

Е. В. Суховая (г. Днепропетровск)

Структурный подход к созданию износостойких композиционных материалов

Исследовано влияние исходной структуры сплавов-наполнителей на процессы структурообразования границ раздела растворно-диффузионного типа в макронеоднородных композиционных материалах с металлической связкой. Показано, что комбинированием в структуре наполнителя фаз, которые различаются стойкостью к воздействию расплавленной связки при пропитке, можно обеспечить повышенную износостойкость композиционных материалов в условиях сухого трения, абразивного, газоабразивного и коррозионного износов.

Ключевые слова: макронеоднородные композиционные материалы, границы раздела, процессы растворения, износостойкость.

ВВЕДЕНИЕ

Макронеоднородные композиционные материалы, получаемые способом печной пропитки, находят применение в промышленности для создания износостойких защитных покрытий. Способ их нанесения был разработан коллективом сотрудников Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины [1]. Наибольшее распространение получил материал, в состав которого как тугоплавкий наполнитель входит эвтектический сплав W–C (релит) или родственные ему сплавы (ВК-6, ВК-8 и др.), а как металлический сплав-связка – марганцевый мельхиор МНМц 20-20. Этот композиционный материал предназначался для наплавки засыпных аппаратов доменных печей металлургических предприятий, работающих в условиях газоабразивного износа. Его использование позволило решить проблему долговечности этого типа деталей, повысив срок их эксплуатации в 3–15 раз [2].

С целью расширения области применения данного класса наплавочных композиционных материалов дальнейшие исследования проводили в двух основных направлениях.

Первое направление связано с использованием в составе более износостойкого, чем марганцевый мельхиор, сплава-связки. Так, в [3, 4] отмечается, что эксплуатационные свойства композиционных материалов повышаются в 1,5–2 раза при пропитке связками на железной основе. Однако, по мнению авторов [5, 6], основным недостатком этих материалов является активное взаимодействие карбидов вольфрама с расплавленными железными сплавами во время пропитки при достаточно высокой температуре плавления последних. Для снижения скорости растворения наполнителя в среднем на 15–20 % в [7] было предложено использовать частицы наполнителя сферической формы, полученные методом термоцентробежного распыления вращающегося стержня. Достигнутый результат авторы связали только с уменьшением площади контакта сферических частиц с расплавленной связкой, не уделив вни-

мания изменению их структуры при повышении скорости охлаждения наполнителя до 10^3 – 10^4 К/с.

Второе направление охватывает исследования, целью которых является замена дорогостоящего наполнителя на основе карбидов вольфрама на более дешевый тугоплавкий сплав с сохранением основных эксплуатационных характеристик композиционных материалов. Например, изучают сплавы, содержащие карбиды хрома, титана, бора и др. [8–10]. Перспективными наполнителями композиционных материалов являются также нитриды титана, алюминия, циркония и т. д. [11]. Особое положение среди тугоплавких сплавов, предназначенных для армирования металлических связок, занимают бориды металлов. Они обладают более высокой твердостью и меньшей хрупкостью по сравнению с соответствующими карбидами и нитридами. Наиболее известным является состав наполнителя, содержащего 80 % (по массе) TiB_2 и 20 % (по массе) CrB_2 [12]. Как связку композиционных материалов с наполнителем $(Ti, Cr)B_2$ используют марганцевый мельхиор с добавками Mo, Si и других элементов, препятствующих диффузии бора в металлическую связку [13]. При этом в многочисленных публикациях, посвященных разработке составов новых композиционных материалов, основное внимание уделяют исследованию процессов смачивания и контактного взаимодействия на границах раздела между твердым сплавом-наполнителем и расплавленной связкой при пропитке. Такой подход является обоснованным, поскольку структура и свойства этих границ определяют, в конечном итоге, работоспособность композиционных материалов. Однако следует отметить, что недостаточное внимание уделяют прогнозированию кинетики контактного взаимодействия с учетом исходной структуры сплавов-наполнителей. Хотя этими процессами можно эффективно управлять, например, сочетая фазы различной стабильности в структуре наполнителя. Поэтому в данной работе проведены исследования влияния структуры фаз наполнителя, имеющих кристаллическое, микрокристаллическое и квазикристаллическое строение, на процессы структурообразования межфазных границ раздела в композиционных материалах, предназначенных для эксплуатации в условиях сухого трения, абразивного, газоабразивного и коррозионного износов.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Процесс получения образцов композиционных материалов включал три стадии: приготовление сплава-наполнителя, приготовление сплава-связки, получение композиционных материалов методом печной пропитки. Наполнители изготавливали из предварительно выплавленных сплавов W–C, Fe–B–C, Cr–Ti–C, Al–Co–Cu, Al–Ni–Co механическим дроблением ($v_{\text{охл}} = 10$ – 20 К/с) или термоцентробежным распылением вращающегося стрежня ($v_{\text{охл}} = 10^3$ – 10^4 К/с). В первом случае частицы наполнителя имели неправильную форму, во втором – сферическую. Их размер составлял 0,2–2,5 мм. В качестве сплавов-связок использовали сплавы на железной, медной или алюминиевой основе. Печную пропитку проводили при температуре, которая на 50–100 град превышала температуру плавления сплава-связки в течение 15–60 мин. Содержание наполнителя в готовом композиционном материале составляло 50–70 % (по объему).

Структуру сплавов и композиционных материалов исследовали методами количественного металлографического, рентгеноструктурного, микрорентгеноспектрального анализов с использованием стандартных методик. Коррозионную стойкость композиционных материалов оценивали в кислых средах

гравиметрическим методом. Испытания проводили при комнатной температуре в течение 4 ч. Скорость коррозии измеряли ежечасно. Сопротивление композиционных материалов абразивному износу изучали на установке НК-М, газоабразивному износу – на установке ОБ-876 [14]. Триботехнические характеристики определяли по схеме вал-втулка в условиях трения без смазки по стали 45 при скорости скольжения 20 м/с и нагрузке 4 МПа на установке, разработанной на основе конструкций, описанных в [15].

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ОБСУЖДЕНИЕ

Исследованные в работе композиционные материалы можно разделить на три группы:

- на основе железных сплавов, упрочненных карбидами вольфрама или карбидами хрома-титана;
- на основе медных сплавов, упрочненных боридами железа;
- на основе медных или алюминиевых сплавов, упрочненных алюминиевыми сплавами-наполнителями.

При пропитке формирование структуры границ раздела между наполнителем и связкой в перечисленных композиционных материалах протекает по растворно-диффузионному механизму [16]. Это позволяет управлять их свойствами, варьируя интенсивность процессов контактного взаимодействия на границах раздела с помощью изменения состава наполнителя и связки.

Использование сплава-связки Fe–3,5B–0,2C* для пропитки частиц наполнителя, изготовленных из эвтектического сплава W–C ($v_{\text{охл}} = 10\text{--}20$ К/с), обусловлено положительным влиянием бора на такие технологические характеристики железных сплавов-связок, как относительная легкоплавкость, жидкотекучесть, окалинотойкость и др. [17]. До пропитки этот сплав имеет доэвтектическую структуру, состоящую из первичных кристаллов легированного бором феррита и эвтектики Fe–Fe₂(B,C). Контактное взаимодействие расплавленного сплава-связки Fe–B–C с наполнителем W–C при печной пропитке сопровождается преимущественным растворением полукарбида вольфрама W₂C. Вторая эвтектическая фаза WC сплава-наполнителя растворяется в гораздо меньшей степени и ее наблюдают со стороны наполнителя в виде включений в сплошной ободок фазы Fe₃W₃C (рис. 1, а). Со стороны затвердевшей связки в эвтектике Fe–Fe₃(C,B), легированной вольфрамом, также присутствуют многочисленные включения фазы Fe₃W₃C. Изменение структуры связки вблизи границы раздела связано с обогащением расплава, состав которого соответствует составу исходной эвтектики Fe–Fe₂(B,C), вольфрамом и углеродом, поступающими из растворяющегося наполнителя. По этой же причине при последующей перекристаллизации в зоне контактного взаимодействия между наполнителем и связкой образуется фаза Fe₃W₃C, с появлением которой связано ухудшение коррозионной, абразивной и газоабразивной износостойкости композиционных материалов [18].

В структуре композиционных материалов, упрочненных быстроохлажденными ($v_{\text{охл}} = 10^3\text{--}10^4$ К/с) гранулами сплава-наполнителя W–C сферической формы, ширина зон контактного взаимодействия на границах раздела уменьшается в 10–15 раз (см. рис. 1, б) и составляет 15–20 мкм. Это свидетельствует об уменьшении скорости растворения эвтектических фаз наполнителя в расплавленной железной связке при пропитке. Полученный результат можно объяснить увеличением однородности тонкодифференцированной

* Здесь и далее содержание элементов приведено в % (по массе).

эвтектической структуры W_2C-WC сплава-наполнителя и затруднением проникновения расплавленной связки $Fe-B-C$ вглубь наполнителя при смачивании вдоль межфазных границ эвтектических фаз и границ эвтектических колоний. Как следствие, в структуре зон контактного взаимодействия композиционных материалов практически отсутствуют выделения фазы Fe_3W_3C . Благодаря этому композиционные материалы данного состава имеют более высокие показатели износостойкости в абразивной и газоабразивной средах (табл. 1). Кроме того, эти материалы отличаются стойкостью в кислых средах (табл. 2). Это связано с тем, что в первую очередь во время коррозионных испытаний разрушаются границы раздела между наполнителем и затвердевшей связкой [19]. Поэтому скорость коррозии снижается с уменьшением скорости растворения фаз наполнителя. Благодаря присущим этим материалам эксплуатационным характеристикам, они могут быть эффективно использованы как защитные покрытия на деталях, применяемых в энергетической и химической промышленности [20].

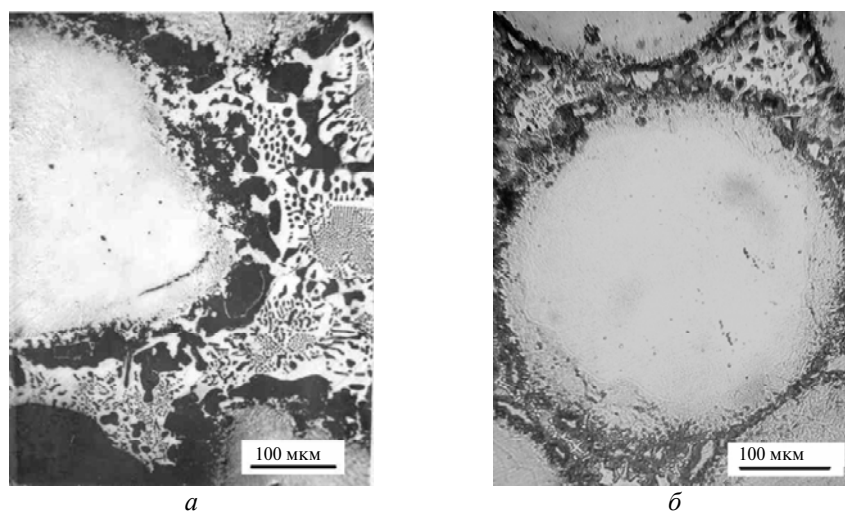


Рис. 1. Микроструктура композиционных материалов со связкой $Fe-B-C$, упрочненных сплавом-наполнителем $W-C$, охлажденным со скоростью 10 (а) и 10^3-10^4 (б) К/с.

Таблица 1. Составы и свойства абразивно- и газоабразивностойких композиционных материалов

Связка	Наполнитель		Коэффициент относительной абразивной износостойкости	Коэффициент относительной газоабразивной износостойкости при T, К	
	сплав	$v_{охл}$, К/с		293	673
$Fe-B-C$	$W-C$	$10-10^2$	$1,29 \pm 0,07$	$1,24 \pm 0,09$	$1,32 \pm 0,05$
$Fe-B-C$	$W-C$	10^3-10^4	$1,54 \pm 0,08$	$1,41 \pm 0,08$	$1,56 \pm 0,03$
$Fe-B-C$	$Cr-Ti-C$	$10-10^2$	$1,58 \pm 0,09$	$1,30 \pm 0,07$	$1,39 \pm 0,05$
МНМц 20-20	$Fe-B-C$	$10-10^2$	$0,83 \pm 0,06$	$0,71 \pm 0,07$	$0,80 \pm 0,04$
МНМц 20-20	$Fe-B-C$	10^3-10^4	$0,68 \pm 0,05$	$0,88 \pm 0,05$	$1,17 \pm 0,04$

Примечание. В качестве эталона использовали композиционный материал со связкой МНМц 20-20 и наполнителем $W-C$ ($v_{охл} = 10^3-10^4$ К/с).

Таблица 2. Составы и свойства антифрикционных и коррозионно-стойких композиционных материалов

Связка	Наполнитель		Коэффициент трения	Интенсивность износа, мкм/км	Скорость коррозии, г/(м ² ·ч), в растворе		
	сплав	$V_{охл}$, К/с			0,5 н.·H ₂ SO ₄	0,8 н.·HNO ₃	1 н.·HCl
Fe–B–C	W–C	10 ³ –10 ⁴	0,29	21,2	1,36±0,04	5,43±0,03	0,18±0,02
Л62	Al–Co–Cu	10–10 ²	0,04	3,0	1,95±0,06	9,92±0,03	0,79±0,01
Л62	Al–Co–Ni	10–10 ²	0,09	7,9	2,42±0,01	13,11±0,08	0,89±0,03
МНМц 20-20	Fe–B–C	10–10 ²	0,32	27,5	1,43±0,02	6,03±0,02	0,22±0,02

Высокой стойкостью в абразивных и газоабразивных средах также отличается композиционный материал со связкой Fe–B–C, упрочненной сплавом Cr–20Ti–10C (см. табл. 1). До пропитки этот сплав-наполнитель имеет двухфазную структуру, состоящую из первичных кристаллов (Cr,Ti)₃C₂ и перитектической фазы (Cr,Ti)₇C₃. Во время пропитки в результате контактного взаимодействия частиц наполнителя с расплавленной связкой Fe–B–C протекает преимущественное растворение фазы (Cr,Ti)₇C₃. Сплав-связка в основном проникает вглубь наполнителя вдоль границ зерен перитектической фазы. Этот факт можно объяснить тем, что в процессе получения наполнителя указанные участки кристаллизуются в последнюю очередь и обогащаются легкоплавкими компонентами. Быстрому растворению фазы (Cr,Ti)₇C₃ может также способствовать превращение этого карбида в карбид (Cr,Ti)₂₃C₆, вызванное потерей углерода при контакте с расплавленной связкой. Вторая фаза (Cr,Ti)₃C₂ сплава-наполнителя практически не растворяется и поэтому присутствует на границах раздела в виде темных включений в эвтектическую структуру затвердевшей связки (рис. 2). Ширина зон контактного взаимодействия достигает 250 мкм. Поскольку увеличение скорости растворения кристаллических фаз наполнителя Cr–Ti–C не приводит к появлению нежелательных фаз в структуре границ раздела, то их образование обеспечивает прочное соединение наполнителя со связкой [21]. За счет этого достигается высокая стойкость композиционного материала с железной связкой, упрочненной наполнителем Cr–Ti–C, в условиях абразивного и газоабразивного износов. Этот материал в перспективе можно использовать для упрочнения и восстановления деталей металлургического и горнорудного оборудования.

Выявленные особенности растворения эвтектических и перитектических сплавов-наполнителей в железных сплавах-связках наблюдаются и при пропитке медными связками [22]. Интерес представляют композиционные материалы на основе марганцевого мельхиора МНМц 20-20, упрочненные бориды железа. В структуре сплавов-наполнителей состава (9,0–12,0)В, (0,01–0,17)С, остальное – Fe присутствуют первичные кристаллы моноборида железа Fe(B,C) и кристаллы гемиборида железа Fe₂(B,C). Последние образуются как по перитектической реакции, так и кристаллизуются непосредственно из жидкости благодаря близости стехиометрического состава этой фазы к составу перитектической точки. Однако при увеличении скорости охлаждения боридного сплава-наполнителя до 10³–10⁴ К/с при получении методом термомоноцентрического распыления он приобретает микрокристаллическое строение. Размер кристаллов Fe₂(B,C) в зависимости от диаметра гранул составляет 1,0–4,5 мкм. Кроме того, по границам фазы Fe₂(B,C) появляется метаста-

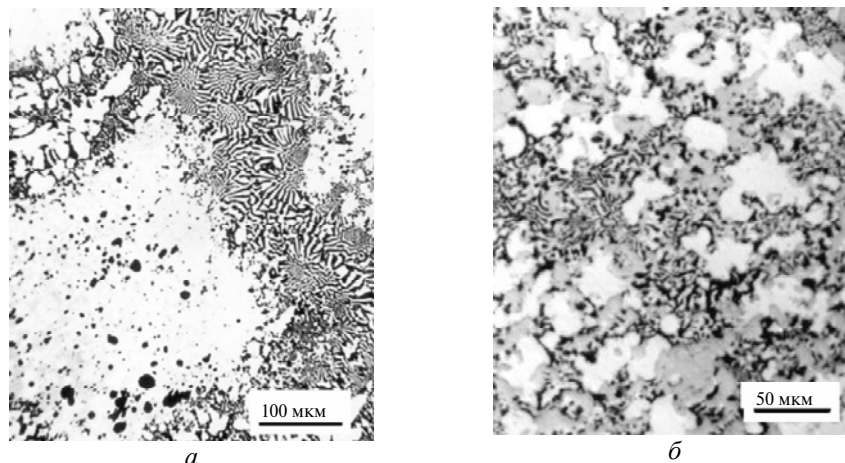


Рис. 2. Микроструктура композиционных материалов со связкой Fe–B–C, упрочненных сплавом-наполнителем Cr–Ti–C (а) и зон контактного взаимодействия между наполнителем и связкой (б).

бильная эвтектика Fe–Fe₂(B,C). В результате расплавленная связка при пропитке проникает вдоль границ зерен Fe₂(B,C) по всему объему гранул быстроохлажденного наполнителя (рис. 3, б). Наблюдается так называемая “сквозная” пропитка, и поэтому, несмотря на замедление растворения микрорасплавленных фаз Fe(B,C) и Fe₂(B,C) в расплавленном мельхиоре по сравнению с кристаллическими в 5–7 раз, сплав-наполнитель прочно соединяется с затвердевшей связкой [23]. В результате возрастает газообразная износостойкость композиционных материалов, упрочненных микрокристаллическим наполнителем (см. табл. 2). На поверхности износа практически отсутствуют следы выкрашивания наполнителя под ударами абразива, характерные для других композиционных материалов. В то же время материалы, упрочненные кристаллическим боридным наполнителем, характеризуются более высоким сопротивлением абразивному износу благодаря оптимальному сочетанию твердости и пластичности наполнителя. Помимо этого, его надежная адгезия со связкой обеспечивается более интенсивным растворением кристаллических фаз при пропитке. После затвердевания связки на границах раздела образуются переходные зоны шириной до 50 мкм, не содержащие хрупких фаз. Таким образом, износостойкость композиционных материалов, упрочненных боридами железа, в абразивной и газообразной среде растет с увеличением скорости растворения сплавов-наполнителей в расплавленном мельхиоре. К этому приводит наличие в их структуре метастабильных фаз либо фаз, имеющих кристаллическое строение. Комплекс эксплуатационных характеристик покрытий на основе таких композиционных материалов позволяет увеличить срок службы различных деталей металлургического оборудования [24].

Варьируя в структуре наполнителей содержание фаз с различной стойкостью к воздействию расплавленного металла-связки, можно также обеспечить формирование бездефектных границ раздела в макрогетерогенных композиционных материалах, упрочненных квазикристаллическими сплавами-наполнителями. Квазикристаллические фазы, обладая уникальными физическими, механическими и эксплуатационными свойствами, характеризуются низким поверхностным натяжением [25], что затрудняет их смачивание про-

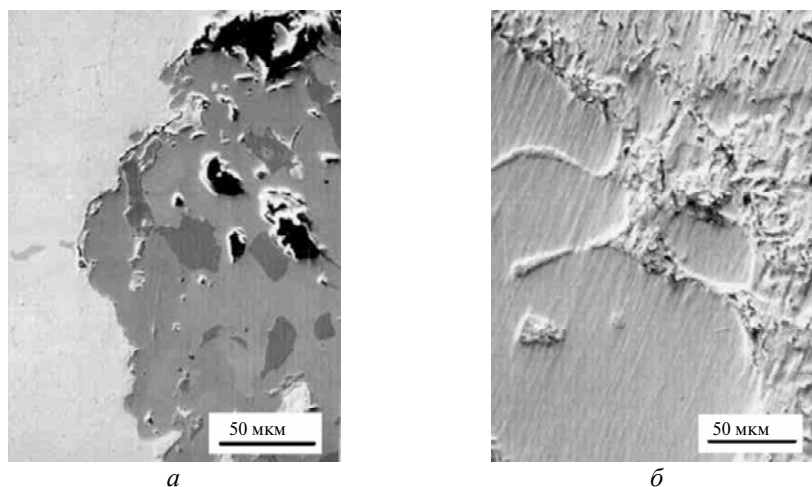


Рис. 3. Микроструктура композиционных материалов со связкой МНМц 20-20, упрочненных сплавом-наполнителем Fe–B–C, охлажденным со скоростью 10 (а) и 10^2 – 10^4 (б) К/с.

питывающими металлами. Поэтому основными методами получения композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами, являются экструзия, холодное и горячее прессование, статическое и динамическое компактирование механоактивированных порошков, дисперсионное твердение, направленная кристаллизация и др., хотя адгезию на границах раздела композиционных материалов можно обеспечить выбором оптимального соотношения содержания кристаллических и квазикристаллических фаз в структуре наполнителя. Исследования показали, что перспективными квазикристаллическими наполнителями композиционных материалов являются сплавы Al–Co–Cu и Al–Co–Ni в сочетании со связками на медной или алюминиевой основе. В указанных сплавах образуется декагональная квазикристаллическая D-фаза, стабильная вплоть до температуры 1000 °С. При содержании этой фазы не менее 80–85 % от объема наполнителя она сохраняется в структуре композиционных материалов после воздействия температурного цикла пропитки. При контакте с расплавленными связками кристаллические фазы наполнителей, такие как $Al_4(Co,Cu)_3$, $Al(Co,Cu)$, $Al_3(Co,Cu)_2$, $Al_9(Co,Ni)_2$, $Al_5(Co,Ni)_2$, растворяются в большей степени, чем квазикристаллическая D-фаза. Прочное соединение наполнителя и связки на медной основе также обеспечивается благодаря “сквозной” пропитке (рис. 4). Испытания композиционных материалов, упрочненных квазикристаллическими наполнителями, показывают снижение коэффициента трения и интенсивности износа (см. табл. 2). Кроме того, эти материалы характеризуются высоким сопротивлением действию кислотных сред. Этот результат согласуется с ранее сделанным выводом о том, что для достижения коррозионной стойкости следует уменьшать скорость растворения фаз сплава-наполнителя в расплавленной связке. Такие материалы можно использовать для изготовления деталей для автомобильного транспорта.

ВЫВОДЫ

Учет исходной структуры сплавов-наполнителей позволяет прогнозировать характер процессов контактного взаимодействия, протекающих на границах раздела с расплавленной связкой при пропитке макронеоднородных композиционных материалов растворно-диффузионного типа. При смачива-

нии твердых сплавов-наполнителей эвтектического типа расплавленная связка растворяет одну из эвтектических фаз с большей скоростью, проникая вглубь наполнителя вдоль межфазных границ и границ эвтектических зерен. Перитектический сплав-наполнитель растворяется преимущественно в местах расположения границ зерен перитектической фазы.

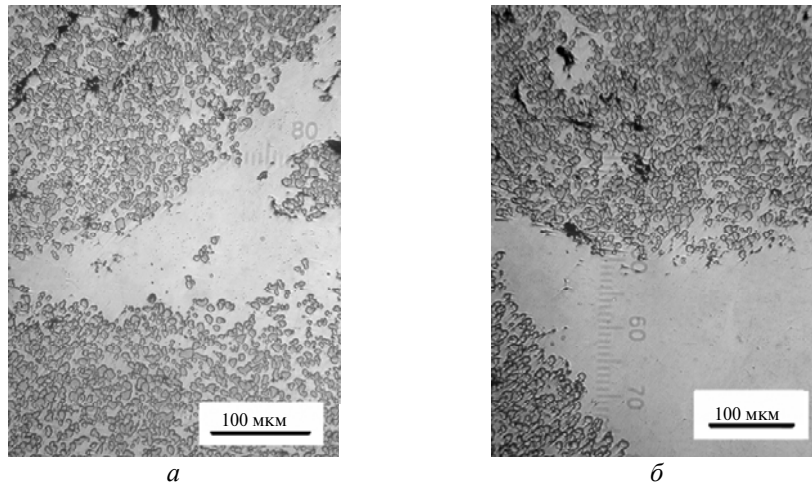


Рис. 4. Микроструктура композиционных материалов со связкой Л62, упрочненных сплавом-наполнителем Al-Co-Cu (а) и Al-Co-Ni (б).

Скорость растворения фаз сплава-наполнителя в расплавленной связке при пропитке композиционных материалов зависит от их строения, уменьшаясь в следующей последовательности: кристаллическая → микрокристаллическая → квазикристаллическая фазы. Интенсивность процессов контактного взаимодействия также можно регулировать, сочетая фазы различной стабильности в структуре сплава-наполнителя.

Низкие значения коэффициента трения и интенсивности износа в условиях сухого трения имеют композиционные материалы, упрочненные наполнителями, структура которых содержит не менее 80–85 % от объема стабильной квазикристаллической фазы. Спротивление абразивному и газоабразивному износам обеспечивает присутствие в структуре наполнителя кристаллических фаз при условии, что увеличение скорости их растворения в расплавленной связке при пропитке не приводит к появлению в зонах контактного взаимодействия хрупких фаз. Для достижения высокой стойкости композиционных материалов в кислых средах сплавы-наполнители должны содержать микрокристаллические или квазикристаллические фазы.

Досліджено вплив вихідної структури сплавів-наповнювачів на процеси структуроутворення границь поділу розчинно-дифузійного типу в макронеоднорідних композиційних матеріалах із металічною зв'язкою. Показано, що комбінуванням в структурі наповнювача фаз із різною стійкістю до дії розплавленої зв'язки під час просочення можна забезпечити підвищену зносостійкість композиційних матеріалів в умовах сухого тертя, абразивного, газоабразивного та корозійного зносу.

Ключові слова: макронеоднорідні композиційні матеріали, границі поділу, процеси розчинення, зносостійкість.

The influence of the filler's initial structure on the formation of the dissolution-and-diffusion interfaces of the metal-base macroheterogeneous composites has been investi-

gated in this work. It has been shown that the resistance of the composites exposed to dry friction, abrasive, gas-abrasive or corrosion wear can be elevated by combining the filler's phases differing in the stability under the action of the molten binders during the infiltration.

Keywords: macroheterogeneous composites, interfaces, dissolution, filler's phases stability, wear resistance.

1. А. с. 562393 СССР, МПК В23К9/04, В22D19/08. Способ износостойкой наплавки / И. В. Нетеса, Д. А. Дудко, Б. И. Максимович и др. – Заявл. 18.07.75; Оpubл. 08.06.1977, Бюл. № 23.
2. Данилов Л. И., Ровенских Ф. М. Наплавка деталей засыпных устройств доменных печей композиционным сплавом // *Металлург.* – 1973. – № 1. – С. 12–15.
3. Юзвенко Ю. А., Жудра А. П., Фрумин Е. И. Особенности газоабразивного износа композиционных сплавов // *Автоматическая сварка.* – 1972. – № 8. – С. 35–38.
4. Пирогов С. Я. Выбор износостойкого сплава для работы в газоабразивной среде // *Сварочное производство.* – 1976. – № 12. – С. 20–22.
5. Кузмяк Е. М., Ефремова К. П. К вопросу о растворении и перемешивании карбидов вольфрама в стали при армировании зерновым твердым сплавом // *Автоматическая сварка.* – 1958. – № 9. – С. 13–17.
6. Жудра А. П., Белый А. И. Новые композиционные сплавы и результаты исследования их свойств // *Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавленный металл.* – К.: ИЭС им. Е. О. Патона, 1977. – С. 151–157.
7. Юзвенко Ю. А., Фрумин Е. И., Пащенко М. А. Сферический релит. Способ получения и свойства // *Порошк. металлургия.* – 1975. – № 7. – С. 1–5.
8. Панасюк А. Д., Маслюк Б. А., Клименко В. Н. и др. Контактное взаимодействие материалов на основе карбида хрома с медными связками // Там же. – 1985. – № 9. – С. 46–50.
9. Прихно И. Г., Дзыкович И. Я., Козина Г. К. Разработка износостойких наплавочных композиционных сплавов с наполнителем на основе карбида титана // *Автоматическая сварка.* – 1987. – № 3. – С. 47–50.
10. Грабчук Е. Л., Кузенкова М. А., Кислый П. С. Получение износостойких материалов на основе карбида бора // *Износостойкие наплавочные материалы на основе тугоплавких соединений.* – Киев: Наук. думка, 1977. – С. 12–16.
11. Кислый П. С., Кузенкова М. А., Пиеничная О. В. Структура и свойства композиционных материалов на основе нитридов Ti, Zr, Al // *Изв. АН СССР. Неорганические материалы.* – 1976. – 12, № 3. – С. 430–434.
12. Максимович Б. И., Нетеса И. В., Прихно И. Г. Безвольфрамовые композиционные сплавы для наплавки деталей грузочных устройств доменных печей // *Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавочные материалы.* – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1978. – С. 111–115.
13. Самсонов Г. В., Панасюк А. Д., Козина Г. К. и др. Взаимодействие двойного бориды титана и хрома с жидкими сплавами // *Износостойкие наплавочные материалы на основе тугоплавких соединений.* – Киев: Наук. думка, 1977. – С. 39–42.
14. Юзвенко Ю. А., Гавриш В. А., Марьенко В. Ю. Лабораторные установки для оценки износостойкости наплавленного металла // *Теоретические и технологические основы наплавки. Свойства и испытания наплавленного металла.* – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1979. – С. 23–27.
15. Мамыкин Э. Т., Ковпак М. К., Юга А. И. и др. Комплекс машин и методика определения антифрикционных свойств материалов при трении скольжения // *Порошк. металлургия.* – 1973. – № 1 (121). – С. 67–72.
16. Спиридонова И. М., Панасюк А. Д., Суховая Е. В., Уманский А. П. Стабильность композиционных материалов. – Днепропетровск: Свидлер, 2011. – 244 с.
17. Суховая Е. В. Структура и свойства эвтектических сплавов-связок на железной основе для композиционных покрытий // *Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту ім. акад. В. Лазаряна.* – 2007. – № 14. – С. 236–238.
18. Sukhova O. V. Microstructure and properties of Fe–B–C/W–C interfaces in metal matrix composites // *Вісник ДУ. Фізика. Радіоелектроніка.* – 2002. – № 9. – С. 15–18.
19. Сухова О. В. Вплив механізмів структуроутворення границь поділу в композиційних матеріалах на їх властивості // *Металлофізика і новітні технології.* – 2009. – 31, № 7. – С. 1001–1012.

20. *Спиридонова И. М., Суховая Е. В., Ващенко А. П.* Износостойкие композиционные материалы для ремонта и восстановления деталей металлургического оборудования // Сварщик. – 2005. – № 6. – С. 26–30.
21. *Суховая Е. В., Сыроватко Ю. В.* Особенности структурообразования композиционных материалов растворно-диффузионного типа // Металлофизика и новейшие технологии. – 2011. – **33**, спецвыпуск. – С. 371–378.
22. *Суховая Е. В., Спиридонова И. М., Безрукавая О. Г.* Формирование структуры и свойств макронеоднородных композиционных материалов с наполнителями перитектического и эвтектического типов // Процессы литья. – 2004. – № 4. – С. 56–60.
23. *Спиридонова И. М., Суховая Е. В., Безрукавая О. Г., Ващенко А. П.* Гранулированные борсодержащие железные материалы для износостойких композиционных покрытий // Техника машиностроения. – 2006. – № 2. – С. 75–78.
24. *Спиридонова И. М., Суховая Е. В., Пиляева С. Б., Безрукавая О. Г.* Использование композиционных покрытий при ремонте деталей металлургического оборудования // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2002. – № 3. – С. 58–61.
25. *Quasicrystals. Structure and physical properties* / Ed. H.-R. Trebin. – Weinheim, Germany: Wiley-VCH, 2003. – 665 p.

Днепропетровский национальный ун-т
им. О. Гончара

Поступила 23.04.13