

УДК 669.018.28: 621.375.826

## СТРУКТУРА ТА ТРИБОЛОГІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЛИТОГО ГЕТЕРОГЕННОГО СПЛАВУ ДО І ПІСЛЯ ЛАЗЕРНОЇ ОБРОБКИ

*В. Г. НОВИЦЬКИЙ, В. П. ГАВРИЛЮК, О. П. ШАТРАВА, Д. Д. ПАНАСЕНКО,  
В. Я. ХОРУЖИЙ, М. О. КАЛЬЧУК*

*Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ*

Показано позитивний вплив лазерної обробки на формування структури поверхневого шару литого сплаву Fe–Cr–Cu–C–Ti та його трибологічні характеристики в умовах граничного змащування.

**Ключові слова:** *гетерогенні сплави, лазерна обробка, структуроутворення, тертя, граничне змащування.*

Розвиток сучасної техніки вимагає застосування матеріалів з високими експлуатаційними характеристиками. До таких матеріалів можна віднести литі гетерогенні сплави (ЛГС). Останніми роками на основі систем Fe–C і Fe–Cr–C розробляються ЛГС, в структурі яких, крім твердих включень, містяться м'які високомідні включення, які є твердим мастилом. Під час тертя мідь надходить у зону контакту і плакує поверхні тертя, запобігаючи їх надмірному зношуванню [1, 2]. Отримання таких сплавів, особливості їх вихідної структури і їх трибологічні властивості досліджено в працях [2–5]. В той же час доцільно за рахунок зовнішньої дії на поверхню сплавів поліпшити їх службові характеристики. Одним з таких методів є лазерна обробка поверхні матеріалу. Завдяки локальності дії лазера на матеріал, високій швидкості нагріву і охолодження можна істотно змінити фізико-механічні характеристики поверхневих шарів матеріалу. Велику різноманітність можливостей дають процеси лазерної обробки, які призводять до створення на поверхні рідкої фази і її подальшого затвердіння (або кристалізації) [6, 7]. Методи лазерної дії достатньо ефективні для деталей, що працюють за механізму утомного зношування, якому притаманне багатоциклове формування частинок зносу [8].

На підставі аналізу досліджень встановили, що за допомогою лазерної обробки поверхні матеріалів можна істотно поліпшити їх трибологічні властивості, хоча в деяких випадках цей ефект може і не спостерігатися. Водночас досліджень лазерної дії на сплави зі складною гетерогенною структурою не так багато.

Мета роботи – дослідити структуру поверхневих шарів ЛГС після лазерної обробки та її вплив на трибологічні властивості сплавів в умовах граничного змащування.

**Методика досліджень.** Як досліджуваний об'єкт вибрали ЛГС системи Fe–Cr–Cu–C–Ti наступного складу (C – 1,34%; Al – 0,51%; Si – 1,24%; Mn – 0,5%; Cr – 18,6%; Cu – 8,22%; Ti – 0,83%). На машині тертя за допомогою алмазного ролика притирали робочу поверхню зразків з поперечним перерізом 10×10 мм. Після цього їх піддавали дії неперервного CO<sub>2</sub> – лазера з опаленням поверхні. Зразки обробляли на повітрі. Під час лазерної обробки на робочій поверхні зразків формували променем лазера чотири смужки на певній відстані одна від одної,

при цьому на одному зразку смужки формували вздовж, а на іншому поперек напрямку тертя. Вивчення структури проводили на подовжніх шліфах на оптичному мікроскопі, хімічний склад структурних складників сплавів визначали за допомогою сканівного електронного мікроскопа з мікроаналізатором.

Зразки на тертя і знос випробовували за схемою вал (контртіло)–вкладиш (дослідний зразок). Відношення площі зразка до площі контртіла  $k \sim 0,08$  (коефіцієнт перекриття). Контртіло виготовляли зі сталі 20X13, HRC 38...40. Швидкість ковзання 1 m/s, а питоме навантаження 5 МПа. Досліджували в умовах граничного (в зону контакту подавали питну воду, ДСТУ 2874-82) змащування. Визначали інтенсивність зношування як відношення втрати маси зразка (g) до шляху тертя (km).

Фазовий склад і параметри тонкої структури сплавів визначали за допомогою рентгеноструктурного аналізу (FeK $\alpha$ -випромінювання).

**Результати досліджень та їх обговорення.** Вихідна структура сплаву в литому стані (рис. 1a) – це аустенітна матриця + тверда фаза (евтектичні карбіди) + м'яка фаза (високомідні включення  $\epsilon$ -фази). Після дії лазера вихідна структура поверхневого шару сплаву зазнає істотної зміни і можна виділити декілька зон, формування яких обумовлено як термічним впливом, так і умовами кристалізації оплавленої зони (рис. 1b).

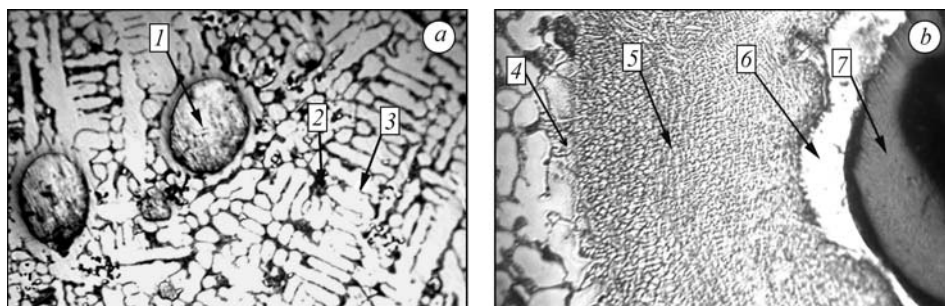


Рис. 1. Мікроструктура сплаву у вихідному стані (a) і після лазерної обробки (b): 1 – виділення  $\epsilon$ -фази; 2 – карбідна евтектика; 3 – матриця; 4 – зона термічного впливу; 5–7 – зони оплавлення: 5 – перехідний шар; 6 – шар міді; 7 – тверді включення в міді.  $\times 100$ .

Fig. 1. Microstructure of studied alloy in the initial state (a) and after laser treatment (b): 1 – precipitations of copper containing  $\epsilon$ -phase; 2 – eutectic carbide; 3 – matrix; 4 – heat-affected zone; 5–7 – melting zones: 5 – transition layer; 6 – layer of copper; 7 – shots in copper.  $\times 100$ .

**Таблиця 1. Хімічний склад і мікротвердість структурних складників сплаву до\* і після лазерної дії\*\***

Об'єкт дослідження	Хімічний склад, mass.%***							Мікротвердість, МПа
	Al	Si	Mn	Ti	Cr	Cu	Fe	
Матриця*	0,08	0,4	0,74	0,5	16,5	5,4	76,38	4360
Виділення $\epsilon$ -фази*	1,06	1,3	1,1	0,08	0,6	92,7	3,16	1420
Перехідний шар**	0,04	0,07	0,31	0,12	16,8	6,4	76,26	5880
Шар міді**	0,02	0,15	0,28	0,26	2,3	89,4	7,59	1900
Тверді включення в міді**	0,5	1,5	5,3	7,7	71,6	0,2	13,2	26440

\*\*\* Визначити вміст вуглецю в структурних складниках не вдалося через технічні можливості мікроаналізатора.

Зона термічного впливу (ЗТВ), яка зумовлена гартуванням твердого розчину, має незначну протяжність і виявляється слабо, оскільки в початковому стані матриця сплаву складалася практично з  $\gamma$ -фази і після лазерної дії можлива тільки зміна кількості  $\gamma$ -фази. Після ЗТВ розташована зона оплавлення (ЗО), яка складається з перехідного шару та шару вільної міді. Перехідний шар безпосередньо прилягає до зони термічного впливу, з характерним розташуванням дендритів, що кристалізуються у напрямі максимального відведення тепла. Дисперсність дендритної структури цього шару на порядок вища, ніж початкової. За перехідним розташовується шар вільної міді, яка витісняється фронтом кристалізації з перехідного шару на поверхню і кристалізується в останню чергу. В шарі міді розташовуються тверді включення. В табл. 1 подано мікротвердість і хімічний склад структурних складників сплаву до і після лазерної дії.

Вища мікротвердість перехідної зони по відношенню до вихідної матриці забезпечується за рахунок зростання дисперсності аустенітної складової, а також збільшення щільності дефектів кристалічної будови в результаті дії термічних напруг. Зростання мікротвердості шару міді по відношенню до виділень високотвердого  $\epsilon$ -фази досягається за рахунок підвищеного вмісту тугоплавкіших елементів таких як хром і залізо, що забезпечує твердорозчинне зміцнення цього шару. Високотвердими включеннями в шарі міді, ймовірно, є складні карбіди хрому і за твердістю перевищують в 1,5 рази карбід  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ . Високотверді включення, що знаходяться в м'якішому мідному прошарку, можуть представляти собою новий композит в поверхневому шарі сплаву і його структура відповідає правилу Шарпі, згідно з яким матеріал повинен складатися з твердих зерен, розташованих в пластичній матриці.

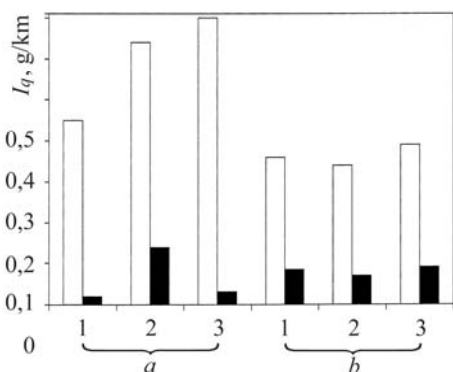


Рис. 2. Fig. 2.

Рис. 2. Інтенсивність зношування пари тертя  $I_q$  в умовах граничного змащування: 1 – вихідний сплав; 2, 3 – сплав після лазерної дії на робочу поверхню вздовж і поперек напрямку тертя. a, b – час випробувань 3 (припрацювання) і 60 (стале зношування) min.  $\square$  – зразок;  $\blacksquare$  – контртіло.

Fig. 2. Wear rate,  $I_q$ , of studied alloys under boundary lubrication. 1 – initial alloy; 2, 3 – alloy after laser action on the working surface along and across the friction direction. a, b – testing time 3 (running-in) and 60 (steady-state wear) min.  $\square$  – specimen;  $\blacksquare$  – counterbody.

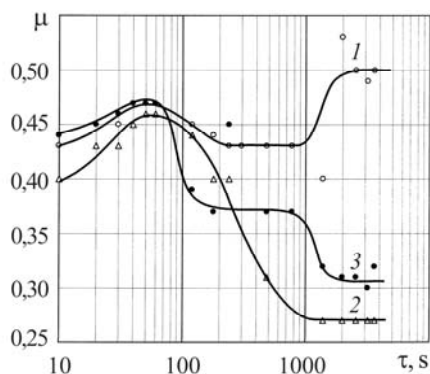


Рис. 3. Fig. 3.

Рис. 3. Коефіцієнт тертя литих сплавів  $\mu$  в умовах граничного змащування залежно від часу випробувань: 1 – вихідний сплав; 2, 3 – лазерна дія на робочу поверхню сплаву вздовж і поперек напрямку тертя.

Fig. 3. Friction coefficient of the cast alloys,  $\mu$ , under boundary lubrication vs. testing time; 1 – initial alloy; 2, 3 – alloy after laser action on the working surface along and across the friction direction.

Випробування на зносотривкість сплавів у вихідному стані і після дії лазера на робочу частину зразка вздовж і поперек напрямку тертя в умовах граничного змащування показали, що лазерна обробка істотно впливає на трибологічні характеристики сплавів в умовах припрацювання (після 3 min) і сталого зношування (після 60 min) (рис. 2).

Під час припрацювання приповерхневі шари сплавів після лазерної дії інтенсивніше беруть участь у формуванні вторинних структур на поверхні тертя, що збільшує інтенсивність зношування, яка зумовлена градієнтом структур поверхневої зони. В той же час наявність на поверхні тертя сплавів після дії лазера більш високого вмісту міді (твердого мастила) (табл. 2) забезпечує нижчий (в 1,1–1,2 рази) коефіцієнт тертя (рис. 3).

**Таблиця 2. Хімічний склад поверхні (зразків і контргіл) у вихідному стані і після тертя в умовах граничного змащування**

Стан поверхні		Хімічний склад, mass.%*							
		Al	Si	Mn	Ti	Cr	Cu	Fe	Ca
Без лазерної обробки									
вихідний	зразок	0,51	1,24	0,5	0,83	18,6	8,22	70,1	
	контргіло		0,8	0,8		13,0		залишок	
тертя 3 min	зразок		0,8	0,4	0,6	18,4	8,1	71,2	0,5
	контргіло		0,4	0,3	0,25	14,0	2,3	82,1	0,65
тертя 60 min	зразок		0,67	0,36	0,53	18,5	8,14	71,8	
	контргіло		0,45	0,62	0,17	13,6	2,48	79,9	2,78
Лазерна дія вздовж напрямку тертя									
вихідний	зразок	1,72	10,7	6,18	4,7	33,6	25,8	17,3	
	контргіло		0,8	0,8		13,0		залишок	
тертя 3 min	зразок		0,11	0,36	0,24	17,2	8,4	73,3	0,39
	контргіло		0,06	0,48	0,16	14,0	2,6	82,4	0,3
тертя 60 min	зразок		0,58	0,1	0,43	18,2	8,24	72,4	0,05
	контргіло		0,54	0,17	0,06	13,2	1,6	83,3	1,13
Лазерна дія поперек напрямку тертя									
вихідний	зразок	1,28	9,95	6,77	4,5	32,1	26,1	19,3	
	контргіло		0,8	0,8		13,0		залишок	
тертя 3 min	зразок		0,05	0,3	0,25	18,3	8,54	72,4	0,16
	контргіло		0,06	0,64	0,1	13,5	4,0	81,3	0,4
тертя 60 min	зразок		0,54	0,22	0,52	18,0	8,8	71,9	0,02
	контргіло		0,5	0,2	0,16	14,1	2,67	81,1	1,27

\* У вихідному стані вміст вуглецю в сталі 20X13 становить 0,23%. Визначити вміст вуглецю на поверхнях зразків і контргіл після тертя не вдалося через технічні можливості мікроаналізатора.

Коефіцієнт тертя для вихідного сплаву після 3 min випробувань стабілізується за значень 0,4...0,43 і залишається практично сталим до 23 min, а потім збільшується до 0,5 (після 33 min) і зберігається до кінця випроб. Після лазерної обробки він зменшується аж до 23 min випроб, а далі стабілізується з мінімальним значенням (0,27) для сплаву з лазерною дією вздовж напрямку тертя. Коефіцієнт

тертя для сплаву з лазерною дією вздовж тертя, в умовах сталого зношування, в 1,6–1,9 рази менший, ніж для сплаву у вихідному стані (див. рис. 3). При цьому сумарна інтенсивність зношування пари тертя зі сплавом після лазерної дії вздовж напрямку тертя в 1,1 рази менша, ніж пари з вихідним сплавом. Враховуючи, що на формування трибологічних характеристик сплавів істотно впливають перерозподіл хімічних елементів у поверхневому шарі тертя і зміна його тонкої структури, необхідно проаналізувати цей процес в умовах припрацювання і сталого зношування.

Дія лазера на робочу поверхню зразків призвела до істотного збільшення кількості всіх легувальних елементів, окрім заліза (вміст зменшився в 4 рази) (табл. 2). Після тертя вміст легувальних елементів істотно знижується, і їх кількість така, як для вихідного зразка після тертя. Можна припустити, що підвищений вміст легувальних елементів у поверхневому шарі сплаву після лазерної обробки чинить основну дію під час припрацювання, впливаючи на формування вторинної структури.

Після випробувань на тертя та знос хімічний склад поверхні контртіла змінюється і залежить від хімічного складу вихідної поверхні зразка та часу випробувань (3 і 60 min).

Дія лазера на поверхню сплавів призвела до зміни фазового складу і тонкої структури поверхні сплавів як у вихідному стані, так і після тертя (рис. 4). Вміст аустеніту в матриці сплаву без обробки лазером та з нею у вихідному стані відрізняється небагато і складає порядку 70...85%. В той же час лазерна дія на сплави призводить до збільшення параметра ґратки як  $\gamma$ -фази (на 0,5...0,7%), так і  $\alpha$ -фази (на 0,4...0,6%), що зумовлено додатковим розчиненням в них легувальних елементів під впливом лазерного випромінювання. Виявлено також збільшення мікрвикривлень II роду ( $\Delta a/a$ ) для  $\alpha$  і  $\gamma$ -фаз. Мікрвикривлення III роду ( $\sqrt{u^2}$ ) при цьому дещо зменшуються для  $\alpha$ -фази і спостерігається тенденція до їх збільшення для  $\gamma$ -фази. Розмір блоків мозаїки ( $D$ ) в  $\gamma$ -фазі сплавів після лазерної обробки зменшується в 3 рази по відношенню до вихідного стану. Щільність дислокацій  $\rho_\alpha$  і  $\rho_\gamma$  істотно знижується для сплавів після лазерної дії, а сумарна концентрація дефектів упаковки ( $1,5\alpha + \beta$ ) для  $\alpha$  і  $\gamma$ -фаз збільшується.

Такі зміни властивостей поверхневої структури сплавів під впливом лазерного випромінювання зумовили особливості формування вторинної структури і трибологічних характеристик сплавів в умовах припрацювання та сталого зношування.

В умовах припрацювання сумарна інтенсивність зношування сплаву без лазерної обробки та контртіла має мінімальне значення і при цьому зафіксований найбільший коефіцієнт тертя на 3 min випробувань. Для сплавів після дії лазера припрацювання протікає активніше, що призводить до збільшення інтенсивності зношування сплавів. У цьому випадку, не зважаючи на однакову кількість  $\gamma$ -фази у вторинній структурі сплавів, після лазерної дії в них зберігається більший параметр ґратки і збільшується кількість мікрвикривлень II роду та розмір блоків мозаїки. При цьому щільність дислокацій в  $\alpha$ -фазі для сплавів після лазерної обробки в 2 рази більша, ніж для вихідного сплаву і досягає критичних значень, що відповідає межі викривленого структурного стану, при якому починається масове утворення мікротріщин [9]. Це, ймовірно, і є причиною підвищеної інтенсивності зношування цих сплавів в умовах припрацювання.

В умовах сталого зношування мінімальні сумарна інтенсивність зношування і коефіцієнт тертя спостерігаються у пари тертя зі сплавом з лазерною дією вздовж напрямку тертя. В цьому випадку кількість  $\gamma$ -фази в поверхневому шарі тертя мало відрізняється від решти сплавів, але параметр ґратки  $\gamma$ -фазі зберігає максимальне значення. Мікрвикривлення II і III роду в  $\gamma$ -фазі практично не змі-

нюються по відношенню до аналогічних після припрацювання, а розмір блоків мозаїки  $D\gamma$  дещо збільшується і набуває максимального значення по відношенню до решти сплавів. Щільність дислокацій  $\rho\gamma$  дещо збільшується, а  $\rho\alpha$  зменшується на 30% по відношенню до даних, отриманих в умовах припрацювання та мають мінімальне значення серед випробуваних сплавів.

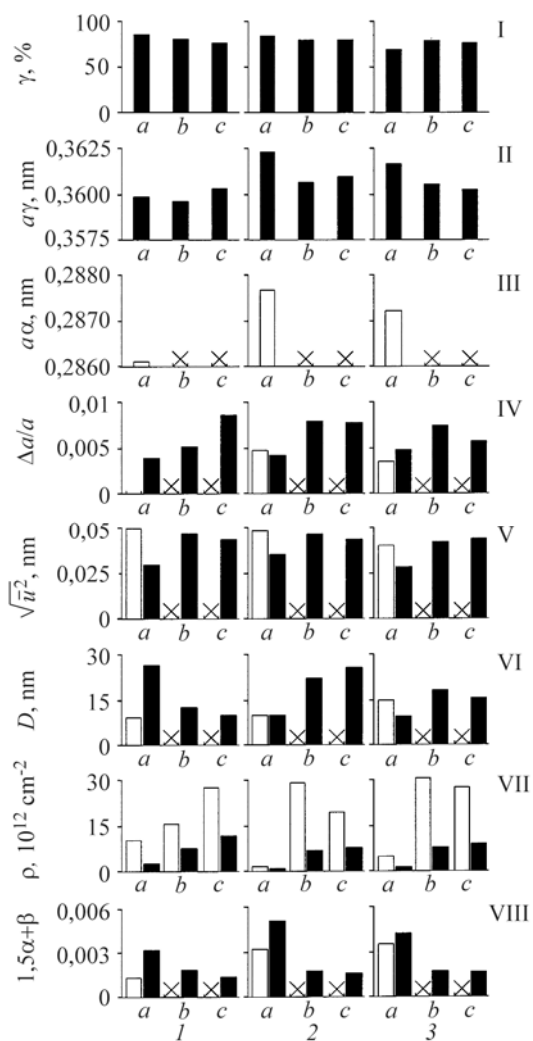


Рис. 4. Вплив лазерної обробки на формування характеристик поверхневої структури сплавів у вихідному стані (a) і після тертя в умовах граничного змащування: припрацювання (b), стале зношування (c). 1 – без дії лазера; 2 і 3 – лазерна дія вздовж і поперек напрямку тертя. I – кількість  $\gamma$ -фази; II – період ґратки  $a\gamma$ ; III – період ґратки  $\alpha\alpha$ ; IV – мікрвикривлення II роду ( $\Delta a/a$ ); V – мікрвикривлення III роду ( $\sqrt{u^2}$ ); VI – дійсний розмір областей когерентного розсіювання рентгенівських променів  $D$ ; VII – щільність дислокацій  $\rho$ ; VIII – сумарна концентрація дефектів упаковки ( $1,5\alpha + \beta$ ).  $\square$  – значення для  $\alpha$ -фази;  $\blacksquare$  – для  $\gamma$ -фази; X – дані для  $\alpha$ -фази неможливо отримати через розмитість лінії (220).

Fig. 4. Effect of laser action on formation of the alloys surface structure characteristics in the initial state (a) and after friction under boundary lubrication: running-in (b), steady-state wear (c). 1 – without laser action; 2 and 3 – laser action on the working surface along and across the friction direction; I – quantity of  $\gamma$ -phase; II – lattice parameter of the  $\gamma$ -phase ( $a\gamma$ ); III – lattice parameter of the  $\alpha$ -phase ( $\alpha\alpha$ ); IV – microdistortions of the II-kind ( $\Delta a/a$ ); V – microdistortions of the III-kind ( $\sqrt{u^2}$ ); VI – size of the regions of coherent dissipation of X-ray beams ( $D$ ); VII – dislocations density ( $\rho$ ); VIII – total concentration of stacking faults ( $1.5\alpha + \beta$ );  $\square$  – the value for  $\alpha$ -phase;  $\blacksquare$  – the value for  $\gamma$ -phase; X – data can not be obtained for  $\alpha$ -phase due to the degraded line (220).

Таким чином, відбувається оптимізація структурно-напруженого стану поверхнього шару тертя для сплаву з лазерною дією вздовж напрямку тертя, що забезпечує зменшення інтенсивності зношування і коефіцієнта тертя.

## ВИСНОВКИ

Встановлено, що дія лазера на робочу поверхню сплавів призводить до утворення градієнтних структур з різними властивостями і хімічним складом, а також збільшує параметр ґратки  $\gamma$  і  $\alpha$ -фаз матриці сплавів, але при цьому істотно зменшує щільність дислокацій у цих фазах. Після припрацювання для сплавів із лазерною дією щільність дислокацій в  $\alpha$ -фазі досягає критичних значень, що призводить до підвищеної інтенсивності зношування. В умовах сталого зношування мінімальні інтенсивність зношування і коефіцієнт тертя спостерігаються для сплаву після лазерної обробки вздовж напрямку тертя, що забезпечується за рахунок оптимізації структурно-напруженого стану поверхневого шару тертя.

*РЕЗЮМЕ.* Показано положительное влияние лазерного воздействия на формирование структуры поверхностного слоя литого сплава Fe–Cr–Cu–C–Ti и его трибологические характеристики в условиях граничной смазки.

*SUMMARY.* Positive effect of laser treatment on the formation of surface layer structure of Fe–Cr–Cu–C–Ti cast alloy and its tribological characteristics under boundary lubrication is shown.

1. Колубаев А. В., Фадин В. В., Панин В. Е. Трение и изнашивание композиционных материалов с многоуровневой демпфирующей структурой // Трение и износ. – 1997. – **18**, № 6. – С. 790–797.
2. Структура и свойства литых сталей для торцовых уплотнений работающих в условиях граничного трения / В. Г. Новицкий, В. П. Гаврилюк, Д. Д. Панасенко и др. // Процессы литья. – 2010. – № 4. – С. 65–73.
3. Novytskyy V. G., Tikhonovich V. I., and Havryliuk V. P. Elaboration of cast Fe–Cr–Cu–C system composites for sliding friction // Proc. 1<sup>st</sup> Int. Conf. on Tribology in Environmental Design 2000. Bournemouth, UK. – 2000. – P. 267–274.
4. Износостойкие литые композиты, синтезированные на основе серых чугунов / Ю. Г. Бобро, Д. А. Гусачук, И. А. Парфентьева, Н. В. Дмитриук // Процессы литья. – 2004. – № 4. – С. 75–80.
5. Камынин В. В. Влияние структуры на трибологические свойства чугунов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2007. – № 8. – С. 26–28.
6. Углов А. А. Лазерные методы упрочнения поверхностей трения деталей и инструмента // Трибология и надежность машин. Сб. научн. тр. – М.: Наука, 1990. – С. 85–89.
7. Анциферов В. Н., Шмаков А. М., Штенников С. В. Закономерности формирования структуры и свойства порошковых углеродистых сталей при лазерном термическом модифицировании // Порошковая металлургия. – 1992. – № 7. – С. 76–79. – № 9. – С. 91–95.
8. Алисин В. В. Лазерные и газотермические покрытия для повышения надежности узлов трения // Трибология и надежность машин. Сб. научн. тр. – М.: Наука, 1990. – С. 89–93.
9. Гиндин И. А., Стародубов Я. Д., Аксенов В. К. Структура и прочностные свойства металлов с предельно искаженной решеткой // Металлофизика. – 1987. – **2**, № 2. – С. 49–67.

Одержано 16.07.2010