



ИЗНОСОСТОЙКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ С НАПОЛНИТЕЛЯМИ СИСТЕМЫ Fe–В–С

И. М. СПИРИДОНОВА, д-р техн. наук, Е. В. СУХОВАЯ, канд. техн. наук, С. Б. ПИЛЯЕВА, инж.
(Днепропетров. нац. ун-т, Украина)

Изучены структура и сопротивление абразивному износу композиционных покрытий с латунной связкой и наполнителями, выполненными из сплавов (Fe–В–С), содержащих 0...9,0 % В; 0...4,0 % С; Fe — остальное, полученных на стальных деталях. Показано влияние структурного и фазового состава наполнителя на структуру и ширину зон контактного взаимодействия, образующихся на границах раздела композиционных покрытий. Определены оптимальные размеры и структурный состав зон взаимодействия, обеспечивающих повышенную износостойкость композиционных покрытий.

Ключевые слова: композиционный материал, покрытие, пропитка, межфазное взаимодействие, растворение, абразивная износостойкость

В последние годы композиционные материалы находят широкое применение в качестве покрытий, предназначенных для защиты и восстановления быстроизнашивающихся деталей оборудования. Эти материалы представляют собой гетерогенную систему, которая характеризуется термодинамической нестабильностью из-за наличия развитых внутренних границ раздела. Следствием этой нестабильности является межфазное взаимодействие компонентов в процессе получения и эксплуатации композиционных покрытий, которое может приводить к образованию новых нежелательных фаз на границах раздела, ухудшающих эксплуатационные характеристики. Поэтому изучали влияние структурного и фазового состава композиционных покрытий с наполнителями системы Fe–В–С: 0...9,0 % В; 0...4,0 % С; остальное Fe на их износостойкость (табл. 1). В качестве сплава-связки использовали латунь Л62. Композиционные покрытия получали методом печной пропитки. Для этого в форму, повторяющую поверхность стальной детали, с зазором, равным толщине наплавляемого композиционного покрытия, насыпали и уплотняли гранулы наполнителя размерами 0,5...2,0 мм. Сверху размещали куски сплава-связки. После герметизации формы заготовку помещали в печь, наг-

ревая до температуры 1050 °С. Изотермическая выдержка в печи, необходимая для равномерного прогрева заготовки, составляла 30 мин. Затем заготовку охлаждали вместе с печью со скоростью 0,2 °С/с. После окончания пропитки форму удаляли механической обработкой (резанием и шлифованием). Полученные композиционные покрытия исследовали методами металлографического, рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализов. Износостойкость в условиях абразивного изнашивания определяли на установке, позволяющей оценить уменьшение массы образца при истирании шлифовальной шкуркой на 413 м пути. Образцы имели размеры 16×6×16 мм. Опыты проводили при температуре 20 ± 2 °С и относительной влажности воздуха 60 ± 5 %. Точность определения потери массы на весах ВЛА-200М составляла 0,0002 г. В качестве эталона использовали образец из стали 70ХЛ.

Структура исследованных композиционных покрытий характеризуется присутствием частиц наполнителя неправильной или сферической формы, равномерно распределенных в матрице и занимающих 55...60 % объема. Структурный и фазовый состав наполнителя полностью изменяется только в сплаве № 1. После пропитки вместо исходной ледебуритной структуры (табл. 1) наблюдаются кристаллы феррита и хлопьевидный графит, что свидетельствует о протекании в наполнителе про-

Таблица 1. Химический и структурный состав сплавов-наполнителей системы Fe–В–С

№ сплава	Химический состав, %		Скорость охлаждения, °С/с	Форма частиц	Структурный состав
	В	С			
1	—	4,0	1000	Сферическая	Эвтектика Fe–Fe ₃ C
2	0,5	4,0	100	Неправильная	Fe ₃ (C, В), эвтектика Fe–Fe ₃ (C, В)
3	5,0	—	100	»	Fe ₂ B, эвтектика Fe–Fe ₂ B (30 %)
4	4,7	1,5	100	»	Fe ₂ (C, В), Fe ₃ (C, В), эвтектика Fe–Fe ₃ (C, В)
5	9,0	—	100	»	Fe ₂ B, эвтектика Fe–Fe ₂ B (5 %)
6	9,0	0,2	100	»	Fe ₂ (B, C), эвтектика Fe–Fe ₂ (B, C) (5 %)
7	9,0	0,2	1000	Сферическая	Fe ₂ (B, C), эвтектика Fe–Fe ₂ (B, C) (12 %)
8	9,0	2,0	100	Неправильная	Fe ₂ (B, C), эвтектика C–Fe ₂ (B, C)

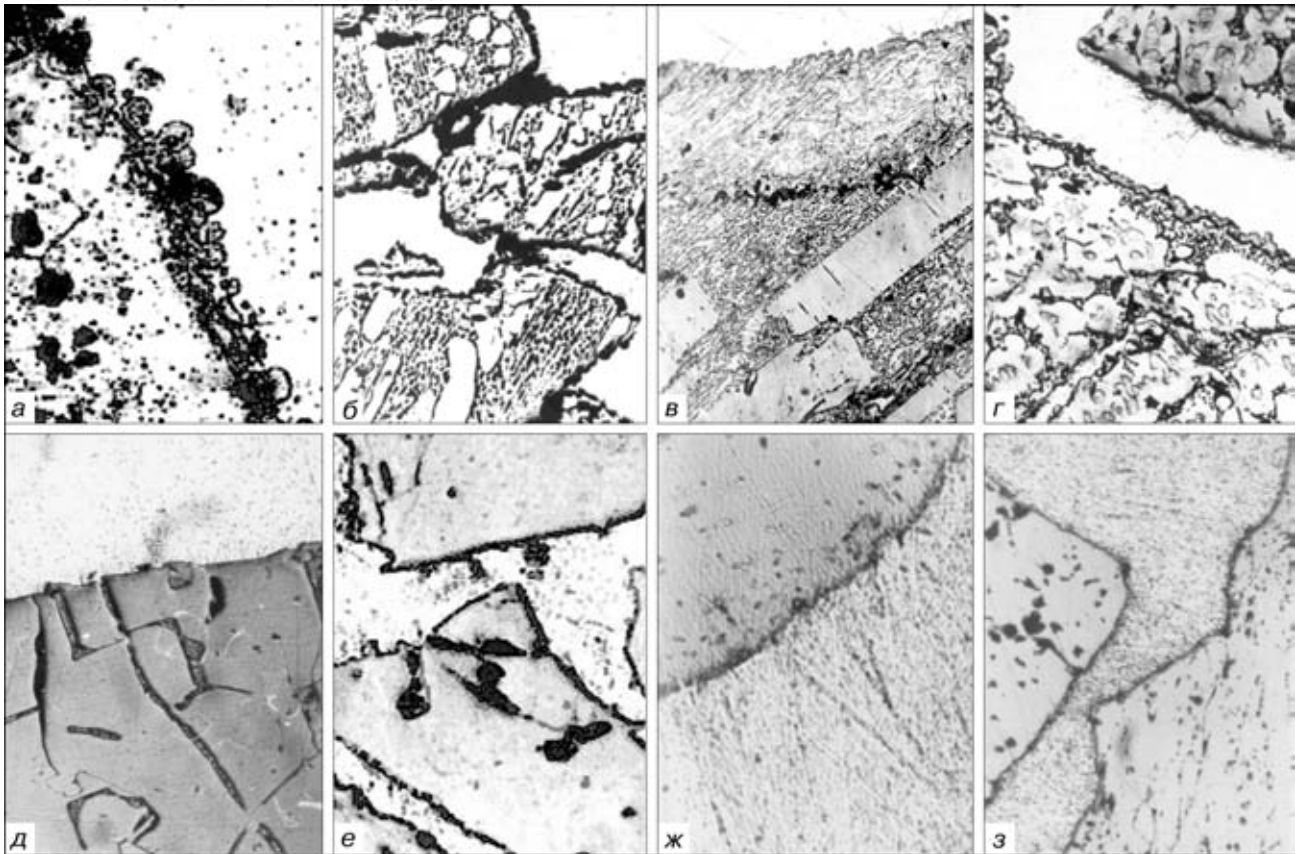


Рис. 1. Микроструктура композиционных покрытий с наполнителями системы Fe-B-C, X200: а-з — соответственно номер сплава из табл. 1, 2

цессов распада цементита (рис. 1, а). Во всех образцах на границе раздела с латунью со стороны матрицы образуется непрерывный ряд твердых растворов Cu-Fe-Zn-C-B (рис. 2). Со стороны наполнителя формируется слой перекристаллизации. В образце № 1 вблизи границы раздела появляется сплошной ободок или отдельные кристаллы глобулярной формы со структурой перлита, легиро-

ванного цинком, и незначительно медью (рис. 1, а, рис. 2). При введении 0,5 % В в состав наполнителя Fe — 4 % С (сплав № 2) процессы графитизации подавляются и после пропитки в структуре наполнителя по-прежнему наблюдаются первичные кристаллы Fe₃(C,B) и ледебурит, легированный бором (табл. 2). Морфология эвтектических колоний изменяется вследствие протекания процессов высокотемпературной коалесценции. На границе раздела состав аустенита в эвтектике изменяется в результате растворения в нем цинка и меди. Кроме того, здесь дополнительно появляются кристаллы перлита глобулярной формы (рис. 1, б). Ширина зон контактного взаимодействия в образце № 2 сохраняется по сравнению с образцом № 1 (табл. 2). В образце с наполнителем, выполненным из сплава № 3 (см. табл. 2), на границе раздела с латунью вместо исходной эвтектики Fe-Fe₂V формируется конгломерат фаз, состоящий из твердого раствора на основе Fe, перлита и Fe₂V (рис. 1, в). Зоны контактного взаимодействия, образующиеся на границе раздела между наполнителем и матрицей, имеют в этом образце максимальную ширину.

Исходная структура сплава-наполнителя № 4 после пропитки остается неизменной и включает первичные кристаллы Fe₂(C, B), перитектическую фазу Fe₃(C,B) и эвтектику Fe-Fe₃(C,B) (см. табл. 1). Степень завершенности перитектической реакции L+Fe₂(C, B) → Fe₃(C,B) в наполнителе не изменяется. Со стороны наполнителя в структуре зоны взаимодействия дополнительно образуются кристаллы со структурой перлита (рис. 1, з).

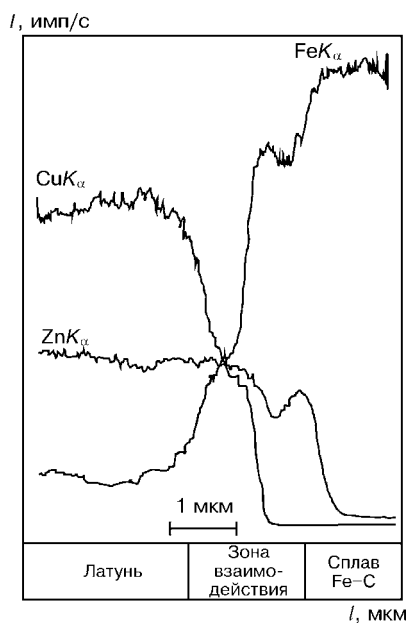


Рис. 2. Диаграмма распределения интенсивности излучения элементов при прохождении зонда через участок границы раздела Fe-4 % C / Л62



Таблица 2. Структурный состав и ширина зон контактного взаимодействия на границах раздела между наполнителем системы Fe–B–C и матрицей композиционных покрытий

№ сплава	Структурный состав зон взаимодействия со стороны наполнителя*	Ширина зон взаимодействия, мкм
1	Перлит, феррит, графит	15...30
2	Перлит, Fe ₃ (C, B), эвтектика Fe–Fe ₃ (C, B)	15...30
3	Fe, Fe ₂ B, перлит, эвтектика Fe–Fe ₂ B	100...120
4	Перлит, Fe ₂ (C, B), Fe ₃ (C, B), эвтектика Fe–Fe ₃ (C, B)	20...40
5	Твердый раствор на основе Fe ₂ B, конгломерат фаз Fe и Fe ₂ B	10...15
6	Твердый раствор на основе Fe ₂ (B, C), конгломерат фаз Fe ₂ (B, C) и твердого раствора на основе Fe	10...15
7	Твердый раствор на основе Fe ₂ (B, C), конгломерат фаз Fe ₂ (B, C) и твердого раствора на основе Fe	15...25
8	Твердый раствор на основе Fe ₂ (B, C), эвтектика C–Fe ₂ (B, C)	< 5 мкм

* Со стороны матрицы образуется непрерывный ряд твердых растворов Cu–Fe–Zn–C–B.

При увеличении содержания бора в наполнителе № 5 до 9,0 % по сравнению с 5,0 % B в образце № 3 содержание первичной фазы Fe₂B в структуре увеличивается, а эвтектики Fe–Fe₂B уменьшается (см. табл. 1). Морфология эвтектики Fe–Fe₂B после пропитки изменяется и по границам зерен Fe₂B образуется грубый конгломерат фаз, состоящий из твердых растворов на основе Fe и Fe₂B (рис. 1, д). Дополнительное легирование 0,2 % C сплава № 6 приводит к появлению в структуре наполнителя фазы Fe₂(B, C) и образованию грубого конгломерата твердых растворов на основе Fe и Fe₂B (рис. 1, е). Объемное соотношение структурных составляющих в наполнителе не изменяется. Повышение скорости охлаждения сплава системы Fe–9,0 % B–0,2 % C (сплав № 6) с 10² до 10³ °C/с (сплав № 7) приводит к росту объемного содержания описанного выше конгломерата фаз γ и Fe₂(B, C) в структуре с 5 до 12 об.% (рис. 1, ж). При увеличении содержания углерода в сплаве № 8 до 2,0 % в структуре наполнителя вместо конгломерата фаз γ и Fe₂(B, C) появляется эвтектика C–Fe₂(B, C), имеющая глобулярное мелкодисперсное строение (рис. 1, з).

Структура границ раздела со стороны наполнителя в образцах № 5–7 характеризуется образованием слоя перекристаллизации, имеющего повышенное содержание железа по сравнению с исходной фазой Fe₂B или Fe₂(B, C) и легированного цинком и медью (рис. 1, д–ж). Протекание процессов высокотемпературной коалесценции в этих образцах приводит к еще большему разделению фаз грубого конгломерата, и после пропитки по границам фазы Fe₂B или Fe₂(B, C) присутствует только аустенит, легированный цинком и медью. В образце № 6 это явление наблюдается вдоль всего сечения частицы наполнителя, а в образце № 7 — только на границе раздела. В отличие от образцов № 5–7 в структуре образца № 8 ширина слоя перекристаллизации со стороны наполнителя не превышает 5 мкм (табл. 2). Структурные изменения на границах раздела в этом образце не наблюдаются (рис. 1, з). На границе раздела композиционного покрытия (Fe–B–C)/Л62

со сталью со стороны последней также образуется обезуглероженный слой. Образование вязкого ферритного слоя, легированного цинком (рис. 3), благоприятно влияет на механические свойства биметаллического соединения. Со стороны покрытия вблизи границы раздела со сталью появляется большое количество кристаллов со структурой перлита (рис. 3, а).

Результаты определения коэффициентов относительной абразивной износостойкости изученных композиционных покрытий приведены в табл. 3. Максимальной износостойкостью характеризуется образец № 2, минимальной — образец № 8. Повышенной износостойкостью отличаются композиционные покрытия, наполнитель которых имеет в структуре эвтектику Fe–Fe₃(C, B) (образцы № 2, 4). Затем следуют композиционные покрытия, характеризующиеся присутствием в структуре наполнителя эвтектик Fe–Fe₂B или Fe–Fe₂(B, C) (образцы № 3, 7). При снижении содержания этих эвтектик в образцах № 5 и 6 до 5 об. % износостойкость уменьшается соответственно в 2,0 и 1,7 раз. Износостойкость образца № 8 существенно ниже, чем этот показатель у образцов № 2 и 4.

Полученные результаты можно объяснить тем, что для достижения повышенной износостойкости композиционных покрытий необходимо образова-

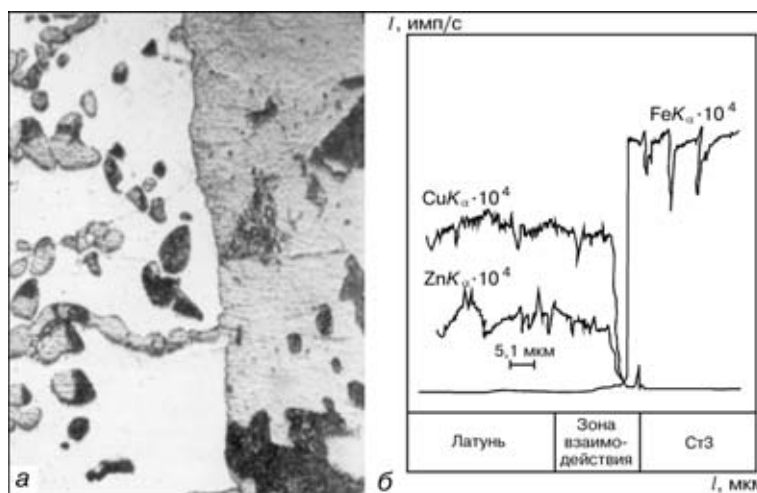


Рис. 3. Микроструктура, X200 (а) и диаграмма распределения интенсивности излучения элементов при прохождении зонда через участок границы раздела Л62/Ст3 композиционного покрытия с наполнителем системы Fe–B–C (б)



Таблица 3. Коэффициенты относительной износостойкости (ϵ) композиционных покрытий с наполнителями системы Fe-B-C*

№ сплава	ϵ_1	ϵ_2	ϵ_{cp}
1	9,32	7,48	8,4 ± 0,92
2	18,48	20,56	19,52 ± 1,04
3	11,72	14,60	13,16 ± 1,44
4	12,28	14,28	13,28 ± 1,00
5	6,68	6,76	6,72 ± 0,04
6	6,76	6,72	6,74 ± 0,02
7	10,08	12,88	11,48 ± 1,40
8	5,76	5,04	5,4 ± 0,36

*Эталон выполнен из стали марки 70ХЛ.

ние прочной связи между наполнителем и матрицей, а также между композиционным покрытием и стальной деталью. Эта связь обеспечивается благодаря протеканию процессов контактного взаимодействия на границах раздела (Fe-B-C)/Л62 и Л62/Ст3 в композиционных покрытиях. Эти процессы включают следующие этапы: смачивание, растворение структурных составляющих наполнителя и стали в расплавленной латуни, перекристаллизацию, твердофазную диффузию. На основании анализа структурного состава зон взаимодействия, образующихся на границах раздела, можно заключить, что при пропитке в первую очередь растворяются фазы на основе аустенита. Предложенный механизм контактного взаимодействия объясняет появление на твердых поверхностях наполнителя и/или стали слоев перекристаллизации, близких по составу сплаву предельного насыщения. Аустенит, входящий в состав эвтектик Fe-Fe₃C и Fe-Fe₃(C,B) (образцы № 1, 2, 4), растворяется в меньшей степени, чем аустенит в эвтектике Fe-Fe₂V (образец № 3), что подтверждается результатами определения ширины зон контактного взаимодействия. Это связано с большей протяженностью межфазных границ раздела и повышенным содержанием железа в эвтектике Fe-Fe₂V. Затем при последующем охлаждении за счет компонентов аустенита, растворившихся в латуни, на границе раздела образуются отдельные кристаллы или сплошной слой со структурой перлита. При перекристаллизации также изменяется состав аустенита в эвтектиках Fe-Fe₂V, Fe-Fe₂(C,B), Fe-Fe₃C и Fe-Fe₃(C,B). Поскольку карбидная, боридная и карбоборидная фазы эвтектики растворяются при пропитке латунию гораздо медленнее, слой перекристаллизации отличается составом фазы на основе железа и наследует морфологию исходной эвтектики с более крупной дифференцировкой. Фазы Fe₂V и Fe₂(B,C) в местах контакта с расплавленной латунию также раство-

ряются (образцы № 5-8). В образцах № 5-7, помимо этого, растворяется аустенит, входящий в состав конгломерата фаз, которые образуют по границам зерен Fe₂V и Fe₂(B,C). Этим объясняется появление на границах раздела композиционных материалов слоя перекристаллизации с повышенным содержанием железа со стороны наполнителя.

С учетом предложенного механизма структурообразования и результатов определения коэффициентов относительной абразивной износостойкости композиционных покрытий можно сделать вывод, что оптимальная структура границ раздела формируется в образцах, наполнитель которых содержит эвтектику Fe-Fe₃(C,B). Снижение износостойкости композиционных покрытий, наполнитель которых характеризуется присутствием в структуре эвтектики Fe-Fe₃C, объясняется протеканием при пропитке процессов графитизации в не растворившемся объеме наполнителя. Наличие в структуре наполнителя Fe-5% В эвтектики Fe-Fe₂V вызывает интенсификацию процессов растворения наполнителя в расплавленной латуни. В результате износостойкость композиционных покрытий снижается. Уменьшение содержания эвтектики Fe-Fe₂V в наполнителе Fe-9% В не приводит к увеличению износостойкости композиционных покрытий, поскольку в этом случае протекание процессов контактного взаимодействия не обеспечивает образование надежной связи наполнителя с матрицей. Повышение износостойкости образцов, упрочненных наполнителем аналогичного состава, но охлажденных при затвердевании с большей скоростью, связано с увеличением содержания эвтектики Fe-Fe₂V в структуре, а следовательно, с интенсификацией процессов контактного взаимодействия и образованием более прочных границ раздела между наполнителем и матрицей в композиционных покрытиях. Наименьшая износостойкость образцов с наполнителем Fe-9% В-2% С объясняется отсутствием в его структуре аустенитных фаз. Процессы растворения фазы Fe₂(B,C) на границах раздела этого композиционного покрытия протекают медленно и соответственно связь наполнителя и матрицы недостаточна для достижения оптимальной прочности материала.

Таким образом, путем правильного выбора структурного и фазового состава наполнителей системы Fe-B-C можно управлять процессами контактного взаимодействия, протекающими на границах раздела композиционных материалов, используемых для получения покрытий на стальных деталях. Благодаря этому обеспечивается надежная связь наполнителя и матрицы, необходимая для достижения высокой износостойкости композиционных покрытий, в условиях абразивного износа.

Structure and abrasive wear resistance were studied in composite materials with a brass binder and fillers, made of (Fe-B-C) alloys, containing 0-9.0 % B; 0-4.0 % C; Fe being the balance. Influence of structural and phase composition of the filler on the structure and width of the zones of contact interaction, formed on the interfaces of composite materials, is shown. Optimal dimensions and structural composition of the interaction zones are determined, which provide a higher wear resistance of the composite coatings.

Поступила в редакцию 25.03.2002