

PACS numbers: 06.60.Vz, 62.20.Qp, 81.05.Je, 81.15.-z, 81.40.Pq, 81.65.Lp, 81.70.Jb

## **Структура та властивості комплексних боридних покриттів на вуглецевих сталях**

С. М. Чернега, І. А. Поляков, І. Ю. Медова, М. О. Красовський\*

*Національний технічний університет України  
«Київський політехнічний інститут»,  
інженерно-фізичний факультет,  
кафедра металознавства і термічної обробки,  
просп. Перемоги, 37,  
03056 Київ, Україна*

*\*Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України,  
вул. Кржижановського, 3,  
03680, МСП, Київ, Україна*

Подано результати дослідження з нанесення боросиліцидних покриттів порошковою метою на вуглецеві сталі. Визначено фазовий і хімічний склад, товщину та мікротвердість одержаних на сталях покриттів. Виконано розрахунки термодинамічної можливості перебігу хімічних реакцій і зміни термодинамічного потенціалу в насичувальному середовищі. Встановлено, що боридні покриття, одержані в борувальному середовищі з додаванням кремнію чи ферокремнію, складаються з боридних фаз FeB, Fe<sub>2</sub>B та додаткової фази графіту. Рентгеноспектральним аналізом виявлено розподіл кремнію за товщиною боридних фаз зі зміною розчинності від 0,01 до 0,5% мас. при максимальному зосередженні кремнію в фазі Fe<sub>2</sub>B у центральній зоні покриття. Боросиліцидні покриття мають у 1,5 рази вищу зносостійкість порівняно з боридними покриттями.

The results of study of deposition of boron-silicide coatings obtained by powder method on carbon steel are presented. The phase and chemical compositions, thickness and microhardness of the coating on the steel are determined. The calculations of the thermodynamic possibility of chemical reactions and change in the thermodynamic potential of saturating environment are performed. As established, the boron coatings obtained after boriding with the addition of Si or Fe–Si consist of phases FeB, Fe<sub>2</sub>B and additional phase of graphite. X-ray analysis reveals the silicon distribution by depth of boron phases with the change of solubility from 0.01 to 0.5 wt.% with a maximum concentration of silicon in Fe<sub>2</sub>B phase of central zone of boron coating. The boron-silicide coatings possess 1.5 times higher wear resistance compared with the original boron coatings.

Представлены результаты исследования по нанесению боросилицидных покрытий порошковым методом на углеродистые стали. Определены фазовый и химический составы, толщина и микротвёрдость полученных покрытий на сталях. Выполнены расчёты термодинамической возможности протекания химических реакций и изменения термодинамического потенциала насыщающей среды. Установлено, что боридные покрытия, полученные в борировующей среде с добавлением кремния или феррокремния, состоят из боридных фаз FeB, Fe<sub>2</sub>B и дополнительной фазы графита. Рентгеноспектральным анализом обнаружено распределение кремния по толщине боридных фаз с изменением растворимости от 0,01 до 0,5% масс. при максимальной концентрации кремния в фазе Fe<sub>2</sub>B центральной зоны покрытия. Боросилицидные покрытия имеют в 1,5 раза большую износостойкость по сравнению с боридными покрытиями.

**Ключові слова:** мікротвердість, зносостійкість, тріщиностійкість, дифузія, борування, боросиліціювання.

*(Отримано 4 грудня 2014 р.; остаточн. варіант — 17 квітня 2015 р.)*

## 1. ВСТУП

Експлуатаційні властивості та довговічність будь-якого механізму значною мірою визначаються станом поверхневих шарів матеріалу, в яких концентруються найбільші напруги і які відповідальні за такі властивості, як корозійна стійкість, жаростійкість і зносостійкість виробу або механізму в цілому.

Одним з основних методів збільшення терміну служби деталей машин і інструменту є хіміко-термічне оброблення (ХТО), яке уможливорює надати поверхні металів і сплавів високу твердість і зносостійкість, опірність корозії та ерозії, підвищену жаростійкість й стійкість проти радіаційного опромінення. У багатьох випадках ХТО вважають єдино можливим засобом для вирішення конкретної технічної задачі [1].

Серед процесів ХТО особливе місце посідає дифузійне борування металів і сплавів із додаванням інших легувальних елементів Cu, Si, Cr, Co, Nb та ін., що дозволяє змінити структуру і фазовий склад боридних шарів і, як наслідок, досягти більш високої твердості й зносостійкості поверхні порівняно з іншими видами поверхневого оброблення [1–5].

Для підвищення зносостійкості, жаростійкості й корозійної стійкості металів та сплавів застосовують борування з легувальними домішками кремнію. Внаслідок дифузійного насичення змінюється структура поверхневих боридних шарів на сталі та формується підшар, збагачений легувальними елементами, який має високий комплекс експлуатаційних властивостей [6–7]. Боросиліціювання дає змогу покращити якість поверхні, зменшити крихкість покрит-

тя і забезпечити високу експлуатаційну стійкість виробів та низьку собівартість [8]. Цей процес можна застосовувати у металургійній, хімічній, авіаційній, машинобудівній та суднобудівній галузях промисловости.

## 2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

Борування з легувальними домішками здійснювали порошковим методом у спеціальному контейнері за умов зниженого тиску за температури 970°C протягом 4 год. Дослідження виконували на зразках зі сталі 20, 45, У8А.

Вибір оптимальної температури процесу насичення є важливим фактором при боросиліціюванні. Наприклад, за температури нижче 900°C процес насичення значно сповільнюється і зменшується вміст елементів у дифузійному шарі, а за температур вище 1000°C утворюється шар з підвищеними крихкістю, пористістю та з глибокими радіальними тріщинами, що призводять до погіршення експлуатаційних властивостей. З огляду на це, обрана температура є найбільш оптимальною для такого виду поверхневого оброблення.

Зразки попередньо піддавали шліфуванню, поліруванню та знежиренню в етиловому спирті, а потім завантажували в контейнер з неіржавійної сталі й засипали насичувальною сумішшю, при цьому відстань між зразками і стінками контейнера становила не менше 5 мм [9]. Насичення сталі бором та кремнієм виконували в сумішах, які містять технічний карбід бору  $B_4C$ , а також порошки Fe-Si та Si. В якості активувальної домішки використовували фторопласт.

Мікроструктурні дослідження боридних покриттів виконували на металографічному мікроскопі Carl Zeiss в інтервалі збільшення 100–1000 разів. Заключну підготовку шліфів виконували на полірувальних кругах алмазною пастою зернистістю від 28 до 1 мкм, що забезпечувало одержання високої якості поверхні для металографічного дослідження. Для хімічного травлення зразків використовували 3–5% розчин азотної кислоти в етиловому спирті; витримка — 30 с.

Товщину дифузійних шарів та мікротвердість вимірювали на приладі ПМТ-3 не менш ніж у 15–20 полях зору за навантаження 0,49–0,98 Н. Точність вимірювання мікротвердості становила  $\pm 300$  МПа.

Фазовий склад покриттів та періоди кристалічних ґратниць боридних фаз визначали (з точністю у 0,0001 Å) на рентгенівському дифрактометрі ДРОН 2.0 у мідному  $K_{\alpha 1}$ -,  $K_{\alpha 2}$ -монохроматичному випромінненні, а хімічний склад на аналізаторі «Самебах Sx50».

Випробування зносостійкості виконували на машині тертя. Дослідженню піддавали зразки розміром  $10 \times 20 \times 5$  мм<sup>3</sup> із боридними покриттями на вуглецевих сталях, а як матеріал контртіла викори-

стовували загартовану та відпущену сталь У8А.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

В процесі формування боридних покриттів відбувається масообмін між поверхнею матеріалу й активним газовим середовищем, яке утворюється в реакційному просторі під час проходження хімічних реакцій. Ці реакції можуть проходити одночасно або послідовно, причому не тільки в об'ємі активної газової фази, але й на межі поділу з оброблюваним матеріалом, а також усередині останнього. Саме ці реакції суттєво впливають на перебіг процесу формування покриттів [11].

Виконанню експериментальних досліджень передувало визначення основних хімічних реакцій, які проходять у закритому реакційному середовищі за допомогою термодинамічного аналізу. Як вихідні компоненти, використовували порошок карбіду бору, кремнію та фторопласту, нагрів та витримка яких у замкненому реакційному просторі приводить до проходження великої кількості хімічних реакцій.

Було розраховано більше 100 реакцій обмінного типу, які відбуваються при комплексному насиченні сталей бором та кремнієм. Для визначення термодинамічної можливості проходження реакцій, розраховували зміни термодинамічного потенціалу хімічних реакцій за допомогою програми HSC 5.1 CHEMISTRY.

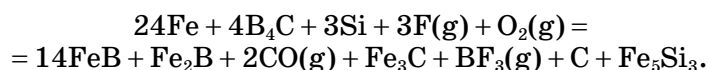
У ході досліджень було виокремлено групу реакцій обмінного типу, в яких термодинамічна ймовірність утворення продуктів взаємодії значно вища від решти реакцій:

1.  $20\text{Fe} + 4\text{B}_4\text{C} + \text{Si} + 3\text{F}(\text{g}) + \text{O}_2(\text{g}) =$   
 $= 14\text{FeB} + \text{Fe}_2\text{B} + 2\text{CO}(\text{g}) + \text{Fe}_3\text{C} + \text{BF}_3(\text{g}) + \text{C} + \text{FeSi},$
2.  $20\text{Fe} + 4\text{B}_4\text{C} + 2\text{Si} + 3\text{F}(\text{g}) + \text{O}_2(\text{g}) =$   
 $= 14\text{FeB} + \text{Fe}_2\text{B} + 2\text{CO}(\text{g}) + \text{Fe}_3\text{C} + \text{BF}_3(\text{g}) + \text{C} + \text{FeSi}_2,$
3.  $21\text{Fe} + 4\text{B}_4\text{C} + 3\text{Si} + 3\text{F}(\text{g}) + \text{O}_2(\text{g}) =$   
 $= 14\text{FeB} + \text{Fe}_2\text{B} + 2\text{CO}(\text{g}) + \text{Fe}_3\text{C} + \text{BF}_3(\text{g}) + \text{C} + \text{FeSi} + \text{FeSi}_2,$
4.  $22\text{Fe} + 4\text{B}_4\text{C} + \text{Si} + 3\text{F}(\text{g}) + \text{O}_2(\text{g}) =$   
 $= 14\text{FeB} + \text{Fe}_2\text{B} + 2\text{CO}(\text{g}) + \text{Fe}_3\text{C} + \text{BF}_3(\text{g}) + \text{C} + \text{Fe}_3\text{Si},$
5.  $24\text{Fe} + 4\text{B}_4\text{C} + 3\text{Si} + 3\text{F}(\text{g}) + \text{O}_2(\text{g}) =$   
 $= 14\text{FeB} + \text{Fe}_2\text{B} + 2\text{CO}(\text{g}) + \text{Fe}_3\text{C} + \text{BF}_3(\text{g}) + \text{C} + \text{Fe}_5\text{Si}_3,$
6.  $16\text{Fe} + 3\text{B}_4\text{C} + \text{Si} + 3\text{F}(\text{g}) + \text{O}_2(\text{g}) =$   
 $= 10\text{FeB} + \text{Fe}_2\text{B} + 2\text{CO}(\text{g}) + \text{Fe}_3\text{C} + \text{BF}_3(\text{g}) + \text{FeSi},$
7.  $22\text{Fe} + 4\text{B}_4\text{C} + 2\text{Si} + 3\text{F}(\text{g}) + \text{O}_2(\text{g}) =$   
 $= 15\text{FeB} + \text{Fe}_2\text{B} + 2\text{CO}(\text{g}) + \text{Fe}_3\text{C} + \text{FeF}_3(\text{g}) + \text{C} + \text{FeSi}_2,$

8.  $24\text{Fe} + 4\text{B}_4\text{C} + \text{Si} + 3\text{F}(\text{g}) + \text{O}_2(\text{g}) =$   
 $= 15\text{FeB} + \text{Fe}_2\text{B} + 2\text{CO}(\text{g}) + \text{Fe}_3\text{C} + \text{FeF}_3(\text{g}) + \text{C} + \text{Fe}_3\text{Si},$
9.  $26\text{Fe} + 4\text{B}_4\text{C} + 3\text{Si} + 3\text{F}(\text{g}) + \text{O}_2(\text{g}) =$   
 $= 15\text{FeB} + \text{Fe}_2\text{B} + 2\text{CO}(\text{g}) + \text{Fe}_3\text{C} + \text{FeF}_3(\text{g}) + \text{C} + \text{Fe}_5\text{Si}_3.$

Як видно з рис. 1, термодинамічна ймовірність утворення боридних фаз із підвищенням температури майже не змінюється і залишається стабільно високою протягом усього часу ізотермічної витримки.

З одержаних даних можна зробити висновок, що при одночасному насиченні сталі бором та кремнієм на поверхні формується покриття, яке складається з боридів FeB та Fe<sub>2</sub>B, а також з'являється ймовірність присутності в дифузійному шарі силіцидів різної валентності. Крім того, виявлено високу ймовірність існування графітних вкраплень у боридному покритті відповідно до реакції:



Для цієї реакції одержано найбільшу зміну Гіббсового термодинамічного потенціалу в інтервалі температур від 0 до 1500 К та можливе утворення фази графіту.

Утворений дифузійний шар при додаванні в насичувальне середовище кремнію чи кремнійвмісних сполук, на відміну від вихідних боридних покриттів, складався з боридних фаз FeB, Fe<sub>2</sub>B та додатково виявленої фази графіту, що підтверджено рентгеноструктурними дослідженнями (рис. 2). Фазу графіту вперше виявлено в представленому дослідженні при додаванні в борувальну суміш

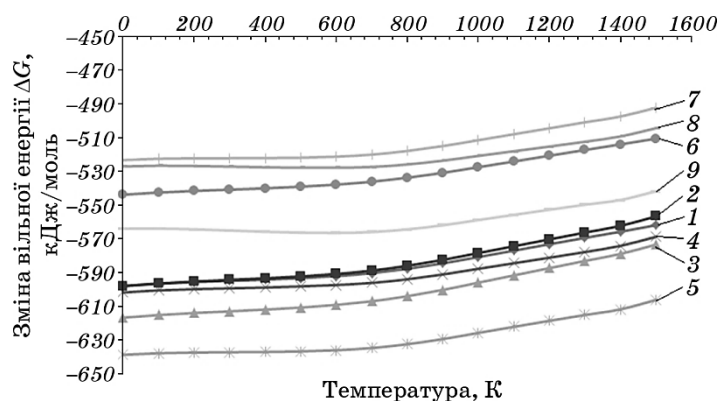


Рис. 1. Залежність зміни вільної енергії утворення боридних фаз від температури.

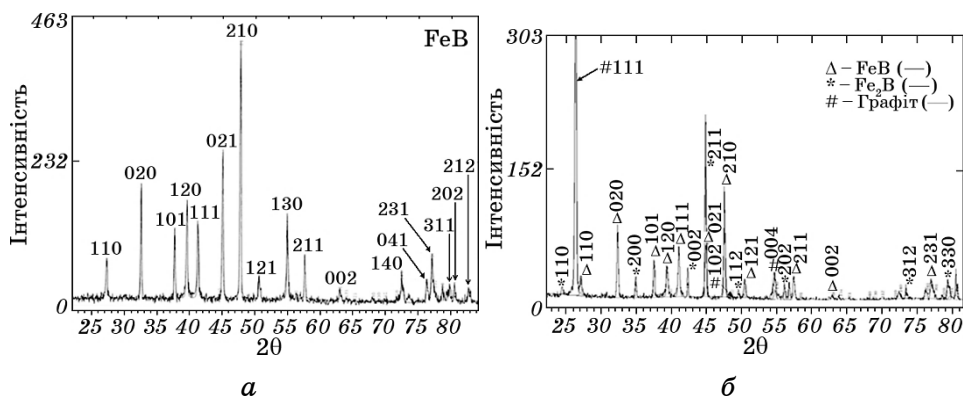


Рис. 2. Дифрактограми поверхні сталі 45 з боридними покриттями ( $\text{CuK}_{\alpha 1}$ ,  $\text{K}_{\alpha 2}$  Рентгенове монохроматичне випромінення): *a* — покриття після борування, *б* — покриття після боросиліціювання; дифракційні максимуми графіту — площини (111), (102), (004).

кремнійвмісних сполук визначено масового відсотка. При введенні в насичувальне середовище Ti, Cr, V, Nb, Mo, W чи інших елементів фаза графіту не виділяється [12–14]. Внаслідок фазового аналізу поверхні зразків з боросиліцидними покриттями, при якому Рентгенівські промені проникали на глибину до 15 мкм, встановлено кількісний розподіл фаз у приповерхневій зоні. Так, фаза FeB становить 68,13% мас.,  $\text{Fe}_2\text{B}$  — 28,36% мас., графіт — 3,51% мас. Під час відповідних досліджень боридних покриттів у поверхневому шарі виявлено тільки фазу FeB. Рентгеноструктурні та металографічні дослідження підтверджують об'ємний перерозподіл фаз FeB та  $\text{Fe}_2\text{B}$  у боридному покритті при додаванні в насичувальне середовище кремнійвмісних сполук і фіксують зменшення об'єму фази FeB на 30 %.

Відповідно до даних рентгеноструктурних досліджень, в табл. 1 наведено параметри кристалографічної ґратки боридної фази FeB та результати дослідження зміни періодів кристалічної ґратки фази FeB після боросиліціювання.

Із даних, наведених у табл. 1, видно, що відбувається зміна періодів кристалічної ґратки фази FeB, що зумовлено утворенням твердих розчинів заміщення  $(\text{Fe},\text{Si})\text{B}$  та  $(\text{Fe},\text{Si})_2\text{B}$ . Так, радіус атома Si дорівнює 0,133 нм, радіус атома Fe — 0,156 нм, а B — 0,087 нм [15].

При насиченні бором та кремнієм періоди *a*, *b*, *c* ромбічної ґратки фази FeB зменшуються. Так, параметр *a* зменшується на  $5,4 \cdot 10^{-3}$  Å, *c* —  $4,7 \cdot 10^{-3}$  Å, а найбільші зміни спостерігаються для параметра *b* —  $12,4 \cdot 10^{-3}$  Å. Зменшення періодів елементарної кристалічної ґратки за рахунок заміщення в боридних фазах атома

**ТАБЛИЦЯ 1.** Параметри кристалічної ґратниці фаз після борування та боросиліціювання.

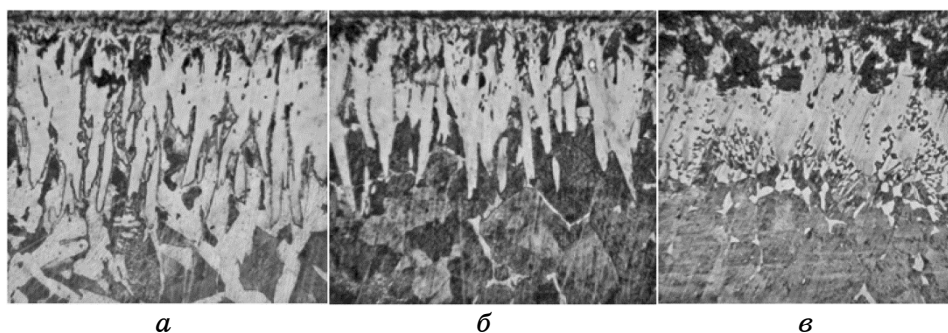
Назва фази	Параметри кристалічної ґратниці, Å		
	<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>
FeB (після боросиліціювання)	4,0549	5,4899	2,9457
Fe <sub>2</sub> B (після боросиліціювання)	5,1021	–	4,2450
Графіт (після боросиліціювання)	2,6040	–	6,6963
FeB (після борування)	4,0603	5,5023	2,9504
Зміна параметрів кристалічної ґратниці фази FeB після боросиліціювання	$\Delta a = 5,4 \cdot 10^{-3}$ $\Delta b = 12,4 \cdot 10^{-3}$ $\Delta c = 4,7 \cdot 10^{-3}$		

заліза елементами з меншим радіусом сприяє зростанню міцності боридного кристала при утворенні твердих розчинів заміщення.

Зменшення об'єму елементарної кристалічної ґратниці спричиняє зміну міжатомних зв'язків у кристалічній ґратниці, що сприяє зростанню мікротвердості в боридних фазах, легованих Si, а саме: підвищенню мікротвердості фази (Fe,Si)B до 20–22 ГПа, фази (Fe,Si)<sub>2</sub>B до 17–18 ГПа порівняно з покриттями після борування (FeB — 17–18 ГПа, Fe<sub>2</sub>B — 14–15 ГПа).

Мікроструктура боридного шару представляє собою голки боридів, котрі орієнтовані перпендикулярно до поверхні зразка і вклинюються в матрицю, та вкрапель графіту (рис. 3). Голкоподібна будова боридних шарів вказує на те, що при їх формуванні відбувається ріст боридних фаз у напрямку, перпендикулярному до поверхні зразка, тоді як вздовж поверхні розвиток цих фаз відбувається слабо.

Фаза графіту зосереджена в поверхневій та приповерхневій зонах



**Рис. 3.** Мікроструктура покриттів після боросиліціювання на сталях: 20 (а), 45 (б), У8А (в);  $\times 200$ .

покриття, скупчується в порах у вигляді темних зон, які чергуються зі світлими ділянками фази Fe<sub>2</sub>B, що добре видно на структурі поперечних шліфів боридних покриттів (рис. 3). Розміри і кількість пор, які можна ідентифікувати як темну складову структури приповерхневого шару, зростають зі збільшенням умісту вуглецю в сталі. Товщина боридних шарів після боросиліціювання зростає на 20–30%. При цьому максимальне заглиблення боридних голок фази Fe<sub>2</sub>B в матрицю становило 400 мкм, а розмір суцільної зони покриття становив 200 мкм на сталі 20.

Для визначення хімічного складу покриттів було застосовано мікрорентгеноспектральний аналіз, який виконували за допомогою електронного растрового мікроскопа РЕМ 106И зі збільшенням у

**ТАБЛИЦЯ 2.** Розподіл елементів по перерізу дифузійного шару на сталі 45 після боросиліціювання.

B <sub>4</sub> C + Si		
Відстань від поверхні, мкм	Концентрація Fe, % мас.	Концентрація Si, % мас.
16,3	99,82	0,18
22,01	99,93	0,07
29,11	99,78	0,22
31,24	99,83	0,17
34,1	99,82	0,18
36,9	99,81	0,19
41,9	99,92	0,08
47,6	99,51	0,49
53,25	99,82	0,18
58,9	99,95	0,05
71,7	99,81	0,19
81,7	99,87	0,13
84,5	99,78	0,22
97,3	99,71	0,29
109,34	99,8	0,2
132,8	99,72	0,28
134,9	99,91	0,09
137,03	99,96	0,04
142	99,84	0,16
145,6	99,99	0,01



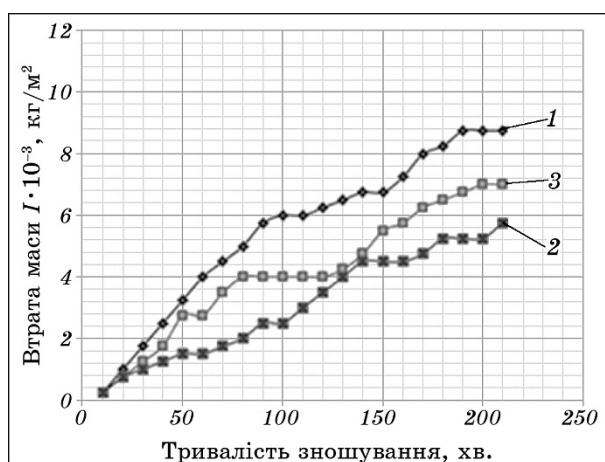
2000 разів, точність вимірювання 0,01 мас.%. Визначення хімічного складу виконано методом EDS, розрахунок кількісного хімічного складу — за методом ZAF (табл. 2).

Встановлено наявність кремнію по всьому перерізу боридного шару від 0,01 до 0,49% мас. У центральній зоні покриття наявність кремнію стабільно вища за поверхневу зону, та є ділянки на глибині шару до 50 мкм, де вміст кремнію досягає 0,49% мас. Вміст кремнію зменшується до 0,01% мас. на краях боридних голок, що вклинюються в матрицю. Дифузія кремнію в боридні зерна сприяє виділенню графітних вкраплень, які переважно зосереджуються у приповерхневій фазі FeB та на межі фаз FeB і Fe<sub>2</sub>B. Центральна зона боридних голок, яка відповідає фазі Fe<sub>2</sub>B, вільна від графітних вкраплень. Виділення графітних вкраплень спостерігається за фронтом дифузії кремнію в боридні шари.

Також було виконано дослідження зносостійкості боридних покриттів, одержаних при додаванні в насичувальне середовище порошку кремнію та ферокремнію.

Кінетичні криві зношування вихідного боридного покриття і боридного покриття, одержаного при введенні в насичувальне середовище порошку кремнію та ферокремнію, залежно від тривалості випробування в умовах сухого тертя-ковзання при навантаженні 3 кг ( $P = 30$  Н) подано на рис. 4.

З наведених даних видно, що найменша швидкість зношування по завершенню періоду припрацювання властива боридним покриттям, одержаним при введенні в насичувальне порошкове сере-



**Рис. 4.** Кінетичні криві зношування вихідного боридного покриття і боридного покриття, одержаного при додаванні в насичувальне порошкове середовище кремнійвмісних сполук (Si та Fe-Si), від тривалості випробування (1 — 100% B<sub>4</sub>C, 2 — B<sub>4</sub>C + Fe-Si, 3 — B<sub>4</sub>C + Si).

довище порошку ферокремнію. Зростання мікротвердості боридних фаз та зменшення коефіцієнта тертя, завдяки заповненню пор графітом в приповерхневих зонах боросиліцидних покриттів, зумовлюють підвищення їх зносостійкості в 1,2–1,5 рази.

#### 4. ВИСНОВКИ

Комплексне насичення вуглецевих сталей бором та кремнієм спричиняє формування в дифузійних покриттях боридних фаз FeB, Fe<sub>2</sub>B та додаткової фази графіту. Фаза графіту в боридних шарах утворюється лише за наявності в борувальному насичувальному середовищі кремнію чи його сполук.

Боросиліціювання зумовлює перерозподіл об'єму фазового складу боридних фаз, а саме: виділення фази графіту та зменшення об'єму фази FeB на 30% у покритті порівняно з покриттями, одержаними при боруванні, також зростає товщина боросиліцидних шарів на 20–30%.

Комплексне насичення вуглецевих сталей бором і кремнієм викликає зменшення періодів кристалічних ґратниць боридних фаз, що пов'язано з утворенням твердих розчинів заміщення (Fe,Si)B і (Fe,Si)<sub>2</sub>B та зумовлює зростання їх мікротвердості відповідно до 20–22 ГПа та 17–18 ГПа.

Виділення графіту у вільному стані та зростання мікротвердості сприяє підвищенню зносостійкості боросиліцидних покриттів в 1,2–1,5 рази.

#### ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Ю. А. Баландин, *Защита металлов*, **42**, № 2: 150 (2006).
2. В. Н. Корнопольцев, В. И. Мосоров, *Материалы Первой международной научно-практической конференции «Актуальные проблемы в машиностроении» (26–27 марта 2014, Новосибирск)*, с. 403.
3. А. А. Алиев, В. П. Булгаков, Б. С. Приходько, *Вестник Астраханского государственного технического университета*, № 2: 91 (2005).
4. Н. Г. Кухарева, С. Н. Петрович, Н. А. Галынская, В. Ф. Протасевич, Т. Н. Смирнова, *Наука и техника*, № 5: 11 (2012).
5. С. М. Чернега, І. А. Поляков, *Вісник Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут»*, **2**, № 61: 104 (2011).
6. В. О. Костик, О. В. Сапуцкая, Е. А. Костик, *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*, **17**, № 5/1: 63 (2005).
7. С. М. Чернега, М. О. Красовський, М. В. Оленіч, *Праці міжнародної науково-технічної конференції «Матеріали для роботи в екстремальних умовах» (29–30 жовтня 2009, Київ)*, с. 116.
8. Ю. А. Баландин, *МиТОМ*, № 3: 31 (2006).
9. С. М. Чернега, *Изв. вузов. Черная металлургия*, № 1: 58 (1999).
10. В. К. Нарва, А. В. Полеченко, *Изв. вузов. Черная металлургия*, № 1: 47

- (1995).
11. І. М. Спиридонова, О. В. Сухова, О. Г. Безрукава, *Доповіді НАН України*, № 10: 93 (2002).
  12. С. М. Чернега, І. Ю. Медова, І. А. Поляков, *Вісник СевНТУ. Серія: Механіка, енергетика, екологія*, вип. 137: 265 (2013).
  13. С. М. Чернега, Я. В. Зауличный, М. В. Карпец, М. В. Белоус, *Порошковая металлургия*, № 11/12: 88 (2000).
  14. С. М. Чернега, *Изв. вузов. Черная металлургия*, № 11: 58 (1999).
  15. О. І. Карнаухов, В. А. Копілевич, Д. О. Мельничук, М. С. Слободяник, С. І. Скляр, В. Є. Косматий, К. О. Чеботько, *Загальна хімія: Підручник для студентів вищих навчальних закладів* (Київ: Фенікс: 2005).

## REFERENCES

1. Yu. A. Balandin, *Zashchita Metallov*, **42**, No. 2: 150 (2006) (in Russian).
2. V. N. Kornopol'tsev and V. I. Mosorov, *Proc. of the First International Scientific and Practical Conference 'Aktual'nye Problemy v Mashinostroenii' (March 26–27, 2014, Novosibirsk)*, p. 403 (in Russian).
3. A. A. Aliev, V. P. Bulgakov, and B. S. Prihod'ko, *Vestnik Astrakhanskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta*, No. 2: 91 (2005) (in Russian).
4. N. G. Kukhareva, S. N. Petrovich, N. A. Galynskaya, V. F. Protasevich, and T. N. Smirnova, *Nauka i Tekhnika*, No. 5: 11 (2012) (in Russian).
5. S. M. Chernega and I. A. Polyakov, *Visnyk Natsional'nogo Tekhnichnogo Universytetu Ukrayiny 'Kyivskyy Politekhnichnyy Instytut'*, **2**, No. 61: 104 (2011) (in Ukrainian).
6. V. O. Kostik, O. V. Saputskaya, and E. A. Kostik, *Vostochno-Evropeyskiy Zhurnal Peredovykh Tekhnologiy*, **17**, No. 5/1: 63 (2005) (in Russian).
7. S. M. Chernega, M. O. Krasovs'kyy, and M. V. Olenich, *Proc. of International Scientific and Technical Conference 'Materialy dlya Roboty v Ekstremal'nykh Umovakh (Oct. 29–30, 2009, Kyiv)*, p. 116 (in Ukrainian).
8. Yu. A. Balandin, *MiTOM*, No. 3: 31 (2006) (in Russian).
9. S. M. Chernega, *Izv. Vuzov. Chernaya Metallurgiya*, No. 1: 58 (1999) (in Russian).
10. V. K. Narva and A. V. Polechenko, *Izv. Vuzov. Chernaya Metallurgiya*, No. 1: 47 (1995) (in Russian).
11. I. M. Spyrydonova, O. V. Sukhova, and O. H. Bezrukava, *Dopovidi NAN Ukrayiny*, No. 10: 93 (2002) (in Ukrainian).
12. S. M. Chernega, I. Yu. Medova, and I. A. Polyakov, *Visnyk SevNTU: Seriya: Mekhanika, Energetyka, Ekologiya*, Iss. 137: 265 (2013) (in Ukrainian).
13. S. M. Chernega, Ya. V. Zaulichnyy, M. V. Karpets, and M. V. Belous, *Poroshkovaya Metallurgiya*, Nos. 11/12: 88 (2000) (in Russian).
14. S. M. Chernega, *Izv. Vuzov. Chernaya Metallurgiya*, No. 11: 58 (1999) (in Russian).
15. О. І. Карнаухов, В. А. Копілевич, Д. О. Мельничук, М. С. Слободяник, С. І. Скляр, В. Є. Косматий, К. О. Чебот'ко, *Zagal'na Khimiya [General Chemistry]: Textbook* (Kyiv: Feniks: 2005) (in Ukrainian).