

УДК (640.193+541.182:546.72+541.183)

Строение поверхностных слоев и коррозионная устойчивость высокодисперсного железа, полученного механическим измельчением в органических средах

С. Ф. ЛОМАЕВА, А. М. ДОРФМАН, А. М. ЛЯХОВИЧ, Н. В. ИВАНОВ, А. В. СЮГАЕВ

*Физико-технический институт Уральского отделения РАН,
ул. Кирова, 132, Ижевск 426001 (Россия)**E-mail: povst@uds.fti.udmurtia.su*

Аннотация

Исследована коррозионная устойчивость высокодисперсных порошков железа, полученных измельчением в среде гептана и гептана с добавкой ПАВ (олеиновой кислоты), в 0.85 % растворе NaCl при температуре 37 °С. Показано, что коррозионная устойчивость повышается с увеличением времени измельчения и в присутствии ПАВ, несмотря на увеличение дисперсности порошков. Повышение коррозионной устойчивости связано с формированием на поверхности тонкого (до 10 нм) защитного поверхностного слоя, содержащего графитоподобные и оксидные слои, а также комплексные органические соединения. Состав и строение этих слоев зависят от времени измельчения порошков и присутствия ПАВ.

ВВЕДЕНИЕ

Применение высокодисперсного железа в технике и медицине ограничивается его склонностью к окислению. Актуальными являются как проблема получения высокодисперсных частиц железа, так и возможность их коррозионной защиты. Механическое измельчение материалов до настоящего времени остается наиболее простым способом получения вещества в диспергированном состоянии. При этом пластичные металлы измельчаются только в присутствии адсорбционно-активных сред. С другой стороны, известно, что один из эффективных способов стабилизации свойств металлических поверхностей – создание на них пленок на основе органических длинноцепочечных поверхностно-активных веществ (ПАВ) [1]. Таким образом, измельчая железо в присутствии ПАВ, можно совместить процессы получения высокодисперсных частиц металла и формирования на их поверхности защитных слоев.

Цель работы – выявить взаимосвязь коррозионной устойчивости и строения поверх-

ностных слоев порошков высокодисперсного железа, полученных механическим измельчением в органических средах.

ОБРАЗЦЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Порошки получали измельчением порошка карбонильного железа квалификации ос.ч. 13-2 с массовой долей С менее 0.03 % и размерами частиц до 300 мкм в шаровой планетарной мельнице Pulverizette-7 в течение ($t_{\text{изм}}$) 1–99 ч в среде гептана (порошок Г), в том числе в присутствии ПАВ – олеиновой кислоты с массовой долей 0.3 % (порошок Г+ПАВ), по методике, описанной в [2]. Средний размер частиц, полученных при $t_{\text{изм}} = 24$ ч в гептане, – 18 мкм, в растворе ПАВ – 8 мкм, при $t_{\text{изм}} = 99$ ч – 30 и 4 мкм соответственно. Порошки имеют нанокристаллическую структуру (уже после измельчения в течение 1 ч размер зерна равен 20 нм, после 99 ч – уменьшается до 4 нм) и представляют собой твердые растворы С, О, Н в ОЦК-решетке железа с включениями карбидных и

оксидных фаз, источниками которых являются продукты деструкции гептана и олеиновой кислоты [2, 3].

Коррозионные испытания порошков в физиологическом растворе (0.85%-м растворе NaCl, pH 6.13) при температуре $(37 \pm 0.50)^\circ\text{C}$ проводили по методике [4], суть которой заключается в определении разности объемов водорода, выделившихся при растворении образца до и после выдержки его в коррозионной среде. Выделившиеся объемы водорода эквивалентны массе неокисленного металла в образце, а их разность соответствует коррозионным потерям образца после экспозиции. В отличие от [4] для достижения удовлетворительной скорости растворения порошков была использована концентрированная HCl. Для устранения поглощения травильным раствором кислорода, идущего на протекание побочных реакций (окисление железа и ионов Fe^{2+} до Fe^{3+}) и приводящего к искажению результатов волюмометрических измерений между воздухом и кислотой, был создан физический барьер из слоя ундекана [5]. Коррозионные испытания проведены на образцах, выдержанных на воздухе в течение 3 лет. Относительная ошибка определения коррозионных потерь – не более 20 %.

Строение поверхностных слоев изучено методами рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) и Оже-электронной спектроскопии (ОЭС). РФЭС-спектры получены на спектрометре ЭС-2401 с Mg-анодом. Вакуум в камере анализатора составлял 10^{-6} Па. Калибровку спектрометра осуществляли по линии Au $4f_{7/2}$ – 84.0 эВ. Значение энергии связи ($E_{\text{св}}$) линии электронов C 1s в алкильной группе принимали равным 285.0 эВ. Точность определения положения линий – 0.1–0.2 эВ. Разложение спектров осуществляли по методике [6]. Образцы помещали в камеру спектрометра без контакта с воздухом (под слоем ундекана), кроме того, исследовали образцы после выдержки на воздухе в течение 2 ч и 3 лет. Оже-спектры получены на спектрометре JAMP-10S при ускоряющем напряжении 10 кэВ, токе 10^{-7} А, диаметре электронного зонда 300 нм. Вакуум в камере спектрометра – 10^{-7} Па. Относительная погрешность в определении интенсивности линии методами РФЭС- и Оже-спектроскопии – 10 %. Глу-

бина слоя, анализируемого методами электронной спектроскопии, не более 10 нм [7].

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ МЕТОДАМИ ЭЛЕКТРОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

Получены РФЭС-спектры Fe 3p, Fe 2p, O 1s и C 1s порошков Г и Г+ПАВ при всех временах измельчения. Поскольку глубина выхода электронов Fe 3p больше, чем Fe 2p, анализ линий Fe 2p дает дополнительную информацию о самом верхнем поверхностном слое. На рис. 1 приведены спектры образцов Г и Г+ПАВ, полученных при $t_{\text{изм}} = 24$ ч и выдержанных на воздухе разное время.

В спектрах Fe 3p (рис. 1, а) присутствуют три линии, которые можно отнести к неокисленному железу ($E_{\text{св}} = 53.0$ эВ), к оксиду железа Fe_2O_3 ($E_{\text{св}} = 55.7$ эВ) и металлоорганическому комплексу железа ($E_{\text{св}} = 58.5$ эВ) [7–9]. Оксидная составляющая поверхностного слоя растет с увеличением выдержки образцов на воздухе при соответственном уменьшении доли неокисленного железа (рис. 2). За 2 ч выдержки на воздухе доля неокисленного железа на порошках Г уменьшается более чем на 20 %, на порошках Г+ПАВ не меняется, что свидетельствует о различных механизмах формирования оксидного слоя. Увеличение времени выдержки на воздухе приводит к уменьшению доли Fe^0 в анализируемом слое вследствие роста оксидной пленки.

Содержание органического комплекса, центральным атомом в котором является железо, примерно одинаково во всех образцах. Однако у образца Г+ПАВ, перенесенного в камеру спектрометра под слоем ундекана, линия, относящаяся к металлоорганическому комплексу, имеет $E_{\text{св}} = 57.7$ эВ, что на ~1 эВ меньше, чем у образцов Г и Г+ПАВ, выдержанных на воздухе (см. рис. 1). Это означает, что металлоорганические комплексы, образующиеся при измельчении в гептане и в присутствии ПАВ, различны.

В спектрах Fe 2p (см. рис. 1, б) плечо с $E_{\text{св}} = 707.0$ эВ соответствует неокисленному железу, максимум с $E_{\text{св}} = (711.2 \pm 0.2)$ эВ может относиться как к Fe_2O_3 , так и к FeOОН [1, 7–9]. После выдержки образцов на воздухе нарастанию оксидного слоя соответствует уменьшение интенсивности плеча с $E_{\text{св}} = 707.0$ эВ.

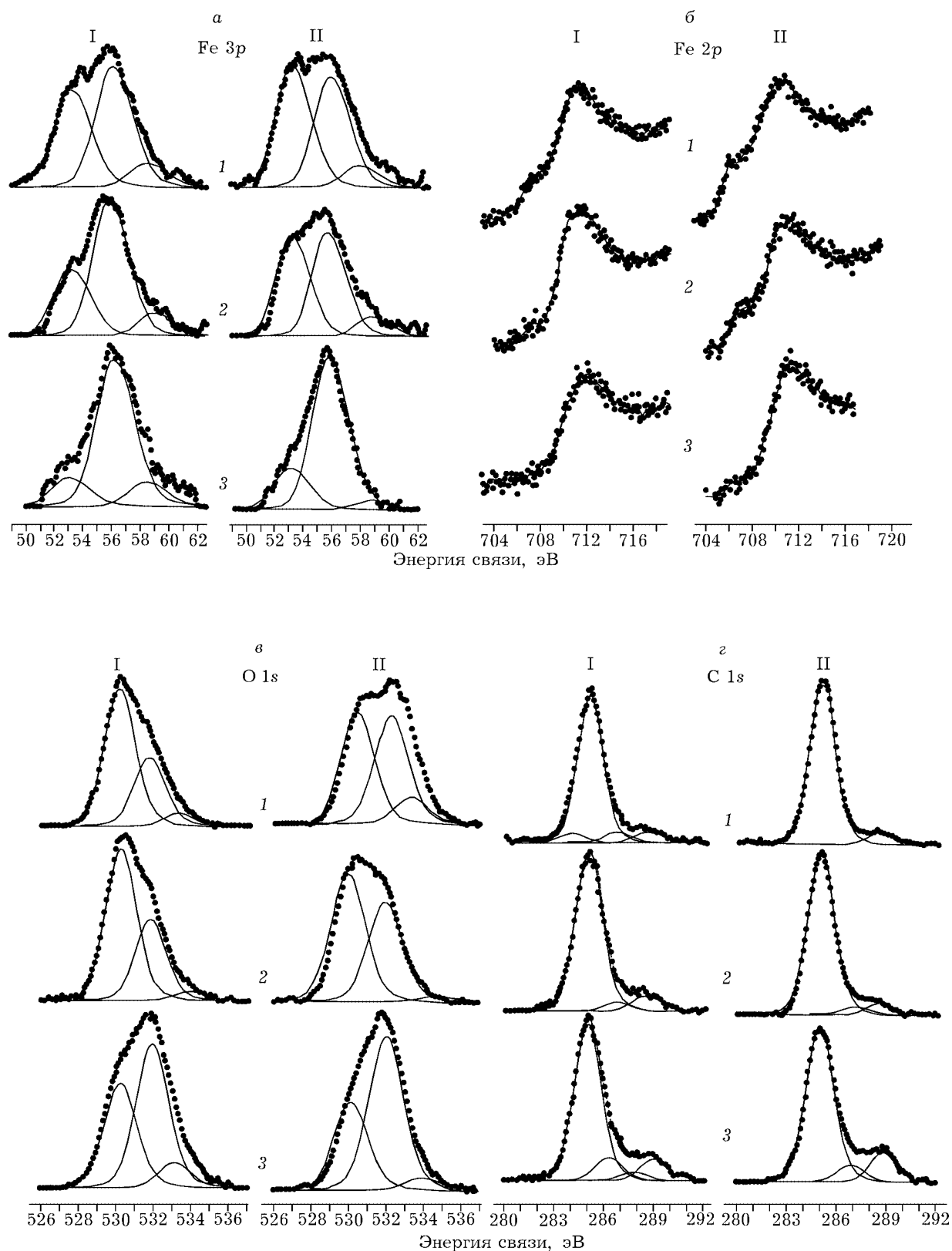


Рис. 1. РФЭ-спектры порошков, полученных при $t_{\text{изм}} = 24$ ч: а - Fe 3p, б - Fe 2p, в - O 1s, з - C 1s. Среда измельчения: I - гептан, II - раствор олеиновой кислоты в гептане; 1 - образцы, перенесенные в камеру спектрометра без контакта с воздухом, 2, 3 - образцы, выдержанные на воздухе 2 ч и 3 года соответственно.

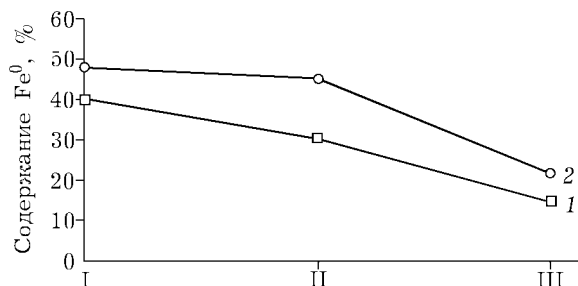


Рис. 2. Содержание Fe^0 в анализируемом слое порошков ($t_{изм} = 24$ ч) в зависимости от времени выдержки на воздухе (по данным РФЭС): 1 – измельчение в гептане, 2 – измельчение в гептане+ПАВ, I – без выдержки на воздухе, II, III – выдержка 24 и 3 года соответственно.

Кроме того, на порошках Г доля гидратированных оксидов возрастает, о чем свидетельствует сдвиг максимума спектра в сторону больших энергий связи. В спектре порошка Г+ПАВ, в отличие от порошка Г, перенесенного в камеру спектрометра под слоем ундекана, имеется плечо в области 709 эВ, соответствующее соединениям, в которых железо находится в меньших степенях окисления, чем в Fe_2O_3 . В процессе выдержки порошка на воздухе это плечо исчезает. Ширина низкоэнергетической части спектра Fe 2p, измеренная на половине его высоты, уменьшается с 2.6 до 1.8 эВ при неизменном положении максимума, что свидетельствует об увеличении в оксидном слое порошка Г+ПАВ доли высокоокисленных атомов железа, в том числе гидроксидов.

В спектрах O 1s (см. рис. 1, в) всех образцов имеются две интенсивные линии с $E_{св} = 530.2$ и 531.9 эВ, что подтверждает наличие в анализируемом слое как оксидов, так и гидроксидов железа [1, 7–9]. Рост относительной интенсивности линии с $E_{св} = 531.9$ эВ при длительной выдержке порошков на воздухе связан с увеличением доли гидроксидов в поверхностном слое. В спектре образца Г+ПАВ, перенесенного в камеру спектрометра под слоем ундекана, имеется линия с $E_{св} = 532.6$ эВ, которую можно отнести к кислороду в металлоорганическом комплексе. Кроме того, в спектрах O 1s всех образцов имеются малоинтенсивные линии с $E_{св} = 533.6$ эВ от хемосорбированной воды [7].

Основная линия в C 1s-спектрах (см. рис. 1, г) с $E_{св} = 285.0$ эВ характерна для связей C–H, C–C (в том числе кратных). Также имеется ряд линий с $E_{св} > 286.0$ эВ, соответствующих

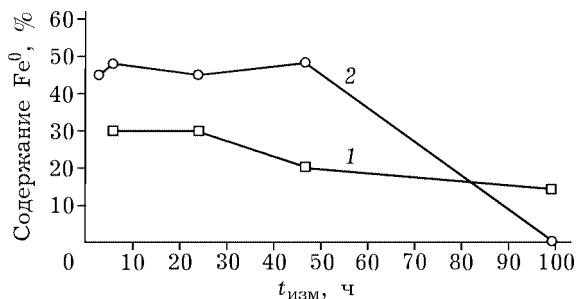


Рис. 3. Содержание Fe^0 в анализируемом слое порошков в зависимости от $t_{изм}$ (по данным РФЭС): 1 – измельчение в гептане, 2 – в гептане+ПАВ.

атомам углерода в различной степени окисления [10]. После выдержки порошков на воздухе количество окисленных атомов углерода и степень их окисления возрастают. В спектре C 1s образца Г, перенесенного в камеру спектрометра под слоем ундекана, имеется линия с $E_{св} = 284.0$ эВ, которую можно отнести к графитоподобным структурам [11]. После выдержки порошков на воздухе эта составляющая поверхностного слоя в анализируемом слое не детектируется. Следует отметить, что в спектрах C 1s отсутствует линия, характерная для кислотной группы ($E_{св} = 289.5$ эВ) [10]. Это означает, что олеиновая кислота разрушается в процессе измельчения.

РФЭС-спектры порошков при других $t_{изм}$ подобны вышеописанным.

На основе анализа спектров Fe 3p порошков, выдержанных 2 ч на воздухе, получена зависимость доли неокисленного железа в анализируемом слое от $t_{изм}$ (рис. 3). Для порошков Г наблюдается постепенное уменьшение Fe^0 с ростом $t_{изм}$. Для порошков Г+ПАВ эта зависимость имеет другой характер. До $t_{изм} = 47$ ч изменение содержания Fe^0 в анализируемом слое малозаметно, после $t_{изм} = 47$ ч содержание Fe^0 уменьшается и к $t_{изм} = 99$ ч становится равным нулю. Такой ход зависимостей, вероятнее всего, обусловлен разными скоростями и условиями роста оксидных слоев на порошках.

По данным Оже-анализа (рис. 4), количество графитоподобных структур в поверхностном слое также зависит от среды и времени измельчения. Для порошка Г+ПАВ наблюдается резкое увеличение числа графитоподобных структур уже за 6 ч измельчения, а далее с ростом $t_{изм}$ оно практически не изменя-

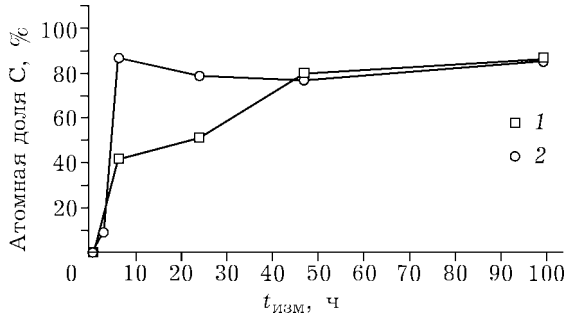


Рис. 4. Доля графитоподобных структур в анализируемом слое (по данным ОЭС): 1 – измельчение в гептане, 2 – в гептане+ПАВ.

ется. У порошка Г слой графитоподобных структур растет медленнее, и только к $t_{\text{изм}} = 47$ ч их количество в анализируемом слое становится таким же, как у порошка Г+ПАВ.

РЕЗУЛЬТАТЫ КОРРОЗИОННЫХ ИСПЫТАНИЙ

Исследование зависимости коррозионных потерь (K) порошков ($t_{\text{изм}} = 24$ ч), изменения рН и концентрации ионов железа в коррозионной среде от времени экспозиции ($t_{\text{эксп}}$) в условиях ламинарного течения ($Re = 1700$) представлено на рис. 5–7 соответственно. Коррозионная стойкость порошков Г и Г+ПАВ выше, чем у порошка исходного карбонильного железа. Для карбонильного железа K значительны уже в первые минуты выдержки в коррозионной среде, далее процесс замедляется, что может быть связано с уменьшением площади соприкосновения порошка карбонильного железа со средой вследствие его растворения. У измельченных порошков

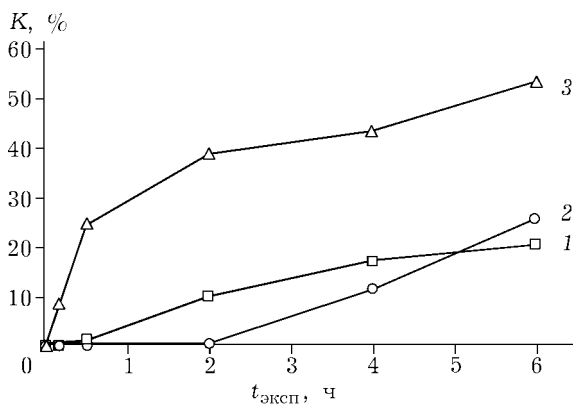


Рис. 5. Зависимость коррозионных потерь порошков ($t_{\text{изм}} = 24$ ч) от времени экспозиции в коррозионном растворе: 1 – измельчение в гептане, 2 – в гептане+ПАВ; 3 – карбонильное железо.

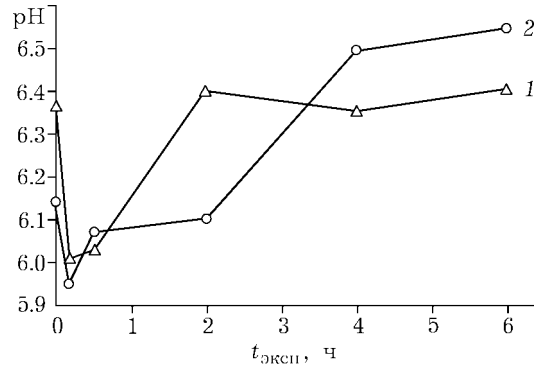


Рис. 6. Изменение рН коррозионной среды в зависимости от времени коррозионных испытаний: 1 – карбонильное железо, 2 – Г+ПАВ.

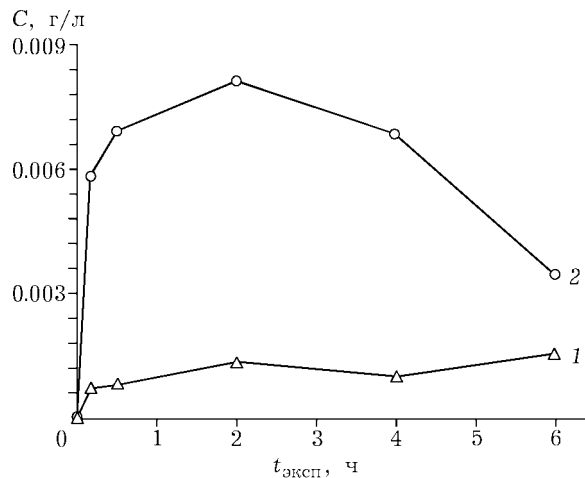


Рис. 7. Зависимость общего содержания ионов железа в коррозионной среде от времени коррозионных испытаний: 1 – карбонильное железо, 2 – Г+ПАВ.

имеется индукционный период, причем у порошка Г его длительность составляет ~30 мин, у порошка Г+ПАВ ~ 2 ч. После индукционного периода до наступления насыщения скорость коррозии обоих порошков примерно одинакова. Измерение рН и концентрации ионов железа в коррозионной среде при испытании порошка Г+ПАВ показало, что в индукционный период имеет место подкисление раствора, далее – подщелачивание.

На рис. 8 представлены результаты исследования K порошков Г и Г+ПАВ в зависимости от $t_{\text{изм}}$ в неподвижной коррозионной среде при $t_{\text{эксп}} = 6$ ч. У исходного карбонильного железа K ниже, чем у порошков, полученных при $t_{\text{изм}} = 1$ ч. При дальнейшем увеличении длительности измельчения K снижаются и при $t_{\text{изм}} = 24$ ч у обоих порошков становятся меньше, чем у карбонильного железа. Сле-

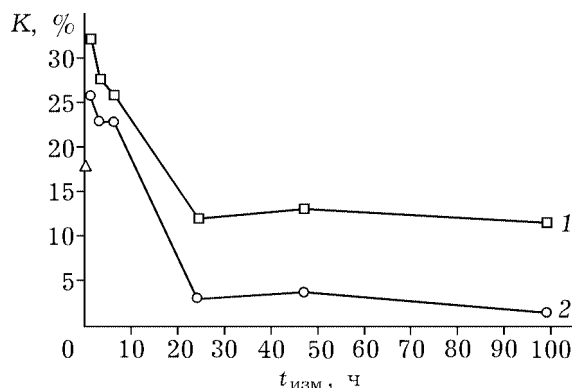


Рис. 8. Зависимость коррозионных потерь от времени измельчения: 1 – измельчение в гептане, 2 – Г+ПАВ.

дует отметить, что коррозионная стойкость порошков возрастает с увеличением времени измельчения, несмотря на значительный рост дисперсности, причем более дисперсные порошки Г+ПАВ более устойчивы, чем порошки Г. Если для карбонильного железа K составляют 18 %, то для порошка Г, полученного при $t_{\text{изм}} = 99$ ч, – 12 %, для порошка Г+ПАВ – 1.5 %, что соответствует падению скорости коррозии не менее чем в 15 и 900 раз соответственно (расчет проводился без учета изменения формы частиц и плотности порошка).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Анализ всех вышеописанных результатов позволяет предположить следующее строение частицы. Ядро частицы имеет нанокристаллическую структуру (ОЦК-железо) с дисперсными включениями карбидных (порошок Г) и карбидных и оксидных фаз (порошок Г+ПАВ). Поверхностные слои включают в себя в основном три составляющие – графитоподобный, оксидный слои и органические комплексные соединения.

Образование графитоподобного слоя происходит с начала измельчения в результате деструкции органической среды, причем этот процесс более интенсивен в присутствии ПАВ. Под действием механических напряжений в органических соединениях протекают многочисленные физико-химические процессы, сопровождающиеся разрывом молекулярных цепей [12–15]. Кроме того, металлы в процессе диспергирования и обновления свежих поверхностей действуют как катализаторы дис-

социации органических веществ. Активированные при механическом разрушении поверхностные слои частиц интенсивно взаимодействуют с молекулами внешней среды – фрагменты подвергшихся механодеструкции сорбированных на поверхности молекул химически связываются с поверхностными слоями частиц и глубоко в них проникают. Постоянное количество графитоподобных структур в анализируемом слое после $t_{\text{изм}} = 47$ ч объясняется тем, что углерод из поверхностного слоя интенсивно диффундирует в объем частицы (в приграничную область нанозерен в виде твердого раствора в железе и карбидных фаз [2, 3]). В присутствии ПАВ вследствие уменьшения поверхностной энергии свежесформированной поверхности металла насыщение объема продуктами деструкции идет более интенсивно.

Оксидная составляющая поверхностного слоя на порошках Г+ПАВ формируется непосредственно в процессе измельчения с участием кислорода, являющегося продуктом разрушения олеиновой кислоты. До $t_{\text{изм}} = 47$ ч толщина оксидного слоя не изменяется, что связано с диффузией кислорода в объем частицы (см. рис. 3). В дальнейшем происходит резкое нарастание доли оксидной составляющей в анализируемом слое, что может быть связано как с ростом оксидной пленки, так и с увеличением дисперсности порошков.

В отличие от порошков Г+ПАВ, на порошках Г оксидный слой формируется при выносе порошков на воздух. Наличие оксидов железа в поверхностном слое образцов, перенесенных в камеру спектрометра под слоем ундекана (см. рис. 1), связано, вероятно, с окислением железа остаточными газами в камере спектрометра или кислородом, находившимся в гептане и/или в составе материалов шаровой мельницы. Следует отметить, что толщина оксидного слоя, доля гидратированных оксидов и количество адсорбированной воды на порошках Г+ПАВ меньше, чем на порошках Г, что свидетельствует о разной структуре оксидных слоев. По-видимому, на порошках Г слой более рыхлый. Выдержка на воздухе приводит к дальнейшему росту оксидной составляющей на всех порошках (см. рис. 2), причем оксидный слой, формирующийся на воздухе, нарастает поверх слоев, образующихся в процессе измельчения.

Органические комплексные соединения формируются в процессе измельчения. Образующийся в гептане комплекс нестойкий, для его окисления достаточно даже кислорода, присутствующего в камере спектрометра. В присутствии ПАВ формирующийся комплекс имеет другое химическое строение, на что указывает наличие линий с $E_{\text{св}} = 532.6$ эВ в спектре O 1s и с $E_{\text{св}} = 57.7$ эВ в спектре Fe 3p. Отсутствие окисления в камере спектрометра свидетельствует о его устойчивости.

Увеличение количества окисленных атомов углерода после контакта порошков с воздухом (2 ч выдержки на воздухе) объясняется взаимодействием свободных радикалов, образующихся в результате измельчения, с кислородом воздуха. Значительный рост количества кислородсодержащих групп в органической составляющей поверхностного слоя после длительной выдержки на воздухе связано с его окислительной деструкцией.

Появление индукционного периода на кривых зависимости коррозионных потерь от времени экспозиции в коррозионном растворе (см. рис. 5) позволяет предположить, что значительное повышение коррозионной стойкости порошков, выдержанных 3 года на воздухе, по сравнению с исходным карбонильным железом связано с наличием поверхностного слоя, обладающего защитными свойствами. Следует отметить, что толщина защитного слоя не более 10 нм, о чем свидетельствует наличие в спектрах Fe 3p линии от металлического ядра частицы (Fe^0). Несмотря на то что этот слой имеет очень малую толщину по сравнению с размерами частиц, он эффективно предохраняет материал от коррозионного разрушения. Резкое возрастание скорости коррозии после индукционного периода обусловлено разрушением поверхностного защитного слоя. Разница в величине индукционного периода для порошков Г и Г+ПАВ определяется различием в составе и структуре этого защитного слоя, вероятнее всего, разницей в его оксидной составляющей. Несмотря на то что толщина оксидного слоя на порошках Г+ПАВ меньше, его повышенные защитные свойства объясняются большей долей Fe_2O_3 и большей плотностью. Параллельный ход зависимостей $K - t_{\text{экрп}}$ для порошков Г и Г+ПАВ после индукционного

периода показывает, что скорость коррозии мало зависит от разницы в объемном составе порошков. Поскольку в объеме порошков присутствуют неметаллические включения, скорость их коррозии после индукционного периода ниже, чем исходного карбонильного железа.

Как для карбонильного железа, так и порошка Г+ПАВ в начальный период (10 мин) pH коррозионной среды уменьшается (см. рис. 6), что обусловлено образованием насыщенного раствора продуктов коррозии – гидратированных оксидов железа (II, III). Дальнейшее увеличение pH не приводит к снижению суммарной концентрации ионов железа в коррозионной среде (см. рис. 7), что может быть связано с увеличением доли гидратированных оксидов железа (II), которые более растворимы и имеют большее значение pH насыщенного раствора, чем оксиды железа (III) [16]. Для порошка Г+ПАВ в течение индукционного периода увеличение pH идет медленнее, что связано с меньшей скоростью коррозии в этот период. Значительно большее содержание ионов железа в коррозионной среде после испытания порошка Г+ПАВ по сравнению с карбонильным железом при сравнимых pH раствора может быть связано с разрушением металлоорганического слоя поверхности. Разрушение слоя приводит к появлению в растворе органических лигандов, образующих с ионами железа водорастворимые комплексные соединения, что будет препятствовать осаждению и повысит их суммарное содержание в растворе.

Коррозионные потери порошков (см. рис. 8) после $t_{\text{изм}} = 1$ ч растут по сравнению с порошком карбонильного железа вследствие увеличения дисперсности. С ростом $t_{\text{изм}}$ коррозионные потери уменьшаются, несмотря на продолжающийся рост дисперсности, причем у более высокодисперсных порошков Г+ПАВ коррозионные потери ниже.

Повышение коррозионной стойкости может быть связано с изменением состава поверхностных слоев. Одинаковый ход кривых коррозионных потерь (см. рис. 8) позволяет предположить, что причина повышения коррозионной стойкости одна и та же в обоих случаях. Из анализа хода кривых на рис. 3, 4 следует, что основную роль в повышении

коррозионной устойчивости с увеличением $t_{\text{изм}}$ играет графитоподобный слой, так как нарастание количества графитоподобных структур коррелирует с повышением коррозионной стойкости. Повышенная коррозионная стойкость порошков Г+ПАВ по сравнению с порошками Г связана не столько с толщиной оксидного слоя, сколько с отличиями в структуре оксидной и металлоорганической составляющей поверхностного слоя.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследована коррозионная устойчивость высокодисперсных порошков железа, полученных измельчением в среде гептана без добавки и с добавками ПАВ (олеиновой кислоты), в 0.85 % растворе NaCl при температуре 37 °С. Показано, что коррозионная устойчивость повышается с увеличением времени измельчения и в присутствии ПАВ, несмотря на увеличение дисперсности порошков. Обнаружен индукционный период, появление которого связано с защитным поверхностным слоем.

Анализ слоев, формирующихся на поверхности в различных средах и на разных стадиях измельчения, а также после выдержки порошков на воздухе, методами рентгеновской фотоэлектронной и Оже-спектроскопии показал, что поверхностные слои включают три составляющие – графитоподобный и оксидный слои (Fe_2O_3 , гидроксиды) и органические комплексные соединения. Толщина защитного поверхностного слоя не превышает 10 нм.

Графитоподобный слой образуется в результате механодеструкции гептана на свежесформированной поверхности металла, причем толщина слоя увеличивается с ростом времени измельчения. В основном этот слой обеспечивает рост коррозионной устойчивости порошков при увеличении времени измельчения.

Состав и строение оксидных слоев и металлоорганических комплексов зависят от среды измельчения. В присутствии ПАВ оксидный слой начинает формироваться непосредственно в

процессе измельчения с участием кислорода, источником которого является олеиновая кислота, и его толщина нарастает с увеличением времени измельчения. Формирование оксидного слоя на порошках, измельчаемых в гептане, происходит в основном после выноса порошков из среды измельчения на воздух, и его толщина мало зависит от времени измельчения. Различия в строении оксидных слоев и металлоорганических комплексов обеспечивают повышенную коррозионную стойкость порошков, полученных в присутствии ПАВ.

Авторы благодарят А. Х. Кадикову и А. Н. Маратканову за помощь в проведении Оже-исследований. Работа поддержана грантами РФФИ (01-03-96463 и 01-02-96463).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1 К. Aramaki, *Corrosion Science*, 41 (1999) 1715.
- 2 С. Ф. Ломаева, Е. П. Елсуков, Г. Н. Коньгин и др., *Коллоид. журн.*, 62, 5 (2000) 644.
- 3 S. F. Lomayeva, E. P. Yelsukov, G. N. Konygin et al., *Colloid and Surfaces. A.*, 162 (1999) 279.
- 4 М. А. Плетнев, А. М. Дорфман, В. И. Повстугар и др., *Защита металлов*, 35, 1 (1999) 37.
- 5 Н. В. Иванов, А. В. Сюгаев, А. М. Дорфман и др., 5-я Российская университетско-академическая научно-практическая конф.: Тез. докл., Ижевск, 2001, ч. 6, с. 156–157.
- 6 В. И. Повстугар, А. А. Шаков, С. С. Михайлова, Е. В. Воронина, *Журн. аналит. химии*, 53, 8 (1998) 795.
- 7 N. S. McIntyre, D. G. Zetaruk, *Analyt. Chem.*, 49, 11 (1977) 1521.
- 8 В. И. Нефедов, Рентгеноэлектронная спектроскопия химических соединений, Химия, Москва, 1984.
- 9 K. Asami, K. Hashimoto, *Corrosion Science*, 17 (1977) 559.
- 10 G. Beamson, D. Briggs, High Resolution XPS of Organic Polymers. The Scienta ESCA300 Database, Wiley & Sons, Chichester etc., 1992.
- 11 M. Nagumo, *Materials Transactions. JIM*, 36, 2 (1995) 170.
- 12 А. М. Дубинская, *Успехи химии*, 68, 8 (1999) 708.
- 13 Г. С. Ходаков, *Коллоид. журн.*, 60, 5 (1998) 684.
- 14 Г. А. Гороховский, Поверхностное диспергирование динамически контактирующих полимеров и металлов, Наукова думка, Киев, 1972.
- 15 А. Д. Помогайло, А. С. Розенберг, И. Е. Уфлянд, Наночастицы металлов в полимерах, Химия, Москва, 2000.
- 16 Г. Г. Улиг, Р. У. Реви, Коррозия и борьба с ней, Химия, Ленинград, 1989.