

УДК 621.762 : 669.16

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2020-55-64

Фазо-структурообразование и особенности поведения порошковых материалов «железо – высокоуглеродистый феррохром – борид никеля» в условиях абразивного изнашивания

© 2020 г. **Е.С. Караимчук, В.А. Маслюк, А.А. Мамонова, С.А. Умерова**

Институт проблем материаловедения (ИПМ) им. И.Н. Францевича НАН Украины, г. Киев

Статья поступила в редакцию 02.03.19 г., доработана 14.08.19 г., подписана в печать 19.08.19 г.

Исследовано влияние добавок боридов никеля (Ni_3B) на фазо-структурообразование, физико-механические свойства и устойчивость к абразивному изнашиванию порошкового материала на основе системы «железо–высокоуглеродистый феррохром (35 мас.%)». Обнаружено, что добавки Ni_3B обеспечивают формирование многофазной микрогетерогенной структуры материала матрично-наполненного типа, состоящей из хромистой стали и твердых включений сложных карбидов хрома и железа (таких, как Me_3C , Me_7C_3 , Me_{23}C_6) и боридов (FeB , Fe_2B), повышающих микротвердость твердой составляющей от 8,34 до 11,65 ГПа. Также выявлено, что увеличение содержания легирующей добавки от 3,5 до 8,7 мас.% улучшает устойчивость материала к абразивному изнашиванию (от 6,9 до 12,2 км/мм) и снижает твердость (от 75 до 68 HRA) и прочность на изгиб (от 1560 до 844 МПа). Методом оптической профилометрии изучены топографические особенности морфологии изношенных поверхностей для оценки глубины и локального развития процесса разрушения поверхности образцов с использованием стандартизированных параметров шероховатости, вычисленных из 2D- и 3D-профилей. Установлено, что усредненные параметры шероховатости поверхности для материалов, легированных боридом никеля, составляют, мкм: $R_a = 0,44 \pm 0,6$, $R_z = 0,49 \pm 1,2$, $R_p = 0,26 \pm 0,56$, а для базового материала: $R_a = 1,860$, $R_z = 0,813$, $R_p = 3,356$ мкм. Показано, что перспективными составами, сочетающими требуемые физико-механические свойства и повышенную стойкость против абразивного изнашивания закрепленными частицами алмазного круга, являются материалы на основе системы Fe–35%ФХ800, содержащие 5,2–6,9 мас.% Ni_3B .

Ключевые слова: порошковые материалы, композит, абразивное изнашивание, износостойкость, железо, борид никеля, спекание, твердость, микротвердость, триботехнические свойства.

Караимчук Е.С. – мл. науч. сотр. отдела № 36 ИПМ им. И.Н. Францевича НАН Украины (03680, Украина, г. Киев, ул. Кржижановского, 3). E-mail: zkaraimechuk@gmail.com.

Маслюк В.А. – докт. техн. наук, проф., вед. науч. сотр. отдела № 36 ИПМ им. И.Н. Францевича НАН Украины. E-mail: V.A.maslyuk@gmail.com.

Мамонова А.А. – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. отдела № 36 ИПМ им. И.Н. Францевича НАН Украины.

Умерова С.А. – канд. техн. наук, науч. сотр. отдела № 48 ИПМ им. И.Н. Францевича НАН Украины.

Для цитирования: Караимчук Е.С., Маслюк В.А., Мамонова А.А., Умерова С.А. Фазо-структурообразование и особенности поведения порошковых материалов «железо–высокоуглеродистый феррохром–борид никеля» в условиях абразивного изнашивания. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2020. No. 1. С. 55–64. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2020-55-64.

Karaimchuk E.S., Maslyuk V.A., Mamonova A.A., Umerova S.A.

Phase-structure formation and features of the behavior of iron–high-carbon ferrochrome–nickel boride powder materials under abrasive wear conditions

The study covers the effect of nickel boride (Ni_3B) additives on phase-structure formation, physical and mechanical properties and resistance of iron – high-carbon ferrochrome powder (35 wt.%) to abrasive wear. It was found that Ni_3B additives provide the formation of a multiphase, microheterogeneous structure of a matrix-filled material consisting of chromium steel and solid inclusions of complex chromium-iron carbides such as Me_3C , Me_7C_3 and Me_{23}C_6 and borides FeB , Fe_2B that significantly increase the microhardness of solid phases from 8.34 to 11.65 GPa. It was also revealed that the increase in the content of a doping additive from 3.5 to 8.7 wt.% increases base material resistance to abrasion wear from 6.9 to 12.2 km/mm and decreases hardness from 75 to 68 HRA and bending strength from 1560 to 844 MPa. The method of optical profilometry was used to study the topographical features of worn surface morphology to estimate the depth and local development of wear on sample surfaces with standardized roughness parameters calculated based on 2D or 3D profiles. Average roughness parameters for each composition were found to be $R_a = 0.44 \pm 0.6$, $R_z = 0.49 \pm 1.2$ μm , and $R_p = 0.26 \pm 0.56$ μm for materials doped with Ni_3B , and $R_a = 1.860$ μm , $R_z = 0.813$ μm , $R_p = 3.356$ μm for the base material. It was shown that the promising compositions that

combine acceptable physical and mechanical properties and improved abrasive wear resistance are materials based on the Fe–35%FeH800 system containing 5.2–6.9 wt.% of Ni_3B .

Keywords: powder materials, composite, abrasive wear, wear resistance, iron, nickel boride, sintering, hardness, microhardness, tribotechnical properties.

Karaimchuk E.S. – junior researcher of Department № 36 of Frantsevich Institute for Problems in Materials Science, NASU (03680, Kyiv, Ukraine, Krzhizhanovsky str., 3). E-mail: zkaraimcuk@gmail.com.

Maslyuk V.A. – Dr. Sci. (Tech.), prof., leading officer of Department № 36 of Frantsevich Institute for Problems in Materials Science, NASU. E-mail: V.A.maslyuk@gmail.com.

Mamonova A.A. – Cand. Sci. (Tech.), senior researcher of Department № 36 of Frantsevich Institute for Problems in Materials Science, NASU.

Umerova S.A. – Cand. Sci. (Tech.), researcher of Department № 48 of Frantsevich Institute for Problems in Materials Science, NASU.

Citation: Karaimchuk E.S., Maslyuk V.A., Mamonova A.A., Umerova S.A. Phase-structure formation and features of the behavior of iron–high-carbon ferrochrome–nickel boride powder materials under abrasive wear conditions. *Izvestiya Vuzov. Poroshkovaya Metallurgiya i Funktsional'nye Pokrytiya (Universities' Proceedings. Powder Metallurgy and Functional Coatings)*. 2020. No. 1. P. 55–64 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2020-55-64.

Введение

Гетерогенные железо-хромуглеродистые сплавы благодаря высокой твердости, коррозионной стойкости, износостойкости широко используются для изготовления изделий и оборудования, эксплуатируемых в условиях одновременного воздействия сил трения, абразивного и эрозионного износа, агрессивных химических сред и повышенных температур [1]. Однако они все еще не в полной мере удовлетворяют постоянно растущим требованиям современной техники в части предела прочности на изгиб, твердости, абразивной стойкости, износостойкости при трении, а также уровня эксплуатационных свойств изделий из них [2–4]. Известно, что, управляя фазовым составом, гетерогенностью и размерами структурных составляющих, легированием и модифицированием, можно эффективно влиять на механические, триботехнические и физико-химические свойства железо-хромуглеродистых материалов. Изменяя состав карбидной фазы, структуру и свойства металлической матрицы, можно целенаправленно формировать необходимые свойства создаваемого материала за счет образования дополнительных твердых или мягких включений. Твердые включения обеспечивают повышенную устойчивость против абразивного износа, а мягкие — могут существенно улучшить антифрикционные характеристики материала. Такие твердые включения в готовом виде также могут быть введены в исходную шихту при получении износостойких материалов методом порошковой металлургии.

Система Fe–Cr–C содержит такие типы двойных карбидов, как M_{23}C_6 , M_7C_3 и M_3C_2 ($\text{M} = \text{Fe}, \text{Cr}$),

которые находятся в равновесии как с аустенитом, так и с ферритом, тогда как карбиды M_3C_2 и M_7C_3 — только с аустенитом [5, 6]. Эвтектические сплавы указанной системы являются типовыми износостойкими материалами [7–9]. Их износостойкость тесно связана с образованием и количеством сложных карбидов железа и хрома, особенно с тригональным карбидом типа M_7C_3 [10–13]. В работе [14] показано, что массовая доля первичных карбидов M_7C_3 возрастает с увеличением содержания C, что повышает износостойкость таких сплавов. Авторы работы [15] обнаружили, что ориентация первичных карбидов M_7C_3 относительно рабочей поверхности изделия также может влиять на износостойкость эвтектического сплава системы Fe–Cr–C. Показано [16–19], что дисперсные карбиды M_7C_3 , при условии быстрого охлаждения во время кристаллизации, могут увеличить твердость эвтектического сплава системы Fe–Cr–C.

В работах [20, 21], выполненных нами ранее, показано, что в качестве исходной хромсодержащей твердой составляющей порошкового износостойкого материала на основе железа вместо карбида хрома успешно может быть использован порошок высокоуглеродистого феррохрома ФХ800 промышленного производства. В результате активного взаимодействия при спекании железа с высокоуглеродистым феррохромом в структуре материала дополнительно образуются сложные железохромовые карбиды типа M_7C_3 и происходит легирование металлической матрицы хромом. Также в [22] было подтверждено положительное

влияние добавок борида никеля на снижение температуры спекания и измельчение структуры порошкового материала на основе системы «железо — 35 мас.% ФХ800».

Цель работы — исследовать влияние добавок борида никеля (Ni_3B) на особенности формирования фазового состава, структуры, физико-механических свойств и устойчивость порошкового материала на основе системы Fe —35мас.%ФХ800 к абразивному изнашиванию закрепленными частями.

Материалы и методика исследования

Эксперименты проводили на образцах, изготовленных из смесей порошков железа ПЖР 3.260.28 (ГОСТ 9849-86), высокоуглеродистого феррохрома ФХ800 (ГОСТ 4757-79) и борида никеля Ni_3B (ТУ 6-09-03-500-82) производства Донецкого завода химреактивов. Порошок высокоуглеродистого феррохрома получали из кускового ФХ800 механическим измельчением в щековой дробилке с дальнейшим помолом в шаровой мельнице. Базовым материалом служила карбидосталь 65%Fe—35%ФХ800. Борид никеля в смесь вводили в виде Ni_3B в количестве 3,5—8,7 %¹. Порошковые смеси материалов готовили мокрым размолотом-смешением в шаровой мельнице в среде спирта по режимам, приведенным в работе [22]. Образцы формировали в закрытой пресс-форме при давлении 800 МПа. Спекание осуществляли в вакуумной электропечи по оптимальным режимам, которые обеспечивали получение материалов с максимальной плотностью. Механические свойства композитов определяли на образцах 5×5×38 мм по стандартным методикам, используемым при тестировании порошковых материалов и твердых сплавов [23, 24]. Значение твердости (HRA) на образцах измеряли по Роквеллу (шкала А) путем вдавливания алмазного конуса с углом при вершине $120^\circ \pm 0,5^\circ$, используя общую нагрузку 558,4 Н (по ГОСТ 20017-74) на твердомер мод. ТК-2 (НПП «Точприбор», г. Иваново).

Микротвердость структурных составляющих определяли на приборе ПМТ-3 (ЛОМО, г. Санкт-Петербург) при комнатной температуре и нагрузке 10—25 г, продолжительность выдержки составляла 30 с. Участок для измерений должен был быть

вдвое больше диагонали отпечатков. Измерения повторяли 10—30 раз.

Испытания образцов на изгиб проводили на машине РМ 102М (ЗАО «Завод испытательных приборов и оборудования», г. Армавир) с использованием специального устройства, на плите которого установлены две призмы — на них кладется образец размером 5×5×35 мм (согласно ГОСТ 20019-74). Нагрузку на образец прикладывали посередине длины. Расстояние между призмами составляло 30 мм. Перед испытанием фиксировали поперечный разрез каждого образца.

Предел прочности при поперечном изгибе ($\sigma_{\text{изг}}$) вычисляли по формуле

$$\sigma_{\text{изг}} = \frac{3}{2} P_{\text{max}} L / (a^2 b), \quad (1)$$

где P_{max} — наибольшая нагрузка, Н; L — расстояние между опорами, мм; a , b — соответственно высота и ширина образца, мм.

Износостойкость материалов при абразивном изнашивании исследовали по схеме «вал (контроль) — плоскость (образец)» путем сухого трения по поверхности алмазного круга АСВ 160/125 при комнатной температуре (+30 °С). Условия испытаний: скорость скольжения — 1 м/с; нагрузка — 0,5 МПа; путь трения — 1 км. Определяли интенсивность массового и линейного изнашивания, а также износостойкость — величину, обратную интенсивности линейного изнашивания.

Изучение особенностей морфологии изношенных поверхностей (кратеры, канавки, растрескивание, пластическая деформация, усталость, разрыв смещения и т.д.) также очень важно, поскольку помогает оценивать условия, протекание и контроль процессов изнашивания. Применение метода оптической профилометрии целесообразно для оценки глубины и локального развития процесса изнашивания поверхности материалов — использовался бесконтактный интерференционный 3D-профилограф «Микрон-альфа» (фирма «Микрон-система», г. Киев, Украина). Измеряли максимальную высоту пика профиля (R_p), максимальную глубину впадин (R_v), сумму максимальных высот и максимальных глубин (R_z), а также среднее арифметическое отклонение профиля (R_a).

Микроструктуру материалов изучали на электронном микроскопе РЭМ-106И (НПП «Точприбор», г. Иваново). Фазовый состав спеченных образцов материалов определяли методом РФА на дифрактометре «Rigaku Ultima IV» (Tokio Boeki, Япония) и приборе ДРОН-3 (АО «ИЦ «Буревест-

¹ Здесь и далее — мас.%.

ник», г. Санкт-Петербург) в отфильтрованном CoK_α -излучении с использованием компьютерных программ и пошагового сканирования ($0,1^\circ$) в интервале углов $20\text{--}130$ град.

Результаты и их обсуждение

Исследование влияния добавок Ni_3B на плотность (ρ), твердость (HRA) и предел прочности на изгиб ($\sigma_{\text{изг}}$) композиционного материала на основе системы $\text{Fe}\text{--}\Phi\text{X800}$ показало (табл. 1), что увеличение содержания легирующей добавки от 3,5 до 8,7 % приводит к повышению плотности, уменьшению твердости и существенному снижению предела прочности на изгиб от 1560 до 844 МПа. Это можно объяснить как изменением состава матричной и твердой фаз, так и ростом размера зерна матричного компонента. При этом средний размер матричной фазы в композитах, легированных Ni_3B , увеличивается от 9 мкм для исходного состава 65%Fe—35% ΦX800 до 12—20 мкм в сплавах

Таблица 1. Влияние добавок Ni_3B на плотность и физико-механические свойства образцов сплавов Fe—35% ΦX800

Ni_3B , мас. %	ρ , г/см ³	HRA	$\sigma_{\text{изг}}$ МПа
0	7,38	75,0	1560
3,5	7,42	75,0	1555
5,2	7,46	74,2	1283
6,9	7,48	69,0	1105
8,7	7,50	68,0	844

с 3,5—8,7 % боридов никеля, что подтверждается результатами РЭМ (рис. 1).

Рентгенофазовые исследования спеченных композитов состава $\text{Fe}\text{--}\Phi\text{X800}\text{--}\text{Ni}_3\text{B}$ свидетельствуют об образовании гетерогенной многофазной структуры, независимо от содержания Ni_3B в исходной шихте. Основными фазами спеченных прессовок являются структура ГЦК, представляющая собой твердорастворную аустенитную γ -фазу, и двойные хроможелезные карбиды и бориды железа (табл. 2). Компоненты феррохрома активно взаимодействуют в процессе спекания с железом и боридом никеля с образованием целого ряда упрочняющих фаз.

С увеличением бориды никеля до 5,2 % в исходной шихте системы $\text{Fe}\text{--}\Phi\text{X800}\text{--}\text{Ni}_3\text{B}$ фазовый состав спеченного композита пополнился (наряду с боридом железа FeB) боридом железа с тетрагональной решеткой типа Fe_2B (см. рис. 1). При этом также фиксируются фазы сложного состава. Основными фазами являются аустенитная структура γ -Fe с параметром кристаллической ячейки, равным 0,3566 нм, а также углеродистый феррохром (см. рис. 1).

Дифракционная картина спеченного композита 56,3%Fe—35% $\Phi\text{X800}\text{--}8,7\%\text{Ni}_3\text{B}$ представлена широким спектром упрочняющих фаз и небольшой интенсивностью линий углеродистого феррохрома (рис. 2). По результатам рентгенофазового исследования можно сделать вывод об активном взаимодействии железа и компонентов феррохрома с Ni_3B . Основопологающей фазой является аустенитная структурная составляющая γ -Fe. Параметр кристаллической ячейки равен 0,3587 нм,

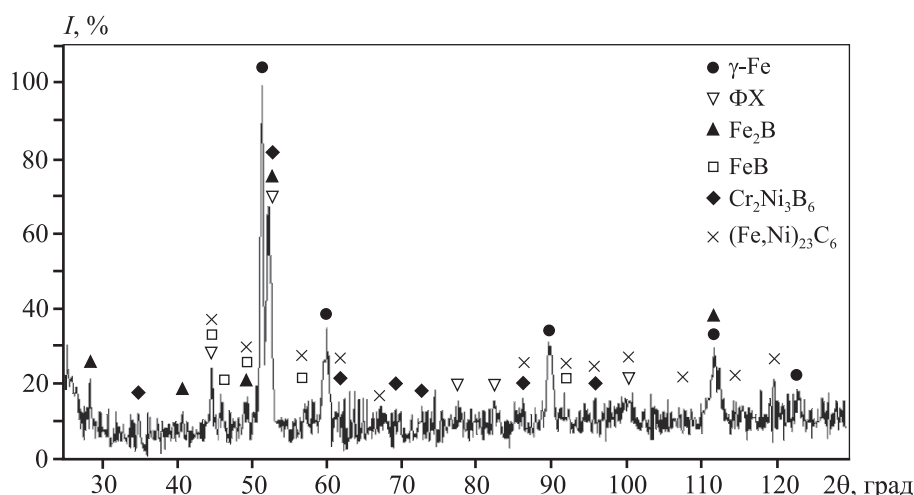
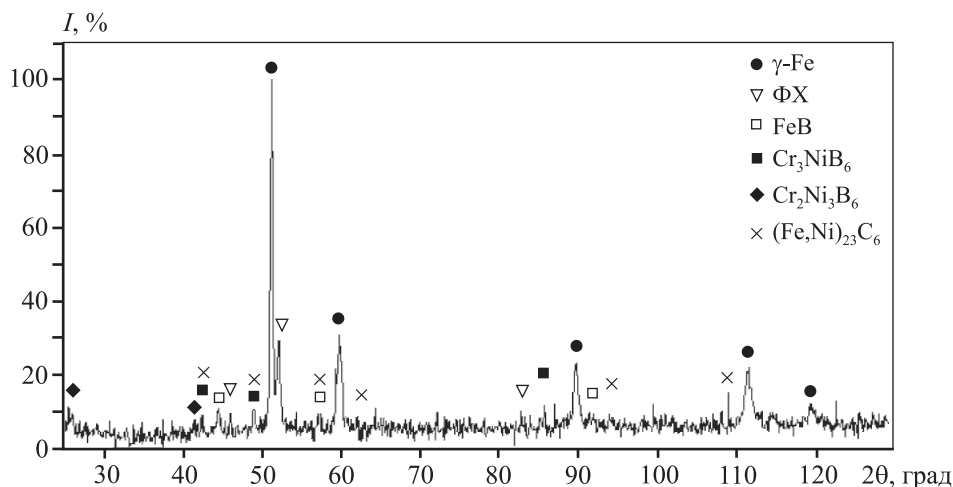


Рис. 1. Дифрактограмма спеченного композита 59,8Fe—35 $\Phi\text{X800}\text{--}5,2\text{Ni}_3\text{B}$

Таблица 2. Результаты рентгенофазового анализа композитов

Состав шихты карбидосталей, %	Фаза
65Fe–35ФХ800	Cr_7C_3 , $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$, $\gamma\text{-Fe}$
61,5Fe–35ФХ800–3,5Ni ₃ B	Fe_2B , $\text{Cr}_2\text{Ni}_3\text{B}_6$, $(\text{Fe,Ni})_{23}\text{C}_6$, $\gamma\text{-Fe}$, $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$
59,8Fe–35ФХ800–5,2Ni ₃ B	Fe_2B , CrFeB , $\text{Cr}_2\text{Ni}_3\text{B}_6$, $(\text{Fe,Ni})_{23}\text{C}_6$, $\gamma\text{-Fe}$, $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$
58,1Fe–35ФХ800–6,9Ni ₃ B	FeB , Fe_2B , $(\text{Fe,Ni})_{23}\text{C}_6$, $(\text{Fe,Cr})_2\text{CB}$, $\gamma\text{-Fe}$, $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$
56,3Fe–35ФХ800–8,7Ni ₃ B	FeB , Fe_2B , $(\text{Fe,Ni})_{23}\text{C}_6$, $(\text{Fe,Cr})_2\text{CB}$, Cr_3NiB_6 , $\gamma\text{-Fe}$, $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$

Рис. 2. Дифрактограмма спеченного композита 56,3Fe–35ФХ800–8,7Ni₃B

что практически не отличается от табличных значений.

При проведении анализа рентгенограммы спеченного композита 65%Fe–35%ФХ800 отделить рефлексы накладывающихся фаз с использованием ряда рефлексов с соответствующими углами отражений не удалось. Тем не менее вполне обоснованно можно считать, что основными твердыми фазами спеченных порошковых материалов являются вторичный сложный карбид типа $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ и карбоборид $(\text{Fe,Cr})_2\text{B}$. Аустенитная фаза формируется в результате взаимодействия железа с компонентами феррохрома ФХ800. В частности, углерод, входящий в состав феррохрома, является стабилизирующим элементом $\gamma\text{-Fe}$. С добавлением Ni₃B в порошковую шихту Fe–35%ФХ800, в зависимости от его процентного содержания, в процессе спекания материалов образуется также ряд новых боридных и карбоборидных фаз железа-хрома и сложные соединения с Cr, Ni, B и C (см. табл. 2).

Локальный микрорентгеноспектральный анализ материалов исходного состава и экспериментальных составов показал (рис. 3, табл. 3), что их структура гетерогенная, многофазная и состоит

преимущественно из светло-серой, серой, темно-серой и черной фаз. Добавки борида никеля в количестве 3,5 и 5,2 % приводят к появлению в структуре композитов темно-серой фазы, содержащей около 65 % Fe и 33–35 % Cr, которая может быть метастабильной. В связи с отсутствием в структуре композитов с 6,9 и 8,7 % Ni₃B темно-серой фазы, ее состав не определяли.

Состав матричной (светло-серой) фазы во всех карбидосталях близок по содержанию Fe и Cr. Однако следует отметить, что участки серых фаз в карбидосталях с повышением содержания Ni₃B от 3,5 до 8,7 % существенно отличаются по содержанию железа и хрома. К сожалению, использованный нами метод ЛМРСА не позволил определить фактическое содержание углерода и бора в фазах, и поэтому их состав в табл. 3 приведен без их учета, вследствие чего установить точный состав всех фаз не удалось.

Тем не менее, исходя из диаграммы состояния Fe–Cr–C и микротвердости участков серой фазы (см. табл. 3), можно утверждать, что углерод преимущественно концентрируется именно в этой фазе в виде вторичных хроможелезных карбидов

Таблица 3. Результаты микрорентгеноспектрального анализа состава фаз в карбидосталях Fe–35%ФХ800–(3,5÷8,7)%Ni₃B

Состав карбидостали, %	Содержание элементов в фазах, %								
	Светло-серая			Серая			Темно-серая		
	Fe	Cr	Ni	Fe	Cr	Ni	Fe	Cr	Ni
65Fe–35ФХ800	92,31	7,68	0	23,28	76,72	0	–	–	–
61,5Fe–35ФХ800–3,5Ni ₃ B	91,33	6,08	2,60	19,80	80,19	0	64,92	34,84	0,23
59,8Fe–35ФХ800–5,2Ni ₃ B	92,25	6,48	1,27	23,35	76,63	0	65,70	32,86	1,24
58,1Fe–35ФХ800–6,9Ni ₃ B	81,86	8,55	9,20	28,98	70,90	0	–	–	–
56,3Fe–35ФХ800–8,7Ni ₃ B	87,70	7,11	5,16	24,25	75,43	0	–	–	–

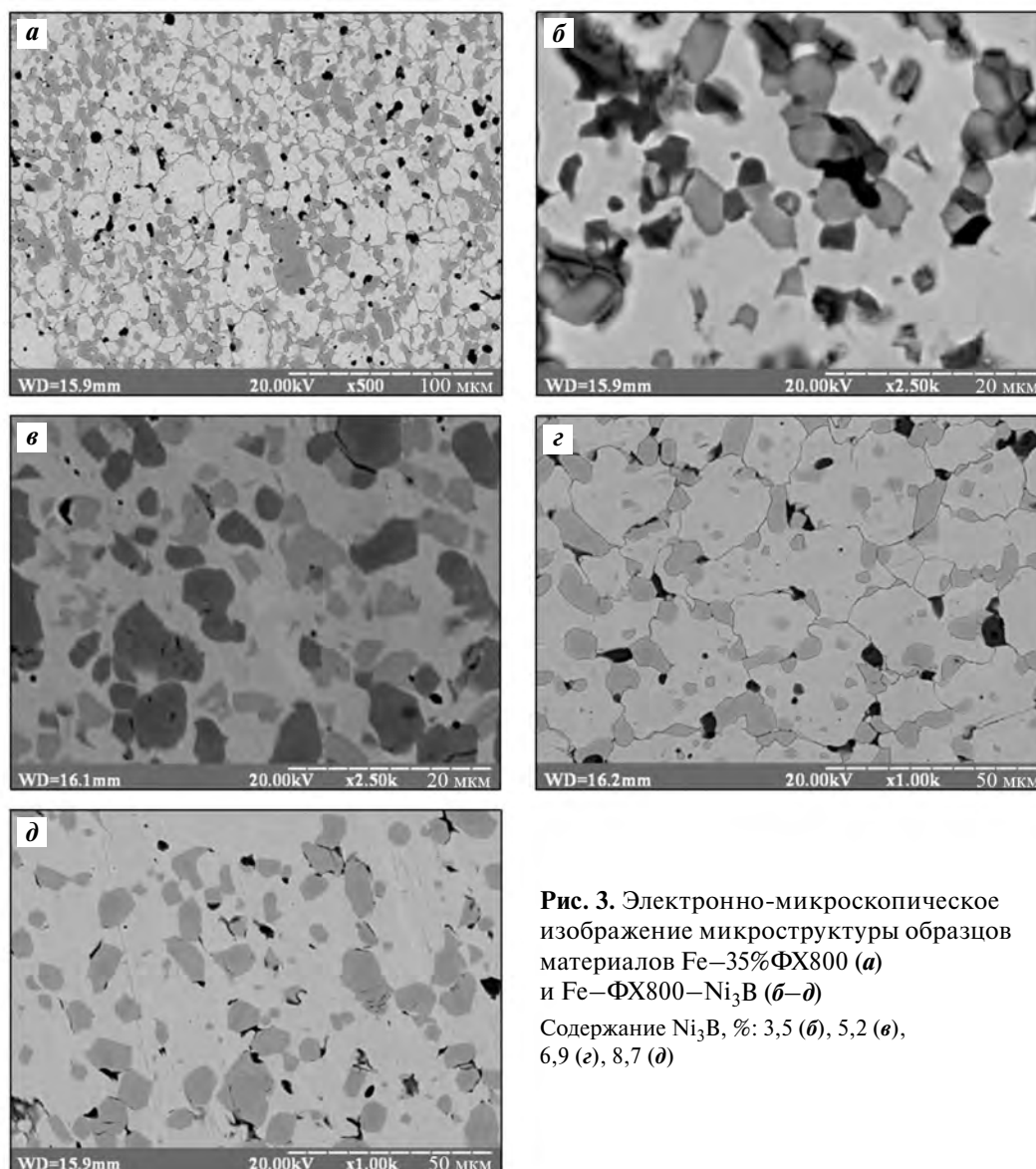


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение микроструктуры образцов материалов Fe–35%ФХ800 (а) и Fe–ФХ800–Ni₃B (б–г)
Содержание Ni₃B, %: 3,5 (б), 5,2 (в), 6,9 (г), 8,7 (д)

типа Me₇C₃ и Me₃C и карбоборидов типа Me₃CB. Микротвердость матрицы материалов с добавками борида никеля несколько выше, чем исходного со-

става, что объясняется присутствием в ней никеля, который, образуя твердый раствор с железом, влияет на его микротвердость. Из табл. 4 следует,

Таблица 4. Микротвердость металлической и твердой составляющих в материалах 65Fe–35ФХ800 с различным содержанием Ni₃B

Состав материалов, %	Микротвердость, ГПа	
	Матрица	Твердая составляющая
65Fe–35ФХ800	2,8	6,9
61,5Fe–35ФХ800–3,5Ni ₃ B	2,46	8,32
59,8Fe–35ФХ800–5,2Ni ₃ B	3,65	11,65
58,1Fe–35ФХ800–6,9Ni ₃ B	3,85	9,76
56,3Fe–35ФХ800–8,7Ni ₃ B	3,62	5,98

что микротвердость участков серой фазы с увеличением количества Ni₃B возрастает, достигая максимума при 5,2 % Ni₃B, что может быть обусловлено образованием карбоборидов железа типа Me₃CB и MeCB. Заметно завышенным по содержанию никеля (9,20 %) оказался химический состав светло-серой фазы в материале с 6,9 % Ni₃B — это позволяет считать, что никель из его борида концентрируется преимущественно в металлической составляющей. Подтверждением этого может слу-

жить некоторое увеличение параметра решетки γ-фазы исходного состава композита от 0,3607 до 0,3608 нм в композите с 6,9 % Ni₃B. Однозначный ответ на этот вопрос может быть получен после проведения дополнительных исследований. Необходимо также отметить неравномерность распределения никеля в светло-серой и темно-серой фазах карбидосталей с добавками 3,5 и 5,2 % бориды никеля.

Было исследовано влияние добавок Ni₃B на устойчивость против абразивного изнашивания материалов Fe–35ФХ800 при обработке их закрепленными частицами алмазного круга АСВ 160/125. Эксперименты показали (табл. 5), что увеличение содержания легирующей добавки приводит к снижению интенсивности массового (I_m) и линейного (I_L) износа материала Fe–35ФХ80 и, соответственно, к росту износостойкости ($1/I_L$) от 5,1 до 7,25–12,2 км/мм.

Дополнительным подтверждением этому являются результаты оптической профилометрии поверхностей образцов карбидосталей после их испытаний на абразивный износ в 2D- и 3D-изображениях (рис. 4).

Таблица 5. Интенсивность изнашивания и износостойкость материалов Fe–35%ФХ800 с различным количеством Ni₃B при обработке закрепленными абразивными частицами алмазного круга

Состав материала, %	Интенсивность износа образца		Износостойкость $1/I_L$, км/мм	Температура образца, °С
	Массовая I_m , мг/км	Линейная I_L , мм/км		
65Fe–35ФХ800	36,96	0,197	5,10	35
61,5 Fe–35ФХ800–3,5Ni ₃ B	32,7	0,145	6,90	34
59,8Fe–35ФХ800–5,2Ni ₃ B	20,8	0,138	7,25	32
58,1Fe–35ФХ800–6,9Ni ₃ B	16,7	0,082	12,20	32
56,3Fe–35ФХ800–8,7 Ni ₃ B	18,1	0,111	6,45	33

Таблица 6. Параметры шероховатости, мкм, поверхностей порошковых материалов Fe–35%ФХ800–(3,5÷8,7)%Ni₃B после абразивного износа

Состав материала, %	R_a	R_z	R_p	R_v
65Fe–35ФХ800	1,86	0,813	3,356	–0,68
61,5Fe–35ФХ800–3,5Ni ₃ B	0,62	1,044	0,56	–3,62
59,8Fe–35ФХ800–5,2Ni ₃ B	1,65	1,094	1,90	–0,827
58,1Fe–35ФХ800–6,9Ni ₃ B	0,44	0,780	0,85	–0,64
56,3Fe–35ФХ800–8,7Ni ₃ B	0,51	0,490	0,26	–1,90

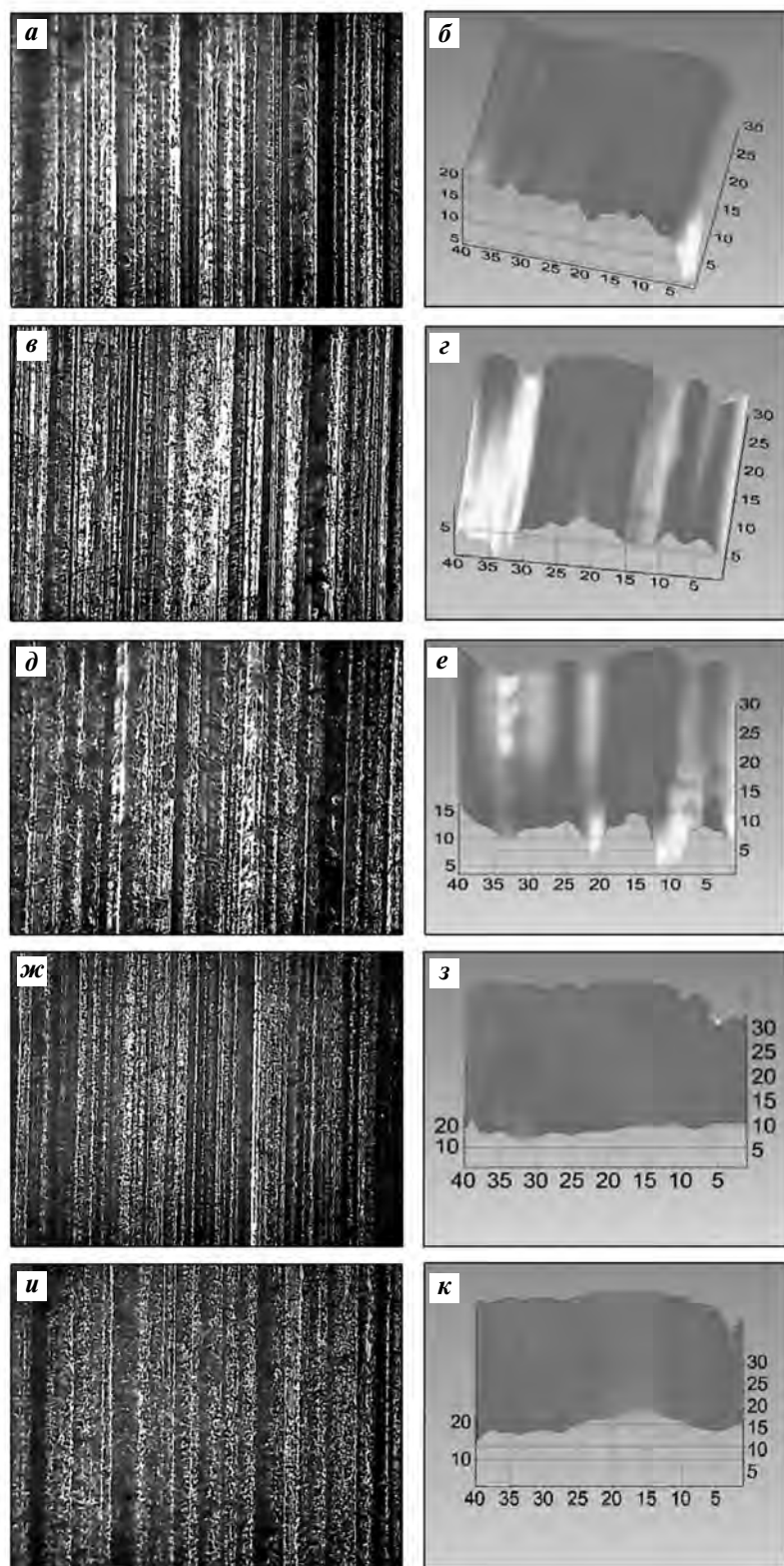


Рис. 4. Изображение топографии поверхностей изнашивания 2D-профилей (а, в, д, ж, и) и 3D-профилей (б, г, е, з, к) образцов материалов Fe—35%ФХ800 с легирующими добавками
 а, б — 65Fe—35ФХ800; в, г — 61,5Fe—35ФХ800—3,5Ni₃B;
 д, е — 59,8Fe—35ФХ800—5,2%Ni₃B; ж, з — 58,1Fe—35ФХ800—6,9Ni₃B;
 и, к — 56,3Fe—35ФХ800—8,7Ni₃B

Максимальная износостойкость (12,2 км/мм) наблюдалась для материала 58,1Fe—35ФХ800—6,9Ni₃B, что в 2,4 раза превышает износостойкость материала без легирующей добавки. Рост износостойкости может быть обусловлен увеличением количества и микротвердости участков сложных карбидов, а также присутствием карбоборидов железа-хрома в материалах, легированных боридом никеля (см. табл. 4), которые армируют и защищают металлическую матрицу от абразивного износа. Добавки боридов никеля к материалу Fe—35ФХ800 также приводят к уменьшению размеров зерен твердых включений, что способствует повышению адгезионной прочности удерживания твердых зерен матрицей. Результаты 3D-профилометрии (рис. 4) отчетливо показывают признаки абразивного изнашивания, проявляемого микрорезанием составляющих материалов алмазными зёрнами. Хорошо видны следы пластической деформации боковых поверхностей бороздок, а также локальные вырывания твердых включений, размер которых составляет 5—10 мкм. Параметры шероховатости поверхностей — такие, как максимальная высота пика (R_p), максимальная глубина долины профиля (R_v), максимальная высота профиля (R_z), а также среднее арифметическое отклонение профиля (R_a), приведены в табл. 6.

Выводы

1. Исследование влияния добавок боридов никеля на физико-механические свойства композита «железо—высокоуглеродистый феррохром» показало, что увеличение содержания Ni₃B от 3,5 до 8,7 мас.% приводит к повышению плотности, снижению твердости и

существенному уменьшению предела прочности на изгиб от 1560 до 844 МПа.

2. При изучении микроструктуры и фазового состава материалов 65Fe—35ФХ800—(3,5÷8,7)%Ni₃B установлено, что добавки бориды никеля обеспечивают формирование многофазной микроструктуры металломатричного композита типа карбидостали. Увеличение количества легирующей добавки обуславливает рост зерна матричной фазы, уменьшение размера зерен твердой составляющей (в материале 58,1Fe—35ФХ800—6,9Ni₃B) и повышение микротвердости твердой составляющей композита.

3. Методом оптической профилометрии исследованы топографические особенности морфологии изношенных поверхностей, дана оценка глубины и локального развития износа поверхности образцов с использованием стандартизированных параметров шероховатости, вычисленных из 2D-или 3D-профилей. Показано, что увеличение содержания легирующей добавки Ni₃B от 3,5 до 6,9 % приводит, за счет образования сложных карбидов и карбоборидов железа, к повышению устойчивости композитов против абразивного износа от 6,9 до 12,2 км/мм.

Литература/References

1. *Гарбер М.Е.* Износостойкие белые чугуны: свойства, структура, технология, эксплуатация. М.: Машиностроение, 2010.
Garber M.E. Wear-resistant white cast irons: properties, structure, technology, operation. Moscow: Mashinostroyeniye, 2010 (In Russ.).
2. *Маслюк В.А., Нанара-Волгина С.Г.* Стойкие к износу и коррозии материалы типа карбидосталей с различными матрицами. *Порошк. металлургия*. 1999. No. 9/10. С. 108—114.
Maslyuk V.A., Napara-Volgina S.G. Wear and corrosion resistant materials such as carbide steels with various dies. *Poroshkovaya metallurgiya*. 1999. No. 9/10. P. 108—114 (In Russ.).
3. *Маслюк В.А., Яковенко Р.В., Потажевская О.А., Бондар А.А.* Порошковые твердые сплавы и хромистые карбидостали на основе системы Fe—Cr—C. *Порошк. металлургия*. 2013. No. 1/2. С. 61—74.
Maslyuk V.A., Yakovenko R.V., Potazhevskaya O.A., Bondar A.A. Powder solid alloys and chromium carbide steels based on the Fe—Cr—C system. *Poroshkovaya metallurgiya*. 2013. No. 1/2. P. 61—74 (In Russ.).
4. *Маслюк В.А.* Безвольфрамовые твердые сплавы и со-
держащие карбиды хрома карбидостали. *Порошк. металлургия*. 2014. No. 3/4. С. 47—57.
Maslyuk V.A. Tungsten-free carbides and carbide-containing chromium carbides. *Poroshkovaya metallurgiya*. 2014. No. 3/4. P. 47—57 (In Russ.).
5. *Bondar A., Ivanchenko V., Kozlov A., Tedenac J.-C.* Carbon-chromium-iron. In: *Landolt-Börnstein, Numerical data and functional relationships in science and technology*. Ed. W. Martensen. New Series. Group IV: Physical Chemistry. Ternary Alloy Systems. Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data Critically Evaluated by MSIT. Eds. G. Effenberg, S. Ilyenko. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2007. Vol. 11D2. P. 1—55.
6. *Khvan A.V., Hallstedt B., Broeckmann C.* A thermodynamic evaluation of the Fe—Cr—C system. *Calphad*. 2014. Vol. 46. P. 24—33.
7. *Jackson R.S.* The austenite liquidus surface and constitutional diagram for the Fe—Cr—C metastable system. *J. Iron Steel Inst.* 1970. Vol. 208. P. 63—67.
8. *Yilmaz S.O.* Wear behavior of gas tungsten arc deposited FeCrC, FeCrSi, and WCo coatings on AISI 1018 steel. *Surf. Coat. Technol.* 2005. Vol. 194. P. 175—183.
9. *Lu B., Luo J., Chiovelli S.* Corrosion and wear resistance of chrome white irons — A correlation to their composition and microstructure. *Metall. Mater. Trans. A*. 2006. Vol. 37. P. 3029—3038.
10. *Lin C.M., Chang C.M., Chen J.H., Wu W.* The effects of additive elements on the microstructure characteristics and mechanical properties of Cr—Fe—C hard-facing alloys. *J. Alloys Compd.* 2010. Vol. 498. P. 30—36.
11. *Liu H.N., Sakamoto M., Nomura M., Ogi K.* Abrasion resistance of high Cr cast irons at an elevated temperature. *Wear*. 2001. Vol. 250. P. 71—75.
12. *Llewellyn R.J., Yick S.K., Dolmanb K.F.* Scouring erosion resistance of metallic materials used in slurry pump service. *Wear*. 2004. Vol. 256. P. 592—599.
13. *Wu X.J., Xing J.D., Fu H.G., Zhi X.H.* Effect of titanium on the morphology of primary M₇C₃ carbides in hypereutectic high chromium white iron. *Mater. Sci. Eng. A*. 2007. Vol. 457. P. 180—185.
14. *Hanlon D.N., Rainforth W.M., Sellars C.M.* The rolling/sliding wear response of conventionally processed and spray formed high chromium content cast iron at ambient and elevated temperature. *Wear*. 1999. Vol. 225—229. P. 587—599.
15. *Tang X.H.* Microstructure of high (45 wt.%) chromium cast irons and their resistances to wear and corrosion. *Wear*. 2011. Vol. 271. P. 1426—1431.
16. *Lin C.M., Lai H.H., Kuo J.C., Wu W.* Effect of carbon content on solidification behaviors and morphological

- characteristics of the constituent phases in Cr—Fe—C alloys. *Mater. Charact.* 2011. Vol. 62. P. 1124—1133.
17. Mridha S., Ong H.S., Poh L.S., Cheang P. Intermetallic coating produced by TIG surface melting. *J. Mater. Process. Technol.* 2001. Vol. 113. P. 516—520.
18. Buytoz S., Yildirim M.M., Eren H. Microstructural and microhardness characteristics of gas tungsten arc synthesized Fe—Cr—C coating on AISI 4340. *Mater. Lett.* 2005. Vol. 59. P. 607—614.
19. Zeng C.L., Wu W.T. Corrosion of Ni—Ti alloys in the molten (Li,K)₂CO₃ eutectic mixture. *Corros. Sci.* 2002. Vol. 44. P. 1—12.
20. Маслюк В.А., Бондар А.А., Курась В.В. Структура та властивості порошкових матеріалів композиції залізо — високовуглецевий ферохром. *Порошк. металлургія*. 2013. No. 5/6. С. 66—74.
Maslyuk V.A., Bondar A.A., Kuras V.V. Structure and properties of powder materials of composition of iron-high-carbon ferrochrome. *Poroshkovaya metallurgiya*. 2013. No. 5/6. P. 66—74 (In Ukr.).
21. Маслюк В.А., Караимчук Е.С., Курочкин В.Д. Структура, физико-механические и триботехнические свойства порошковых материалов железа — высокоуглеродистый феррохром, легированных добавками Ni₃B. *Порошковая металлургия*. 2018. No. 3/4. С. 62—70.
Maslyuk V.A., Karaimchuk E.S., Kurochkin V.D. Structure, physicomechanical and tribotechnical properties of iron-high-carbon ferrochrome powder materials alloyed with Ni₃B additives. *Poroshkovaya metalurgiya*. 2018. No. 3/4. P. 62—70 (In Ukr.).
22. Маслюк В.А., Ситник Я.А., Підпригора М.І., Яковенко Р.В. Вплив добавок хромистих сталей і бориду нікелю на структуру та властивості порошкових композиційних матеріалів залізо — високовуглецевий ферохром ФХ800. *Порошк. металлургія*. 2015. No. 5/6. С. 52—59.
Maslyuk V.A., Sitnik Ya.A., Pidprigora M.I., Yakovenko R.V. Influence of additives of chromium steels and nickel boride on the structure and properties of powder composite materials iron — high carbon ferrochrome FH 800. *Poroshkovaya metallurgiya*. 2015. No. 5/6. P. 52—59 (In Ukr.).
23. ISO 4498-1-90. Материалы металлические спеченные, исключая твердые сплавы. Определение кажущейся твердости. Материалы в основном с равномерной твердостью по сечению.
ISO 4498-1-90. Metal sintered materials, excluding hard alloys. Determination of apparent hardness. Materials mainly with uniform hardness over the cross-section (In Ukr.).
24. ДСТУ ISO 3327. Сплавы твердые. Определение предела прочности при поперечном изгибе.
DSTU ISO 3327. Alloys are solid. Determination of ultimate strength in transverse bending (In Ukr.).