

УДК 669.017 (076.5)

DOI: 10.12737/article_59353e29bc12a3.69771142

С.Н. Химухин, В.В. Гостищев, А.В. Меднева, Хосен Ри, Э.Х. Ри

ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ ПОСЛЕ ИСПЫТАНИЯ НА ЖАРОСТОЙКОСТЬ

Исследована структура интерметаллидных покрытий, сформированных методом электроискрового легирования (ЭИЛ) на стали 30, после испытания на жаростойкость при температуре 900 °С. В качестве материалов для покрытий использованы сплавы, полученные методом алюминотермии из оксидов. Методом микрорентгеноспектрального

анализа на поперечных шлифах образцов стали с покрытиями изучен элементный состав различных структурных составляющих.

Ключевые слова: алюминиды никеля, электроискровое легирование, композиционные покрытия, жаростойкость.

S.N. Khimukhin, V.V. Gostishchev, A.V. Medneva, Hosen Ri, E. H. Ri.

INTERMETALLIC COATINGS AFTER HEAT RESISTANCE TEST

The structure of intermetallide coatings formed by a method of electro-spark alloying (ESA) is investigated on steel 30 after a test for heat-resistance at a temperature of 900°C. As materials for coatings there were used alloys obtained from oxides by an aluminothermy method. NiAl based alloys by Cr, Mo, W, separately and in complex. By a method of an electron microprobe analysis on cross microsections of samples of steel with coatings there was studied an element composition of different structural constituents. Maximum values of the mass transfer at the formation of coatings

by material having NiAlCr are explained by presence in the structure of a softening phase containing an increased concentration of Cr (mass % 80-93). It is defined that the highest values of heat-resistance are ensured by a coating formed with the use of a complex doped alloy NiAl-Cr-Mo-W. A distinguishing feature of this coating is its fine structure and presence on borders of phases of structural constituents of alloying elements hindering diffusion.

Key words: nickel aluminides, electro-spark alloying, composite coatings, heat-resistance.

Введение

Развитие современного машиностроения невозможно без использования высокотехнологичных методов. К числу таких методов относятся методы, использующие концентрированные потоки энергии (КПЭ). Этим объясняется повышенное внимание к КПЭ со стороны ученых и производителей, обуславливающее большое количество публикаций в отечественной и зарубежной литературе. К указанным методам относится получение покрытий электроискровым легированием (ЭИЛ) [1]. Метод ЭИЛ основан на электроэрозионном процессе между анодом (обрабатываемым электродом) и катодом (деталью). К числу достоинств метода ЭИЛ относятся: возможность нанесения на обрабатываемую поверхность компактным электродом токопроводящих материалов с улучшением физико-механических и химических свойств конструкционных материалов; высокая прочность сцепления на-

носимого слоя с материалом основы; низкая энергоемкость процесса и простота осуществления проводимых операций.

В результате электроискрового процесса на поверхности катода формируется покрытие, состоящее из переплавленного слоя, ниже которого находится слой с измененной термическим нагревом структурой - зона термического влияния (ЗТВ). Переплавленный слой, образованный фактически закалкой из жидкого состояния, характеризуется малыми размерами структурных составляющих (размер блоков мозаики слоя - $20...130 \cdot 10^{-9}$ м, в зависимости от металла и режимов). Уникальные свойства ЭИЛ-покрытия обусловлены механизмом его формирования [2] со специфической структурой [3], в котором различным образом участвует материал катода, и объясняются исследователями по-разному. Их связывают с изменением электронного строения металла, наличием сопряженной

квазиравновесной аустенитно-мартенситной системы с повышенной плотностью дислокаций, с измененным химическим составом вследствие диффузии из окружающей среды и дисперсностью структурных составляющих.

Необходимо отметить, что формирование покрытий со схожими свойствами отмечается при разных методах: закалке стали из жидкого состояния, лазерной обработке, трении и импульсно-плазменной обработке. Это позволяет сделать вывод о схожести механизмов структурообразования при ЭИЛ и перечисленных методах. Наиболее близким из перечисленных методов по технологическим условиям и характеру источника воздействия является импульсная лазерная обработка, что, возможно, в будущем позволит использовать ряд физико-математических зависимостей из этой области для оценки влияния факторов процесса ЭИЛ (световая вспышка, ударная волна, импульс отдачи, термоупругие напряжения) на структурообразование слоя.

Методика и материалы

Покрытия были получены методом ЭИЛ с использованием электроискровой установки заводского изготовления «Электрон-22А». Анодные материалы на основе алюминидов никеля были выплавлены методом металлотермического синтеза из оксидов. В качестве восстановителя использовался порошок алюминия [6]. Содержание легирующих элементов в сплавах приведено в табл. 1. В качестве катодов применяли образцы стали 30 с одинаковой площадью поверхности.

Эффективность использования новых анодных материалов оценивается целым рядом параметров, в которые входят коэффициент массопереноса (K), толщина и сплошность покрытия, жаростойкость и другие. При определении K (табл. 1) использовали отношение суммы масс катода $\sum \Delta_k$ к сумме масс анода $\sum \Delta_a$ (по данным гравиметрии). Важными для процесса ЭИЛ являются оба показателя ($\sum \Delta_k$ и $\sum \Delta_a$), хотя напрямую параметры покрытия определяет прирост массы на катоде, приведенная для всех анодных материалов за 600 с

На протяжении большого количества времени с момента появления метода ЭИЛ (1943 г.) проводятся работы по получению функциональных покрытий на металлах и сплавах. В последнее время появился ряд работ, в которых за счет создания интерметаллидных покрытий [4] решаются задачи по повышению жаростойкости материалов, используемых в газотурбинных установках и двигателях. В качестве жаростойких материалов находят применение сплавы на основе интерметаллидов, в том числе и алюминиды никеля $NiAl$, Ni_3Al . При этом более широкое применение имеют интерметаллиды Ni_3Al . Поэтому актуальными являются исследования по получению жаростойких покрытий из сплавов на основе $NiAl$. Использование легирования [5] анодных материалов $NiAl$ и изменение режимов процесса ЭИЛ позволяет существенно влиять на свойства и параметры формируемых покрытий. Таким образом, настоящие исследования направлены на изучение изменения структуры покрытий после испытания на жаростойкость.

($\sum \Delta_k$). Гравиметрический метод заключается во взвешивании электродов через каждую минуту обработки на аналитических весах АW-220. Для получения достоверных результатов гравиметрии образцов анодов и катодов после каждого этапа нанесения покрытия (60 с) электроды охлаждали до температуры окружающей среды естественным путем [7]. Качество поверхности покрытий оценивали методом визуально-оптического контроля по наличию оксидных пленок на поверхности. Структуру и свойства покрытий изучали методами металлографии на поперечных шлифах с использованием оптических микроскопов МБС-10 и «Planar Micro-200». Жаростойкость изучалась на дериватографе Q-1000. Для сравнительной оценки в табл. 1 приведен удельный прирост массы Δm образцов с покрытиями после нагрева до температуры 900 °С и изотермической выдержки длительностью 1800 с. После выдержки образцы охлаждали со скоростью в среднем 10 - 20 °С/мин.

Таблица 1

Содержание легирующих элементов в сплавах и показатели процесса ЭИЛ

Интерметаллидный сплав	NiAl	NiAl-Cr	NiAl-Mo	NiAl-Cr-Mo-W
Содержание легирующего элемента, мас.%	-	33	9	Cr - 11 Mo - 13 W - 36
Коэффициент массопереноса (K)	0,2	0,43	0,16	0,2
$\sum \Delta_k, \text{г/см}^2$	0,011	0,038	0,017	0,022
$\Delta m, \text{г/м}^2$	15	13	20	6

После охлаждения до комнатной температуры образцы подвергали осмотру для выявления дефектов покрытий, возникших на поверхности в результате испытаний на жаростойкость. Микроструктурное строение покрытий, полученных методом ЭИЛ, в большинстве случаев не выявляется. Причина заключается в формировании структуры в виде так называемого «белого слоя» [8]. В связи с этим особенности структурного строения покрытий изучали после испытаний на жаростойкость. Для исследований использовался растровый электронный микроскоп

(РЭМ) марки SU-70 Hitachi. В режиме отраженных электронов на шлифованной поверхности образцов становится возможным выявление структурных составляющих с различным составом. Использование микрорентгеноспектральной приставки РЭМ позволяет определить количественное содержание элементов в структурных составляющих и оценить стехиометрический состав фаз. Из приведенных в статье результатов исследований элементного состава намеренно были исключены данные по распределению Si и С.

Обсуждение полученных результатов

На рис. 1 показано микроструктурное строение использованных для получения покрытий анодных материалов и точки микрорентгеноспектрального анализа, результаты которого приведены в табл. 2.

Сплав NiAl без легирующих добавок является однородным с некоторым количеством мелких локально расположенных неметаллических включений, характерных

для технологии металлотермического синтеза. При использовании режима отраженных электронов видны небольшие светлые области по границам основной фазы (рис. 1б). Проведенным микрорентгеноспектральным анализом в точках установлено различное содержание химических элементов.

Таблица 2

Элементный состав сплава анодного материала NiAl в точках

Точки анализа	Содержание элементов, мас.%		Содержание элементов, ат.%	
	Al	Ni	Al	Ni
1	27,4	72,6	45,1	54,9
2	28,6	71,4	46,6	53,4
3	28,9	71,1	46,9	53,0
4	30,9	69,1	49,3	50,7
5	30,3	69,6	48,6	51,3
6	31,0	68,9	49,5	50,5
7	31,2	68,8	49,6	50,4

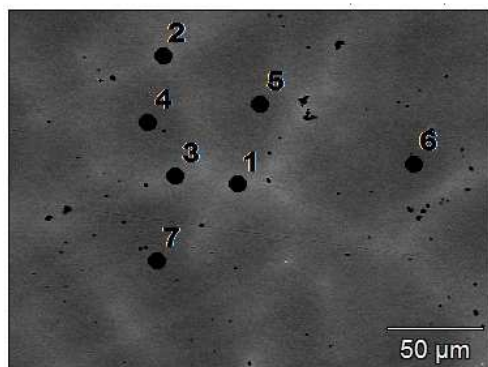
Как следует из приведенных результатов, темная фаза, которая в сплаве явля-

ется основной, в среднем содержит 53,7 ат.% Ni и 46,2 - Al, при этом светлая фаза

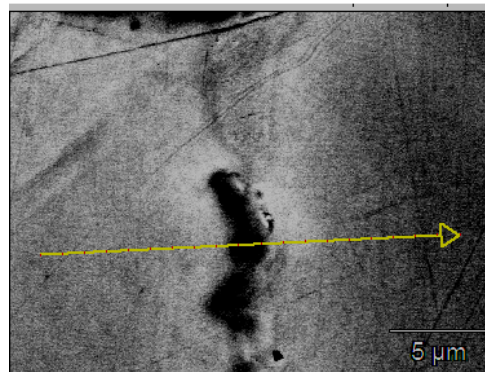
имеет другую концентрацию составляющих химических элементов (Ni - 50,7 ат.%, Al - 49,3). В соответствии с диаграммой состояния светлая фаза сплава NiAl, которая формируется по границам основной фазы, имеет более низкую температуру кристаллизации.

Анализ сплава, легированного хромом, показал: по границам основной интерметаллидной фазы (ат.-%: Ni - 51; Al - 43,3; Cr - 5,6) расположена фаза с большим

содержанием хрома (ат.-%: Ni - 17,7; Al - 5,4; Cr - 76,9) и меньшей концентрацией Ni и Al. Кроме того, по границам основной фазы в виде локальных включений сформированы интерметаллиды на основе хрома (ат.-%: Ni - 5,5; Al - 1,8; Cr - 92,6). Указанное микроструктурное строение сплава объясняет максимальный массоперенос и К хромсодержащих анодных материалов (табл. 1).



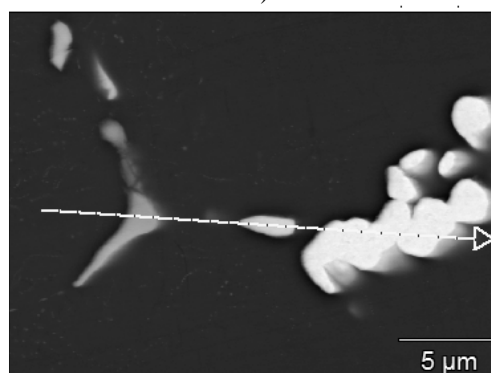
а)



б)



в)



г)

Рис. 1. Микроструктура анодных материалов:
а - NiAl; б - NiAl-Cr; в - NiAl-Mo; г - NiAl-Cr-Mo-W

Изучение сплавов, легированных молибденом (рис. 1в), показало, что основная фаза, по границам которой расположены интерметаллиды переменного состава, обогащенные легирующим элементом (ат.-%: Ni - от 56,6 до 60,6; Al - от 1,1 до 6,2; Mo - от 33,2 до 42,1), состоит из легированного алюминид никеля (ат.-%: Ni - 61,3; Al - 38; Mo - 0,24) и предположительно сформирована по квазиэвтектическому механизму.

Комплексно легированный интерметаллидный сплав NiAl-Cr-Mo-W

состоит из NiAl основы, легированной Cr (ат.-%: Ni - 55; Al - 39; Cr - 5), и мелкодисперсных фаз, расположенных по всей площади шлифа (ат.-%: Ni - 5,8, Cr - 4,7, Mo - 23,6, W - 65,8; Ni - от 4,6 до 4,9, Al - от 4,6 до 4,8, Cr - от 15,7 до 25,8, W - от 8 до 10,3).

После получения покрытий были проведены испытания на жаростойкость. На следующем этапе проводился макроструктурный анализ поверхности образцов. В результате анализа на поверхности образцов с покрытиями не обнаружено вздутий, наплывов и отслоений, что свиде-

тельствует о достаточно высокой адгезионной связи покрытия и основы. Необходимо отметить некоторое отличие в цветовой однородности (окрасе оксидной пленки) поверхности покрытий, что характеризует различный элементный и фазовый состав оксидной пленки. Обнаруженное явление обусловлено некоторой изначальной неоднородностью состава покрытия при формировании методом ЭИЛ и диффузией содержащихся в покрытиях элементов на

поверхность покрытий при испытаниях на жаростойкость.

Изучение структуры и состава покрытий проводили на нетравленных поперечных шлифах. Микроструктурное строение покрытий на стали 30 после испытания на жаростойкость приведено на рис. 2. Точками указаны места проведения локального элементного анализа. Результаты анализа представлены в табл. 3 - 6.

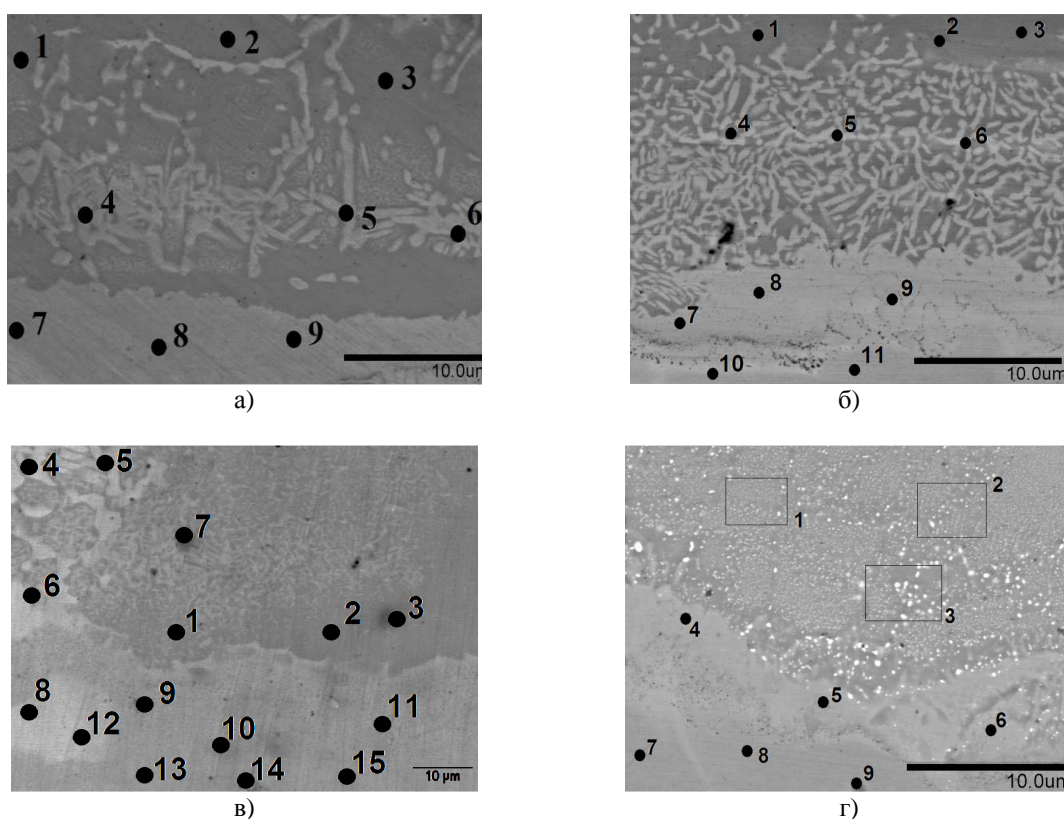


Рис. 2. Микроструктура покрытий, сформированных анодными материалами:
а - NiAl; б - NiAl-Cr (x1000); в - NiAl-Mo (x1000); г - NiAl-Cr-Mo-W

В верхней части покрытия, сформированного сплавом NiAl (рис. 2а), обнаружены следующие элементы (ат.%): 44 Ni; 12 Al; 38 Fe. Можно предположить, что в верхней зоне формируется покрытие, обогащенное Ni, Al и Fe. Светлая фаза, располагающаяся ближе к катоду, имеет

более высокое содержание Fe (ат.%: 13 Ni; 3,6 Al; 78 Fe). Концентрация Ni и Al уменьшается, а Fe - увеличивается (точки 7, 8, 9) в ЗТВ. Дополнительно в этой зоне обнаружен Mn, входящий в состав стали 30.

Таблица 3

Элементный состав в точках образцов с покрытиями NiAl

Точки анализа	Содержание элементов, мас.%				Содержание элементов, ат.%			
	Ni	Al	Fe	Mn	Ni	Al	Fe	Mn
1	50,4	5,4	43,3	-	44,6	10,4	40,6	-
2	56,0	7,7	35,5	-	49,1	14,6	32,7	-
3	44,5	6,5	47,4	-	38,3	12,2	42,9	-
4	13,9	1,6	82,4	-	12,3	3,1	75,9	-
5	14,9	2,2	81,9	-	13,6	4,3	78,2	-
6	15,0	1,7	82,7	-	13,8	3,4	80,1	-
7	7,9	1,2	89,2	0,1	7,2	2,3	85,8	0,8
8	8,5	1,4	87,9	0,1	7,7	2,8	82,9	0,6
9	9,5	1,7	87,3	0,2	8,6	3,3	83,5	0,5

Микроструктура поперечного шлифа с покрытием, сформированным хромсодержащим анодным материалом NiAl-Cr, приведена на рис. 2б. Элементный состав покрытия в точках 1, 2, 3 существенно не отличается и содержит (ат.%): 34 Ni; 33 Al; 1,9 Cr; 20 Fe; 0,2 Mn. Светлая фаза, распределенная равномерно по сечению покрытия, проанализирована в точках 4, 5, 6 и содержит (ат.%): 23 Ni; 17

Al; 2,7 Cr; 47 Fe; 0,1 Mn. В ЗТВ анализировали элементный состав в точках 7 – 9, где заметно увеличивается концентрация Fe и уменьшается содержание Al (ат.%: 14 Ni; 7 Al; 2,2 Cr; 69 Fe; 0,3 Mn). Проведенный микрорентгеноспектральный анализ в точках 10 и 11 свидетельствует о диффузии никеля в катод (ат.%: 1,2 Ni; 17Al; 0,4 Cr; 95,5 Fe; 0,5 Mn).

Таблица 4

Элементный состав в точках образцов с покрытиями NiAl- Cr

Точки анализа	Содержание элементов, мас.%					Содержание элементов, ат.%				
	Ni	Al	Cr	Fe	Mn	Ni	Al	Cr	Fe	Mn
1	45,7	20,8	1,4	29,0	0,3	33,9	33,6	1,2	22,6	0,3
2	46,7	20,9	3,2	25,8	0,3	34,1	33,3	2,7	19,8	0,2
3	47,8	21,5	2,5	25,5	0,3	35,6	34,8	2,1	20,0	0,3
4	30,7	10,3	3,0	53,3	-	24,8	18,3	2,8	45,5	-
5	28,5	9,9	3,1	55,4	-	22,9	17,4	2,8	46,9	-
6	28,8	9,4	2,8	56,4	0,3	24,0	17,0	2,6	49,3	0,3
7	20,8	4,1	2,2	70,9	0,2	18,3	7,9	2,2	65,8	0,2
8	16,0	3,9	2,3	75,1	0,6	13,9	7,4	2,3	68,8	0,5
9	11,5	3,2	2,4	80,2	0,5	10,0	6,1	2,4	73,3	0,4
10	1,7	0,3	0,5	96,6	0,6	1,6	0,5	0,6	96,0	0,6
11	0,8	-	0,2	97,6	0,5	0,8	33,6	0,2	95,0	0,5

В нижней зоне покрытия (точки 1 - 3, 7), полученного с использованием анода NiAl-Mo, Mo не обнаружено (ат.%: 29 Ni; 27 Al; 35 Fe; 0,15 Mn). В светлой фазе, в точках анализа 4 - 6, заметно снижается концентрация Ni и Al и одновременно уве-

личивается содержание Fe (ат.%: 19 Ni; 11 Al; 0,27 Mo; 60 Fe). В других точках анализа (8 - 15) наблюдается дальнейший рост концентрации Fe и уменьшение содержания Ni и Al. При этом часть точек содержит до 0,3 ат.% Mo, что

свидетельствует о неравномерной растворимости легирующего элемента в

структурных составляющих покрытия.

Таблица 5

Элементный состав в точках образцов с покрытиями NiAl- Mo

Точки анализа	Содержание элементов, мас.%					Содержание элементов, ат.%				
	Ni	Al	Mo	Fe	Mn	Ni	Al	Mo	Fe	Mn
1	39,8	16,6	-	41,6	-	30,9	28,1	-	34,0	-
2	38,7	16,2	-	43,9	0,3	30,9	28,2	-	36,8	0,2
3	34,9	15,9	-	45,2	0,3	25,9	25,7	-	35,2	0,2
4	18,4	5,2	0,6	73,3	-	15,5	9,4	0,3	64,8	-
5	27,2	4,8	0,7	65,9	-	23,7	9,1	0,4	60,4	-
6	20,6	3,8	0,7	72,6	-	17,6	6,9	0,4	65,2	-
7	25,5	11,9	-	59,9	-	20,2	20,4	-	49,8	-
8	11,4	3,5	0,6	82,6	-	9,9	6,6	0,3	75,3	-
12	11,3	2,4	0,5	81,9	0,3	9,4	4,3	0,2	71,1	0,3
9	9,0	3,7	-	84,1	-	7,5	6,7	-	73,4	-
10	10,1	4,3	-	84,4	-	8,9	8,3	-	78,5	-
11	8,8	4,1	-	85,6	-	7,7	7,9	-	78,9	-
13	5,0	2,5	-	85,8	-	3,8	4,1	-	68,3	-
14	4,2	2,1	0,5	89,9	-	3,5	3,8	0,3	79,0	-
15	6,1	2,2	0,5	90,6	-	5,5	4,4	0,3	86,7	-

Наибольшие отличия в микроструктурном строении покрытия установлены при использовании комплексно легированного анодного материала NiAl-Cr-Mo-W (рис. 2г). Размер составляющих структуры в покрытии не позволяет проводить их отдельный микрорентгеноспектральный анализ, поэтому исследовали по областям (1-3). Как и в других случаях, содержание Ni в покрытии максимально (ат. %: 44 Ni; 27 Al;

0,9 Cr; 0,4 Mo; 1,2W; 20,6 Fe; 0,2 Mn). В ЗТВ и катоде анализ проводили по точкам. Содержание Fe в ЗТВ увеличивается, а Al - резко снижается (ат. %: 14 Ni; 5 Al; 1,5 Cr; 0,3 W; 73 Fe; 0,5 Mn). Необходимо отметить отсутствие Mo в этой области, что характеризует его низкую диффузионную способность. Катод в отдельных точках содержит Cr, Ni, Al, которые диффундировали из покрытия (ат. %: 0,1 Ni; 0,1 Al; 0,1 Cr; 96 Fe; 0,6 Mn).

Таблица 6

Элементный состав в точках образцов с покрытиями NiAl-Cr-Mo-W

Точки анализа	Содержание элементов, мас.%							Содержание элементов, ат.%						
	Ni	Al	Cr	Mo	W	Fe	Mn	Ni	Al	Cr	Mo	W	Fe	Mn
1	54,1	15,6	1,0	0,9	4,2	22,6	0,3	44,4	27,8	1,0	0,4	1,1	19,5	0,2
2	54,7	15,2	1,4	0,9	4,5	21,9	0,2	45,5	27,5	1,3	0,5	1,2	19,2	0,2
3	50,4	15,0	0,7	1,0	5,2	26,2	0,4	42,3	27,4	0,6	0,5	1,4	23,1	0,3
4	18,0	2,6	1,9	-	1,3	75,1	0,3	16,6	5,3	2,1	-	0,4	72,6	0,3
5	13,4	2,5	1,2	-	1,5	79,6	0,6	12,1	4,9	1,2	-	0,4	75,5	0,5
6	16,8	3,2	1,3	-	0,8	76,3	0,7	15,1	6,3	1,3	-	0,2	72,2	0,6
7	-	-	0,1	-	-	98,7	0,6	-	-	0,1	-	-	96,8	0,6
8	-	0,2	-	-	-	98,9	0,6	-	0,3	-	-	-	97,7	0,6
9	0,3	-	0,1	-	-	97,9	0,7	0,3	-	0,1	-	-	94,7	0,7

Таким образом, наиболее важное значение при получении покрытия методом ЭИЛ имеет его высокая адгезия к поверхности стали. При этом необходимо учитывать, что выбранная сталь 30 с покрытиями нагревается до температур выше температур полиморфных превращений (900 °С), следовательно, полученные покрытия работают в экстремальных условиях.

Оценивая в целом полученные результаты, необходимо отметить, что все структурные составляющие покрытий содержат Fe. Наличие в составе покрытия фаз, содержащих Fe, отрицательно влияет на жаростойкость покрытий. При этом анодный материал изначально Fe не содержит. Наиболее вероятно Fe попадает в покрытие вследствие характерного для процесса ЭИЛ обратного массопереноса, хотя нельзя полностью отрицать диффузию некоторого количества Fe в покрытие из катода. При этом добавка

легирующих элементов в анодный материал приводит к уменьшению растворимости Fe в фазах покрытия.

Исключение составляет покрытие, сформированное сплавом NiAl-Mo (табл. 5), где в части фаз отсутствует Mo. Отсутствие Mo наряду с размерной неоднородностью структурных составляющих (рис. 2в) объясняет минимальную жаростойкость покрытия.

Максимальную жаростойкость показали покрытия, сформированные NiAl-Cr-Mo-W. Их структура содержит мелкозернистые фазы легирующих элементов, которые расположены в низкотемпературной фазе сплава. Находясь в указанных фазах, легирующие элементы тормозят диффузионные потоки, направленные к поверхности покрытия, и поэтому жаростойкость покрытия, сформированного сплавом NiAl-Cr-Mo-W, максимальна.

Выводы

1. Максимальный массоперенос при электроискровой обработке стали 30 сплавом NiAl-Cr обусловлен формированием в его микроструктуре разупрочняющей фазы, содержащей повышенную концентрацию Cr (80-93 мас.%).

2. В составе покрытий, сформированных легированными сплавами NiAl, все фазы содержат Fe,

которое попадает в покрытие при ЭИЛ посредством обратного массопереноса.

3. Наиболее высокую жаростойкость имеют покрытия, сформированные комплексно легированным сплавом NiAl-Cr-Mo-W, что обеспечило формирование мелкодисперсных фаз, которые затрудняют диффузионные процессы, снижающие жаростойкость.

Исследования проводились на оборудовании ЦКП «Прикладное материаловедение» ФГБОУ ВО «ТОГУ» при финансовой поддержке со стороны Минобрнауки РФ в рамках гос. задания (№ гос. рег. 114042440015).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Химухин, С.Н. Структура и свойства металлов и сплавов при электроискровом воздействии: монография / С.Н. Химухин, Хосен Ри, Э.Х. Ри. - Хабаровск: Изд-во Тихоокеан. гос. ун-та, 2015. - 127 с.
2. Химухин, С.Н. Условия возникновения искрового процесса при низковольтной электроискровой обработке / С.Н. Химухин // Упрочняющие технологии и покрытия. - 2007. - № 1. - С. 12-15.
3. Кондратьев, А.И. Влияние исходной структуры электродов на параметры процесса электроискрового легирования / А.И. Кондратьев, Е.В.

- Муромцева, С.Н. Химухин // Упрочняющие технологии и покрытия. - 2007. - № 6. - С. 26-30.
4. Колобов, Ю.Р. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанозернистым упрочнением: монография / Ю.Р. Колобов [и др.]; под науч. ред. Е.Н. Каблова и Ю.Р. Колобова. - М.: МИСиС, 2008. - 326 с.
5. Фаткулин, О.Х. Модифицирование жаропрочных никелевых сплавов дисперсными частицами тугоплавких соединений / О.Х. Фаткулин, А.А. Офицеров // Литейное производство. - 1993. - № 4. - С. 13-14.
6. Гостищев, В.В. Высокотемпературный синтез композитов на основе алюминидов никеля / В.В.

- Гостищев, И.А. Астапов, А.В. Середюк, С.Н. Химухин, Хосен Ри // Неорганические материалы. - 2016. - Т. 52. - № 4. - С. 464-467.
7. Гиль, А.В. Влияние нагрева электродов на изменение их массы при электроискровой обработке / А.В. Гиль, С.Н. Химухин, Е.А. Ледков, Е.В. Муромцева, В.М. Давыдов // Упрочняющие технологии и покрытия. - 2010. - № 3. - С. 26-30.
 8. Кудряков, О.В. Структурный критерий коррозионной стойкости «белых слоев» / О.В. Кудряков, В.Н. Пустовойт // Материаловедение. - 1998. - № 7. - С. 33-39.
 1. Khimukhin, S.N. *Structure and Properties of Metals and Alloys at Electro-Spark Impact*: monograph / S.N. Khimukhin, Hosen Ree, E.H. Ree. - Khabarovsk: Publishing House of Pacific State University, 2015. – pp. 127.
 2. Khimukhin, S.N. Conditions for spark process arising at low-voltage electro-spark processing / S.N. Khimukhin // *Strengthening Technologies and Coatings*. - 2007. - № 1. - pp. 12-15.
 3. Kondratiev, A.I. Electrode initial structure impact upon electro-spark alloying parameters / A.I. Kondratiev, E.V. Muromtseva, S.N. Khimukhin // *Strengthening Technologies and Coatings*. - 2007. - № 6. - pp. 26-30.
 4. Kolobov, Yu.R. *Structure and Properties of Intermetallide Materials with Nano-Phase Strengthening*: monograph / Yu.R. Kolobov [et al.]; under scientific editorship of E.N. Kablov and Yu.R. Kolobov. - M.: MISandA, 2008. – pp. 326.
 5. Fatkulin, O.H. Modification of heat-resistant nickel alloys by dispersion particles of refractory compositions / O.H. Fatkulin, A.A. Ofitserov // *Foundry*. - 1993. - № 4. - pp. 13-14.
 6. Gostishchev, V.V. High-temperature synthesis of composites based on nickel aluminides / V.V. Gostishchev, I.A. Astapov, A.V. Seredyuk, S.N. Khimukhin, Hosen Ree // *Nonorganic Materials*. - 2016. - Vol. 52. - № 4. - pp. 464-467.
 7. Gil, A.V. Heating impact of electrodes upon their mass changes at electro-spark treatment / A.V. Gil, S.N. Khimukhin, E.A. Ledkov, E.V. Muromtseva, V.M. Davydov // *Strengthening Technologies and Coatings*. - 2010. - № 3. - pp. 26-30.
 8. Kudryakov, O.V. Structural criterion of “white layer” corrosion resistance / O.V. Kudryakov, V.N. Pustovoyt // *Material Science*. - 1998. - № 7. - pp. 33-39.

Статья поступила в редколлегию 23.01.17.

Рецензент: д.т.н., профессор КнХП
Еренков О.Ю.

Сведения об авторах:

Химухин Сергей Николаевич, д. т. н., зав. лабораторией «Конструкционные и инструментальные материалы» Института материаловедения ХНЦ ДВО РАН, тел. 89242030609 e-mail: ximuxin@yandex.ru

Гостищев Виктор Владимирович, к. т. н., старший научный сотрудник лаборатории «Конструкционные и инструментальные материалы» Института материаловедения ХНЦ ДВО РАН, тел. 89145450026, e-mail: V-gostishev@mail.ru

Khimukhin Sergey Nikolayevich, D. Eng., Head of the Lab. “Constructional and Tool Materials”, Institute of Material Science KhNC F-ES of the RAS, e-mail: ximuxin@yandex.ru.

Gostishchev Victor Vladimirovich, Can. Eng., s.r. of the Lab. “Constructional and Tool Materials”, Institute of Material Science KhNC F-ES of the RAS, e-mail: V-gostishev@mail.ru.

Меднева Анастасия Витальевна, инженер УНИР Тихоокеанского государственного университета, тел. 89141920709, e-mail: anasta-91@mail.ru

Ри Хосен, д. т. н., профессор кафедры «Литейное производство и технология металлов» Тихоокеанского государственного университета, тел. 89144048877, e-mail: ri@mail.khstu.ru

Ри Эрнст Хосенович, д. т. н., зав. кафедрой «Литейное производство и технология металлов» Тихоокеанского государственного университета, тел. 89242024953, e-mail: erikri999@mail.ru

Medneva Anastasiya Vitalievna, Engineer RWD of Pacific State University, e-mail: anasta-91@mail.ru.

Ri Hosen, D. Eng., Prof. of the Dep. “Foundry and Metal Techniques”, Pacific State University, e-mail: ri@mail.khstu.ru.

Ri Ernest Hosenovich, D. Eng., Head of the Dep. “Foundry and Metal Techniques”, Pacific State University, e-mail: erikri999@mail.ru.