

УДК 620.168:532.696[621.92]

Е. В. СУХОВАЯ^{1*}, Н. А. ЗДОРОВЕЦ²

^{1*}Каф. «Експериментальна фізика і фізика металів», Дніпропетровський національний університет імені О. Гончара, пр. Гагарина, 72, Дніпропетровськ, Україна, 49010, тел. +38 (0562) 776 58 86, ел. пошта sukhovaya@ukr.net, ORCID 0000-0001-8002-0906

²Каф. «Металлофізика», Дніпропетровський національний університет імені О. Гончара, пр. Гагарина, 72, Дніпропетровськ, Україна, 49010, тел. +38 (0562) 776 58 86, ORCID 0000-0001-9523-9919

РАЗРАБОТКА СОСТАВА НАПОЛНИТЕЛЯ НА ОСНОВЕ СПЛАВА FE–V–C ДЛЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ

Цель. Исследования, проведенные в работе, направлены на разработку состава комплексно легированного сплава-наполнителя абразивно-стойких композиционных материалов. **Методика.** Для достижения поставленной цели использованы методы микроструктурного, рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализов. Определены микродюрометрические характеристики структурных составляющих и абразивная износостойкость композиционных материалов. **Результаты.** Установлена полная растворимость хрома и ванадия в бориде железа Fe₂V и FeV, являющихся исходными структурными составляющими перитектических сплавов Fe–V–C. Эти элементы преимущественно растворяются в монобориде железа. Растворимость молибдена или ниобия ничтожно мала. Они образуют в структуре сплавов самостоятельные фазы Mo₂V, Mo₂(V, C) или NbV₂. Легирование хромом и ванадием увеличивает прочность на сжатие и коэффициент трещиностойкости фаз, а молибденом или ниобием – общую микротвердость и твердость сплавов. При использовании сплава-наполнителя Fe–V–C, комплексно легированного вышеперечисленными элементами, в составе композиционных материалов со связкой МНМц 20-20 структурообразование границ раздела между наполнителем и расплавленной связкой определяется протеканием процессов растворения и диффузии. Фазовый и структурный состав зон контактного взаимодействия объясняется перекристаллизацией поверхностных слоев наполнителя после растворения, вызванного контактом с расплавленной связкой. В результате формируется бездефектная макрогетерогенная структура композиционных материалов и обеспечивается надежная адгезия наполнителя и связки. Интенсивностью процессов контактного взаимодействия можно управлять путем выбора температурно-временных режимов пропитки. **Научная новизна.** Исследованы закономерности формирования структуры и свойств твердых растворов на основе боридов Fe₂V и FeV, образующихся в структуре перитектических сплавов Fe–V–C, что позволило рекомендовать состав комплексно легированного сплава для использования в качестве наполнителя макрогетерогенных композиционных материалов с мельхиоровой матрицей. **Практическая значимость.** За счет комплексного легирования перитектического сплава-наполнителя Fe–V–C хромом, ванадием, молибденом и ниобием достигается абразивная износостойкость композиционных покрытий, сравнимая с износостойкостью вольфрамсодержащих покрытий, что позволяет обеспечить экономию дорогостоящих и дефицитных материалов.

Ключевые слова: перитектические сплавы Fe–V–C; легирование; механические свойства; композиционный материал; сплав-наполнитель

Введение

В технике все большее распространение получают композиционные покрытия, состоящие из разнородных компонентов [1, 12, 14]. Один из них пластичен (связка), а другой обладает повышенной прочностью и твердостью (наполнитель). Композитам могут быть приданы наперед заданные свойства, которых не имеют отдельные составляющие. В металлургической и нефтяной, горнодобывающей и угольной промышленности – везде, где детали работают в условиях интенсивного абразивного износа,

эффективна наплавка макрогетерогенных композиционных материалов, упрочненных частицами наполнителя размерами 0,2...1,5 мм [2, 4, 5, 7]. В настоящее время созданы и нашли применение материалы на основе карбидов вольфрама (WC + W₂C) со связкой марганцевый мельхиор МНМц 20–20 [3, 4, 8]. Однако высокая стоимость и дефицитность вольфрама вызывает необходимость его экономии.

Перитектические сплавы железа с бором и углеродом отличаются тугоплавкостью, крипоустойчивостью, жаростойкостью, твердостью

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

и износостойкостью [9, 14]. Поэтому их применение перспективно в качестве наполнителей безвольфрамовых композиционных материалов [6]. В литературе имеются весьма ограниченные данные о влиянии отдельных легирующих элементов и их комплексов на фазовые превращения, структуру и свойства перитектических сплавов Fe–B–C [10, 11]. Отсутствуют также сведения о возможности их использования в составе абразивно-стойких композиционных покрытий.

Цель

Целью работы являлась разработка состава комплексно легированного сплава-наполнителя для абразивно-стойких композиционных материалов.

Методика

С учетом результатов определения физико-химических и механических свойств сплавов Fe–B–C [14] основой для разработки состава наполнителей композиционных материалов были выбраны сплавы, содержащие (по массе) 9,0...12,1 % В, 0,01...0,5 % С, 0...5,0 % одного из следующих легирующих элементов: Cr, V, Mo, Nb; Fe – ост. Образцы сплавов изготавливали из предварительно тщательно перемешанных и спрессованных порошков шихтовых материалов путем их сплавления в алуновом тиглях в печи Таммана. Скорость охлаждения сплавов составляла 10...20 К/с. Состав выплавленных образцов контролировали методами спектрального и химического анализов.

Для получения композиционных покрытий сплав-наполнитель предварительно дробили на частицы размерами 0,2...1,5 мм. Пропитку частиц наполнителя выполняли печным способом при температуре 1 273 К в течение 30 минут. В качестве сплава-связки использовали марганцевый мельхиор МНМц 20–20.

Структуру образцов изучали методами количественного металлографического анализа на установке «Epiquant», рентгеноструктурного анализа на аппарате ДРОН УМ-1 и рентгеноспектрального микроанализа на установке МС-46. Испытания на абразивную износостойкость выполняли на установке НК-М при комнатной температуре. Оценку осуществляли по уменьшению массы образцов с точностью 0,0002 г.

Результаты

Исследованные тройные сплавы Fe–B–C имеют двухфазную структуру (рис. 1). На фоне легированного углеродом гемиборида железа Fe_2B видны первичные дендриты моноборида $Fe(B,C)$. Гемиборид железа образуется как вследствие протекания перитектической реакции $Ж + Fe_2(B, C) \rightarrow Fe(B, C)$, так и непосредственно из жидкости из-за близости состава этой фазы к перитектической точке.

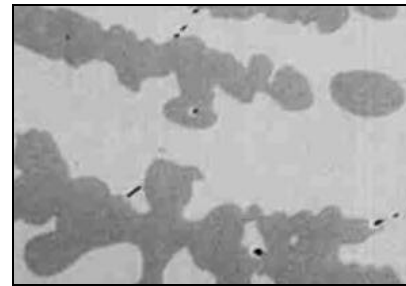


Рис. 1. Сканированная микрограмма сплава Fe–B–C во вторичных электронах (\bar{e}), $\times 400$

Fig. 1. Scanned micrograms of Fe-B-C alloy in the secondary electrons (\bar{e}), $\times 400$

Указанный фазовый состав сохраняется при легировании сплавов Fe–B–C хромом. Методом рентгеноспектрального микроанализа установлено, что Cr растворяется в фазах $Fe_2(B, C)$ и $Fe(B, C)$, образуя твердые растворы преимущественно на основе моноборида железа (рис. 2, а).

Ванадий, незначительно растворяясь в фазе $Fe_2(B, C)$, в основном присутствует в монобориде железа (рис. 2, б). Его распределение по сечению кристаллов последнего неоднородно: в центре располагается стержневидная фаза с повышенной концентрацией элемента. Рентгеноструктурные исследования показывают, что эта фаза в центре дендритов $Fe(B, C)$ является высшим боридом железа FeB_n ($n \sim 2$). В нем растворяется значительное количество ванадия. Характер расположения фазы внутри кристаллов моноборида железа, а также вид межфазной границы раздела свидетельствует о протекании в сплавах перитектической реакции $Ж + (Fe, V)_n B_n \rightarrow (Fe, V)(B, C)$.

Молибден лишь незначительно присутствует в монобориде $Fe(B,C)$ и практически не растворяется в кристаллах гемиборида $Fe_2(B, C)$ (рис. 2, в). По границам последних образуется фаза с повышенным содержанием молибдена.

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Причем из записи $СК_{\alpha}$ вытекает, что в одном случае концентрация углерода в молибденовой фазе очень велика, а в другом – ничтожно мала. Рентгеноструктурно установлено одновременное появление в структуре сплавов боридов Mo_2V и карбоборидов $Mo_2(V, C)$.

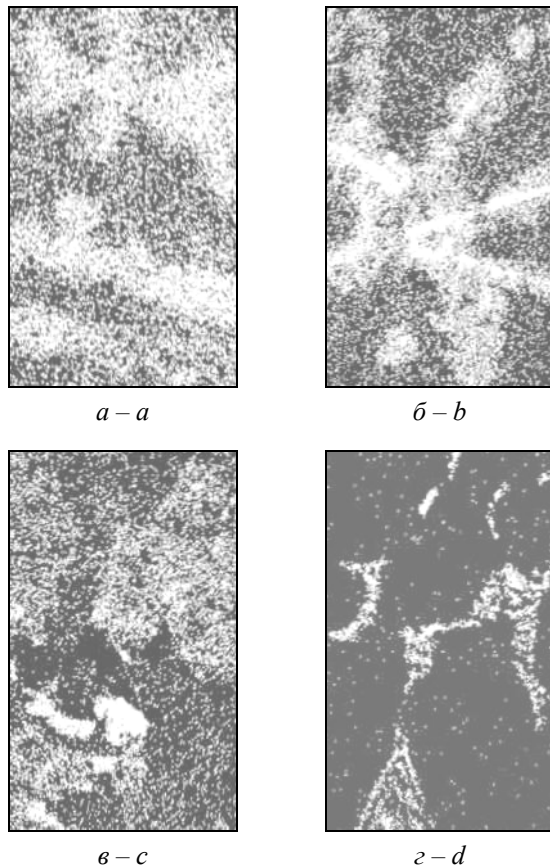


Рис. 2. Сканированные микрограммы легированных сплавов Fe–B–C ($\times 400$) в излучениях: $a - CrK_{\alpha}$; $b - VK_{\alpha}$; $c - MoL_{\alpha}$; $d - NbL_{\alpha}$

Fig. 2. Scanned micrograms of Fe–B–C ($\times 400$) master alloys in emissions: $a - CrK_{\alpha}$; $b - VK_{\alpha}$; $c - MoL_{\alpha}$; $d - NbL_{\alpha}$

Растворимость ниобия в структурных составляющих сплавов Fe–B–C практически отсутствует. Этот элемент образует по границам кристаллов $Fe_2(V, C)$ бориды NbB_2 , а также вызывает измельчение первичных дендритов $Fe(V, C)$ (табл. 1).

Процесс кристаллизации легированных сплавов Fe–B–C можно представить следующим образом. Твердые растворы на основе моноборида железа FeV являются первичными в сплавах, легированных хромом, либо появляются вследствие перитектической реакции $Ж + (Fe, V)B_n \rightarrow$

$(Fe, V)(B, C)$ в сплавах, легированных ванадием. В ходе последующей перитектической реакции кристаллизуются твердые растворы хрома или ванадия в гемибориде железа Fe_2V . В этой схеме кристаллизации преимущественная растворимость легирующих элементов наблюдается в монобориде железа.

Таблица 1

Влияние легирующих элементов на диаметр d_0 и расстояние λ_0 между дендритными ветвями II порядка для фазы Fe(B, C)

Table 1

Alloying elements effect on the diameter d_0 and the distance λ_0 between dendritic branches of the II order for phase Fe (B, C)

Элемент	d_0	λ_0	d_0/λ_0
исх.	$30,0 \pm 0,6$	$33,3 \pm 0,7$	0,90
Cr	$28,4 \pm 0,6$	$31,9 \pm 0,6$	0,89
V	$29,8 \pm 0,6$	$33,1 \pm 0,7$	0,90
Mo	$29,6 \pm 0,5$	$33,6 \pm 0,7$	0,80
Nb	$22,4 \pm 0,4$	$24,3 \pm 0,5$	0,92

Таблица 2

Микро-механические характеристики фаз в легированных сплавах Fe–B–C

Table 2

Micro-mechanical characteristics of the phases in the Fe–B–C master alloys

Элемент	Микротвердость, ГПа		Коэффициент трещиностойкости, K_{LC} , МПа $\cdot\sqrt{м}$	
	$Fe_2(B, C)$	$Fe(B, C)$	$Fe_2(B, C)$	$Fe(B, C)$
исх.	$15,87 \pm 0,23$	$18,08 \pm 0,12$	$2,14 \pm 0,05$	$2,37 \pm 0,07$
Cr	$15,02 \pm 0,07$	$16,52 \pm 0,24$	$2,52 \pm 0,04$	$3,32 \pm 0,01$
V	$15,43 \pm 0,11$	$17,18 \pm 0,14$	$2,43 \pm 0,05$	$3,0 \pm 0,03$
Mo	$15,75 \pm 0,24$	$17,93 \pm 0,32$	$2,34 \pm 0,03$	$2,53 \pm 0,05$
Nb	$15,92 \pm 0,42$	$18,17 \pm 0,06$	$1,95 \pm 0,08$	$2,45 \pm 0,04$

При достижении расплавами Fe–B–C, легированными молибденом и ниобием, переохла-

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

ждения, достаточного для зарождения и роста фазы Fe(B, C), в жидкости уже существуют более тугоплавкие кристаллы Mo₂B, Mo₂(B, C) или NbB₂. Они оттесняются вначале растущими дендритами Fe(B, C), а после протекания перитектической реакции $Ж + Fe_2(B,C) \rightarrow Fe(B,C)$ и кристаллами Fe₂(B,C). В результате по границам зерен обнаруживаются самостоятельные фазы на основе молибдена либо ниобия.

Наибольшие изменения микро-механических характеристик фаз Fe₂(B, C) и Fe(B, C) закономерно наблюдаются в сплавах Fe–B–C, легированных Cr и V (табл. 2). Снижение микротвердости и рост коэффициента трещиностойкости твердых растворов происходит в следующей последовательности: Fe_n(B, C) → (Fe, V)_n(B, C) → (Fe, Cr)_n(B, C) (где $n = 1; 2$). При введении Mo и Nb повышается общая микротвердость сплавов вследствие образования кристаллов самостоятельных фаз этими элементами.

Для обеспечения одновременного повышения микротвердости и пластичности использовали комплексное легирование перитектических сплавов Fe–B–C 1,0...2,0 % Cr; 0,5...1,0 % V; 1,0...3,0 % Nb; 1,0...3,0 % Mo. Структурный и фазовый состав сплавов остается без изменений (рис. 3).

В дендритах Fe(B, C) растворяются ванадий и, в меньшем количестве, хром. Эти же элементы присутствуют в структуре твердого раствора Fe₂(B, C). Ниобий и молибден образуют по границам фазы Fe₂(B, C) самостоятельные фазы, что увеличивает общую микротвердость сплавов до 19,2±0,9 ГПа. Кроме того, растет твердость, прочность на сжатие и коэффициент относительной окалиностойкости (табл. 3).

Процессы межфазного взаимодействия на границах раздела композиционных материалов изучали на образцах, полученных пропиткой частиц наполнителей, изготовленных из комплексно легированного сплава Fe–B–C, марганцевым мельхиором МНМц 20–20. Микроструктура полученных композиционных материалов характеризуется наличием частиц размерами 0,2...1,5 мм неправильной оскольчатой формы, равномерно распределенных в матрице. Площадь, занимаемая наполнителем, составляет 45...55 %. Трещины и единичные поры, образующиеся в наполнителе при механическом дроблении, заполнены мельхиором.

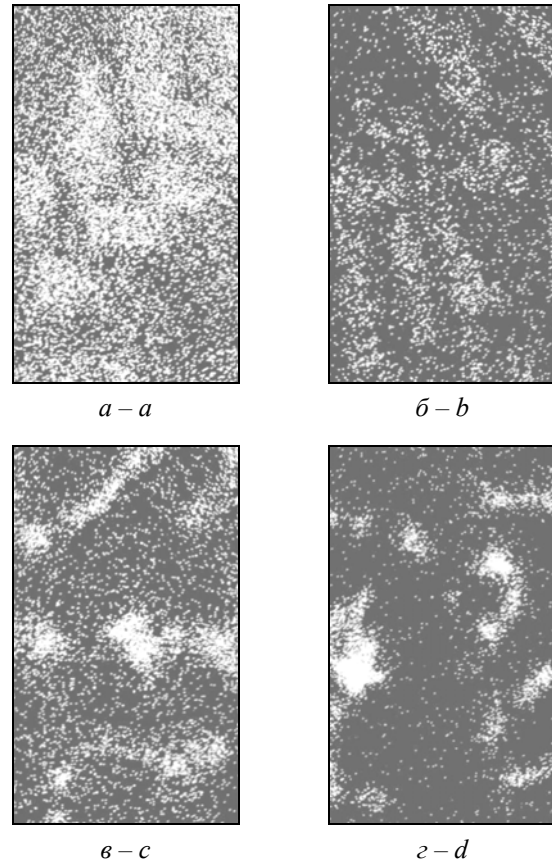


Рис. 3. Сканированные микрограммы комплексно легированных сплавов Fe–B–C ($\times 400$) в излучениях: $a - CrK_{\alpha}$; $b - VK_{\alpha}$; $c - MoL_{\alpha}$; $d - NbL_{\alpha}$

Fig. 3. Scanned micrograms of Fe–B–C ($\times 400$) fully master alloys in emissions: $a - CrK_{\alpha}$; $b - VK_{\alpha}$; $c - MoL_{\alpha}$; $d - NbL_{\alpha}$

Таблица 3

Свойства комплексно легированного (К. Л.) сплава Fe–B–C

Table 3

Properties of fully master (F. M.) Fe–B–C alloy

Сплав	Твердость, HRA	Прочность на сжатие, МПа	Коэффициент относительной окалиностойкости, ед.
исх.	82±1	2 010±10	1,0
К. Л.	85±2	2 120±10	1,37±0,15

На границах раздела между наполнителем и матрицей не выявлены видимые изменения структуры по сравнению с исходной структурой этих составляющих (рис. 4). Однако ре-

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

зультаты рентгеноспектрального микроанализа свидетельствует о протекании процессов контактного взаимодействия растворно-диффузионного типа. На границах раздела появляется слой толщиной 10...15 мкм, содержащий железо, никель, марганец (см. рис. 4). При удалении от него в обе стороны содержание элементов изменяется. При перемещении зонда в сторону наполнителя происходит резкое увеличение концентрации железа и уменьшение – никеля и марганца. Со стороны матрицы содержание железа и меди повышается до 4,3 % и 66,5 %, а содержание никеля и марганца понижается до 14 % и 15 % соответственно.

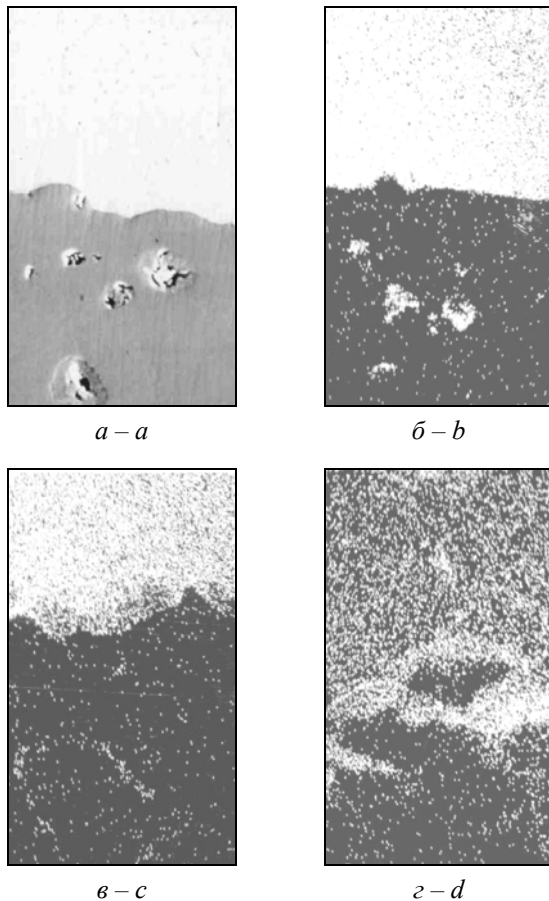


Рис. 4. Сканированные микрограммы участка границы раздела композиционного материала между комплексно легированным наполнителем Fe–B–C и мельхиоровой матрицей ($\times 400$) в излучениях:

$a - \bar{e}$; $b - \text{CuK}\alpha$; $c - \text{NiK}\alpha$; $d - \text{MnK}\alpha$

Fig. 4. Scanned micrograms of interface section of master alloy between fully master filler Fe–B–C and nickel silver matrix ($\times 400$) in emission:

$a - \bar{e}$; $b - \text{CuK}\alpha$; $c - \text{NiK}\alpha$; $d - \text{MnK}\alpha$

На основании полученных данных последовательность структурообразования границ раздела между наполнителем и матрицей в композиционных материалах можно представить следующим образом.

Вначале расплавленный мельхиор проникает в промежутки между частицами наполнителя, смачивает их, заполняет поры и трещины. Затем происходит растворение поверхностных слоев частиц наполнителя в расплавленной связке. Это приводит к изменению относительного содержания компонентов на границах раздела по сравнению с остальной связкой. При последующем охлаждении растворимость компонентов снижается, и избыточное их количество выделяется на поверхности не растворившихся частиц наполнителя, являющихся готовыми центрами кристаллизации. В результате со стороны наполнителя образуется слой, содержащий по сравнению с исходным сплавом меньше железа и некоторое количество марганца и никеля. Его появление обусловлено перекристаллизацией поверхностных слоев наполнителя после растворения, вызванного контактом с расплавленной связкой. По обе стороны от перекристаллизованного слоя формируются переходные зоны диффузионного происхождения. Со стороны наполнителя образуется твердый раствор марганца и незначительного количества никеля в бориде железа. Со стороны матрицы кристаллизуется непрерывный ряд твердых растворов компонентов наполнителя и связки в меди. Максимальное содержание Fe (34,8 %) наблюдается вблизи перекристаллизованного слоя, минимальное (4,3 %) – на расстоянии, равноудаленном от частиц наполнителя.

Испытания композиционного материала, упрочненного комплексно легированным сплавом-наполнителем на основе перитектического сплава Fe–B–C, на абразивную износостойкость показали увеличение этой характеристики более чем на 35 % по сравнению с материалом, содержащим нелегированный сплав-наполнитель аналогичного состава. Это позволяет обеспечить повышение сопротивления абразивному износу разработанного композиционного материала до уровня, сравнимого с износостойкостью материала, упрочненного карбидами вольфрама ($\text{WC} + \text{W}_2\text{C}$). После испытаний в поверхностных слоях образцов наблюдается специфический рельеф, возникающий вследст-

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

вие различия в твердости матрицы и частиц наполнителя. Более мягкая матрица разрушается в первую очередь, тогда как износ более твердых частиц наполнителя затруднен. Как следствие, прирост абразивной износостойкости пропорционален твердости и пластичности комплексно легированных сплавов-наполнителей на основе сплава Fe–B–C.

Научная новизна и практическая значимость

Впервые исследованы закономерности формирования структуры и свойств твердых растворов на основе боридов Fe₂B и FeB, образующихся в структуре перитектических сплавов Fe–B–C. Предложен состав комплексно легированного сплава для использования в качестве наполнителя макрогетерогенных композиционных материалов с мельхиоровой матрицей. Достигнуто повышение абразивной износостойкости материалов до уровня, сравнимого с этой характеристикой для вольфрамсодержащих материалов. За счет этого обеспечена экономия дорогостоящего и дефицитного вольфрама при сохранении эксплуатационных характеристик композиционных покрытий, предназначенных для упрочнения и восстановления быстроизнашивающихся деталей металлургического и горнорудного оборудования.

Выводы

1. При легировании двухфазных перитектических сплавов Fe–B–C, охлажденных со скоростью 10...20 К/с до 5 % Cr или V формируются твердые растворы замещения на основе боридов Fe₂B и FeB. Причем элементы преимущественно растворяются в монобориде железа. Растворимость молибдена или ниобия, введенных в количестве до 5 %, ничтожно мала. Они образуют в структуре сплавов самостоятельные фазы Mo₂B, Mo₂(B,C) или NbB₂.

2. Легирование хромом и ванадием увеличивает прочность на сжатие, снижает микротвердость и повышает коэффициент трещиностойкости фаз, а молибденом или ниобием обеспечивает рост общей микротвердости и твердости сплавов. Одновременное повышение механических характеристик достигается за счет комплексного легирования перитектического сплава Fe–B–C вышеперечисленными элементами.

3. В структуре композиционных материалов, упрочненных комплексно легированным наполнителем на основе сплава Fe–B–C, на границах раздела между наполнителем и мельхиоровой матрицей образуются зоны контактного взаимодействия растворно-диффузионного типа. На границах раздела отсутствуют дефекты, связанные с неудовлетворительным смачиванием частиц наполнителя расплавленной связкой.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Абузин, Ю. А. Функциональные металлические композиционные материалы и технологии в машиностроении / Ю. А. Абузин // *Материалы в машиностроении*. – 2010. – № 6. – С. 52–54.
2. Белоусов, В. Я. Долговечность деталей машин с композиционными материалами / В. Я. Белоусов. – Львів : Вищ. шк., 1984. – 180 с.
3. Данилов, Л. И. Наплавка деталей засыпных устройств доменных печей композиционным сплавом / Л. И. Данилов, Ф. М. Ровенских // *Металлург*. – 1979. – № 1. – С. 12–15.
4. Мышко, Ю. Д. Наплавка фильер композиционными сплавами / Ю. Д. Мышко, В. Г. Нечипоренко, А. Н. Гладченко // *Хим. и нефтяное машиностроение*. – 1983. – № 6. – С. 28–30.
5. Стабильность композиционных материалов / И. М. Спиридонова, А. Д. Панасюк, Е. В. Суховая, А. П. Уманский. – Днепропетровск : Свидлер, 2011. – 244 с.
6. Суховая, Е. В. Квантовомеханическая модель формирования зон контактного взаимодействия в композиционных материалах со сферическим наполнителем / Е. В. Суховая, Ю. В. Сыроватко // *Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту заліз. трансп. ім. акад. В. Лазаряна*. – Дніпропетровськ, 2011. – Вип. 37. – С. 238–243.
7. Суховая, Е. В. Влияние Р и Мо на формирование границ раздела в композиционных материалах со связкой Fe–B–C / Е. В. Суховая, Ю. В. Сыроватко // *Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту заліз. трансп. ім. акад. В. Лазаряна*. – Дніпропетровськ, 2010. – Вип. 34. – С. 219–225.
8. Юзвенко, Ю. А. Сферический релит. Способ получения и свойства / Ю. А. Юзвенко, Е. И. Фрумин, М. А. Пашенко // *Порошковая металлургия*. – 1975. – № 7. – С. 1–5.
9. Berns, H. Microstructure of Fe–Cr–C hardfacing alloys with additions of Nb, Ti, and B / H. Berns, A. Fischer // *Metallography*. – 1987. – Vol. 20. – P. 401–429. doi: 10.1016/0026-0800(87)90017-6.
10. Callister, Jr. W. D. *Materials Science and Engineering: An Introduction* / Jr. W. D. Callister. –

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

- New York : John Wiley & Sons Inc., 2003. – 867 p. doi: 10.1108/acmm.2000.12847aae.001.
11. Mukhopadhyay, N. K. Alloys Compounds / N. K. Mukhopadhyay, G. V. S. Murthy, B. S. Weatherly. – Singapore : World Scientific, 2002. – 206 p.
 12. Processing and characterization of aluminum-based metal matrix composites produced by gas pressure infiltration / E. Carreno-Morelli, T. Cutard, R. Schaller, C. Bonjour // Materials science and engineering. – 1998. – № A 251. – P. 48–57. doi: 10.1016/S0921-5093(98)00649-2.
 13. Sukhova, O. V. Corrosion-resistant Fe–B–C alloys / O. V. Sukhova, I. M. Spirydonova // Вісн. ДУ. Фізика. Радіоелектроніка. – 2011. – Т. 19, № 2. – С. 62–65.
 14. Sukhova, O. V. High performance composites / O. V. Sukhova, I. M. Spirydonova // Вісн. ДУ. Фізика. Радіоелектроніка. – 2012. – Т. 20, № 2. – С. 78–81.

О. В. СУХОВА^{1*}, Н. О. ЗДОРОВЕЦЬ²

^{1*}Каф. «Експериментальна фізика і фізика металів», Дніпропетровський національний університет імені О. Гончара, пр. Гагарина, 72, Дніпропетровськ, Україна, 49010, тел. +38 (0562) 776 58 86, ел. пошта sukhovaya@ukr.net, ORCID 0000-0001-8002-0906

²Каф. «Металофізика», Дніпропетровський національний університет імені О. Гончара, пр. Гагарина, 72, Дніпропетровськ, Україна, 49010, тел. +38 (0562) 776 58 86, ORCID 0000-0001-9523-9919

РОЗРОБКА СКЛАДУ НАПОВНЮВАЧА НА ОСНОВІ СПЛАВУ Fe–B–C ДЛЯ ЗНОСОСТІЙКИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ ПОКРИТТІВ

Мета. Дослідження, проведені в роботі, направлені на розробку складу комплексно легованого сплаву-наповнювача абразивно-стійких композиційних матеріалів. **Методика.** Для досягнення поставленої мети застосовано методи мікроструктурного, рентгеноструктурного та мікрорентгеноспектрального аналізів. Визначено мікродюрOMETРИЧНІ характеристики структурних складових та абразивну зносостійкість композиційних матеріалів. **Результати.** Встановлено повну розчинність хрому та ванадію в бориди заліза Fe₂B і FeB, що є вихідними структурними складовими перитектичних сплавів Fe–B–C. Ці елементи переважно розчиняються в монобориді заліза. Розчинність молибдену або ніобію нехтовно мала. Вони утворюють у структурі сплавів самостійні фази Mo₂B, Mo₂(B, C) або NbB₂. Легування хромом і ванадієм збільшує міцність на стиск і коефіцієнт тріщиностійкості фаз, а молибденом або ніобієм – загальну мікротвердість і твердість сплавів. У разі застосування сплаву-наповнювача Fe–B–C, комплексно легованого вищевказаними елементами, у складі композиційних матеріалів зі зв'язкою МНМц 20-20 механізм структуроутворення границь поділу між наповнювачем і розплавленою зв'язкою визначає проходження процесів розчинення та дифузії. Фазовий і структурний склад зон контактної взаємодії пояснюється перекристалізацією поверхневих шарів наповнювача після розчинення, викликаного контактом із розплавленою зв'язкою. У результаті спостерігається бездефектна макроретерогенна структура композиційних матеріалів і забезпечується надійна адгезія наповнювача й зв'язки. Інтенсивністю процесів контактної взаємодії можна управляти шляхом вибору температурно-часових режимів просочення. **Наукова новизна.** Досліджено закономірності формування структури та властивостей твердих розчинів на основі боридів Fe₂B і FeB, які утворюються у структурі перитектичних сплавів Fe–B–C, що дозволило рекомендувати склад комплексно легованого сплаву для застосування в якості наповнювача макроретерогенних композиційних матеріалів із мельхіоровою матрицею. **Практична значимість.** За рахунок комплексного легування перитектичного сплаву-наповнювача Fe–B–C хромом, ванадієм, молибденом і ніобієм можна досягти абразивну зносостійкість композиційних покриттів, порівняну зі зносостійкістю вольфрамвмістних покриттів, що дозволяє забезпечити економію дефіцитних матеріалів підвищеної вартості.

Ключові слова: перитектичні сплави Fe–B–C; легування; механічні властивості; композиційний матеріал; сплав-наповнювач

O. V. SUKHOVA^{1*}, N. O. ZDOROVETS²^{1*}Dep. «Experimental Physics and Physics of Metals», O. Gonchar Dnipropetrovsk National University, Gagarin Av., 72, Dnipropetrovsk, Ukraine, 49010, tel. +38 (056) 776 58 86, e-mail sukhovaya@ukr.net, ORCID 0000-0001-8002-0906²Dep. «Metallophysics», O. Gonchar Dnipropetrovsk National University, Gagarin Av., 72, Dnipropetrovsk, Ukraine, 49010, tel. +38 (0562) 776 58 86, ORCID 0000-0001-9523-9919

DEVELOPMENT OF (Fe–B–C)-BASED FILLER FOR WEAR-RESISTANT COMPOSITE COATINGS

Purpose. Development of multi-alloyed filler for abrasive wear-resistant composites. **Methodology.** The methods of microstructural, X-ray and energy-dispersive X-ray analyses were used to achieve research purpose. Micro-mechanical properties of structural constituents and abrasive wear-resistance of composites were determined. **Findings.** The complete dissolution of chromium and vanadium in the borides of Fe₂B and FeB that are initial structural constituents of Fe–B–C peritectic alloys has been established. These elements primarily dissolve in iron monoboride. Dissolution of molybdenum and niobium is not practically observed. As a result the phases of Mo₂B, Mo₂(B,C) or NbB₂ can be seen in the structure. Alloying with chromium and vanadium increases compression strength and crack resistance coefficient, but that with molybdenum and niobium enhances total microhardness and hardness of the alloys. Structure formation of the interfaces between the filler and the binder of the composites based on MNMTs 20-20 binder is governed by dissolution and diffusion processes when multi-alloyed (Fe–B–C) alloy is applied as filler of the composites. The phase and the structural composition of contact interaction zones can be explained by re-crystallization of the filler surface layers after dissolution caused by contact with the molten binder. Consequently the macroheterogeneous structure of the composites is free of defects and strong adhesion between the filler and the binder is assured. Contact interaction intensity can be controlled by the choice of temperature-and-time infiltration regimes. **Originality.** The peculiarities in the formation of structure and properties of Fe₂B- and FeB-based solid solutions observed in the structure of the Fe–B–C peritectic alloys were investigated that allowed us to recommend composition of multicomponent alloy to be applied as filler of (Cu–Ni–Mn)-matrix macroheterogeneous composites. **Practical value.** Owing to multiple alloying of the filler based on Fe–B–C peritectic alloy with chromium, vanadium, molybdenum and niobium the abrasive wear resistance of composite coatings can be compared with that of tungsten-containing coatings, which ensures saving of expensive and deficient materials.

Keywords: Fe–B–C peritectic alloys; alloying; mechanical properties; composite; filler

REFERENCES

1. Abuzin Yu.A. Funktsionalnyye metallicheskiye kompozitsionnyye materialy i tekhnologii v mashstroyenii [Functional metallic composites and technologies in mechanical engineering]. *Materialy v mashstroyenii – Materials in mechanical engineering*, 2010, no. 6, pp. 52-54.
2. Belousov V.Ya. *Dolgovechnost detaley mashin s kompozitsionnymi materialami* [Service life of machine parts with composites]. Lviv, Vyshcha shkola Publ., 1984. 180 p.
3. Danilov L.I., Rovenskikh F.M. Naplavka detaley zasypnykh ustroystv domennykh pechey kompozitsionnym splavom [Facing of charging devices parts of blast furnaces by composite alloy]. *Metallurg – Metallurgist*, 1979, no. 1, pp. 12-15.
4. Myshko Yu.D. Naplavka filyer kompozitsionnymi splavami [Facing of drawing dies by composite alloys]. *Khimicheskoye i neftyanoye mashinostroyeniye – Chemical and oil mechanical engineering*, 1983, no. 6, pp. 28-30.
5. Spiridonova I.M., Panasyuk A.D., Sukhovaya Ye.V., Umanskiy A.P. *Stabilnost kompozitsionnykh materialov* [Composites stability]. Dnipropetrovsk, Svidler Publ., 2011. 244 p.
6. Sukhovaya Ye.V., Syrovatko Yu.V. Kvantovomekhnicheskaya model formirovaniya zon kontaktnogo vzaimodeistviya v kompozitsionnykh materialakh so sfericheskim napolnitelem [Quantum-mechanical model of contact interaction zones formation of composites strengthened with spherical filler]. *Visnyk Dnipropetrovskoho natsionalnoho universytetu zaliznychnoho transportu imeni akademika V. Lazaryana* [Bulletin of Dnipropetrovsk National University of Railway Transport named after Academician V. Lazaryan], 2011, issue 37, pp. 238-243.
7. Sukhovaya Ye.V., Syrovatko Yu.V. Vliyaniye P i Mo na formirovaniye granits razdela v kompozitsionnykh materialakh [Influence of P and Mo on interface formation of (Fe-B-C)-based composites]. *Visnyk Dnipropetrovskoho natsionalnoho universytetu zaliznychnoho transportu imeni akademika V. Lazaryana*, 2011, issue 37, pp. 238-243.

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

- rovskoho natsionalnoho universytetu zaliznychnoho transportu imeni akademika V. Lazariana* [Bulletin of Dnipropetrovsk National University of Railway Transport named after Academician V. Lazaryan], 2010, issue 34, pp. 219-225.
8. Yuzvenko Yu.A., Frumin Ye.I., Pashchenko M.A. Sfericheskiy relit. Sposob polucheniya i svoystva [Spherical relit. Fabrication method and properties]. *Poroshkovaya metallurgiya – Powder metallurgy*, 1975, no. 7, pp. 1-5.
 9. Berns H., Fischer A. Microstructure of Fe–Cr–C hardfacing alloys with additions of Nb, Ti, and B. *Metallurgy*, 1987, vol. 20, pp. 401-429. doi: 10.1016/0026-0800(87)90017-6.
 10. Callister Jr.W.D. *Materials Science and Engineering: An Introduction*. New York, John Wiley & Sons, Inc. Publ., 2003. 867 p. doi: 10.1108/acmm.2000.12847aae.001.
 11. Mukhopadhyay N.K., Murthy G.V.S., Weatherly B.S. *Alloys Compounds*. Singapore, World Scientific Publ., 2002. 206 p.
 12. Carreno-Morelli E., Cutard T., Schaller R., Bonjour C. Processing and characterization of aluminum-based metal matrix composites produced by gas pressure infiltration. *Materials Science and Engineering*, 1998, no. A 251, pp. 48-57. doi: 10.1016/S0921-5093(98)00649-2.
 13. Sukhova O.V., Spirydonova I.M. Corrosion-resistant Fe–B–C alloys. *Visnyk Dnipropetrovskoho universytetu. Fizyka. Radioelektronika* [Bulletin of Dnipropetrovsk University. Physics. Radio Electronics], 2011, vol. 19, no. 2, pp. 62-65.
 14. Sukhova O. V., Spirydonova I. M. High performance composites. *Visnyk Dnipropetrovskoho universytetu. Fizyka. Radioelektronika* [Bulletin of Dnipropetrovsk University. Physics. Radio Electronics], 2012, vol. 20, no. 2, pp. 78-81.

Статья рекомендована к публикации д.физ.-мат.н., проф. В. Ф. Башевым (Украина); д.т.н., проф. И. А. Вакуленко (Украина); д.т.н., проф. В. О. Заблудовским (Украина)

Поступила в редколлегию: 20.08.2014

Принята к печати: 23.10.2014