

## Фізико-механічні властивості та структура порошкових вуглецевих сталей з бором

С.Г. Напара-Волгіна, кандидат технічних наук

Г.А. Баглюк, доктор технічних наук

В.К. Кудь, Д.О.Бахонський\*

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

\* Національний технічний університет України "КПІ", Київ

*Досліджено доцільність введення додаткової кількості вуглецю в порошкові сталі, одержані із сумішею порошків заліза з 1 та 3 % карбідом бору. Показано, що максимальною міцністю характеризуються матеріали з 1 %  $B_4C$  та 1,0 – 1,5 % С.*

При виборі схеми легування порошкових конструкційних та зносостійких матеріалів на основі заліза особливу увагу приділяють питанням необхідності забезпечення високих вимог до якості металу при мінімально необхідній витраті легуючих елементів. Нові можливості для одержання економнолегованих сталей з відносно високим рівнем фізико-механічних властивостей відкриває використання якості основного легуючого елемента бору.

Застосування бору при виготовленні конструкційних та зносостійких порошкових композицій на основі сплавів заліза зумовлене рядом його унікальних властивостей. Автори роботи [1] вважають, що використання бору (поряд з ванадієм, титаном, ніобієм) відкриває принципово нові можливості для одержання економнолегованих сталей з високими експлуатаційними характеристиками. Евтектичні сплави бору з залізом мають, як правило, більш високу температуру плавлення, добре змочують твердофазне залізо, відновлюють оксиди і, що особливо важливо, схильні до гетерогенізації при взаємодії з іншими легуючими елементами.

Відносно високою міцністю і зносостійкістю відзначаються порошкові матеріали, отримані спіканням пресовок із шихти складу залізо – 0,5 – 1,0 % карбіда бору [2]. Карбід бору не тільки зміцнює матеріал, але і служить також активатором при спіканні: оскільки в системі Fe – B – C має місце евтектичне перетворення. У порошковій суміші залізо-карбід бора при температурах понад 1100 °С відбувається контактне плавлення, а виникаюча рідка фаза активує ущільнення [3]. В той же час в [4] вказується на можливість зміцнення матеріалу системи Fe –  $B_4C$  додатковим введенням вуглецю, що створює відповідні передумови для керування структурою та властивостями спечених матеріалів.

Метою даної роботи було дослідження впливу вмісту вуглецю, що вводився у суміш порошків заліза марки ПЖРЗ.200.28 з карбідом бору, на структуру та властивості спечених із цієї шихти матеріалів.

Отриману змішуванням у барабанному змішувачі шихту пресували на гідравлічному пресі при тиску 800 – 1000 МПа в заготовки діаметром 10 мм та спікали при температурах 1100, 1150 і 1200 °С у контейнерах із плавким затвором. У якості базових використовували зразки з залізного порошку вищевказаної марки без присадок.

На всіх отриманих зразках визначали щільність, твердість, зміну розмірів при спіканні і міцність на стискування. Всі спечені матеріали піддавалися також металографічному аналізу.

Були досліджені властивості сталей, що містили до 2,4 % бору, для одержання яких застосовували суміші залізного порошку з карбідом бору в кількості 1 і 3 % відповідно. До складу цих сталей вводили вуглець у вигляді графіту в кількості від 0,5 до 2,0 %. Паралельно, в якості еталонів, були виготовлені зразки, із сумішей залізного порошку з такою ж кількістю графіту, але без присадок бору, а також зразки з 1 і 3 % карбіду бору, але без додатково введеного вуглецю.

Твердість спечених матеріалів з 1 та 3 %  $B_4C$  і додатково введеним вуглецем залежить від двох чинників – значень їх пористості і характеру мікроструктури, пов'язаною у свою чергу з температурою спікання. Так, при відносно низькій температурі спікання (1100 °С) і приблизно однаковій пористості твердість зазначених матеріалів нижча за еталонні зразки із 1 і 3 %  $B_4C$ , що додатково не містять вуглецю (рис. 1). При цій температурі в бормістких матеріалах на фоні перліто-феритної основи утворюється аномальна структура, що містить множинні ізольовані включення, розташовані в порах (рис. 2 а), або біля пор (рис. 2 б). При цьому кількість таких включень збільшується з підвищенням вмісту карбіду бору в шихті. Очевидно, що наявність підвищеного вмісту вуглецю в матеріалі, що вводиться в шихту у вигляді

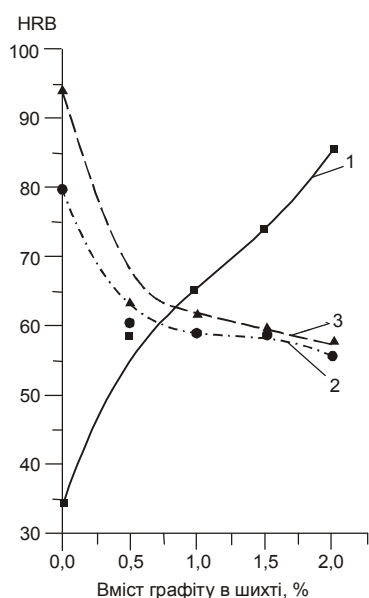
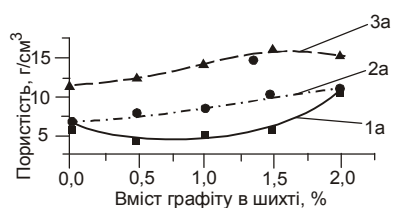


Рис. 1. Залежність твердості (1, 2, 3) та пористості (1 а, 2 а, 3 а) матеріалів, спечених при 1100 °С від вмісту графіту в шихті. 1, 1 а – без карбіду бору; 2, 2 а – 1 %  $B_4C$ , 3, 3а – 3 %  $B_4C$ .

графіту, перешкоджає дисоціації карбіду бору і дифузії продуктів його дисоціації в основу і сприяє утворенню локальних включень, що складаються з продуктів його місцевої взаємодії з залізом. В залежності від інтенсивності дифузійної взаємодії продуктів дисоціації карбіду бору з основою форма таких включень може істотно змінюватися, а їх утворення пояснюється ефектом Кіркендала. Це можуть бути ферито-перлітні, перлітні або залізоридні утворення, розташовані в порах (рис. 2 а) або навколо пор, при чому останні утворюються переважно при вмісті в шихті 3 %  $B_4C$  (рис. 2 б). Така аномальна структура послаблює основу матеріалу в цілому, знижує його твердість.

Підвищення температури спікання матеріалів з бором і додатково введеним вуглецем до 1150 – 1200 °С супроводжується розчиненням вуглецю в основі, утворенням евтектики ( $Fe_2B + \gamma$ ) і частковим залікуванням пор з аномальними включеннями і, як наслідок цього, зміною структури (рис. 2 в – е) і підвищенням твердості (рис. 3). Так при температурі спікання 1100 °С структура матеріалу з 1 %  $B_4C$  і 2 % графіту – це ферито-перліт з аномальними утвореннями (рис. 2 а), при 1150 °С – переважно перліт з невеликою кількістю аномальних включень та ізольованими евтектичними утвореннями (рис. 2 в), при 1200 °С – перлітні включення овальної форми на фоні евтектики, а також окремі перлітні ділянки з цементитною сіткою навколо

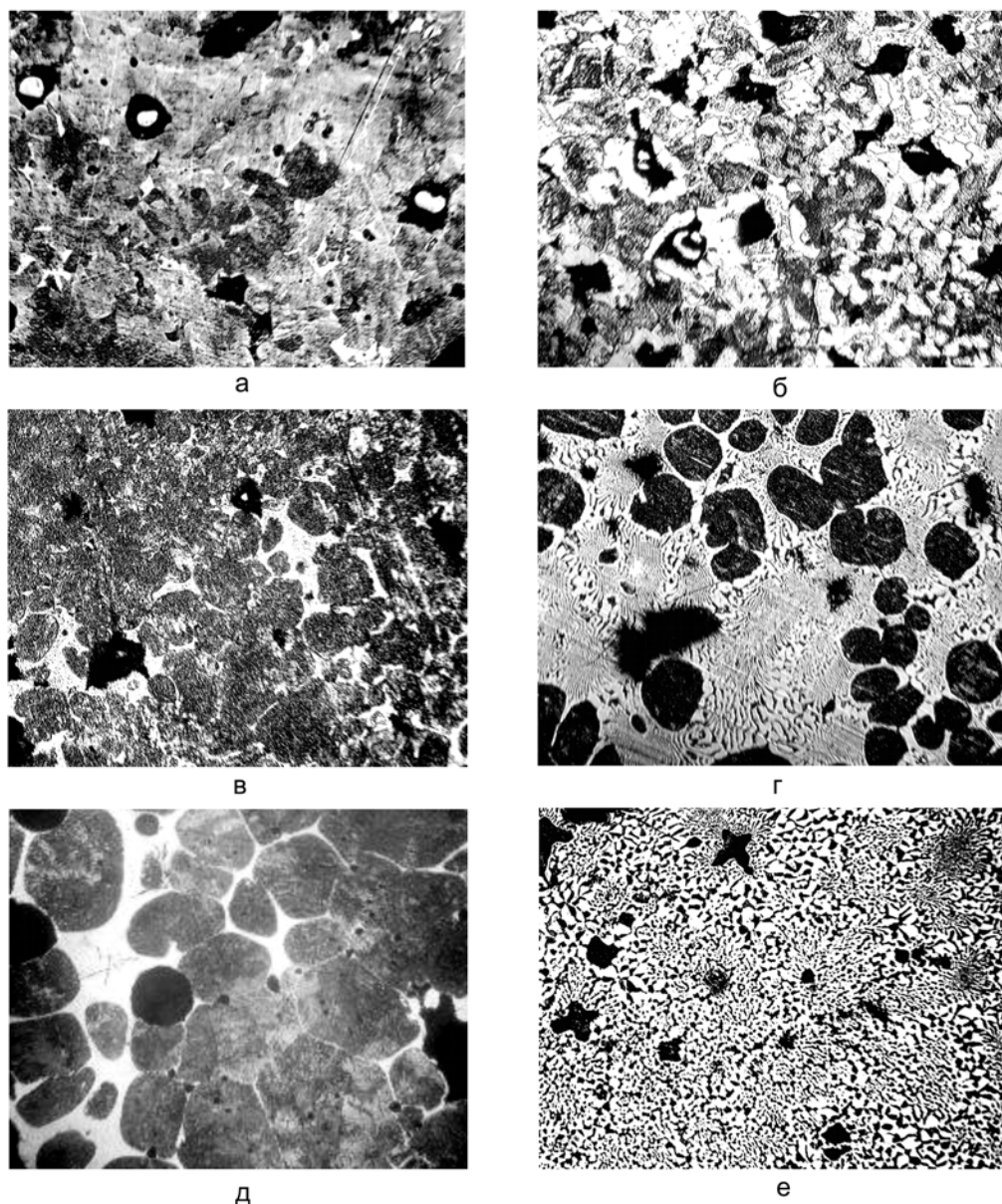


Рис. 2. Мікроструктура матеріалів з 1 % (а, б, д) та 3 %  $V_4C_3$  та додатково введеним вуглецем (б, г, е), що спечені при 1100 (а, б), 1150 (в, г, е) та 1200 °C (д).

зерен (рис. 3 д).

При дослідженні матеріалів з 3 %  $V_4C_3$  із додатково введеним в них вуглецем встановлено, що при 1100 °C їх структура містить значну кількість фази на основі боридів заліза, яка розташована навколо пор або на фоні фериту і мікротвердість якої досягає 10 – 14 ГПа (рис. 2 б). При підвищенні температури спікання до 1150 °C в структурі матеріалів з 3 %  $V_4C_3$  з'являється евтектика (рис 2 г, е), мікротвердість і кількість якої збільшується з підвищенням графіту в шихті. Так при збільшенні вмісту графіту в шихті від 0,5 до 2 % мікротвердість евтектики підвищується від 7,4 до

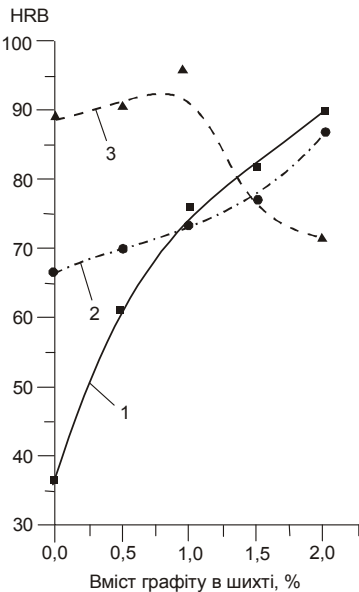
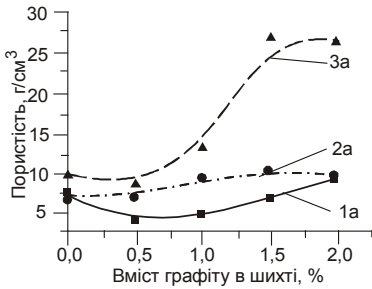


Рис. 3. Залежність твердості (1, 2, 3) та пористості (1 а, 2 а, 3 а) матеріалів, спечених при 1150 °С від вмісту графіту в шихті. Склад матеріалів: 1, 1 а – без карбіду бору, 2, 2 а – 1 %  $B_4C$ , 3, 3 а – 3 %  $B_4C$ .

ний ефект введення вуглецю при високотемпературному спіканні, особливо при 1200 °С. Останнє можна пояснити неповним засвоєнням вуглецю твердим розчином при більш низьких температурах, а також значно меншим коефіцієнтом його дифузії в порівнянні з бором при цих температурах [1]. Підвищення температури спікання до 1200 °С веде до вирівнювання коефіцієнтів дифузії бору і вуглецю, внаслідок чого ефект введення вуглецю, який полягає у збільшенні твердості матеріалів, сумується з аналогічним ефектом від дії бору.

Гартування від температури 1000 °С і відпуск при 350 °С дозволяє підвищити твердість матеріалів з 1 та 3 %  $B_4C$  (рис. 4).

9,2 ГПа, а її кількість з 50 до 80 %. Структура матеріалу з 3 %  $B_4C$  та 2 % графіту в шихті переважно евтектика з окремими включеннями на основі перліту (рис. 2 е).

Твердість матеріалів з 1 %  $B_4C$ , спечених при 1150 °С зі збільшенням вмісту вуглецю монотонно зростає (рис. 3, крива 2), а в матеріалів з 3 %  $B_4C$  до певного вмісту вуглецю (~ 1 %) зростає, а потім при більшому його вмісті – падає (рис. 3, крива 3), що пов'язано із високою пористістю останніх. При цьому абсолютні значення твердості в матеріалів із 3 %  $B_4C$ , що містять до 1 % вуглецю при відносно незначній їх пористості, яку можна порівняти зі пористістю композиції з 1 %  $B_4C$  (рис. 3, криві 2 а, 3 а), вищі, ніж в останніх. Це пов'язано з наявністю більшої кількості твердих складових у їхній основі. З іншого боку, порівняння твердості матеріалів із 1 %  $B_4C$  з еталонними вуглецевомісткими зразками (рис. 3, криві 1, 2) вказує на її істотне зростання тільки при малому вмісті вуглецю (до 1 %). Підвищення температури спікання матеріалів, що містять 3 %  $B_4C$  із додатково введеним вуглецем вище 1150 °С не має сенсу, оскільки супроводжується його оплавленням, випаровуванням рідкої фази й утворенням раковин.

Матеріали з меншим вмістом карбіду бору (до 1 %) і додатково введеним вуглецем якісно спікаються як при 1150 °С, так і при 1200 °С. Порівняння їхньої твердості з твердістю матеріалу з 1 %  $B_4C$ , що не містить додаткового вуглецю, вказує на значний

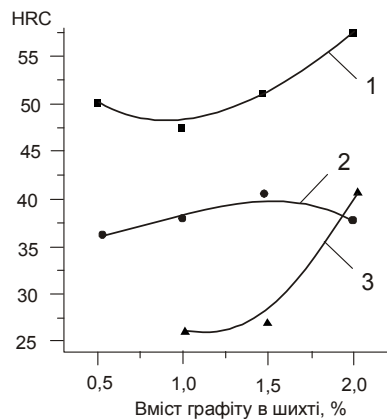


Рис. 4. Залежність твердості термооброблених матеріалів двох складів від вмісту додаткової кількості вуглецю (1, 2, 3) в порівнянні з нелегованим залізом. 1 – Fe + 3 %  $B_4C$ ; 2 – Fe + 1,5 %  $B_4C$ , 3 – Fe (еталон).

Встановлено, що міцність при стискуванні також залежить від складу матеріалів та температури їх спікання (рис. 5). Максимальною міцністю характеризуються матеріали з 1 %  $B_4C$  і вмістом вуглецю 1,0 – 1,5 % (рис. 5, крива 1). Мінімальна міцність у матеріалів з 3 %  $B_4C$  і вмістом вуглецю більше 1 % (рис. 5, криві 4 та 4 а). При випробуванні таких матеріалів спостерігається крихке руйнування, що пояснюється їх відносно великою пористістю (рис. 3, крива 3 а), а також наявністю значної кількості крихкої евтектики.

Таким чином, встановлено ефективність додаткового введення вуглецю в матеріали, що містять бор, одержані із сумішей заліза з карбідом бору, яка полягає в підвищенні твердості матеріалів та збільшенні їх міцності при використанні високих температур спікання за рахунок утворення гетерогенної структури - легованої матриці з включеннями складних карбідів і боридів.

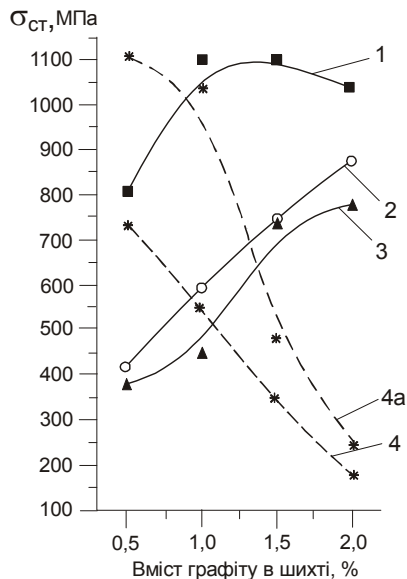


Рис. 5. Залежність міцності на стиснення спечених (1 – 4) та термооброблених (4 а) матеріалів з 1 (1) та 3 %  $B_4C$  (4, 4а) в порівнянні з залізовуглецевими матеріалами без карбиду бору (2, 3) від вмісту графіту в шихті.

### Література

1. Лякишев Н.П., Плинер Ю.А., Лаппо С.И. Борсодержащие стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1986. – 192 с.
2. Ткаченко В.Ф., Коган Ю.И. // Порошк. металлургия. – 1978. – № 5. – С. 69 – 74.
3. Ткаченко В.Ф., Коган Ю.И., Ковальчук В.А. // Конструкционные материалы. – Киев, 1978. – С. 30 – 34.
4. Баглюк Г.А. Научно-технологичні принципи одержання виробів з порошкових матеріалів на основі гетерогенних залізо-вуглецевих сплавів з підвищеною зносостійкістю. Автореферат дис. .... д-ра техн. наук / ІПМ НАН України. – Київ, 2004. – 38 с.

Одержано 12.05.08

### С.Г. Напара-Волгина, Г.А. Баглюк, В.К. Кудь, Д.А. Бахонский Физико-механические свойства и структура порошковых сталей с бором и высоким содержанием углерода

#### Резюме

Исследована целесообразность введения дополнительного количества углерода в борсодержащие порошковые стали, полученные из смесей порошков железа с 1 и 3 %  $B_4C$  и карбида бора. Показано, что максимальной прочностью характеризуются материалы, содержащие 1 %  $B_4C$  и 1,0 – 1,5 % С.

### S.G. Napara-Volgina, G.A. Baglyuk, V.K. Kud, D.A. Bahonskiy Physical and mechanical properties and structure of boron containing powder steels with high carbon contents

#### Summary

The expediency of introduction of an additional amount of carbon to boron containing powder steels obtained from mixtures of iron and 1 or 3 % boron carbide powders is investigated. It is shown that steels containing 1 %  $B_4C$  and 1,0 – 1,5 % C have maximal strength.