ДОКЛАДЫ РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК. ХИМИЯ, НАУКИ О МАТЕРИАЛАХ, 2024, том 514, с. 50–58

ХИМИЯ

УДК 544.653.2(546.73+54.161.6)

Статья посвящается юбилею члена-корреспондента РАН Альберта Львовича Лапидуса

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТИ НА КОРРОЗИОННУЮ УСТОЙЧИВОСТЬ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА Co-Si-Fe-Cr-Al

© 2024 г. И. И. Кузнецова[1], О. К. Лебедева[1], Д. Ю. Культин[1], Н. С. Перов[2], Л. М. Кустов[1,3,*]

Поступило 31.05.2023 г.
После доработки 12.11.2023 г.
Принято к публикации 15.11.2023 г.

Поверхность аморфного сплава на основе кобальта номинального состава Co75Si15Fe5Cr4.5Al0.5 была модифицирована наноструктурами при анодировании в ионной жидкости – бис(трифторметансульфонил)имиде 1-бутил-3-метилимидазолия. Проведено сравнение магнитных (удельной намагниченности насыщения и коэрцитивной силы) и коррозионных (потенциала коррозии и сопротивления) характеристик аморфного сплава до и после электрохимического модифицирования поверхности наноструктурами. Модифицирование поверхности сплава частично меняет его магнитные свойства. После коррозионных испытаний наблюдается возрастание значения коэрцитивной силы. Коррозионные испытания проводили методом поляризационных кривых в растворе Рингера. Коррозионная устойчивость модифицированных оксидными наноструктурами сплавов выше, чем коррозионная устойчивость шлифованного сплава. Увеличение коррозионной стойкости определяется в основном присутствием наноструктур.

Ключевые слова: ионные жидкости, анодирование, наноструктуры, магнитные наночастицы, функционализация поверхности, магнитные материалы, магнитные сплавы, коррозия, самоорганизация, хранение информации

DOI: 10.31857/S2686953524010052

Магнитно-мягкие аморфные сплавы (**АС**) с высокой магнитной проницаемостью находят разнообразное применение: в системах хранения информации, биомедицине [1], микронаномашиностроении [2], в замене ферритов в традиционных катушках индуктивности [3], в качестве сердечников распределительных трансформаторов [4]. Такие сплавы обладают низкой коэрцитивной силой и относительно высокой магнитной индукцией насыщения. Низкая коэрцитивная сила обусловлена небольшими величинами магнитокристаллической и магнитоупругой анизотропий [3]. Добавление хрома [4] или неметаллического компонента (кремния) [5] не оказывают негативного влияния на магнитные свойства, препятствуют кристаллизации сплава со временем.

Применение магнитных АС в атмосфере сопровождается их коррозией под влиянием неблагоприятных факторов окружающей среды, таких как высокая влажность или наличие частиц солей в воздухе. Это приводит к ускорению естественного старения и ухудшению их свойств [6]. В литературе большое внимание уделяется сравнению коррозионной устойчивости кристаллических и аморфных сплавов [6]. Добавки Cr могут увеличивать стойкость АС к коррозии [7]. В работе [8] для сплавов, в которых содержание Co выше (68–70 ат. %), независимо от концентрации Cr и Mo не было обнаружено существенного изменения пассивности. Повышение содержания Si, наоборот, ухудшает коррозионную устойчивость [9].

[1] *Московский Государственный Университет имени М.В. Ломоносова, Химический факультет, 119991 Москва, Россия*

[2] *Московский Государственный Университет имени М.В. Ломоносова, Физический факультет, 119991 Москва, Россия*

[3] *Институт органической химии им. Н.Д. Зелинского Российской академии наук, 119991 Москва, Россия*

* *E-mail: lmkustov@mail.ru*

Для описания и понимания коррозионных процессов важно знать влияние различных факторов: микроструктуры, неоднородностей поверхности, состава оксидного слоя сплава и концентрации хлорид-ионов в окружающей среде [10]. Так, гомогенная структура АС способствует образованию однородной защитной пленки, что повышает коррозионную стойкость [6]. Модифицирование поверхности сплавов может замедлять или даже предотвращать коррозионные процессы. Главной задачей остается при этом сохранить магнитные свойства самого сплава. Коррозия как поверхностное явление оказывает большое влияние на магнитные свойства поверхности [1]. В работе [9] установлено, что магнитная стабильность АС на основе кобальта снижается после длительной коррозии в дистиллированной воде. Магнитное поле, действующее в процессе коррозии, тоже может оказывать влияние на свойства поверхности. Было показано, что направление прикладываемого магнитного поля оказывает разное влияние на коррозионное поведение сплава BeCu в растворе хлорида натрия [11]. Влияние различных магнитных полей на кинетику восстановления водородом магнетита показано в работе [12].

Для расширения практического применения АС на основе кобальта необходимо оптимальное сочетание коррозионных и магнитных свойств. Одним из путей решения этого вопроса является модифицирование поверхности наноструктурами. В обзорах [13, 14] показана роль ионной жидкости (**ИЖ**) в формировании наноструктур. Анодирование сплава в ионной жидкости может приводить к формированию пористого оксида, плотной пленки оксида, появлению нанотрубок, наноячеек, нанороллов, декорированных нанотрубками, и многим другим формам [13–16]. Выбор формы модифицирования поверхности определяется задачами использования материала. Так, было показано, что при модифицировании поверхности аморфного сплава Fe70Cr15B15 гексагональными наноструктурами происходит значительный сдвиг значения потенциала коррозии в отрицательную сторону (+379 мВ по хлорсеребряному электроду сравнения (**ХСЭ**)), по сравнению с исходным сплавом (–125 мВ по ХСЭ) [15].

Целью настоящего исследования являлось получение модифицированной наноструктурами (наноячейками) поверхности АС номинального состава Co75Si15Fe5Cr4.5Al0.5 при анодном воздействии в ИЖ – бис(трифторметансульфонил)имиде 1-бутил-3-метилимидазолия ($BmimNTf_2$) – и сравнение магнитных свойств и коррозионной устойчивости модифицированного и исходных сплавов, а также анализ влияния коррозии на магнитные свойства сплава. Сравнение таких магнитных свойств, как коэрцитивная сила и намагниченность насыщения для сплава данного состава, ранее не проводилось. Эти свойства частично зависят от модифицирования поверхности.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В работе использовали ИЖ бис(трифторметансульфонил)имид 1-бутил-3-метилимидазолия (чистота 99.5%; ABCR GmbH, Германия).

В качестве рабочего электрода использовали аморфный сплав на основе кобальта номинального состава Co75Si15Fe5Cr4.5Al0.5. Приготовление сплава, рентгенофазовый анализ и дифференциальную сканирующую калориметрию (для подтверждения аморфности сплава) проводили, как описано в [15]. Аморфность сплава подтверждена методом дифференциальной сканирующей калориметрии (**ДСК**) на приборе Jupiter STA 449 F1 (NETZSCH, Германия). Скорость температурного сканирования составляла 20 K мин$^{-1}$. Рентгенофазовый анализ проводили с помощью дифрактометра DRON-3 (CuK_α). Согласно данным ДСК и рентгенографии, полученный сплав является аморфным. Установлено, что температура начала кристаллизации равна 530°C.

Морфологию поверхности и состав образца изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа EVO-50 Zeiss с анализатором EDX (энергодисперсионная рентгеновская спектроскопия) (Zeiss, Германия).

Все электрохимические эксперименты проводили при комнатной температуре на воздухе. Анодирование проводили в $BmimNTf_2$ в трехэлектродной ячейке с неразделенным катодно-анодным пространством в гальваностатических условиях в интервале плотности тока 5–18 мА см$^{-2}$ с использованием потенциостата PGSTAT 302N (Metrohm, Швейцария). Время воздействия варьировали от 100 до 1800 с. Площадь рабочего электрода составляла 0.4 см^2. При анодировании в качестве электрода сравнения использовали серебряную проволоку. Вспомо-

Таблица 1. Условия обработки и морфология поверхности образцов АС

Образец	Состав электролита	Условия обработки	Морфология поверхности
1	–	шлифование механическое	гладкая
2	–	исходный (природный оксид)	гладкая
3	$BmimNTf_2$	анодирование 200 с, 12.5 мА см$^{-2}$	наноячейки ⌀ 100–120 нм
4	$BmimNTf_2$	анодирование 80 с, 17.5 мА см$^{-2}$	наноячейки ⌀ 150–170 нм
5	$BmimNTf_2$	анодирование 1800 с, 15.0 мА см$^{-2}$	гладкая
6	0.01M Li_2CO_3 в $BmimNTf_2$	анодирование 100 с, 15.0 мА см$^{-2}$	лабиринтная нано-структура, наноканалы шириной 100–120 нм

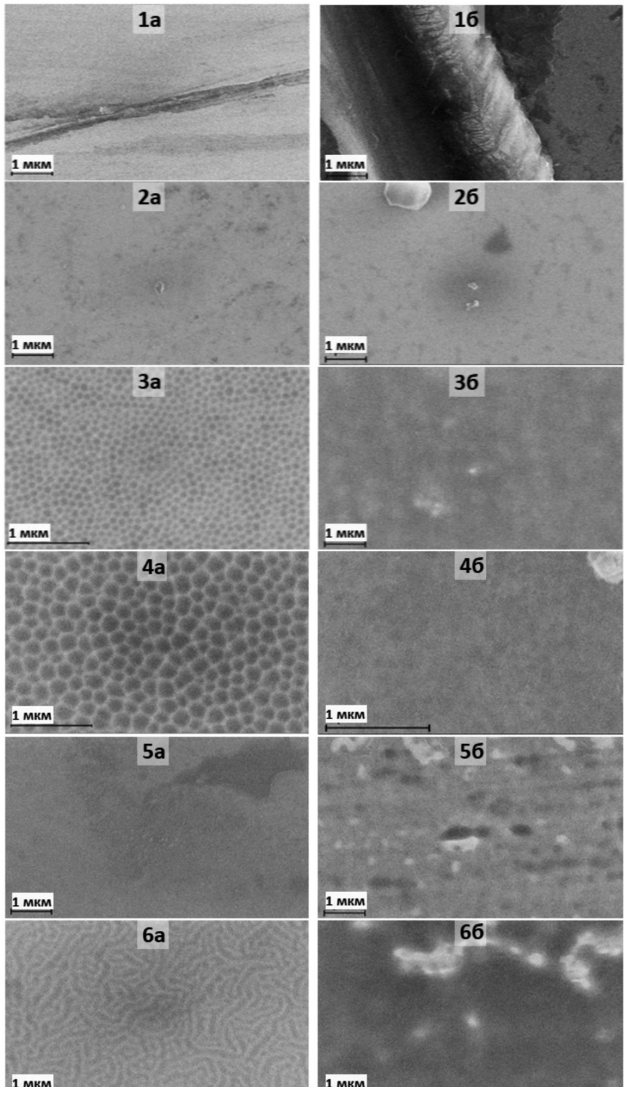

Рис. 1. СЭМ-изображения поверхности образцов **1–6** аморфного сплава Co75Si15Fe5Cr4.5Al0.5: (а) до и (б) после коррозионных испытаний в растворе Рингера.

гательный электрод был из того же материала, что и анод.

Содержание воды в ионной жидкости определялось при помощи титратора 899 Coulometer (Metrohm, Швейцария) и не превышало 900 м. д.

Условия обработки и описание морфологии поверхности представлены в табл. 1.

Потенциодинамические поляризационные кривые в растворе Рингера фиксировали с помощью потенциостата PGSTAT 302N (Metrohm AG, Швейцария) при скорости развертки 1 мВ с$^{-1}$. Электрод сравнения – ХСЭ, вспомогательный электрод – платиновая проволока.

Измерения объемных магнитных свойств проводили на вибрационном магнитометре 7407 VSM (LakeShore, USA) при температурах от 100 до 450 K в полях до 16 кЭ. Масса образцов определялась на аналитических весах (Rawdag, Germany) с точностью 0.01 мг. Калибровка магнитометра проводилась по никелевому эталону с магнитным моментом 6.92 эме в поле 5 кЭ.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Анодное модифицирование поверхности сплава в ИЖ $BmimNTf_2$. Тонкие пленки оксидов с развитой поверхностью потенциально важны для применения в электрохимических конденсаторах [17]. Образование наноячеек с четырьмя или пятью стенками при анодировании кремния в ИЖ с содержанием воды до 2% было показано в работе [18]. Это позволило предположить возможность получения наноструктур на исследуемом сплаве. Были найдены условия (сила

Таблица 2. Элементный состав образцов **1**, **2** и **4** до и после коррозионных испытаний

Образец	Содержание элемента до коррозионных испытаний, ат. %					
	Co	Si	Fe	Cr	Al	O
1	72.55 ± 2.40	14.06 ± 0.90	4.73 ± 0.37	3.94 ± 0.17	0.30 ± 0.22	4.42 ± 3.44
2	75.10 ± 0.49	14.27 ± 0.39	4.63 ± 0.37	4.19 ± 0.17	0.17 ± 0.16	1.65 ± 0.70
4	75.18 ± 0.49	14.54 ± 0.40	4.98 ± 0.25	4.21 ± 0.29	0.29 ± 0.15	0.81 ± 0.12
Содержание элемента после коррозионных испытаний, ат. %						
	Co	Si	Fe	Cr	Al	O
1	70.65 ± 0.91	14.64 ± 0.61	4.76 ± 0.34	3.78 ± 0.24	0.34 ± 0.30	5.82 ± 1.07
2	75.30 ± 1.12	14.37 ± 0.57	4.75 ± 0.24	4.16 ± 0.25	0.30 ± 0.27	1.13 ± 0.73
4	71.39 ± 1.54	14.12 ± 0.28	4.85 ± 0.45	4.03 ± 0.26	0.23 ± 0.18	5.37 ± 1.47

тока, время анодирования), при которых на поверхности АС образуются гексагональные наноячейки (табл. 1, рис. 1). На рис. 1 представлены СЭМ-изображения поверхности исходного сплава Co75Si15Fe5Cr4.5Al0.5 после абразивного шлифования и анодирования в ИЖ до и после коррозионных испытаний в растворе Рингера. Размер ячеек в среднем составляет 100–170 нм.

Элементные составы исходного (**2**), шлифованного (**1**), анодированого в ИЖ (**4**) сплавов до и после коррозионных испытаний в растворе Рингера приведены в табл. 2.

Из табл. 2 видно, что модифицирование поверхности ячейками не сопровождается обогащением каким-либо элементом. Поверхность исходного сплава покрыта “естественным” оксидом. Известно, что абразивное шлифование приводит к удалению оксида и одновременно увеличению отклонений геометрической формы поверхности (шероховатости), но такая поверхность легче взаимодействует с кислородом воздуха [19, 20], что увеличивает содержание кислорода, по сравнению с исходным образцом.

Роль “естественного” оксида в формировании наноструктур при анодировании подробно обсуждена в [16]. Плотный, с хорошей адгезией “естественный” оксид способствует образованию наноячеек и даже нанотрубок. В работе [21] на поверхности кобальта в процессе анодирования были получены компактные пленки с хорошей адгезией, внутренний слой которых состоит из CoO, а внешний из Co_3O_4. В настоящем исследовании добавление карбоната лития способствовало модифицированию поверхности Co_3O_4 наноструктурами другой морфологии – нано-лабиринт, состоящий из наноканалов шириной 100–120 нм (рис. 1, **6а**). Влияние модифицирующих поверхность добавок на структуру оксида кобальта показано в работе [22].

Электрохимическая коррозия. Электрохимическую коррозию образцов проводили методом потенциодинамических поляризационных кривых в растворе Рингера (рис. 2, табл. 3) [23].

Рассчитанные на основании поляризационных измерений значения потенциалов коррозии и сопротивления приведены в табл. 3.

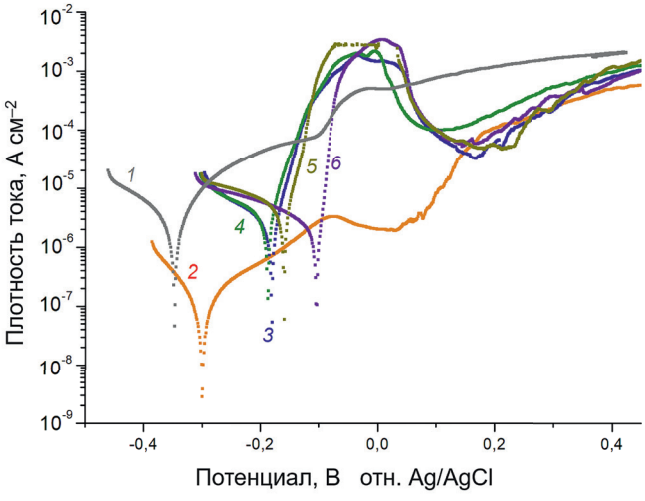

Рис. 2. Линейные поляризационные кривые образцов **1–6** аморфного сплава Co75Si15Fe5Cr4.5Al0.5, полученные в растворе Рингера при скорости развертки потенциала 1 мВ $с^{-1}$. Все измерения выполнены с использованием как анодной, так и катодной областей. Номера кривых соответствуют номерам образцов.

Таблица 3. Экспериментальные и рассчитанные потенциалы коррозии и поляризационное сопротивление образцов **1**, **2** и **4** аморфного сплава Co75Si15Fe5Cr4.5Al0.5, полученные в растворе Рингера

Образец	Потенциал коррозии, мВ		Поляризационное сопротивление $PR \times 10^5$, Ом
	экспериментальный	рассчитанный	
1	−348	−372	0.06
2	−319	−322	1.76
4	−189	−188	0.04

Из рис. 1, 2 и табл. 3 видно, что удаление пленки “естественного” оксида шлифованием приводит к ухудшению коррозионной стойкости сплава. На поверхности сплава появляются значительные неоднородности (рис. 2, образцы **1а** и **1б**). Коррозионная устойчивость модифицированных оксидными наноструктурами сплавов выше, чем у шлифованного образца (рис. 2, табл. 3). Анодное модифицирование в ИЖ практически не меняет состав поверхности (табл. 2), что делает возможным заключение об увеличении коррозионной стойкости при наличии на поверхности *наноструктур* (*наночеек*). Содержание кобальта после коррозии уменьшается для шлифованного и модифицированного образцов (табл. 2). После активного растворения наблюдается пассивация как у исходного, так и у модифицированных образцов (рис. 2, кривые *2*, *3*–*6*).

Коррозионное поведение сплава на основе Co и Cr в растворе Рингера изучено в [8]. Сплавы показали высокую коррозионную устойчивость за счет образования смешанного оксида $Cr_2O_3 \cdot CoO$. Образование защитного оксида (ингибирующего) на хроме при анодировании происходит в соответствии со схемой $Cr \rightarrow *CrOH \rightarrow *Cr(OH)_2 \rightarrow *Cr(OH)_3 \rightarrow *Cr_2O_3$ (знаком * обозначена адсорбированная частица) [24].

Суммарные уравнения реакций процессов:

$$2Cr + 3H_2O = *Cr_2O_3 + 6H^+ + 6e^-,$$

$$Co + H_2O = *CoO + 2H^+ + 2e^-.$$

Полученные потенциалы коррозии (табл. 3) близко совпадают с результатами работы [25]. В работе [26] было показано, что добавление Fe увеличивает степень коррозии.

Магнитные свойства исходного и модифицированного наноструктурами сплава. Поскольку исследованный сплав обладает хорошо выраженными магнитными свойствами, представляло интерес выявление их возможной корреляции, во-первых, с коррозионным поведением сплава и, во-вторых, с наличием или отсутствием наноструктур и оксидов на поверхности сплава.

Магнитные свойства сплавов чувствительны к изменению многих факторов, в том числе к изменению поверхностного слоя [27]. Аморфные сплавы благодаря своей структуре содержат мало дефектов и способны к намагничиванию до насыщения в магнитных полях небольшой напряженности. Кроме того, они, как показано выше, обладают высокой устойчивостью к коррозии, которую можно повысить за счет модифицирования поверхности материала.

Коэрцитивная сила является структурно-чувствительной магнитной характеристикой материала, и можно было предположить, что модифицирование поверхности наноструктурами будет изменять значение коэрцитивной силы (табл. 4, а также рис. 3 и увеличенный фрагмент на рис. 4).

Коэрцитивная сила при $T = 298$ K изменяется в небольшом интервале значений от 0.35 Э для образца **1** (рис. 3а, кривая *1*_298 K) до 0.45 Э для образца **4**, покрытого наноструктурами (рис. 3а, кривая *4*_298 K), что хорошо видно на рис. 4. После коррозии значение коэрцитивности значительно возрастает (рис. 4), и это можно объяснить увеличением количества дефектов на поверхности [28–30]. Намагниченность насыщения, как для всех ферромагнетиков, выше для образцов **1**, **2**, **4** при температуре 100 K, а затем понижается при повышении температуры до 298 K (рис. 3а). Значение коэрцитивной силы меньше при 100 K, что типично для аморфных сплавов [31]. Остаточная намагниченность сильнее выражена для образцов после коррозии (рис. 3б). Это связано, в первую очередь, с ростом коэрцитивной силы.

Наличие наноструктур на поверхности не сильно изменяют значение намагниченности

Таблица 4. Значения коэрцитивной силы, полученные для исходных образцов и после коррозионного воздействия при комнатной температуре ($T = 298$ K) и $T = 100$ K

Условия воздействия	Образец[a]	Коэрцитивная сила при $T = 298$ K, Э	Коэрцитивная сила при $T = 100$ K, Э
До коррозии	**1**	0.35	0.16
	2	0.38	0.08
	4	0.45	0.01
После коррозии	**1k**	5.00	4.70
	2k	4.95	4.50
	4k	5.10	4.80

[a] Для образцов после воздействия коррозии введен индекс “k”.

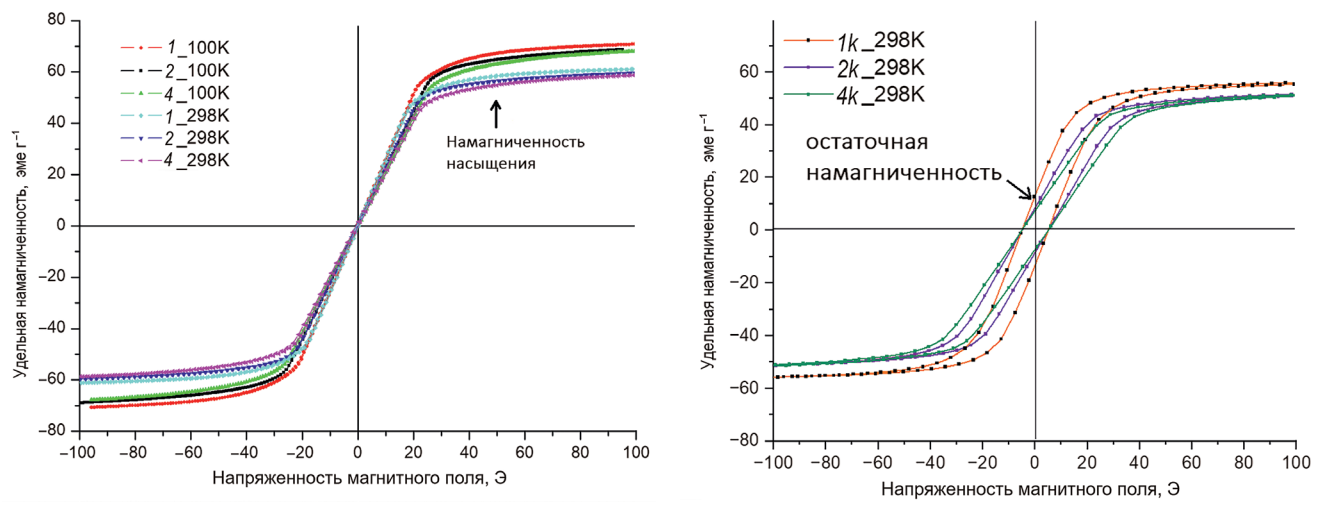

Рис. 3. (а) Петли магнитного гистерезиса образцов **1**, **2** и **4** аморфного сплава Co75Si15Fe5Cr4.5Al0.5 до проведения коррозионных испытаний при температуре $T = 298$ и 100 K. (б) Петли магнитного гистерезиса образцов при $T = 298$ K после коррозии. Номера кривых соответствуют номерам образцов сплава.

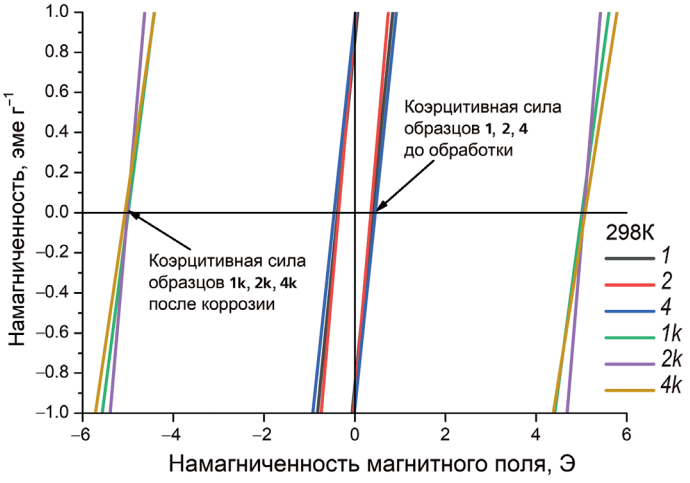

Рис. 4. Центральная часть петель гистерезиса образцов аморфного сплава Co75Si15Fe5Cr4.5Al0.5 до (**1**, **2** и **4**) и после (**1k**, **2k** и **4k**) коррозионных испытаний при температуре $T = 298$ K. Номера кривых соответствуют номерам образцов сплава.

насыщения и остаточной намагниченности, что проиллюстрировано на рис. 3а,б.

Коэрцитивная сила чувствительна к более глубокому изменению поверхности. Толщина модифицированного слоя составляет меньше 1 мкм. После проведения поляризационных испытаний в растворе Рингера поверхностный слой подвергается существенным изменениям с разрушением модифицированного слоя и образованием новых дефектов. Это способствует увеличению значения коэрцитивной силы больше, чем в 10 раз (рис. 4, табл. 4).

Следует дополнительно отметить, что намагничивание образцов производилось в разных направлениях, и небольшое изменение наклона петель гистерезиса говорит о наличии осей легкого и трудного намагничивания. Форма и параметры петель гистерезиса изменяются в зависимости от ориентации магнитного поля. АС, тем не менее, обладает незначительной магнитной анизотропией вдоль оси, перпендикулярной плоскости образца, где значения коэрцитивной силы несколько выше, чем для измерений вдоль поверхности образцов. Незначительная магнитная анизотропия АС вдоль поверхности обусловлена наличием внутренних напряжений, что способствует понижению значений коэрцитивной силы в определенных направлениях.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе было проведено функциональное модифицирование наноструктурами поверхности аморфного сплава Co75Si15Fe5Cr4.5Al0.5. Наноструктуры – гексагональные ячейки диаметром 100–170 нм – получены при анодировании сплава в ионной жидкости $BmimNTf_2$. Лабиринтные наноструктуры с наноканалами шириной 100–120 нм получены при анодировании сплава в ионной жидкости $BmimNTf_2$ в присутствии Li_2CO_3.

Коррозионные исследования методом поляризационных кривых показали, что коррозионная устойчивость модифицированных оксидными наноструктурами сплавов выше, чем у шлифованного и исходного образцов, что подтверждается смещением потенциала коррозии в отрицательную сторону.

Проведено сравнение магнитных свойств модифицированных и исходного сплавов. Показано влияние коррозии на магнитные характеристики АС. Сравнение таких магнитных свойств, как коэрцитивная сила и намагниченность, для сплава такого состава ранее не проводилось. Было показано, что эти свойства частично зависят от модификации поверхности.

Полученные результаты позволяют прогнозировать возможную область применения модифицированных наноячейками магнитных сплавов в области хранения информации на магнитных носителях. Предполагается, что 2D-наноструктуры (наноячейки) позволят легко записывать информацию (доменные носители) и при этом дольше обычных носителей сохранять ее без потерь.

ИСТОЧНИК ФИНАНСИРОВАНИЯ

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 23-73-30007).

СОБЛЮДЕНИЕ ЭТИЧЕСКИХ СТАНДАРТОВ

В данной работе исследования на человеке или животных не проводились.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы данной работы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Chiriac H., Herea D.-D., Corodeanu S.* // J. Magn. Magn. Mater. 2007. V. 311. № 1. P. 425–428. https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2006.11.207
2. *Louzguine-Luzgin D.V., Ketov S.V., Trifonov A.S., Churymov A.Yu.* // J. Alloys Compd. 2018. V. 742. P. 512–517. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.01.290
3. *Ackland K., Masood A., Kulkarni S., Stamenov P.* // AIP Advances. 2018. V. 8. № 5. P. 056129. https://doi.org/10.1063/1.5007707
4. *Xu D.D., Zhou B.L., Wang Q.Q., Zhou J., Yang W.M., Yuan C.C., Xue L., Fan X.D., Ma L.Q., Shen B.L.* // Corros. Sci. 2018. V. 138. P. 20–27. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2018.04.006
5. *Xu J., Yang Y., Li W., Xie Z., Chen X.* // Mater. Res. Bull. 2018. V. 97. P. 452–456. https://doi.org/10.1016/j.materresbull.2017.09.042
6. *Permyakova I.E., Glezer A.M., Savchenko E.S., Shchetinin I.V.* // Bull. Russ. Acad. Sci. Phys. 2017. V. 81. № 11. P. 1310–1316.

https://doi.org/10.3103/S1062873817110144

7. *Han J., Hong J., Kwon S., Choi-Yim H.* // Metals. 2021. V. 11. № 2. P. 304. https://doi.org/10.3390/met11020304
8. *Lone S.A., Mardare C.C., Mardare A.I., Hassel A.W.* // Meet. Abstr. 2021. V. MA2021-01. № 18. P. 797. https://doi.org/10.1149/MA2021-0118797mtgabs
9. *Hu J., Zhang X., Liu H., Fu B., Dong Z., Wang Y.* // J. Supercond. Nov. Magn. 2022. V. 35. № 6. P. 1569–1574.
10. *Nyby C., Guo X., Saal J.E., Chien S.-C., Gerard A.Y., Ke H., Li T., Lu P., Oberdorfer C., Sahu S., Li S., Taylor C.D., Windl W., Scully J.R., Frankel G.S.* // Sci. Data. 2021. V. 8. № 1. P. 58. https://doi.org/10.1038/s41597-021-00840-y
11. *Hu J., Dong C., Li X., Xiao K.* // J. Mater. Sci. Technol. 2010. V. 26. № 4. P. 355–361. https://doi.org/10.1016/S1005-0302(10)60058-8
12. *Chernavsky P.A., Kim N.V., Andrianov V.A., Perfiliev Y.D., Novakova A.A., Perov N.S.* // RSC Adv. 2021. V. 11. № 25. P. 15422–15427. https://doi.org/10.1039/D1RA01200B
13. *Lebedeva O., Kultin D., Kustov L.* // Nanomaterials. 2021. V. 11. № 12. P. 3270. https://doi.org/10.3390/nano11123270
14. *Lebedeva O., Kultin D., Zakharov A., Kustov L.* // Surf. Interfaces. 2022. V. 34. P. 102345. https://doi.org/10.1016/j.surfin.2022.102345
15. *Lebedeva O., Snytko V., Kuznetsova I., Kalmykov K., Kultin D., Root N., Philippova S., Dunaev S., Zakharov A., Kustov L.* // Metals. 2020. V. 10. № 5. P. 583. https://doi.org/10.3390/met10050583
16. *Lebedeva O., Kultin D., Kalmykov K., Snytko V., Kuznetsova I., Orekhov A., Zakharov A., Kustov L.* // ACS Appl. Mater. Interfaces. 2021. V. 13. № 1. P. 2025–2032. https://doi.org/10.1021/acsami.0c19392
17. *Gaikar P.S., Angre A.P., Wadhawa G., Ledade P.V., Mahmood S.H., Lambat T.L.* // Curr. Res. Green Sustainable Chem. 2022. V. 5. P. 100265. https://doi.org/10.1016/j.crgsc.2022.100265
18. *Saverina E.A., Zinchenko D.Y., Farafonova S.D., Galushko A.S., Novikov A.A., Gorbachevskii M.V., Ananikov V.P., Egorov M.P., Jouikov V.V., Syroeshkin M.A.* // ACS Sustainable Chem. Eng. 2020. V. 8. № 27. P. 10259–10264. https://doi.org/10.1021/acssuschemeng.0c03133
19. *Uran S., Veal B., Grimsditch M., Pearson J., Berger A.* // Oxid. Met. 2000. V. 54. № 1/2. P. 73–85. https://doi.org/10.1023/A:1004650612791
20. *Osei-Agyemang E., Balasubramanian G.* // npj Mater. Degrad. 2019. V. 3. № 1. P. 20. https://doi.org/10.1038/s41529-019-0082-5
21. *Pontinha M., Faty S., Walls M.G., Ferreira M.G.S., Cunha Belo M.D.* // Corros. Sci. 2006. V. 48. № 10. P. 2971–2986. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2005.10.007
22. *Chang A.S., Tahira A., Chang F., Solangi A.G., Bhatti M.A., Vigolo B., Nafady A., Ibupoto Z.H.* // Biosensors. 2023. V. 13. № 1. P. 147. https://doi.org/10.3390/bios13010147
23. *Kuznetsova I., Lebedeva O., Kultin D., Kalmykov K., Philippova S., Leonov A., Kustov L.* // ECS Trans. 2022. V. 109. № 14. P. 87–94. https://doi.org/10.1149/10914.0087ecst
24. *Zhang L., Xiong X., Yan Y., Gao K., Qiao L., Su Y.* // Int. J. Miner. Metall. Mater. 2019. V. 26. № 6. P. 732–739. https://doi.org/10.1007/s12613-019-1803-z
25. *Garcia-Falcon C.M., Gil-Lopez T., Verdu-Vazquez A., Mirza-Rosca J.C.* // Mater. Chem. Phys. 2021. V. 260. P. 124164. https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2020.124164
26. *Souza C.A.C., Ribeiro D.V., Kiminami C.S.* // J. Non Cryst. Solids. 2016. V. 442. P. 56–66. https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2016.04.009
27. *Skulkina N.A., Ivanov O.A., Stepanova E.A., Shubina L.N., Kuznetsov P.A., Mazeeva A.K.* // Phys. Metals Metallogr. 2015. V. 116. № 12. P. 1182–1189. https://doi.org/10.1134/S0031918X1512011X
28. *Vakhitov R.M., Shapayeva T.B., Solonetskiy R.V., Yumaguzin A.R.* // Phys. Metals Metallogr. 2017. V. 118. № 6. P. 541–545. https://doi.org/10.1134/S0031918X17040111
29. *Шалыгина Е.Е., Агапонова А.В., Тараканов О.Н., Рыжиков И.А., Шалыгин А.Н.* // Письма в ЖТФ. 2011. Т. 37. № 9. С. 37–44. https://doi.org/10.1134/S1063785011050154
30. *Агапонова А.В., Шалыгина Е.Е., Тараканов О.Н., Быков И.В., Маклаков С.А., Пухов А.А., Рыжиков И.А., Седова М.В., Якубов И.Т.* // Изв. РАН. Сер. физ. 2011. Т. 75. № 2. С. 200–202. https://doi.org/10.3103/S1062873811020031
31. *Dokukin M.E., Perov N.S., Dokukin E.B., Beskrovnyi A.I., Zaichenko S.G.* // Physica B: Condens. Matter. 2005. V. 368. № 1–4. P. 267–272. https://doi.org/10.1016/j.physb.2005.07.020

Dedicated to the jubilee of Corresponding Member of the RAS Albert Lapidus

EFFECT OF SURFACE MICROSTRUCTURE FOR CORROSION RESISTANCE AND MAGNETIC PROPERTIES OF AN AMORPHOUS COBALT-BASED Co-Si-Fe-Cr-Al ALLOY

I. I. Kuznetsova[a], O. K. Lebedeva[a], D. Yu. Kultin[a], N. S. Perov[b], L. M. Kustov[a,c,#]

[a] *Department of Chemistry, Lomonosov Moscow State University, 119991 Moscow, Russian Federation*

[b] *Faculty of Physics, Lomonosov Moscow State University, 119991 Moscow, Russian Federation*

[c] *Zelinsky Institute of Organic Chemistry, Russian Academy of Sciences, 119991 Moscow, Russian Federation*

[#] *E-mail: lmk@ioc.ac.ru*

The surface of an amorphous cobalt-based alloy of nominal composition Co75Si15Fe5Cr4.5Al0.5 was modified by nanostructures at anodizing in an ionic liquid – bis(trifluoromethane sulfonyl)imide 1-butyl-3-methylimidazolium. The magnetic (saturation specific magnetization and coercive force) and corrosion (corrosion potential and resistance) characteristics of an amorphous alloy before and after electrochemical modification of the surface by nanostructures are compared. Modification of the alloy surface partially changes its magnetic properties. After corrosion tests, an increase in the value of coercive force is observed. Corrosion tests were carried out by the method of polarization curves in Ringer's solution. The corrosion resistance of alloys modified by oxide nanostructures is higher than the corrosion resistance of a polished alloy. The increase in corrosion resistance is mainly determined by the presence of nanostructures.

Keywords: ionic liquids, anodizing, nanostructures, magnetic nanoparticles, surface functionalization, magnetic materials, magnetic alloys, corrosion, self-organization, information storage