Объемные нанокомпозиты Fe – TiC – Fe_3C, полученные механосплавлением в жидких органических средах и магнитно-импульсным прессованием

С. Ф. Ломаева, К. А. Язовских, А. Н. Маратканова, А. В. Сюгаев, О. Р. Тимошенкова, А. С. Кайгородов, С. В. Заяц, С. Н. Паранин, В. В. Иванов

Методами рентгеноструктурного анализа, электронной и атомно-силовой микроскопии (АСМ), оже-электронной и рентгенофотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) исследованы структура и фазовый состав объемных нанокомпозитных материалов Fe – TiC – Fe_3C, полученных компактированием порошков, приготовленных методом механосплавления (МС) из Fe (82 ат.%) и Ti (18 ат.%) в среде толуола и винилтриэтоксисилана (ВТЭС), в том числе после отжига при температуре 925°С. Показано, что при использовании жидких органических сред в качестве источника углерода в процессе МС можно получать материалы с наноразмерными включениями карбидных фаз, равномерно распределенными в объеме материала. При определенном сочетании среды и времени МС можно получить композиты с высокой микротвердостью (12 ГПа) и повышенной коррозионной стойкостью.

Ключевые слова: нанокомпозиты, железо, карбид титана, цементит, механосплавление, магнитно-импульсное прессование, жидкая органическая среда, микротвердость, электрохимические свойства.

Bulk Fe – TiC – Fe_3C nanocomposites were fabricated by compaction of the powders prepared by mechanical alloying of Fe (82 at.%) and Ti (18 at .%) in the media of toluene and vinyltriethoxysilane. The compacts were then annealed at 925°C. The structure and phase composition of the composites were investigated by means of X-ray diffraction, electron and atomic force microscopies, Auger electron and X-ray photoelectron spectroscopies. It was shown that the use of organic liquids as a carbon source during mechanical alloying makes possible to obtain materials having nanosized inclusions of carbide phases which are uniformly distributed in the bulk material. Some combinations of mechanical alloying medium and milling time allow one to fabricate composites with high microhardness (12 GPa) and enhanced corrosion resistance.

Keywords: nanocomposites, iron, titanium carbide, cementite, mechanical alloying, magnetic pulse compaction, liquid organic medium, microhardness, electrochemical properties.

Введение

Благодаря уникальному комплексу свойств (высокие твердость, термическая и химическая стабильность, температуропроводность, низкая плотность) карбид титана TiC является перспективным материалом для применения в качестве упрочняющей фазы в высокопрочных и твердых сплавах [1, 2]. Известно, что в наноструктурированных материалах благодаря высокой дисперсности (менее 100 нм) фаз и кристаллитов могут быть реализованы дополнительные возможности для улучшения полезных свойств [3]. С этой точки зрения представляет интерес исследование структуры и механических свойств нанокристаллических аналогов карбидосталей, полученных компактированием механически сплавленных порошков. На основе МС, например, получали системы Fe – TiC [4, 5], TiC – Fe – Cr [6],

Fe – Al – Ti – C [7, 8], в которых в качестве прекурсоров были сухие смеси порошков. Однако известно, что механосинтез карбидных фаз можно провести с использованием органических сред [9 – 11]. Ранее нами было показано [12], что при механоактивации Fe в жидких органических средах формируются нанокомпозитные системы Fe + Fe_3C с более равномерным распределением карбидных фаз по объему, повышенной термостабильностью и микротвердостью по сравнению с МС сухих порошков Fe и графита.

Цель работы — исследование нанокомпозитных материалов Fe – TiC – Fe_3C, полученных магнитно-импульсным прессованием порошков, приготовленных МС железа и титана в толуоле, в том числе с добавками ВТЭС для выяснения влияния добавок кремния на коррозионное поведение.

Образцы и методика эксперимента

МС проводили в шаровой планетарной мельнице "Fritsch P-7" с ускорением 25*g*. Сосуды мельницы (объем 45 $см^3$) и размольные шары (20 шт., 10 мм) были изготовлены из стали, содержащей 1% C и 1,5% Cr. В сосуд загружали 10 г смеси порошков железа и титана в соотношении 82:18 ат.%, оставшееся пространство заполняли толуолом или 3%-м раствором ВТЭС в толуоле, время МС ($t_{МС}$) составляло 20 и 32 ч.

Компактирование методом магнитно-импульсного прессования [13, 14] проводили импульсом давления амплитудой ~ 1,5 ГПа и длительностью около 300 мкс в вакууме (остаточное давление 5 – 10 Па) при температуре 500°C. Предварительно порошки выдерживали в вакууме 1 ч при температуре 500°C для дегазации. Полученные образцы имели форму диска с диаметром 15 мм и толщиной от 1 до 2 мм.

Отжиг проводили в вакууме 10^{-2} Па в течение 1 ч при температуре 925°C.

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре ДРОН-3 в CuK_α-излучении. Качественный и количественный рентгенофазовый анализ, а также определение параметров кристаллической решетки проводили с использованием пакета программ [15, 16].

Электронно-микроскопические изображения получены на микроскопе LEO 982, АСМ — на сканирующем зондовом микроскопе P47-SPM-MDT на воздухе в полуконтактном режиме. Шлифы травили 3%-м раствором азотной кислоты в спирте.

Оже-спектры получены на спектрометре JAMP-10S, рентгеновские фотоэлектронные спектры — на спектрометре ЭС-2401. Анализ спектров проводили в соответствии с [17, 18].

Микротвердость измеряли методом индентирования с помощью пирамидки Виккерса на измерителе механических свойств Nanotest 600 по 10 точкам при нагрузке 200 г. Микротвердость определяли стандартно как отношение величины нагрузки к площади отпечатка.

Поляризационные измерения выполняли в потенциодинамическом режиме на потенциостате IPC-Pro при комнатной температуре в условиях естественной аэрации. В качестве электрода сравнения использовали хлорид-серебряный электрод, в качестве вспомогательного — платиновый. Все потенциалы приведены относительно стандартного водородного электрода, токи пересчитаны на видимую площадь поверхности образцов. Образцы изолировали в эпоксидной смоле. В качестве модельного использовали боратный раствор (pH = 7,4), в том числе с добавкой 10^{-2} M NaCl. Растворы готовили из реактивов (х.ч.) на дистиллированной воде. Для сравнения использовали образец армко-Fe (C — $8\cdot10^{-3}$; S — $5\cdot10^{-3}$; P — $3\cdot10^{-3}$; O — $3\cdot10^{-2}$, Mn — $6\cdot10^{-3}$ масс.%). В боратном растворе образцы выдерживали ~60 мин. Образцы предварительно катодно поляризовали 10 мин при –800 мВ без добавок Cl^- для удаления оксидной пленки с поверхности, затем поляризовали в анодном направлении со скоростью 1 мВ/с. В присутствии Cl^- поляризацию проводили от установившегося потенциала коррозии со скоростью 0,5 мВ/с.

Результаты и обсуждение

Структурно-фазовые превращения, сопровождающие процесс механосинтеза порошков Fe и Ti в присутствии жидких органических сред, подробно рассмотрены в работе [19].

На рис. 1 и в табл. 1 – 3 приведены результаты рентгеновского дифракционного анализа образцов после компактирования порошков. Образцы, полученные в толуоле, представляют собой трехфазные системы — α-Fe, Fe_3C, TiC. В случае образца с добавкой ВТЭС формируется ~ 4 вес. % фазы Ti – Si. Поскольку рефлексы этой фазы достаточно слабые, точно определить ее состав не представляется возможным. Источником Si служат молекулы ВТЭС, разрушающиеся в процессе МС [12]. Вероятность образования некоторых силицидов с термодинамической точки зрения сравнима с вероятностью формирования карбидов титана. Например, стандартное изменение энтальпии образования Ti_5Si_3 ΔH = –580,620 кДж/моль (на один атом титана ΔH = –116,124 кДж/моль), TiC — ΔH = –190,5 кДж/моль [20, 21]. В связи с тем, что часть титана уходит в фазу Ti – Si, формируется меньшее количество карбида

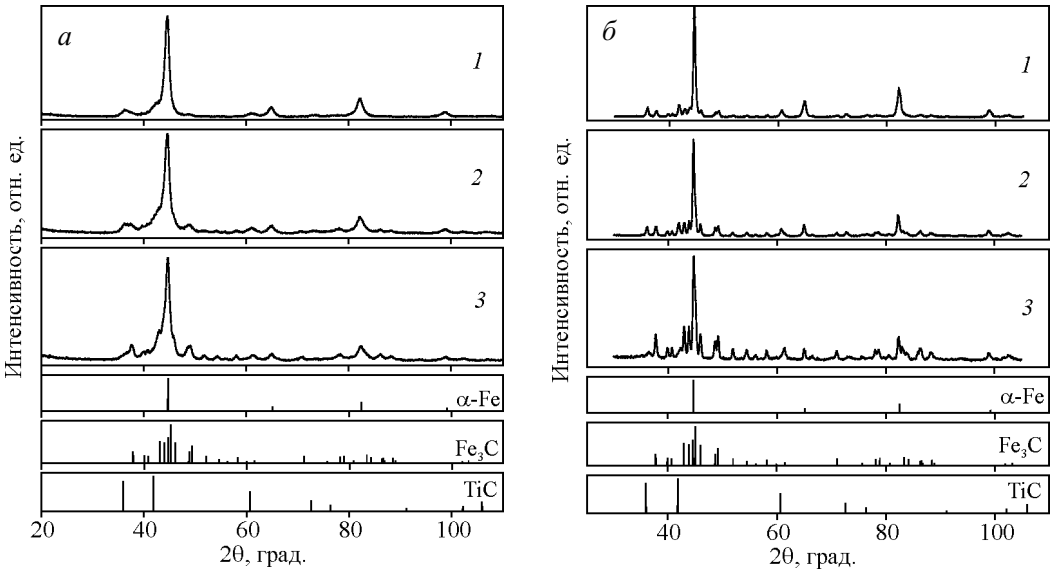


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы исходных образцов (*а*) и образцов после отжига при $T_{отж}$ = 925°С (*б*): *1*, *2* – толуол, $t_{МС}$ = 20 и 32 ч, соответственно; *3* – ВТЭС, $t_{МС}$ = 32 ч.

Таблица 1

Параметр решетки *a*, нм образцов (± 0,0002 для α-Fe, ± 0,001 для карбидов)

Образец			α-Fe (0,2867)	TiC (0,433) [28]	Fe_3C (0,508; 0,676; 0,451) [28]
среда	$t_{МС}$, ч	*T*, °С			
толуол	20	500	0,2872	0,428	0,508; 0,676; 0,453
		925	0,2870	0,431	0,509; 0,677; 0,453
	32	500	0,2872	0,428	0,508; 0,678; 0,453
		925	0,2868	0,431	0,508; 0,675; 0,452
ВТЭС	32	500	0,2871	0,427	0,508; 0,676; 0,453
		925	0,2867	0,428	0,509; 0,675; 0,452

Таблица 2

Размер зерна <*L*> образцов, нм (±1)

Образец			α-Fe	TiC	Fe_3C
Среда	$t_{МС}$, ч	*T*, °С			
толуол	20	500	9	6	10
		925	27	20	28
	32	500	8	6	9
		925	34	22	32
ВТЭС	32	500	10	7	11
		925	48	12	34

Таблица 3

Фазовый состав образцов, вес. % (±2)

Образец			α-Fe	TiC	Fe_3C	Ti – Si	SiO_2
Среда	$t_{МС}$, ч	*T*, °С					
толуол	20	500	64	23	13		
		925	56	19	26		
	32	500	39	21	40		
		925	36	18	47		
ВТЭС	32	500	28	9	59	4	
		925	17	13	68		3

титана. Еще одно отличие — более интенсивное формирование цементита — после $t_{МС}$ = 32 ч количество цементита в образце, полученном в присутствии ВТЭС, в полтора раза больше.

Уширение рефлексов всех фаз вызвано уменьшением размера зерна до 6 – 11 нм. Для всех исследованных образцов наблюдается уменьшение параметра решетки TiC (0,427 – 0,428 нм) по сравнению с литературными данными (0,433 нм [1, 22]), что связано с нестехиометрическим составом монокарбида. Оценки, проведенные с использованием данных по зависимости параметра решетки от содержания углерода в карбиде титана [1, 22], показали, что в исследованных образцах содержание углерода в TiC составляет не более 26 ат. %. Параметр решетки α-Fe увеличен до 0,2872 нм по сравнению с параметрами для исходного порошка α-Fe (0,2867 нм). Увеличение может быть вызвано растворением в решетке железа как титана, так и углерода.

Параметры структуры цементита в пределах погрешности измерений соответствуют общепринятым значениям [22]. Количество Fe_3C растет с увеличением времени МС (рис. 1, табл. 3). Связано это с тем, что при МС в первую очередь формируется TiC, образование которого энергетически более выгодно, чем формирование карбидов железа. Так, для TiC стандартное изменение энтальпии образования ΔH = = –190,5 кДж/моль, а для Fe_3C — ΔH = 22,6 кДж/моль [20, 21]. После того, как титан полностью израсходуется на образование фазы карбида титана, формирование цементита в процессе МС продолжается до тех пор, пока есть свободное железо.

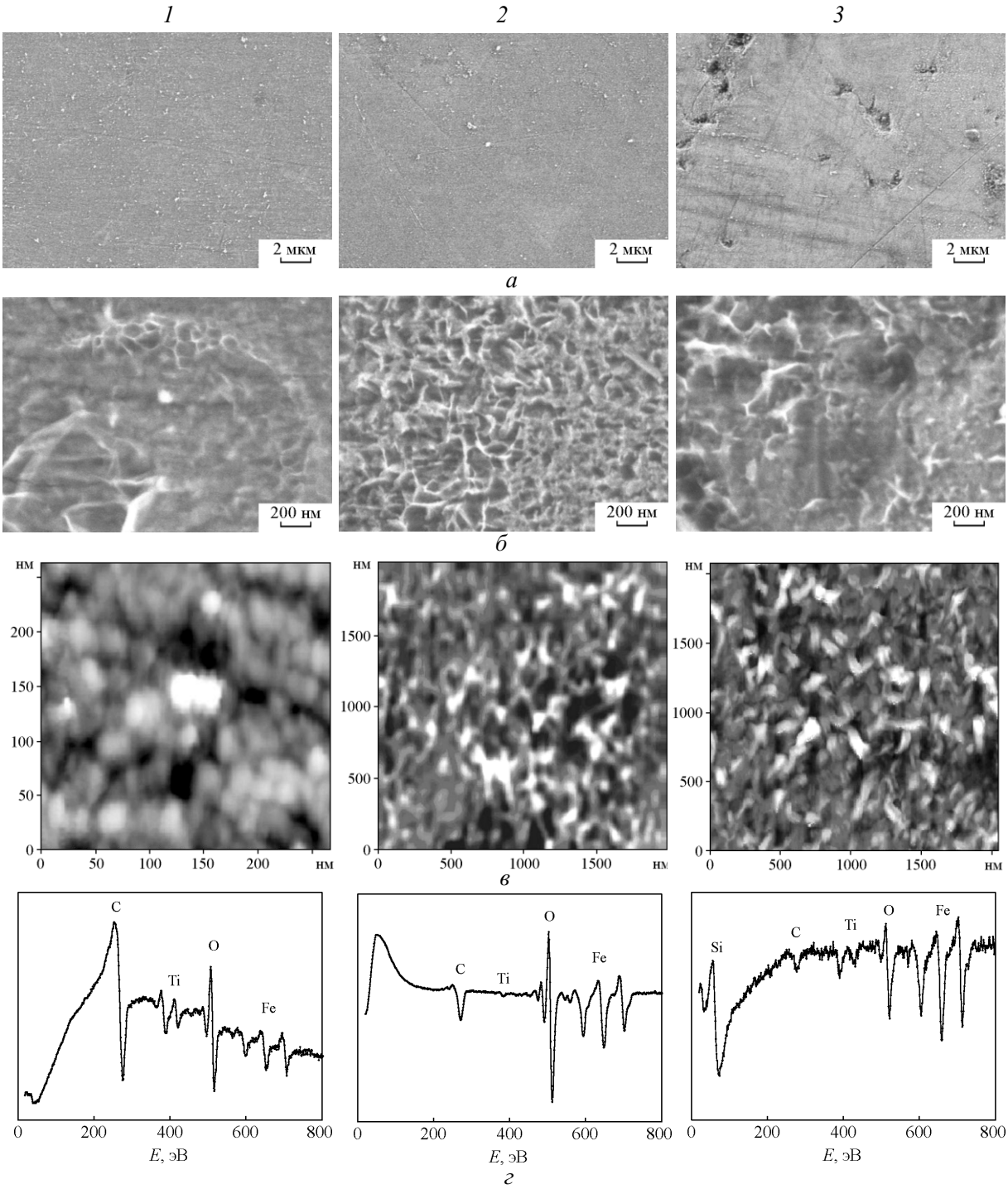


Рис. 2. Электронно-микроскопические (*а*, *б*) и АСМ изображения (*в*), Оже-спектры (*г*) исходных образцов: *1*, *2* — толуол, $t_{МС}$ = 20 и 32 ч, соответственно; *3* — ВТЭС, $t_{МС}$ = 32 ч.

После отжига при 925°С образцы так же, как и после прессования, содержат три фазы — α-Fe, Fe_3C, TiC. Параметр решетки TiC приближается к табличному значению (0,428 – 0,431 нм), что свидетельствует о переходе его к более стехиометрическому составу. Параметр решетки α-Fe также уменьшается, приближаясь к исходному (0,2867 нм). Поскольку после отжига растет количество цементита, а количество карбида титана не увеличивается (табл. 3), можно сделать вывод, что в образцах после прессования

Таблица 4

Плотность (ρ, г/см^3, ±0,1) и микротвердость (H_v, ГПа) образцов

Образец			ρ, г/см^3		H_v,
Среда	$t_{МС}$, ч	T, °С	экспер.	теорет.*	ГПа
толуол	20	500	6,8	7,1	11,0 ± 0,5
		925			8,9 ± 0,5
	32	500	6,7	7,1	12,2 ± 0,2
		925			8,5 ± 0,4
ВТЭС	32	500	6,1	7,3	8,5 ± 0,4
		925			5,1 ± 0,2

* по данным рентгенофазового анализа.

Таблица 5

Состав поверхности образцов по данным Оже-спектроскопии, ат.% (±2)

Образец		Fe	Ti	C	O	Si
среда	$t_{МС}$, ч					
толуол	20	8	5	68	19	
	32	18	2	30	50	
ВТЭС	32	32	6	15	24	23

углерод присутствовал на границах зерен и в тройных стыках [23]. В образце, полученном в растворе ВТЭС, после отжига формируется ~3 вес. % фазы SiO_2.

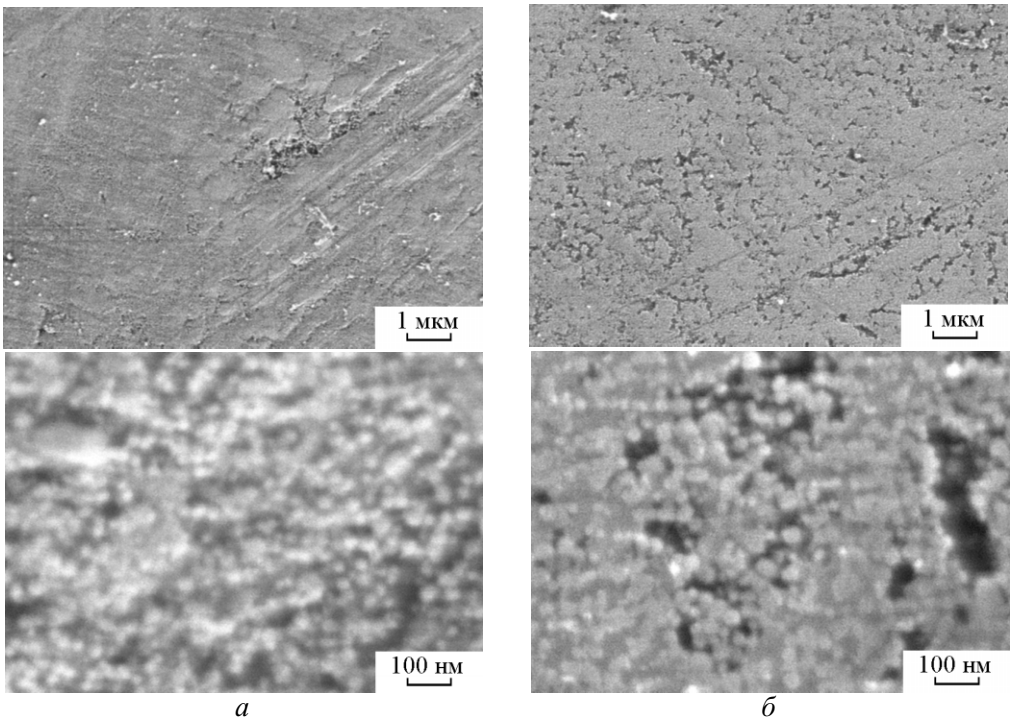
Следует отметить, что размер зерен всех фаз после отжига несколько увеличивается, но остается в нанометровом диапазоне — 30 – 50 нм.

Как показали электронно-микроскопические исследования, образцы, полученные в толуоле, имеют небольшое количество мелких пор (рис. 2*а*). На изображениях образцов, полученных в присутствии ВТЭС, количество пор увеличивается, при этом плотность образцов снижается (табл. 4).

Основной причиной ухудшения качества прессовок является присутствие оксидов на поверхности частиц компактируемого порошка, что подтверждается данными Оже-электронного анализа (рис. 2*г*, табл. 5). Наименьшее количество кислорода содержит образец, полученный в толуоле при $t_{МС}$ = 20 ч. На поверхности образцов, полученных с ВТЭС, присутствует пленка SiO_2, что затрудняет сваривание частиц порошка при компактировании.

На изображениях, полученных с большим увеличением (рис. 2*б*), наблюдаются сетчатые структуры из карбидных включений, количество которых растет с увеличением времени МС. Поскольку одновременно увеличивается количество цементита (табл. 3), можно предположить, что сетчатые структуры формируются из фазы цементита.

Анализ АСМ-изображения образца, полученного в толуоле при $t_{МС}$ = 20 ч (рис. 2*в*, *1*), показал, что, кроме участков с сетчатыми структурами, присутствуют участки с равноосными зернами размером ~20 нм, что хорошо согласуется с данными рентгеноструктурного анализа. На АСМ-изображениях образцов, полученных при больших временах МС (рис. 2*в*, *2*, *3*) увеличение количества цементита



а *б*

Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения компактов после отжига 925°С: *а*, *б* — толуол, $t_{МС}$ = 20 и 32 ч, соответственно, при разном увеличении.

(табл. 1) приводит к формированию сплошной сетки из карбидных включений. Такой карбидный каркас обусловливает высокие значения микротвердости — свыше 12 ГПа (табл. 5).

После отжига 925°С поверхность образца, полученного в толуоле при $t_{МС}$ = 20 ч, практически не изменяется, а на образцах с большим содержанием цементита количество пор резко возрастает (рис. 3). Сетчатые структуры исчезают — происходит коагуляция карбидных пластинок. Все зерна становятся равноосными, их размер увеличивается, но остается в наноразмерном диапазоне — 30 – 50 нм, что также хорошо согласуется с данными рентгеноструктурного анализа.

Исследования микротвердости (табл. 5) показали, что для образца, полученного с ВТЭС, микротвердость после отжига уменьшилась почти в 2 раза, а для образцов, полученных в толуоле — падает незначительно. Полученные образцы однородны по структуре и свойствам — разброс значений по площади образца не более 5%. Для сравнения приведем данные из работы [2] по микротвердости основы карбидостали 70% Х14М4К4Б2Ф, содержание карбида титана в которой близко к нашим системам — 30%. При температуре спекания 1500°С микротвердость основы в разных точках изменяется от 4,5 до 9,5 ГПа.

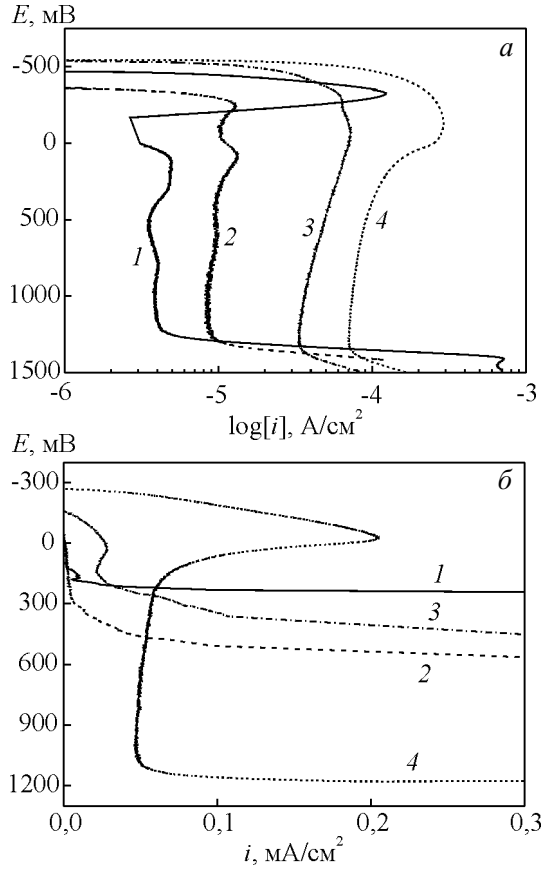


Рис. 4. Поляризационные кривые в боратном растворе с pH = 7,4 (*а*) и с добавкой 10^{-2} М NaCl (*б*): *1* — армко-Fe; *2*, *3* — толуол, $t_{МС}$ = 20 и 32 ч, соответственно; *4* — ВТЭС, $t_{МС}$ = 32 ч.

Электрохимическое поведение полученных композитов исследовано в нейтральных средах — наиболее важных для практического применения.

На рис. 4*а* представлены анодные кривые в боратном растворе с pH = 7,4. Особенностью анодного поведения композитов является то, что отсутствуют четко выраженные максимумы окисления ферритной фазы (–300 мВ) и Fe_3C (0 мВ) [30]. TiC в этих условиях не окисляется. На образцах с большим содержанием цементита ($t_{МС}$ = 32 ч) анодные токи на 1 – 2,5 порядка выше, чем на армко-Fe, что свидетельствует о низких защитных свойствах пассивных пленок на поверхности композитов (кривые *3*, *4*). Как было показано в работах [24, 25], присутствие большого количества карбидов и углерода в образцах негативно влияет на структуру и защитные свойства пассивных пленок.

Для образца с низким содержанием цементита (толуол, $t_{МС}$ = 20 ч) в области активного растворения феррита (–300 мВ, кривая *2*) токи значительно снижены, что свидетельствует о более легкой пассивации по сравнению с армко-Fe.

Для выяснения природы пассивных пленок были проведены РФЭС-исследования (рис. 5) пленок, полученных анодной поляризацией при потенциале 500 мВ на армко-Fe и на композитах.

В Fe2*p*-спектрах армко-Fe присутствует сигнал от неокисленного железа ($E_{св}$ ~ 707,0 эВ), что свидетельствует о том, что толщина пассивной пленки не более 3 нм [17]. В Fe2*p*-спектре образца, полученного в толуоле ($t_{МС}$ = 20 ч), составляющая с $E_{св}$ ~ 707,0 эВ от

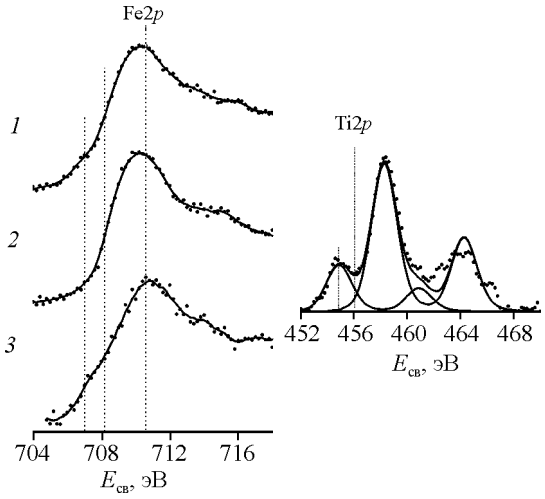


Рис. 5. РФЭ-спектры пассивных пленок: *1* — армко-Fe; *2* — толуол, $t_{МС}$ = 20 ч; *3* — ВТЭС, $t_{МС}$ = 32 ч.

неокисленного железа отсутствует, что говорит о формировании более толстой пассивной пленки, чем на армко-Fe. Для этого образца основной вклад в Fe2*p*-спектр вносит составляющая с $E_{св} \sim 710$ эВ от Fe(II), а в Ti2*p*-спектр — составляющая с $E_{св} = 458{,}2$ эВ. Такие энергии связи характерны для смешанных оксидов $MeO \cdot TiO_2$ [18]. Следовательно, можно сделать вывод, что защитные свойства пассивной пленки обусловлены формированием смешанного оксида $xFeO \cdot yTiO_2$.

Для образца, полученного с ВТЭС, основные составляющие Fe2*p*-спектра относятся к магнетиту Fe_3O_4 ($E_{св} \sim 708{,}3$ и 710,6 эВ), титан в составе пассивной пленки отсутствует, следовательно, защитные смешанные оксиды $xFeO \cdot yTiO_2$ не образуются. Формированию магнетита, который не оказывает защитного действия [25], способствует повышенное содержание цементита в этом образце. Присутствие кремния в составе среды измельчения также не оказало положительного влияния на коррозионные свойства композитов.

На рис. 4*в* представлены поляризационные кривые армко-Fe и композитов в боратном растворе с добавкой 10^{-2} M NaCl, провоцирующего точечную коррозию. Образец с низким содержанием цементита хотя и подвергается локальной активации (кривая *2*), однако потенциал на ~200 мВ положительнее, чем для армко-Fe, что свидетельствует о повышенной питтингостойкости.

Для образцов с высоким содержанием цементита пассивные пленки, характеризующиеся низкими защитными свойствами, удаляются с поверхности под действием хлоридов, о чем свидетельствует появление пиков на анодных кривых ($E \sim 0$ мВ). Степень удаления пассивной пленки возрастает с увеличением количества цементита. В итоге образец, полученный с ВТЭС и содержащий наибольшее количество цементита, не подвергается питтинговой коррозии.

Выводы

После компактирования порошков, полученных МС железа и титана в присутствии жидкой органической среды, формируются нанокомпозиты Fe – TiC – Fe_3C. Количественный фазовый состав зависит от среды и времени МС. Такие композиты характеризуются узким распределением зерен по размерам (6 – 11 нм). С увеличением времени МС происходит формирование сетчатой структуры из карбидных фаз, что приводит к высоким значениям микротвердости — до 12 ГПа.

После отжига при температуре 925°C происходит коагуляция карбидных пластинок и снижение микротвердости до значений 5,1 – 8,9 ГПа. Размер зерен всех фаз остается в наноразмерном диапазоне — 30 – 50 нм.

Коррозионно-электрохимические свойства композитов определяются содержанием цементита. Образцы с низким содержанием цементита характеризуются повышенной склонностью к пассивации, что связано с образованием на поверхности смешанных оксидов $xFeO \cdot yTiO_2$. Увеличение содержания цементита приводит к ухудшению защитных свойств пассивных пленок, но с другой стороны, уменьшается риск возникновения питтинговой коррозии.

Добавки ВТЭС не оказывают положительного влияния на коррозионное поведение, к тому же приводят к формированию на поверхности порошков оксидных фаз, наличие которых неблагоприятно сказывается на процессе прессования, что в итоге снижает плотность и микротвердость компактов.

Работа поддержана программой ОФН "Физика новых материалов и структур" "Научные основы создания объемных нанокомпозиционных коррозионностойких материалов на основе железа с тугоплавкими фазами внедрения".

Литература

1. Кипарисов С.С., Левинский Ю.В., Петров А.П. Карбид титана: получение, свойства, применение. М.: Металлургия, 1987, 216 с.
2. Гуревич Ю.Г., Нарва В.К., Фраге Н.В. Карбидостали. М.: Металлургия, 1988, 144 с.
3. Tjong S.C. Nanocrystalline Materials: Their Synthesis-Structure-Property. Relationships and Applications. Elsevier, 2006, 278 p.
4. Das K., Bandyopadhyay T.K., Das S. A review of the various synthesis routes of TiC reinforced ferrous composites. J. Mater. Sci., 2002, v. 37, p. 3881 – 3892.
5. Cho H.J., Bae S.Y., Ahn I.Sh., Park D.K. Sintering behavior of TiC-Fe based composite fabricated by spark plasma sintering using TiH2-graphite powders. Mater. Sci. Forum., 2007, v. 544 – 545, p. 825 – 828.
6. Arensburger D.S., Kyubarsepp Ya.P. Conditions of milling of TiC – Fe – Cr powder mixtures. Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 1978, v. 17, no. 10, p. 6 – 9.
7. Salem H.G., El-Eskandarany M.Sh., Hassan A.K., Fattah A. Bulk behavior of ball milled AA2124 nanostructured powders reinforced with TiC. J. Nanomater., 2009, v. 2009, no. 10, p. 1 – 12.
8. Krasnowski M., Kulik T. Nanocomposites obtained by mechanical alloying in Fe-Al-Ti-C system. J. Alloys and Compounds, 2008, v. 448, p. 227 – 233.
9. Yelsukov E.P., Barinov V.F., Ovetchkin L.V. Synthesis of disordered Fe_3C alloy by mechanical alloying of iron powder with liquid hydrocarbon (toluene). J. Mater. Sci. Lett., 1992, v. 11, p. 662 – 663.

10. Lomayeva S.F., Yelsukov E.P., Konygin G.N., Dorofeev G.A., Povstugar V.I., Mikhailova S.S. Maratkanova A.N. The influence of a surfactant on the characteristics of the iron powders obtained by mechanical milling in organic media. Coloids and Surfaces A. 1999, v. 162, p. 279 – 284.
11. Bo L., Lishan C., Yanjun Z., Chunming X. Synthesis of TiC Powder by Mechanical Alloying of Titanium and Asphalt. Chinese Journal of Chemical Engineering. 2007, v. 15, no. 1, p. 138 – 140.
12. Елсуков Е.П., Иванов В.В., Ломаева С.Ф., Коныгин Г.Н., Заяц С.Ф., Кайгородов А.С. Твердый нанокомпозит на основе железа и цементита. Перспективные материалы, 2006, № 6, с. 59 – 63.
13. Ivanov V.V., Zajats S.V., Medvedev A.I., Shtol'ts A.K., Pereturina I.A. Formation of metal matrix composite by magnetic pulsed compaction of partially oxidized A1 nanopowder. Journal of materials science, 2004, no. 39, p. 5231 – 5234.
14. Иванов В.В., Паранин С.Н, Вихрев А.Н. Способ импульсного прессования твердых порошков материалов и устройство для его осуществления. Патент RU № 94039190/02, 1994.
15. Powder Diffraction File. Alphabetical Index. Inorganic Phases, JCPDS, International Centre for Diffraction Data, Pennsylvania, USA, 1983. 1023 p.
16. Шелехов Е.В., Свиридова Т.А. Программы для рентгеновского анализа поликристаллов. Металловедение и термическая обработка металлов, 2000, № 8, с. 16 – 19.
17. Карлсон Т.А. Фотоэлектронная и Оже-спектроскопия. Пер. с англ. Л.: Машиностроение, 1981, 431 с.
18. Нефедов В.И. Рентгеноэлектронная спектроскопия химических соединений. М.: Химия, 1984, 256 с.
19. Ломаева С.Ф., Маратканова А.Н., Волков В.А., Немцова О.М., Сурнин Д.В., Елсуков Е.П. Механосинтез нанокомпозитов Fe-TiC с использованием жидких органических сред. Химическая физика и мезоскопия, 2010, т. 12, № 1, с. 120 – 126.
20. Рузинов Л.П., Гуляницкий Б.С. Равновесные превращения металлургических реакций. М.: Металлургия, 1975, 416 с.
21. Shatynsri S.R. The thermochemistry of transition metals carbides. Oxide Metals, 1979, v. 13, no. 2, p. 105 – 118.
22. Двойные и тройные карбидные и нитридные системы переходных металлов: Справ. изд. Холлек Х.; под ред. Левинского Ю.В. М.: Металлургия, 1988, 313 с.
23. Yelsukov E.H., Dorofeev G.A. Mechanical alloying in binary Fe-M (M = C, B, Al, Si, Ge, Sn) system. J. Mater. Sci., 2004, v. 39, p. 5071 – 5079.
24. Сюгаев А.В., Ломаева С.Ф., Решетников С.М. Пассивация и локальная активация нанокомпозитов на основе α-Fe + Fe_3C в нейтральных средах. Защита металлов, 2008, т. 44, № 1, с. 58 – 64.
25. Сухотин А.М. Физическая химия пассивирующих пленок на железе. Л.: Химия, 1989, 320 с.

Ломаева Светлана Федоровна *— Физико-технический институт УрО РАН (г. Ижевск), доктор физико-математических наук, заведующая лабораторией. Специалист в области физического материаловедения, синтеза и свойств нанокристаллических металлов и сплавов, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии и Оже-спектроскопии. E-mail: LomayevaSF@mail.ru.*

Язовских Ксения Александровна *— Физико-технический институт УрО РАН (г. Ижевск), аспирант. Специализируется в области механосинтеза. E-mail: uds@pti.udm.ru.*

Маратканова Алена Николаевна *— Физико-технический институт УрО РАН (г. Ижевск), кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области физического материаловедения, рентгеновского дифракционного анализа. E-mail: alnima08@mail.ru.*

Сюгаев Александр Вячеславович *— Физико-технический институт УрО РАН (г. Ижевск), кандидат химических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области электрохимии и коррозии нанокомпозитных материалов. E-mail: uds@pti.udm.ru.*

Тимошенкова Ольга Романовна *— Институт электрофизики УрО РАН (г. Екатеринбург), младший научный сотрудник. Специалист в области электронной микроскопии. E-mail: tor@iep.uran.ru.*

Кайгородов Антон Сергеевич *— Институт электрофизики УрО РАН (г. Екатеринбург), кандидат физико-математических наук, научный сотрудник. Специалист в области механических свойств нанокристаллических материалов. E-mail: kaigor@iep.uran.ru.*

Заяц Сергей Владимирович *— Институт электрофизики УрО РАН (г. Екатеринбург), младший научный сотрудник. Специалист в области магнитно-импульсного прессования наноструктурных материалов. E-mail: seriyoga@iep.uran.ru.*

Паранин Сергей Николаевич *— Институт электрофизики УрО РАН (г. Екатеринбург), кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области физического материаловедения, магнитно-импульсного прессования. E-mail: paranine@iep.uran.ru.*

Иванов Виктор Владимирович *— Институт электрофизики УрО РАН (г. Екатеринбург), доктор физико-математических наук, чл.-корр. РАН, профессор, заведующий лабораторией. Специалист в области физического материаловедения нанокристаллических материалов. E-mail: ivanov@iep.uran.ru, victivanov@gmail.com.*