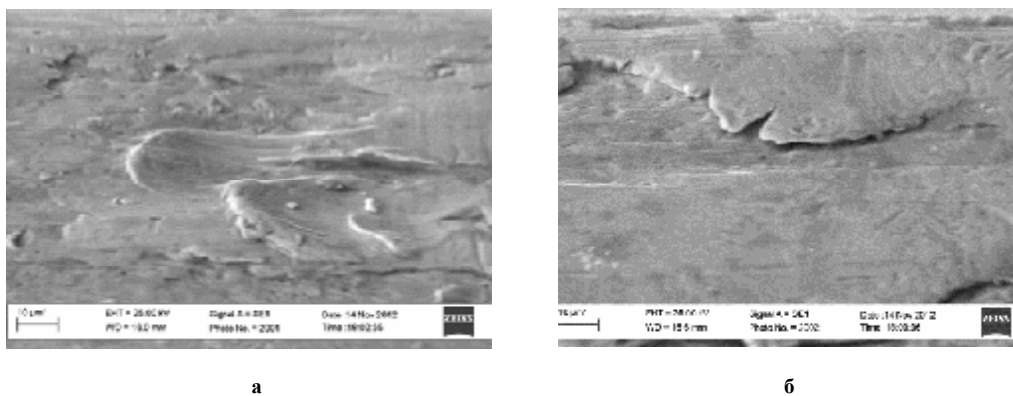
Рис. 5 – Залежність інтенсивності зношування (кр. 1) та температури в контакті (кр. 2) від навантаження

Підвищення навантаження до 250 Н приводить до інтенсивного росту температури (протягом 500 с температура зростає до 80 °С), це супроводжується збільшенням коефіцієнту тертя та інтенсивності зношування (рис. 5), при цьому спостерігається утворення сітки тріщин розташованих перпендикулярно до напрямку тертя, які викликані ймовірно терморозтріскуванням, що характерне для більшості карбідосталей [3]. Також на поверхні спостерігаються зони із викришеними карбідними зернами, а матеріал матриці відділяється у вигляді пластів товщиною близько 1 мкм (рис. 7, б). Це свідчить про домінуюче за

даних умов адгезійне зношування, яке призводить до інтенсивного руйнування міжфазового зв'язку в карбідосталі. Зерна, що випадають із матриці при цьому виконують роль незакріпленого абразиву та інтенсифікують зношування пари тертя викликаючи багатократне передеформування, що призводить до пошарового відділення матеріалу.



**Рис. 6 – Еволюція мікроструктури поверхонь тертя зразків із карбідосталей залежно від навантаження ( $\times 500$ ):**  
**а – вихідна мікроструктура; б –  $F = 50$  Н;**  
**в –  $F = 150$  Н; г –  $F = 250$  Н**



**Рис. 7 – Рельєф поверхонь тертя карбідосталі NbC-сталь Гадфільда залежно від навантаження:**  
**а –  $F = 150$  Н;**  
**б –  $F = 250$  Н**

Результати вимірювання мікротвердості (рис. 8) на зразках із карбідосталей NbC-сталь 110Г13Л після тертя протягом 500 с ( $F = 250$  Н) показали, що у процесі тертя у зонах, що прилягають до поверхонь тертя, формуються шари із підвищеною у порівнянні з основою мікротвердістю. Мікротвердість виміряна безпосередньо поблизу витертих у процесі випробовування лунок перевищує мікротвердість основи приблизно у 1,3 рази, далі плавно знижується і набуває значення твердості основи на глибині  $\sim 90$  мкм.

Такий розподіл мікротвердості свідчить про те, матрична фаза деформується при терті зміцнюється у під дією зерен NbC, які завдяки свої формі (наявності огранки) призводять до виникнення значних концентраторів напружень міжзернових прошарках.

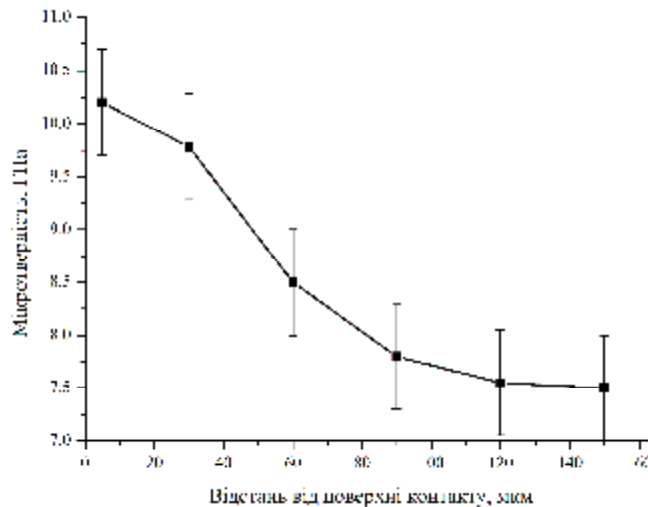


Рис. 8 – Зміна мікротвердості по глибині взірця карбідосталі NbC-сталь Гадфільда ( $F = 250$  Н)

## Висновки

Досліджена залежність коефіцієнту тертя від навантаження, яка має екстремальний характер. На основі аналізу мікроструктури поверхонь тертя описано механізми зношування карбідосталі при терті. Встановлено, що поверхня карбідосталі NbC – сталь Гадфільда зміцнюється при терті ковзання по сталі за рахунок наклепу матричної фази. При цьому огранені карбідні зерна NbC виконують роль концентраторів напружень у міжзерновому просторі, які інтенсифікують зміцнення матричної фази. Вказані карбідосталі пропонуються для роботи у парах тертя при високих питомих навантаженнях, як альтернатива вольфрамівим твердим сплавам (як у вигляді монолітного матеріалу так і у вигляді покриттів). Наступним етапом дослідження є встановлення триботехнічних властивостей покриттів із карбідосталей з матричною фазою на основі сталі Гадфільда.

## Література

- 1 Композиционные спеченные антифрикционные материалы / И.М. Федорченко, Л.И. Пугина – К.: Наук. думка, 1980. – 404 с.
- 2 Бондаренко В.П. Триботехнические композиты с высокомолекулярными наполнителями / В.П. Бондаренко – К.: Наук. думка, 1987. – 232 с.
- 3 Кульков С.Н. Карбидостали на основе карбидов титана и вольфрама / С.Н. Кульков, С.Ф. Гнюсов. – Томск: Изд-во НТЛ, 2006. – 240 с.
- 4 Савченко Н. Л. Особенности высокоскоростного изнашивания композиционного материала WC-сталь 110Г13 в контакте с литой инструментальной сталью/ Н.Л. Савченко, С.Ф. Гнюсов, С.Н. Кульков// Трение и износ. –2009 – Т 30, № 1. –С. 64 – 71.
5. Влияние упругих возбуждений на формирование структуры поверхностного слоя стали Гадфільда при трении / А.В. Колубаев, Ю.Ф. Иванов, О.Ф. Сизова [та ін.]// Журнал технической физики. – 2008 – Т.78, № 2. – С. 63-70.
6. Криль Я.А. Структуроутворення та властивості керметів NbC–сталь Гадфільда/ Я.А. Криль, П.М. Присяжнюк // Сверхтвердые материалы. – 2013 – № 5. – С. 49-54.
7. Тучинский Л.И. Упругие постоянные псевдосплавов с каркасной структурой/ Л.И. Тучинский // Порошковая металлургия. –1983 – № 7. – С. 85 -92.
8. Самсонов Г.В. Тугоплавкие соединения, (справочник) / Г.В. Самсонов, И.М. Винницкий [2-е изд.]. – М.: Металлургия, 1976. – 560 с.
9. Гинзбург Б.М. Влияние фуллереносодержащих добавок к фторопластам на их несущую способность при трении / Б.М. Гинзбург, Д.Г. Точильников // Журнал технической физики. – 2001 – Т.71. – № 2. – С. 120-124.

Поступила в редакцію 10.02.2014

**Prysyazhnyuk P. M., Burda M.J. Tribological properties of carbide- steel NbC - Hadfield steel.**

In this work, the tribological properties (friction coefficient and wear resistance) of NbC-Hadfield steel carbide-steel in sliding wear conditions against steel 45 were investigated using the block-on-ring form.

The results show that the wear process generates a layers on carbide-steel surface that has a higher at ~ 1,3 times microhardness than the origin material. Such effects are attributed to the substructure-based hardening of matrix phase during plastic deformation in the inter-grain space.

**Key words:** wear resistance, friction coefficient, infiltration, niobium carbide, tungsten - free hard alloys, hardening.

**References**

1. I. M. Fedorchenko and L. I. Pugina, Sintered Antifriction Composite Materials [in Russian], Naukova Dumka, Kiev (1980), p. 404.
2. V.P. Bondarenko. Tribotechnical composites with high-modulus fillers [in Russian].Naukova Dumka, Kiev (1987), p. 232
3. Kul'kov C.N. and Gnyusov, S.F., Karbidostali na osnove karbidov titana i vol'frama (Carbide-Steels Based on Titanium and Tungsten Carbides), Tomsk, RF: Izd. NTL, 2006.
4. N. L. Savchenko, S. F. Gnyusov and S. N. Kul'kov, Features of high-speed wear of WC-steel 11G13 material in contact with cast tool steel, J. Friction and Wear, 2009, vol. 30, no. 1, pp. 46–52
5. Kolubaev, A.V., Ivanov, Yu.F., Sizova, O.V., Kolubaev, E.A., Aleshina, E.A., and Gromov, V.E., Effect of Elastic Excitations on the Surface Structure of Hadfield Steel under Friction, Techn. Phys., 2008, vol. 53, no. 2, pp. 204–210
6. Ya. A. Kryl' and P. M. Prysyazhnyuk, Structure formation and properties of NbC-Hadfield steel cermets, J. Superhard Mater., 2013, Vol. 35, no. 5, pp. 292–297
7. L. I. Tuchinskii, Elastic constants of pseudoalloys with a skeletal structure, Powder Metallurgy and Met. Cer, 1983, Vol. 22, no.7, pp. 588–595
8. Samsonov, G.V. and Vinnitskii, I.M., Tugoplavkie soedineniya: Sprav. (Refractory Compounds: Handbook), Moscow: Metallurgiya, 1976.
9. B. M. Ginzburg, D. G. Tochil'nikov, Effect of fullerene-containing additives on the bearing capacity of fluoroplastics under friction, Technical Physics, 2001, Vol. 46, no.2, pp. 249–253