

Структура, фізико-механічні і трибологічні властивості спечених сталей системи $Fe - Si - B - C$

Г. А. Баглюк, доктор технічних наук

С. Г. Напара-Волгіна, кандидат технічних наук

В. К. Кудь

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ

Наведено результати дослідження властивостей спечених сталей, легованих кремнієм, бором та вуглецем, отриманих з використанням присадок порошків карбіду кремнію та карбіду бору. Встановлено наявність гетерогенної структури спечених та термооброблених сталей системи $Fe - Si - B - C$, що забезпечує високу зносостійкість останніх при сухому терті в діапазоні навантажень 0,7 – 2,5 МПа. Показана можливість управління їх структурою та властивостями шляхом регулювання вмісту карбідовміщуючих складових (B_4C та SiC) вихідної шихти та температури спікання.

Нашими попередніми дослідженнями встановлені особливості різних схем легування бором [1] та кремнієм [2] спечених зносостійких сталей конструкційного призначення. Зокрема, була показана можливість використання для виготовлення вказаних матеріалів таких борвмісних і кремнійвмісних присадок, як карбід бору та карбід кремнію. Методом мікрорентгеноспектрального аналізу встановлено також вибіркоче легування кремнієм фазових складових сталей типу $Fe - Si - B - C$, яке полягає в дифузії його тільки в залізну фазу і відсутність взаємодії з твердими боридами та карбоборидами заліза, зокрема і тими, що входять до складу боридної евтектики.

Метою даної роботи є дослідження властивостей спечених сталей, легованих кремнієм, бором та вуглецем, отриманих з використанням присадок порошків карбіду кремнію та карбіду бору, і розробка зносостійких конструкційних матеріалів на їх основі з гетерофазною структурою.

Передумовою створення таких композитів була наявність в них боридної евтектики або окремих боридів і карбоборидів заліза, що створюються при температурах спікання, які в сукупності з більш м'якою залізною основою утворюють гетерофазну структуру.

Дослідження проводили на матеріалах, що вміщували 1 та 3 % карбіду бору і від 1 до 6 % карбіду кремнію. Еталонами були зразки з 1 та 3 % B_4C , що не містили карбіду кремнію, а також зразок з 3 % SiC , що не містив карбіду бору (при триботехнічних випробуваннях).

В якості вихідних матеріалів використовували розпилений залізний порошок марки ПЖР3.200.28 (ГОСТ 9849-86), порошок карбіду кремнію марки М14 (ГОСТ 3647-80) та карбіду бору марки F 320.

Для дослідження застосовували циліндричні зразки діаметром 10 мм, які пресували при тиску 700 – 800 МПа та спікали при температурах від 1050 до 1150 °С в контейнерах з плавким затвором [3]. З метою поліпшення ущільнюваності при пресуванні в усі використані шихти додавали мастило в кількості 0,3 % від маси суміші.

Після спікання на всіх зразках визначали щільність, пористість, твердість і досліджували мікроструктуру. Після спікання зразки піддавали термічній обробці, що полягала в гартуванні у воду з окремого нагріву від температури 1000 °С і низькому відпуску, з подальшим визначенням їх твердості і вивчення мікроструктури. Всі зразки після термічної обробки випробовували на стиснення (ГОСТ 25.503-97).

На основі вивчення одержаних фізико-механічних властивостей проводили вибірковий відбір зразків для випробувань їх на тертя і визначення трибологічних характеристик.

Результати вивчення пористості зразків з 1 % V_4C після пресування і спікання при різних температурах (рис. 1) свідчать про те, що пористість вихідних пресовок, які містять карбід кремнію, збільшується при підвищенні його вмісту в шихті внаслідок збільшення вмісту твердої складової і суттєво перевищує таку для еталонних зразків (без добавок SiC).

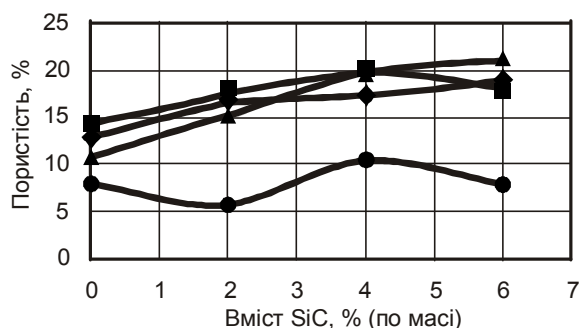


Рис. 1. Залежність пористості вихідних пресовок (1) та спечених зразків із 1 % V_4C від температури спікання (2 – 1050, 3 – 1100, 4 – 1150 °С) та вмісту карбіду кремнію в вихідній шихті. ◆ – 1, ■ – 2, ▲ – 3, ● – 4.

Пористість зразків, спечених в твердофазному режимі при температурах 1050 і 1100 °С, незначно відрізняється від пористості еталонних і лише при температурі 1150 °С відбувається достатньо активне спікання, що супроводжується значною усадкою внаслідок появи деякої кількості рідкої фази (рис. 1).

Незважаючи на більш високу пористість кремнійвмісних зразків, їх твердість після спікання суттєво вища, ніж еталонних

(рис. 2 а, б), що пояснюється не тільки легуванням їх основи кремнієм, а також і одночасним насиченням її вуглецем, що утворюється при дисоціації SiC в процесі спікання. В той же час нижча пористість та повнота спікання заготовок, спечених при 1150 °С, призводять до суттєвого підвищення твердості останніх у порівнянні із зразками, спеченими при 1050 і 1100 °С при однаковому вмісті карбідної складової. Звертає на себе увагу ефект значного падіння значень твердості спечених та термооброблених матеріалів для зразків з 6 % SiC в шихті, незважаючи на більший вміст карбідної складової.

Після термічної обробки твердість всіх матеріалів збільшується (рис. 2 б), що пов'язано з гартуванням залізної основи на мартенсит,

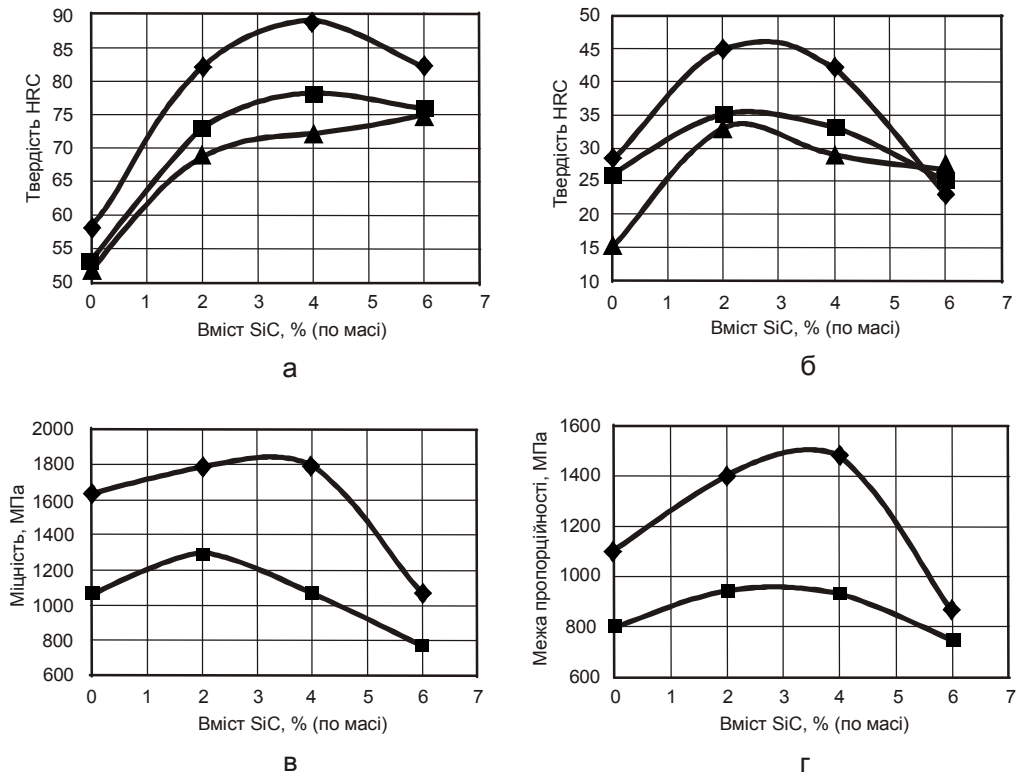


Рис. 2. Залежність твердості спечених (а) та термооброблених (б) зразків, міцності (в) і межі пропорційності (г) при випробуванні на стиснення композитів з 1% V_4C від вмісту карбиду кремнію в шихті. Температура спікання: 1 – 1050, 2 – 1100, 3 – 1150 °С. ▲ – 1, ■ – 2, ◆ – 3.

мікротвердість якого досягає після низького відпуску 7 – 10 ГПа. Максимальні значення твердості у термооброблених матеріалів, спечених при різних температурах, спостерігаються при вмісті карбиду кремнію в шихті 2,0 – 2,5 %. Істотне падіння значень твердості для сталей, що містять значну кількість карбиду кремнію (6 %), пояснюється як деяким збільшенням їх пористості при підвищенні вмісту карбиду кремнію в шихті, так і, очевидно, наявністю в структурі спеченого матеріалу надлишкової кількості вільного вуглецю, що з'являється в результаті дисоціації карбідних складових шихти при їх високотемпературній взаємодії з залізною основою.

Після термічної обробки всі зразки випробовували на стиснення. Відомо, що для твердих залізовуглецевих сплавів величина міцності на стиснення досить повно характеризує їх механічні властивості [4]. Крім того, існують певні залежності між межами міцності на стиснення і розрив для різних матеріалів, в тому числі металевих [5, 6], тому за величиною міцності на стиснення можна орієнтовно оцінити величину їх міцності на розрив.

Результати випробувань на стиснення показали, що характер залежності міцності та границі пропорційності матеріалів з 1% V_4C від вмісту карбиду кремнію в шихті (рис. 2 в, г) подібний залежностям для твердості (рис. 2 а, б). Максимальні значення міцності на стиснення для термо-оброблених зразків досягають 1700 – 1800 МПа і відповідають вмісту карбиду кремнію в шихті

Структура, зношування, руйнування

2 – 4 % і температурі спікання 1150 °С. Аналогічно до характеристик твердості міцність спечених матеріалів із збільшенням вмісту карбіду кремнію до 6 % теж значно падає і найбільш характерно ця залежність проявляється для заготовок, спечених при 1150 °С (рис. 2, криві 3).

Руйнування матеріалів, спечених як при 1150, так і при 1100 °С, відбувається за в'язко-пластичним механізмом, про що свідчать відносно високі значення межі пропорційності ($\sigma_{\text{пн}}$), зафіксовані для зразків всіх складів (рис. 2 г).

В результаті вивчення мікроструктури спечених матеріалів з 1 % B_4C і різним вмістом карбіду кремнію встановлено, що основою матеріалів, спечених при 1050 °С, є троостит з мікротвердістю 2,9 – 3,7 ГПа. Евтектика в них не виявлена, тому дисоціація карбіду бору при низькотемпературному спіканні супроводжується утворенням боридів і карбоборидів заліза, що дещо підвищує їх твердість у порівнянні зі зразками, спеченими при 1100 °С при підвищеному вмісті (6 %) карбіду кремнію (рис. 2 б).

Початок процесу утворення евтектики спостерігається в зразках, спечених при 1100 °С. У структурі таких зразків евтектика присутня у вигляді окремих ізольованих включень, нерівномірно розподілених в основі.

Найбільш повне формування структури відбувається при 1150 °С і супроводжується утворенням евтектики, що рівномірно розподіляється по межах часток залізної основи (рис. 3), мікротвердість якої збільшується від 3,1 до 4,2 ГПа при підвищенні вмісту в ній кремнію, що відповідає троостобейніту. Разом з тим, у еталонного зразка без карбіду кремнію з 1 % B_4C і відносно невеликим вмістом вуглецю основа ферито-перлітна із середньою мікротвердістю, яка не перевищує 1,4 ГПа.

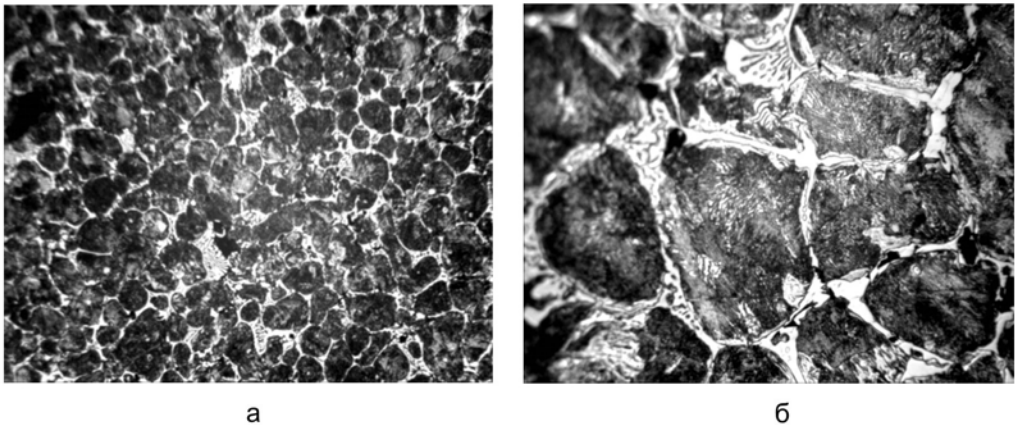


Рис. 3. Мікроструктура зразків з 1 % B_4C та 4 % SiC після спікання при 1150 °С. а – $\times 100$, б – $\times 400$.

Оцінка ущільнення порошкових шихт, що включали 3 % B_4C та 1, 3 і 5 % SiC , показала (рис. 4), що підвищення вмісту карбіду бору призводить до деякого збільшення пористості пресовок у порівнянні з шихтою з 1 % B_4C (рис. 1). В той же час, на відміну від зразків з 1 % B_4C , після спікання пресовок з підвищеним вмістом (3 %) B_4C при 1050 і 1100 °С спостерігається значне збільшення пористості всіх зразків (рис. 4, криві 2 і 3), тоді як при

підвищенні температури спікання до 1150 °С, що супроводжується появою рідкої фази, пористість зразків, як і в попередньому варіанті, суттєво зменшується (до 7 – 12 %) (рис. 4, крива 4).

Максимальні значення твердості у зразків, спечених при 1150 °С, досягають 96 – 100 HRB при вмісті в них 1 – 3 % карбіду кремнію. Основа таких матеріалів переважно евтектична, з окремими включеннями залізної складової овальної форми, зміцненої кремнієм (рис. 5 а).

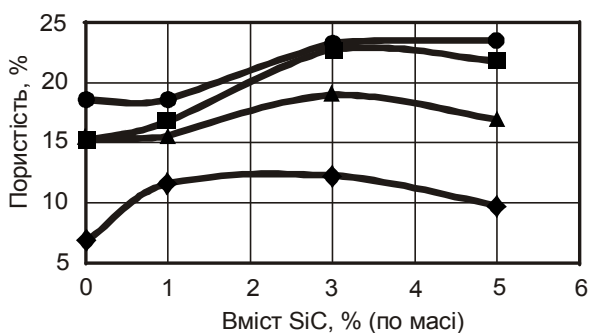
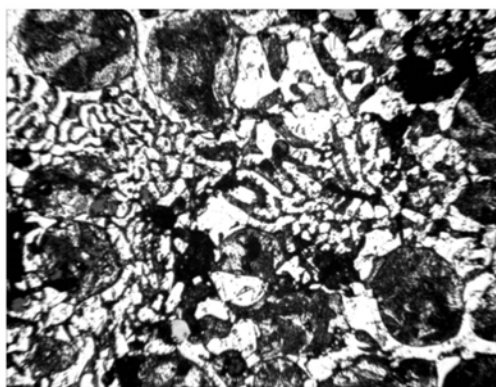
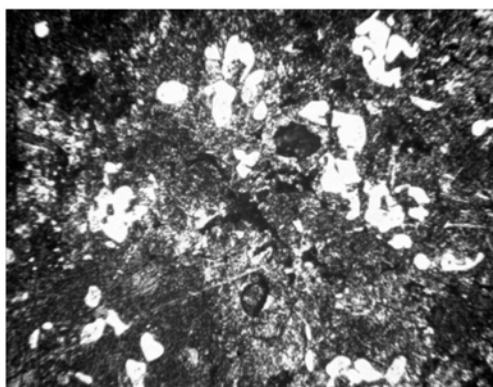


Рис. 4. Залежність пористості вихідних пресовок (1) та спечених зразків із 3 % B_4C від температури спікання (2 – 1050, 3 – 1100, 4 – 1150 °С) та вмісту SiC у вихідній шихті. ▲ – 1, ● – 2, ■ – 3, ◆ – 4.



а



б

Рис. 5. Мікроструктура композитів з 3 % B_4C і 1 % SiC після спікання при 1150 (а) та 1050 °C (б). х 200.

Спікання аналогічних матеріалів при температурі 1050 °С супроводжується утворенням боридів заліза, а не евтектики (рис. 5 б) і характеризується істотним науглецюванням залізної основи та одночасним насиченням її кремнієм у всьому об'ємі. Твердість таких матеріалів після спікання становить 86 – 88 HRB.

Матеріали, спечені при 1100 °С, займають деяке проміжне положення між спеченими при низькій та високій температурах, характеризуються нестійкою структурою з окремими ізольованими ділянками евтектики чи слідами евтектики, що мають стрибки у значеннях твердості.

Після термічної обробки твердість кремнійвмісних зразків суттєво збільшується (рис. 6 а). При цьому, істотне її підвищення у порівнянні з еталонним зразками спостерігається тільки у спечених при відносно низьких (1050 та 1100 °С) температурах при вмісті в них 1 – 3 % SiC. Основа таких матеріалів зміцнена кремнієм і вуглецем у всьому об'ємі і містить, крім того, достатню кількість твердих боридів заліза, рівномірно розподілених в ній

(рис. 5 б). Звертає на себе увагу атиповий характер кривої залежності твердості від вмісту карбіду кремнію для температури спікання 1150 °С (рис. 6 а, крива 3). На відміну від аналогічних кривих для шихти з 1 % B_4C (рис. 2 а, б) та зразків з 3 % B_4C , спечених при 1050 та 1100 °С, для яких характерно помітне зростання твердості при введенні в шихту карбіду кремнію, спечена при 1150 °С сталь з 3 % B_4C без SiC має значно вищу твердість у порівнянні з іншими кремнійвмісними сталями з таким же вмістом карбіду бору. Введення в склад шихти навіть 1 % SiC призводить до значного падіння твердості спеченої при цій температурі сталі.

Міцність на стиснення сплавів з 3 % B_4C , спечених при різних температурах, має максимальні значення (1150 – 1285 МПа) у еталонних зразках без SiC (рис. 6 б), що пояснюється головним чином їх більш високою пластичністю, яка пов'язана з відносно невеликим вмістом крихкої карбідної (карбоборидної) складової і більш високою щільністю у порівнянні з кремнійвмісними зразками.

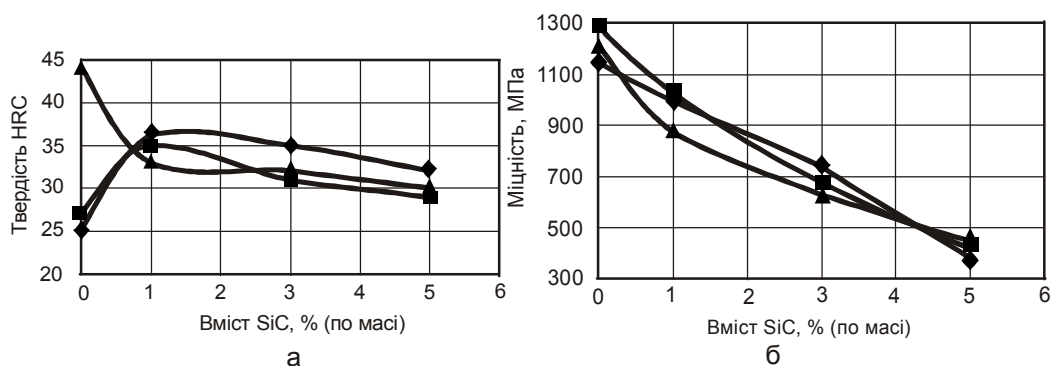


Рис. 6. Залежність твердості (а) та міцності на стиснення (б) термооброблених композитів з 3 % B_4C від температури спікання та вмісту карбіду кремнію у вихідній шихті. Температура спікання: 1 – 1050, 2 – 1100, 3 – 1150 °С. \blacklozenge – 1, \blacksquare – 2, \blacktriangle – 3.

Введення від 1 до 5 % SiC в склад матеріалів з 3 % B_4C , на відміну від сплавів з 1 % B_4C , знижує їх міцність на стиснення як внаслідок більш високої пористості у порівнянні з еталонними зразками, так і в результаті значного окрихчення матеріалу за рахунок підвищеного вмісту карбідної складової у вихідній шихті, наявність якої викликає появу при спіканні (особливо при підвищених температурах) крихкої карбоборидної евтектики, розташованої по границях зерен. Зі збільшенням вмісту карбіду бору в шихті від 1 до 3 % кількість евтектики в структурі матеріалу суттєво збільшується.

Дослідження зносостійкості композитів з 1 і 3 % B_4C і різним вмістом карбіду кремнію проводили в умовах тертя без мастила на установках МТ-62 і МТ-80 з використанням ступінчастого навантаження в межах від 0,7 до 2,5 МПа при швидкості 5 м/с. Еталоном для порівняння була підшипникова сталь ШХ15 з твердістю 56 – 57 HRC, а в якості контртіла використовували гартовану сталь 40Х з твердістю 46 – 47 HRC. Одночасно проводили випробування на тертя зразка з 3 % SiC без карбіду бору. Оцінку величини зносостійкості матеріалів здійснювали шляхом визначення втрати ваги зразків після кожного навантаження і перерахунку отриманих значень в мкм/км.

Структура, зношування, руйнування

Для випробувань були відібрані зразки з підвищеною твердістю і задовільною міцністю на стиснення.

Результати випробувань (таблиця) свідчать про істотно вищу зносостійкість матеріалів всіх складів в інтервалі навантажень від 0,7 до 1,3 МПа у порівнянні з еталонним зразком зі сталі ШХ15 та з 3 % карбиду кремнію, що не містить B_4C . Збільшення навантаження до 1,6 – 2,3 МПа призводить до сильної деформації і розплющування еталонного зразка зі сталі ШХ15 і зразка з 3 % SiC. Подальше підвищення навантаження без значного підвищення інтенсивності зносу витримують тільки композити з 3 % B_4C і 1 % SiC, що спечені при 1050 °С, та з 1 % B_4C і 4 % SiC, що спечені при 1150 °С. Мікроструктурою перших після термообробки є бейнітомартенсит з мікротвердістю 6 – 7 ГПа з включеннями твердих боридів і карбоборидів заліза, а других – бейнітомартенсит з такою ж твердістю і боридною евтектикою по межах часток заліза.

Залежність інтенсивності зношування (мкм/км) термооброблених сталей від складу шихти, температури спікання та величини навантаження

Навантаження, МПа	Вміст легуючих складових в шихті, % (по масі)							Еталонний зразок сталь ШХ15
	1 % B_4C , 2 % SiC	1 % B_4C , 4 % SiC	3 % B_4C	3 % B_4C , 1 % SiC	3 % SiC			
	Температура спікання, °С							
	1150	1050	1150	1150	1050	1150	1150	-
0,7	16	12	16	6	6	7	30	86
1,0	17	27	19	7	11	9	39	77
1,3	29	27	33	8	13	11	93	78
1,6	36	33	34	21	15	12	Деформація поверхні тертя	83
1,9	39	68	38	77	18	19	-	92
2,2	-	128	40	-	21	20	-	150
2,5	-	150	42	-	24	23	-	Деформація поверхні тертя

Випробування на стиснення виконані к.т.н. Хоменко А.І., випробування на тертя – Костенко О.Д.

Коефіцієнт тертя вказаних композитів становить 0,30 – 0,35 на початку випробувань в період припрацювання і повільно зменшується до 0,15 – 0,20 при підвищенні навантаження.

Отримані результати дозволяють зробити висновок щодо можливості управління структурою та властивостями спечених сталей системи Fe – Si – B – C шляхом регулювання вмісту карбидовміщуючих складових (B_4C та SiC) вихідної шихти та температури спікання. При цьому, якщо для сталей, отриманих із шихти з 1 % B_4C , криві залежності міцності та твердості від вмісту карбиду кремнію в шихті мають максимум при 2 – 4 % SiC, то для зразків з 3 % B_4C введення в шихту SiC знижує їх міцність. Твердість сталей

з 3 % B_4C із введенням SiC підвищується в разі відносно низьких температур спікання (1050 та 1100 °С) і помітно зменшується після спікання при 1150 °С.

Гетерогенна структура спечених та термооброблених сталей забезпечує їх високу зносостійкість при сухому терті в діапазоні навантажень 0,7 – 2,5 МПа.

Література

1. Напара-Волгіна С.Г., Баглюк Г.А, Кудь В.К. // Металознавство та обробка металів. – 2008. – № 4. – С. 16 – 21.
2. Баглюк Г.А., Напара-Волгіна С.Г., Орлова Л.Н. // Порошковая металлургия. – 2012. – № 9/10. – С. 81 – 88.
3. Сосновский Л.А., Баглюк Г.А, Слысь И.Г. // Порошковая металлургия. – 2010. – № 11/12. – С. 140 – 149.
4. Спиридонова И.М. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1984. – № 2. – С. 58 – 61.
5. Писаренко Г.С. Сопротивление материалов. – Киев: Вища школа, 1986. – 775 с.
6. Дарков А.В., Шпиро Г.С. Сопротивление материалов. – М.: Высшая школа, 1989. – 624 с.

Одержано 21.01.13

Г. А. Баглюк, С. Г. Напара-Волгіна, В. К. Кудь

Структура, физико-механические и трибологические свойства спеченных сталей системы Fe – Si – B – C

Резюме

Приведены результаты исследования свойств спеченных сталей, легированных кремнием, бором и углеродом, полученных с использованием присадок порошков карбида кремния и карбида бора. Установлено наличие гетерогенной структуры спеченных и термообработанных сталей системы Fe – Si – B – C, что обеспечивает высокую износостойкость последних при сухом трении в диапазоне нагрузок 0,7 – 2,5 МПа. Показана возможность управления их структурой и свойствами путем регулирования содержания карбидосодержащих составляющих (B_4C и SiC) исходной шихты и температуры спекания.

G. A. Bagliuk, S. G. Napara-Volgina, V. K. Kud'

The structure, physical-mechanical and frictional properties of Fe – Si – B – C system sintered steels

Summary

The results of investigation of properties for sintered steels alloyed with silicon, boron and carbon produced with use of silicon carbide and boron carbide powdered admixtures are presented. It is established the presence of considerably heterogeneous structure of sintered and heat-treated steels of Fe – Si – B – C system that ensure their high wear resistance at dry friction in the load range of 0.7 – 2.5 MPa. It is shown the capacity of their structure and properties controlling by means of both carbide containing components content (B_4C and SiC) in initial powder mixture as well as sintering temperature.