

УДК 621.785

С.М. Чернега, І.Ю. Медова

**ХАРАКТЕРИСТИКА БОРИДНИХ ПОКРИТТІВ ЛЕГОВАНИХ КРЕМНІЄМ НА СТАЛІ 45**

*Представлено результати дослідження по нанесенню боросиліцидних покриттів порошковим методом на сталі 45. Визначено товщину та мікротвердість отриманих покриттів та їх фазовий і хімічний склад. Встановлено, що боридні покриття леговані кремнієм є більш пластичними, мають в 1,5 разів вищу тріщиностійкість ( $K_{Ic}$ ) та зносостійкість порівняно із нелегованими.*

*Ключові слова:* борування, боросиліціювання, тріщиностійкість.

*Рис. 6. Табл. 2. Форм. 2. Літ. 7.*

С.М. Чернега, И.Ю. Медова

**ХАРАКТЕРИСТИКА БОРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ ЛЕГИРОВАННЫХ КРЕМНИЕМ НА СТАЛИ 45**

*Представлены результаты исследования по нанесению боросилицидных покрытий порошковым методом на стали 45. Определены толщина и микротвердость полученных покрытий и их фазовый и химический состав. Установлено, что боридного покрытия легированные кремнием более пластичными, имеют в 1,5 раз выше трещиностойкость ( $K_{Ic}$ ) и износостойкость по сравнению с нелегированной.*

*Ключевые слова:* борирования, боросилицирование, трещиностойкость.

S.M. Chernega, I.Ju. Medova

**DESCRIPTION OF COATINGS BORYDNYH DOPED SILICON ON STEEL 45**

*The results of research on drawing borosilytsydyh powder coatings on steel by 45. Defined thickness and microhardness of the coating and the phase and chemical composition. Established that borydni coating doped silicon is more plastic, are 1.5 times higher fracture toughness ( $K_{Ic}$ ) and wear resistance compared to undoped.*

*Keywords:* boruvannya, borosyliysiyuvannya, crack.

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

Одним з основних методів збільшення терміна служби деталей машин і інструмента є хіміко-термічна обробка, що дозволяє додати поверхні металів і сплавів високу твердість і зносостійкість, опірність корозії й ерозії, підвищену жаростійкість і стійкість проти радіаційного опромінення. У багатьох випадках ХТО являється єдиною можливим засобом для рішення конкретної технічної задачі.

Підвищення надійності і довговічності роботи машин і механізмів багато в чому залежить від зносостійкості поверхні деталей, що працюють на тертя. Однак, найбільше поширені види ХТО - цементация, ціанування, азотування часто не можуть задовольняти зростаючим вимогам до зносостійкості робочих поверхонь. У зв'язку з цим останнім часом приділяється велика увага розробці нових типів зносостійких покриттів.

Серед відносно нових процесів ХТО особливе місце займає дифузійне борування металів і сплавів з додаванням інших легуючих елементів, що дозволяє змінити структуру і фазовий склад боридних шарів і, як наслідок, одержати більш високу твердість і зносостійкість поверхні, в порівнянні з іншими видами поверхневої обробки.

З метою підвищення зносостійкості, жаростійкості та корозійної стійкості металів та сплавів, застосовують борування з легуючими добавками кремнію. В результаті дифузійного насичення змінюється структура поверхневих боридних шарів на сталі та формується підшарок збагачений легуючими елементами, який володіє високим комплексом експлуатаційних властивостей. Боросиліціювання дозволяє покращити якість поверхні, зменшити крихкість покриття та забезпечити високу експлуатаційну стійкість виробів та низьку собівартість. Цей процес може застосовуватися у металургійній, хімічній, авіаційній, машинобудівній та суднобудівній галузях промисловості.

**Матеріали і методика експерименту.** Борування з легуючими добавками здійснювали порошковим методом у спеціальному контейнері за умов зниженого тиску при температурі 970 °С протягом 4 годин. Дослідження проводилось на зразках із сталі 20, 45, У8А.

Вибір оптимальної температури процесу насичення є важливим фактором при боросиліціюванні. Наприклад, при температурі нижче 900 °С, процес насичення значно

сповільнюється і зменшується вміст елементів у дифузійному шарі, а при температурах вище 1000 °С, утворюється шар з підвищеною крихкістю, пористістю та з глибокими радіальними тріщинами, що призводять до погіршення експлуатаційних властивостей. Тому обрана температура є найбільш оптимальною для даного виду поверхневої обробки.

Зразки, попередньо, піддавалися шліфуванню, поліруванню та знежиренню в етиловому спирті, а потім завантажувалися в контейнер з нержавіючої сталі і засипалися насичуючою сумішшю. При цьому відстань між зразками і стінками контейнера складала не менше 5 мм. Насичення сталі бором та кремнієм проводили у сумішах, які містять технічний карбід бору  $B_4C$ , а також порошки Fe-Si та Si. В якості активуючої добавки використовували фторопласт.

Для відділення реакційного простору контейнера від пічної атмосфери і запобігання проникненню в нього повітря контейнер закривали листом азбесту і засипали натросилікатним склом завтовшки 10 мм. При нагріві до температури борування, натросилікатне скло розплавляється (750 – 800 °С) і герметизує контейнер. Нагрівання тиглів і наступну ізотермічну витримку проводили в лабораторній печі типу СНОЛ - 1,6,2,5.1/11М.

По закінченню ізотермічної витримки контейнер з деталями діставали з печі і охолоджували до кімнатної температури на повітрі. Після охолодження контейнера, силікат розбивали, контейнер розпаковували і витягували деталі з чистою поверхнею, які не вимагають додаткового очищення.

Цей метод має наступні переваги: простота технологічного процесу, дозволяє обробку виробів різної конфігурації, можна отримати дифузійні шари різної товщини.

Візуальне вивчення і мікроструктурні дослідження боридних покриттів проводили на металографічному мікроскопі Carl Zeiss в інтервалі збільшення 100...1000 разів. Полірування шліфів проводили на полірувальних кругах алмазною пастою зернистістю від 28 до 1 мкм, що забезпечувало одержання високої якості поверхні дослідження. У якості реактиву для хімічного травлення використали 3...5% -ий розчин азотної кислоти в етиловому спирті; витримка - 30с.

Вимірювання товщини дифузійних шарів та мікротвердості проводили на приладі ПМТ-3 не менш, ніж в 10 - 15 полях зору при навантаженні 0,49 – 0,98 Н. Точність вимірювання мікротвердості складала  $\pm 500$  МПа. Аналізували фазовий склад покриттів на рентгенівському дифрактометрі ДРОН 2.0 у мідному  $K_{\alpha 1}, K_{\alpha 2}$  монохроматичному випромінюванні і визначали їх хімічний склад на аналізаторі «Сameбах Sx50».

**Результати досліджень.** Отриманий дифузійний шар при нанесенні в насичуючому середовищі із додаванням кремнію на відміну від боридних покриттів отриманих без легування складався з боридних фаз FeB,  $Fe_2B$  та додатково виявленої фази графіту, що підтверджено рентгеноструктурними дослідженнями (рис.3). Фаза графіту вперше виявлена при додаванні в насичуючу суміш для борування кремнію. При введенні в насичуюче середовище Ti, Cr, V, Nb, Mo, W чи інших елементів, фаза графіту не виділяється. Фазовий аналіз проведений з поверхні зразка з боридним покриттям, легованим кремнієм, при цьому рентгенівське проміння проникає на глибину до 15 мкм, встановив кількісний розподіл фаз в приповерхневій зоні. Виявлено, що фаза FeB становить 68,13 мас %,  $Fe_2B$  28,36 мас %, графіт 3,51 мас %. При відповідних дослідженнях боридного покриття без легування кремнієм в поверхневому шарі виявляється тільки фаза FeB. Рентгеноструктурні дослідження підтверджують об'ємний перерозподіл фаз FeB та  $Fe_2B$  в боридному покритті, при легуванні кремнієм і фіксують зменшення об'єму фази FeB.

В таблиці 1 наведено параметри кристалографічної ґратки боридної фази FeB та результати дослідження зміни періодів кристалічної ґратки фази FeB після легування кремнієм.

Із даних наведених в таблиці видно, що спостерігається зміна періодів кристалічної ґратки фази FeB, що обумовлено утворенням твердих розчинів заміщення  $(Fe,Si)B$  та  $(Fe,Si)_2B$ . Радіус атома Si має 0,111 нм, а радіус атома Fe – 0,156 нм та B - 0,087 нм. Зменшення періодів елементарної кристалічної ґратки, за рахунок легування боридних фаз елементами з меншим радіусом атома, сприяє зростанню міцності кристалічної ґратки при утворенні твердих розчинів заміщення.

Зменшення об'єму елементарної кристалічної ґратки приводить до зміни міжатомних зв'язків в кристалічній ґратці, що сприяє зростанню мікротвердості в боридних фазах легованих Si.

При легуванні Si періоди ромбічної решітки фази FeB зменшуються, найбільші зміни спостерігаються для параметру b.

Таблиця 1. Параметри кристалічної ґратки фаз після борування та боросиліціювання

Назва фази	Параметри кристалічної ґратки, А		
	a	b	c
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 ґратки фази FeB після боросиліціювання	$\Delta a = - 0,0054A,$	$\Delta b = - 0,0124$	$\Delta c = - 0,0047$

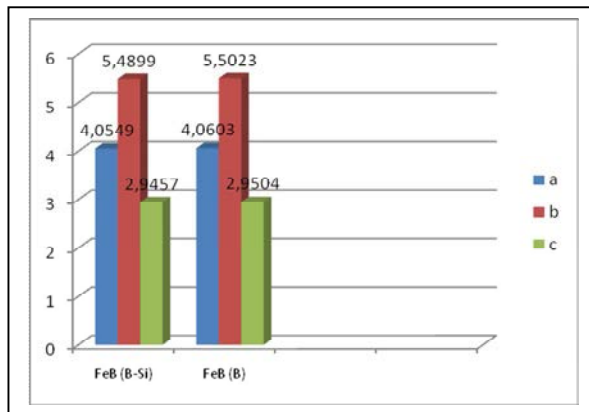


Рис. 1. Параметри кристалічної ґратки фази FeB після борування та боросиліціювання

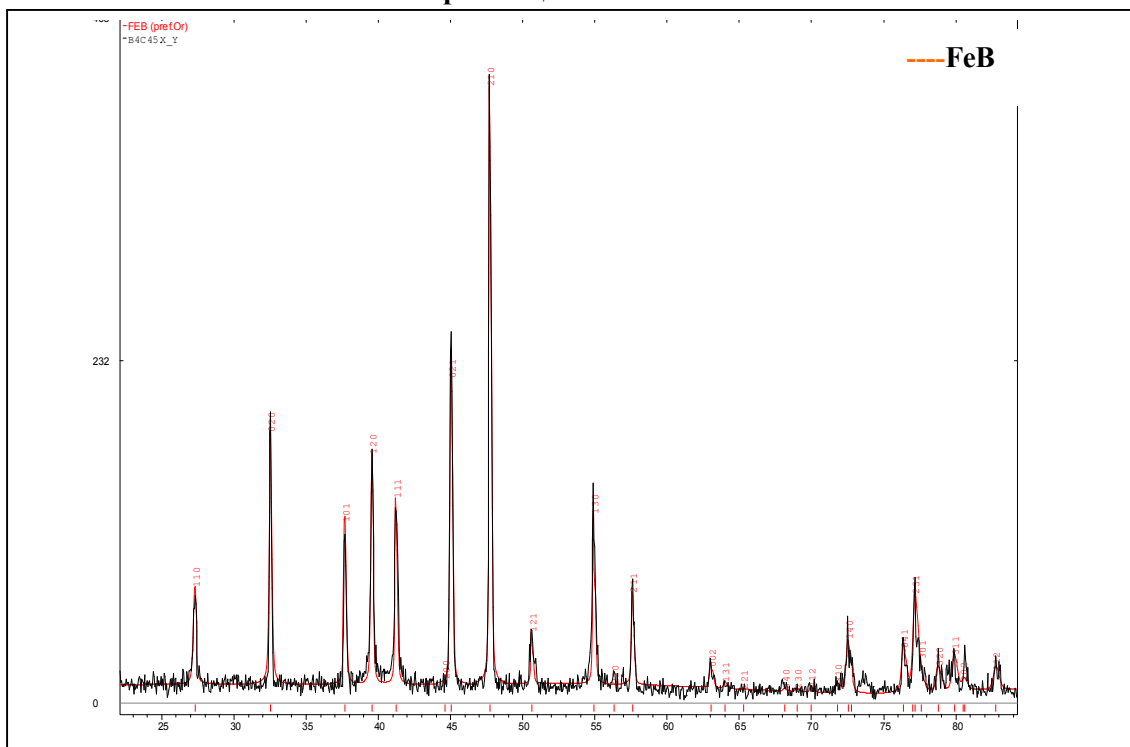


Рис. 2. Дифрактограма сталі 45 з боридним покриттям

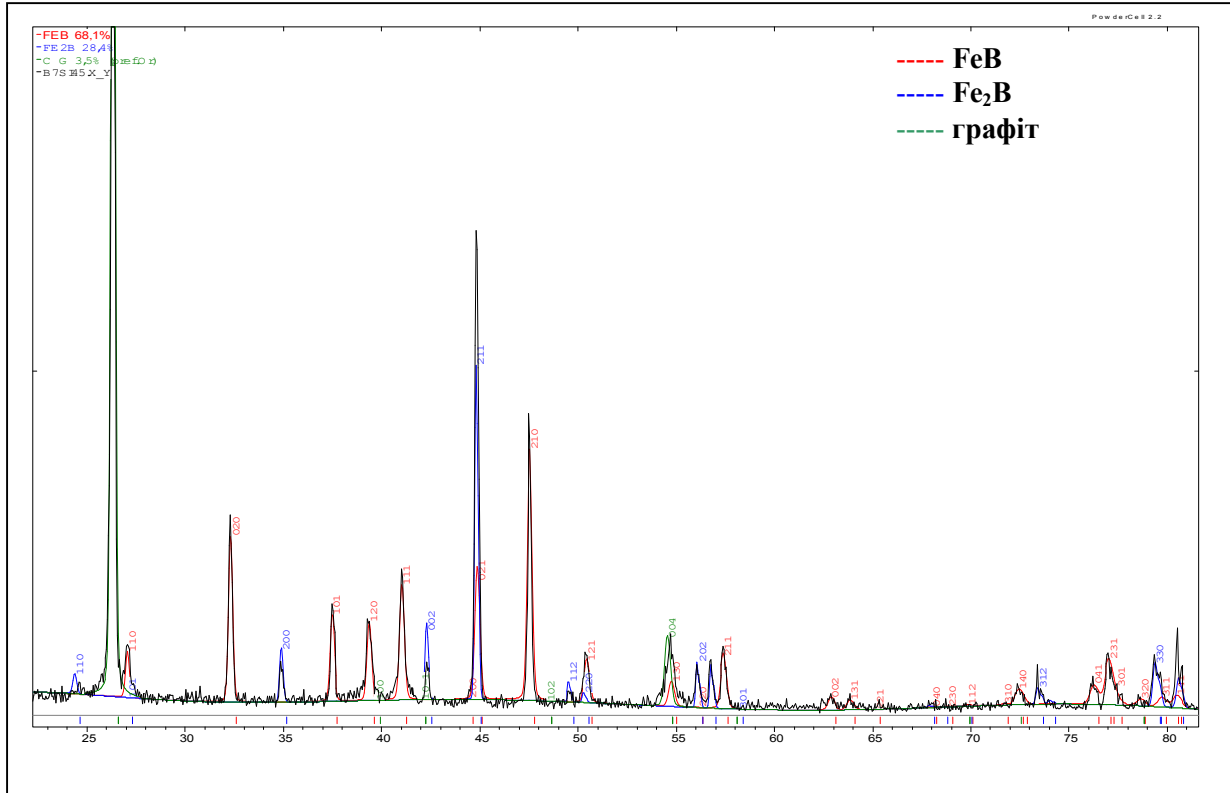


Рис. 3. Дифрактограма сталі 45 з боросиліцидним покриттям

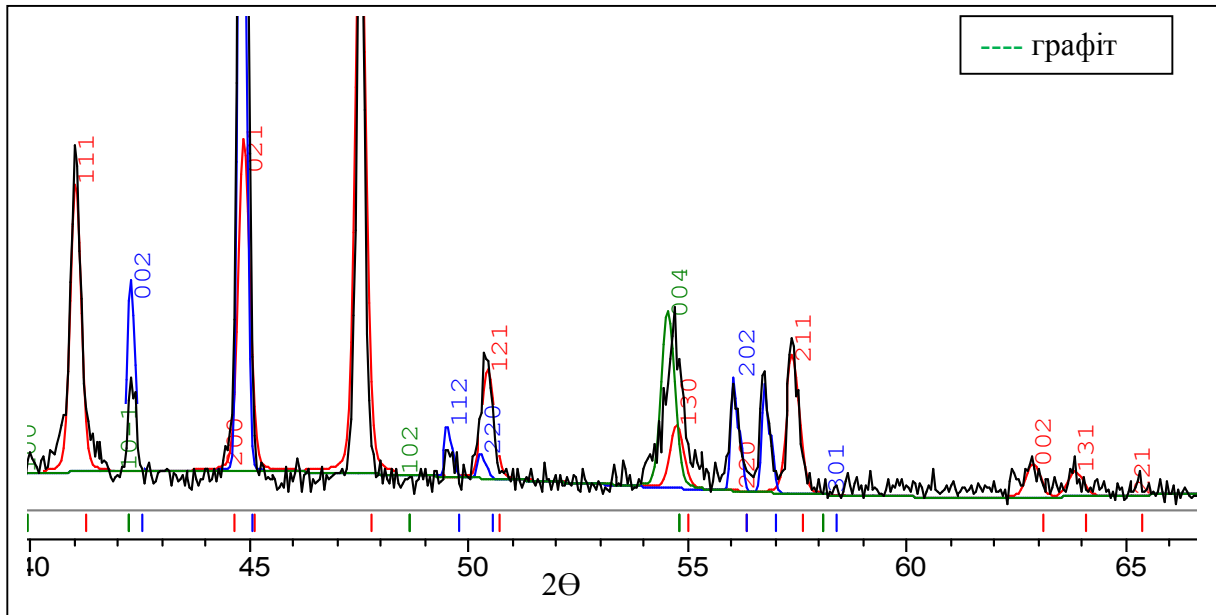


Рис. 4. Дифрактограма сталі 45 з боросиліцидним покриттям

Мікроструктура боридного шару представляє собою голки боридів, котрі орієнтовані перпендикулярно поверхні зразка і вклинюються в матрицю та включень графіту, які нами виявлено (рис.5). Голкоподібна будова боридних шарів вказує на те, що при їх формуванні відбувається ріст боридних фаз в напрямку, перпендикулярному до поверхні зразка, в той час як вздовж поверхні розвиток цих фаз протікає слабо. Фаза графіту зосереджена в поверхневій та при поверхневій зоні покриття, скупчується в порах у вигляді темних зон, які чергуються із світлими ділянками фази FeB, що добре виявлено на структурі поперечних шліфів боридних покриттів на рис.5. Розміри і кількість пор, які можна ідентифікувати як темну складову структури при поверхневого шару зростає із збільшенням вмісту вуглецю в сталі, що піддається насиченню. Так, для сталі У8, (рис.5) до 40% поверхні зайнята порами, в яких може знаходитись графіт.

Для виміру в'язкості руйнування монокристалів твердих кристалічних матеріалів

застосовували метод Еванса – Чарльза [5, 6]. При цьому  $K_{1c}$  визначається по довжині радіальних тріщин, що утворюються навколо відбитка від індентора Вікерса, з напівемпіричного співвідношення:

$$K_{1c} = 0,015 \cdot (E/H)^{1/2} \cdot P/C^{3/2} \quad (1)$$

або графічної залежності між  $(K_{1c} - \Phi/H) - (H/E - \Phi)$  і  $c/a$ , де  $\Phi$  - постійна Маршу;  $H$  - твердість по Вікерсу;  $a$  - напівдіагональ відбитку;  $c$  - довжина радіальної тріщини;  $E$  - модуль Юнга.

Критичну напругу руйнування визначали за формулою:

$$\sigma = K_{1c} / \alpha \cdot L^{0,5} \quad (2)$$

де  $\sigma$  – критична напруга руйнування,  $L$  – поперечний розмір боридного зерна,  $\alpha$  – геометрична константа ( $\pi$ ).

Розрахункові дані напружень сколювання, які можуть виникати в боридних фазах в залежності від параметру  $K_{1c}$  на сталі 45 представлено в таблиці 2.

Таблиця 2. Розрахункові дані напружень сколювання боридних покриттів (фаза FeB)

Джерело кремнію при насиченні	$K_{1c} \cdot 100$ МПа*м <sup>0,5</sup>	$\sigma$ сколювання при $L =$	
		15 мкм	20 мкм
		МПа	МПа
Si	197	237,18	299,27
Феросиліцій	194	229,93	289,07
Без легування	110	189,53	218,69

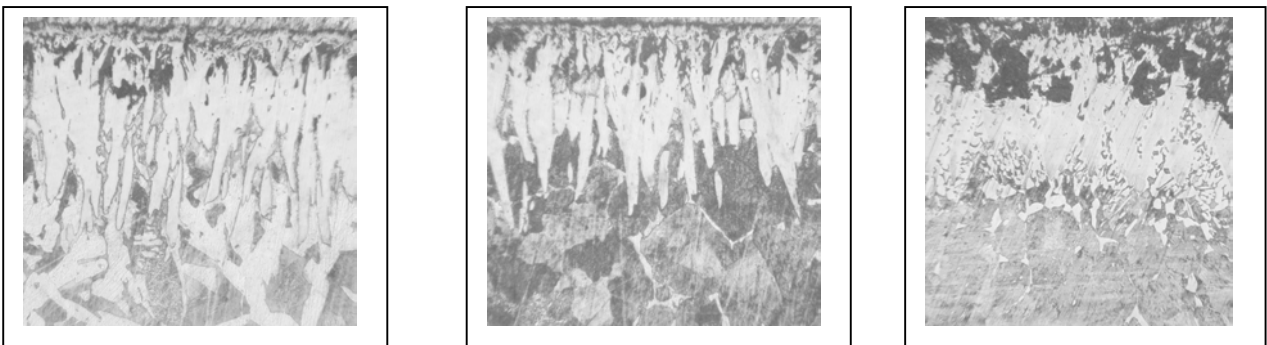


Рис. 5. Мікроструктура покриттів після боросиліціювання на сталях 20, 45, У8А, Х 200

Для визначення хімічного складу покриттів був застосований мікрорентгеноспектральний аналіз, який проводили, використовуючи електронний растровий мікроскоп – РЕМ 106І при збільшенні 2000 раз, точністю 0.01% мас. Визначення хімічного складу виконано методом EDS, розрахунок кількісного хімічного складу – по методу ZAF.

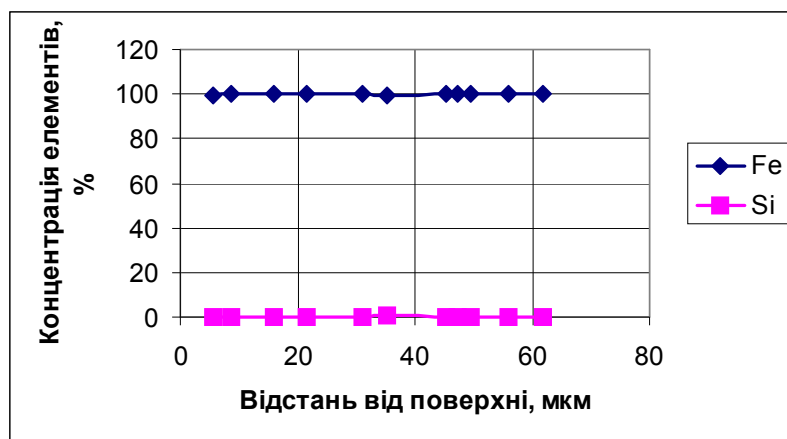


Рис. 6. Розподіл елементів по перерізу дифузійного шару на сталі 45 після боросиліціювання

Встановлено, що кремній рівномірно розподіляється по товщині покриття в кількості до 0,8 % по об'єму. Крім того, спостерігаються ділянки, в яких кремнію міститься до 50% по об'єму.

**Висновки.** Боросиліціювання забезпечує зміну фазового складу боридних фаз, а саме: виділення фази графіту та зменшення об'єму фази FeB на 30% в покритті. Також спостерігається перерозподіл характеристик боридних фаз, а саме: підвищення мікротвердості фази FeB до 20 - 22 ГПа, фази Fe<sub>2</sub>B до 17 ГПа та зростання тріщиностійкості K<sub>1C</sub> в 1,8 разів і збільшення значень напружень сколювання в 1,3-1,4 рази. Зростання пористості в поверхневих зонах боридних покриттів при заповненні пор графітом сприяє підвищенню зносостійкості боридних шарів за рахунок зменшення коефіцієнта тертя, що встановлено нашими випробуваннями. Підвищення мікротвердості фази FeB, Fe<sub>2</sub>B після боросиліціювання порівняно із мікротвердістю цих фаз після борування пов'язано із легуванням фаз кремнієм – (Fe, Si)B, (Fe, Si)<sub>2</sub>B, що підтверджено зміною періодів а, в, с ромбічної решітки фази, причому параметри решітки зменшуються. Встановлено, що вміст вуглецю у сталі впливає на товщину дифузійного шару. Це пов'язано із тим, що вуглець витісняється у перехідну зону. Тому зі збільшенням вмісту вуглець у матеріалі основи, товщина покриття зменшується.

1. Ляхович Л.С. Состояние и перспективы развития процесса борирования. – К.: «Наукова думка», 1972. – 194 с.
2. Похмурский В.И., Далисов В.Б., Голубец В.М.. Повышение долговечности деталей машин с помощью диффузионных покрытий. – Киев.: Наукова думка, 1980. – 188 с.
3. Спиридонова І.М. Фазові перетворення в композиційних матеріалах з залізними зв'язками, що містять бор та вуглець / І.М. Спиридонова, О.В. Сухова, О.Г. Безрукава // Доповіді НАН України. – 2002. – № 10. – С. 93-97.
4. Баландин Ю.А. Комплексное насыщение поверхности инструментальных сталей бором, медью, хромом в псевдоожигеном слое// Изв. Вуз. Черная металлургия. – 2005. – №5. – 50 с.
5. Чернега С.М. Комплексное насыщение углеродистых сталей бором и хромом в активированной среде// Изв. Вуз. Черная металлургия. – 1999. – №1. – 58 с.
6. Нарва В.К. Полеченко А.В. Нанесение покрытий карбидосталей на стальную основу// Изв. Вуз. Черная металлургия. – 1995. – №1. – 47 с.
7. Баландин Ю.А. Диффузионное силицирование в псевдоожигеном слое // МиТОМ. – 2006 – №3. – 31 с.

Стаття надійшла до редакції 24.05.2013.