

КОРРОЗИЯ ОБЛУЧЕННЫХ Ni-Mo-СПЛАВОВ В РАСПЛАВЕ ФТОРИДОВ НАТРИЯ И ЦИРКОНИЯ

*В.М. Ажажа¹, А.А. Андрийко², А.С. Бакай¹, С.В. Волков³, С.В. Девяткин³,
А.Н. Довбня¹, С.Д. Лавриненко¹, А.А. Омельчук³, Б.М. Широков¹*

¹*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,
г. Харьков, Украина;*

²*Национальный технический университет КПИ, г. Киев;*

³*Институт общей и неорганической химии им. В.И. Вернадского
Национальной академии наук, г. Киев, Украина*

Методами циклической вольтамперометрии, рентгенофазового, микроскопического анализов, а также металлографии изучена коррозия никель-молибденовых сплавов и их составляющих компонентов в расплавленной эвтектической смеси фторидов натрия и циркония. Исследована зависимость скорости коррозии никель-молибденовых сплавов в расплавленных фторидах от времени выдержки в расплаве и облучения пучком электронов на электронном ускорителе. Показано, что увеличение времени контакта никель-молибденовых сплавов с фторидным расплавом уменьшает плотность тока коррозии, а облучение – увеличивает ее в тем большей мере, чем больше энергия электронного пучка. Для сплавов данного состава характерна межкристаллитная коррозия.

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы на основе никеля и молибдена, известные под коммерческим названием “Hastelloy”, получили широкое применение в различных отраслях науки и техники, в частности, в управляемых ускорителях ядерных реакторах, работающих на расплавленно-солевых топливных композициях [1]. Разработка методов контроля коррозионной устойчивости этих сплавов во фторидных расплавах, выявление влияния различных факторов (радиационное облучение, состав сплава, продолжительность контакта с солевой фазой и т.п.) на скорость коррозии является важной и актуальной не только научной, но и практической задачей, поскольку позволяет определить критический срок службы конструкционных материалов.

В настоящем сообщении приведены результаты определения скорости коррозии никель-молибденовых сплавов методом циклической вольтамперометрии в расплавленной эвтектической смеси фторидов

натрия и циркония. Эта смесь устойчива к радиационному облучению и рекомендована в качестве носителя изотопов, подлежащих трансмутации в управляемых ускорителях ядерных реакторах. Исследовали коррозионную устойчивость никель-молибденовых сплавов различного состава при разной длительности контакта с фторидным расплавом и разных условиях облучения пучком электронов. Приведены результаты оценки скорости коррозии индивидуальных компонентов сплава (никель, молибден, железо, ниобий, хром), а также изменения механических свойств исследуемых сплавов, выполненных методом наноинденторного анализа [2].

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

На основе анализа известных конструкционных материалов ННЦ ХФТИ было предложено исследовать два сплава типа хастеллой-Н следующего состава (табл. 1).

Таблица 1

Химический состав никель-молибденовых сплавов

Сплав	Химический состав, мас.%						Другие элементы
	Ni	Mo	Cr	Fe	Ti	Al	
Состав А	Основа	11...12	6,5...7,5	≤1,5	≤0,5	≤0,8	Mn<0,5; Si<0,15;
Состав Б	Основа	11...12	6,2...7,2	≤1,5	≤0,5	≤0,8	Mn<0,5; Si<0,15; Nb-0,5; Y-0,05

Различие в химическом составе этих сплавов состояло в том, что в сплаве состава А 0,3 мас.% хрома заменили ниобием и дополнительно ввели 0,05 мас.% иттрия (состав Б). Сплавы выплавляли из высококачественных индивидуальных компонентов.

1. Вольтамперометрические исследования выполняли в герметичных реакторах из нержавеющей стали в атмосфере сухого

аргона в трехэлектродной электрохимической ячейке методом циклической вольтамперометрии на электронном потенциостате PC Controlled Potentiostat “Electroflex” type EF453. В качестве электролита использовали расплав, состоящий из мол.-%: ZrF₄ (49,5) – NaF (50,5). Расплав помещали в тигель из

стеклоуглерода, который использовали в качестве вспомогательного электрода. Рабочими электродами служили образцы никель-молибденовых сплавов разного состава, разных режимов их термообработки в расплавленной смеси фторидов натрия и циркония при температуре 650°С (от 100 до 700 ч), а также металлы компонентов сплава (Ni, Fe, Mo, Cr, Nb). Скорость развертки потенциала на рабочем электроде составляла 10 мВ/с. Потенциал рабочего электрода регистрировали относительно неполяризованного стеклоуглеродного электрода.

Исследовали также образцы сплавов, подвергавшихся в расплаве отмеченного выше состава при 650°С длительному (700 ч) облучению на линейном ускорителе электронов ЛУС-10 (LINAC-10) с энергией 10 МэВ и мощностью 5 кВт (плотность тока 0,5 мА/см²).

Для оценки влияния интенсивности электронного облучения на никель-молибденовые сплавы в ампулы из углерод-углеродного композиционного материала, заполненные расплавленной эвтектической смесью фторидов натрия и циркония, загружали по 6 образцов сплава заданного состава. Энергия электронного пучка на входе в первый образец оценивалась величиной 5066 мэВ/ат., а на выходе из последнего – 64 мэВ/ат. Оценивали также токи коррозии на различных поверхностях одного и того же образца (вход-выход электронного пучка). С этой целью одну из поверхностей исследуемого сплава покрывали замазкой из нитрида бора.

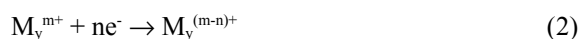
Механические исследования выполняли методом наноидентирования на приборе Nano Indenter-II, MTS Systems [2].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

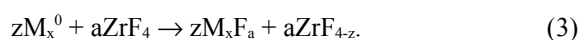
Скорость коррозии определяется током анодного растворения металла (M_i)



и может быть рассчитана, если известен ток катодного процесса, восстановления ионов металла (M_y)



при условии, что общий ток, протекающий через ячейку, равен нулю [3]. Поскольку опыты выполняли в инертной атмосфере, то единственным катодным деполаризатором (окислителем) в исследуемом фторидном расплаве могут быть ионы циркония или одного из компонентов сплава, перешедших в расплав в результате реакций обмена



Выполненные исследования показали, что практически на всех вольтамперограммах в катодной области регистрируется волна, предшествующая разряду ионов циркония (рис. 1), поэтому при расчетах

скорости коррозии исследуемых образцов использовали участок вольт-амперной кривой (ac), отвечающий катодному процессу при наиболее положительном потенциале. В анодной области на всех вольтамперограммах регистрировали волну анодного растворения исследуемого образца (ab), сопровождающуюся спадом тока (bd – пассивация поверхности) с последующим подъемом тока (df – питтингообразование). Для расчета тока коррозии исследуемых образцов в анодной области использовали начальный участок вольт-амперной кривой (ab).

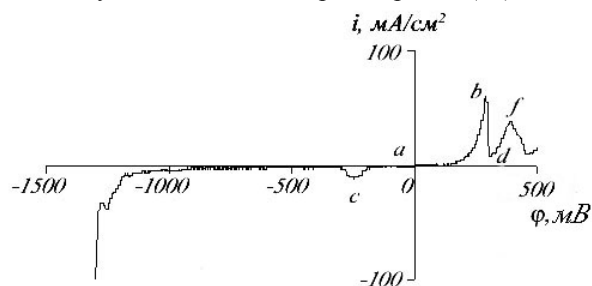


Рис. 1. Вольтамперограмма, никель-молибденового сплава (состав Б – образец №120) в расплавленной эвтектической смеси фторидов натрия и циркония при 650 °С

Анализ анодных (ab) и катодных (ac) ветвей вольтамперограмм в полулогарифмических координатах позволяет определить условия, при которых общий ток, протекающий через ячейку, равен нулю, и рассчитать плотность тока коррозии исследуемого образца (рис. 2).

Зная плотность тока коррозии, можно рассчитать ее скорость $K_m = \frac{i_k A_M}{nF}$ (г/м²·ч)

или $K_k = \frac{K_m}{d_M}$ (мм/год) [3], где A_M – атомная масса

металла; n – количество электронов, принимающих участие в электродном процессе; F – число Фарадея, d_M – плотность исследуемого металла.

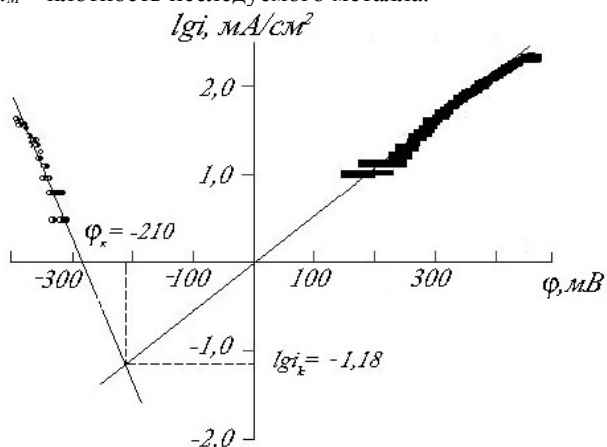


Рис. 2. К расчету плотности тока коррозии, образца сплава состава А после 404 ч изотермической выдержки в расплаве фторидов натрия и циркония при 650°С

Выполненные исследования показали, что подъем тока на анодной ветви (*ab*) вольтамперограмм никель-молибденовых сплавов наблюдается в области потенциалов, отвечающих ионизации никеля во фторидных расплавах [4], а количество электронов, участвующих в электродном процессе, равно двум. Поэтому при расчетах скорости коррозии этих сплавов принимали $n = 2$, а A_M и d_M отвечают атомной

массе и плотности никеля соответственно. Анализ полученных вольтамперограмм показал, что ионизация железа отвечает двухэлектронному процессу, хрома – трех-, ниобия – пяти-, а молибдена – шестиэлектронному.

Результаты расчета скоростей коррозии приведены в табл. 2.

Таблица 2

Скорость коррозии никель-молибденовых сплавов и составляющих компонентов

Образец	Плотность тока коррозии $i_c, \text{мА/см}^2$	Скорость коррозии		Примечания
		$K_m, \text{г/м}^2 \cdot \text{ч}$	$K_k, \text{мм/год}$	
Состав А	0,07	0,77	0,76	Без термообработки
Состав А	0,017	0,19	0,18	После термообработки
Состав А	0,023	0,25	0,25	100 ч изотермической выдержки во фторидном расплаве при 650°C без облучения
То же	0,01	0,11	0,11	200 ч – то же
-«»-	0,006	0,066	0,065	500 ч – «»-
-«»-	0,00002	0,0002	0,0002	700 ч – «»-
Состав Б	0,026	0,29	0,28	404 ч изотермической выдержки в расплаве фторидов натрия и циркония при 650°C
Состав А	0,018	0,20	0,19	700 ч изотермической выдержки во фторидном расплаве при 650°C при облучении пучком электронов (5066 мэВ/атом)
Состав А	0,0074	0,081	0,080	То же – 64 мэВ/ат.
Состав Б	0,02	0,22	0,22	«»– 5066 мэВ/ат.
Состав Б	0,0004	0,0044	0,0043	«»– 64 мэВ/ат.
Молибден	0,0016	0,0095	0,008	Без какой-либо термической обработки
Никель	0,025	0,27	0,27	То же
Железо	5,2	54,2	60,37	«»–
Ниобий	9,5	107,0	67,47	«»–
Хром	1000	6466,3	7911,3	«»–

Из приведенных данных следует, что коррозионная устойчивость исследованных металлов снижается в ряду: молибден, хастеллой, никель, железо, ниобий, хром. Скорость коррозии никель-молибденовых сплавов зависит от времени контакта с фторидным расплавом и тем меньше, чем больше время изотермической выдержки в расплаве. Это обусловлено тем, что со временем на границе раздела фаз появляются продукты коррозии, которые смещают стационарный потенциал в область более положительных значений. Кроме того, образующиеся продукты коррозии пассивируют поверхность исследуемых образцов. О пассивации поверхности никель-молибденовых сплавов свидетельствует и форма вольтамперограмм в области больших значений анодного потенциала (см. рис. 1). Было отмечено, что участок *df*, характеризующий наличие питтинговой коррозии, регистрируется не на всех вольтамперограммах. Этот участок отсутствует у образцов, прошедших предварительную термообработку (рис. 3, кр. 2), а также у образцов после длительной изотермической выдержки в расплавленной смеси фторидов натрия и циркония (см. рис. 3, кр. 3 и 4).

На вольтамперограммах, не прошедших термообработку, участки пассивации не регистрируются даже после достижения плотностей тока, превышающих 4 А/см² (см. рис. 3, кр. 1). Последовательность и режимы термообработки были следующими: на-

гревание и выдержка в течение часа при 1100°C, закалка в воде при комнатной температуре, отжиг при 675°C в течение 50 ч в атмосфере аргона. Несоблюдение режима термообработки очевидно и является причиной появления участков *df* (питтинговой коррозии), зарегистрированных на отдельных образцах составов А и Б (№24, 120, 106)

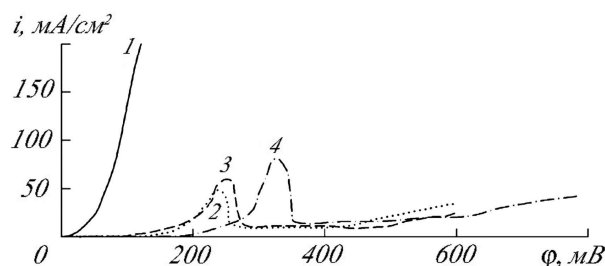


Рис. 3. Вольтамперограммы никель-молибденовых сплавов (состав А) при разных режимах термообработки: 1 – без термообработки; 2, 3, 4 – после термообработки (время изотермической выдержки в расплаве фторидов натрия и циркония при 650°C 0, 100 и 500 ч соответственно)

Образцы, подвергавшиеся длительному облучению пучком электронов в расплавленной смеси NaF–ZrF₄, также сохраняют область пассивного со-

стояния (рис. 4), однако отмечено, что интервал потенциалов с наименьшей плотностью тока тем меньше, чем более интенсивному облучению подвергались образцы.

Выполненные исследования показали, что вольтамперометрический метод позволяет оценить влияние интенсивности облучения исследуемых образцов пучком электронов во фторидном расплаве. Так, например, при облучении образца состава Б пучком электронов с энергией 5066 мэВ/ат. во фторидном расплаве при температуре 650°C в течение 700 ч плотность тока коррозии составляет 0,02 мА/см², а при 64 мэВ/ат. – 0,0004.

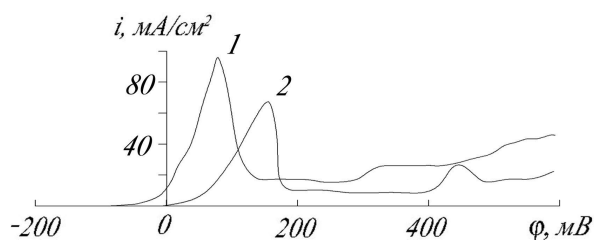


Рис. 4. Вольтамперограммы никель-молибденовых сплавов (состав А) после облучения пучком электронов в расплаве фторидов натрия и циркония ($\tau = 700$ ч, $t = 650^\circ\text{C}$) с энергией: 1 – 5066, 2 – 64 мэВ/ат

Отмечено, что поверхности одного и того же образца характеризуются разными скоростями коррозии. На входе пучка электронов в пластинку из никель-молибденового сплава толщиной 0,3 мм плотность тока коррозии в среднем на порядок выше, чем на выходе. Так, например, если на одну из поверхностей исследуемого образца нанести покрытие из нитрида бора и записать вольтамперограмму неизолированной поверхности, то для образца состава Б получили, что на входе пучка электронов (5066 мэВ/ат.) скорость коррозии оценивается величиной 0,17 мА/см², а на выходе 0,01 мА/см².

Зависимость скорости коррозии исследуемых образцов от режима термообработки, наличие участков пассивации в области анодных потенциалов и отсутствие на вольтамперограммах ярко выраженных участков питтингообразования позволяет сделать вывод о межкристаллитном характере коррозии данных составов сплавов. Этот вывод согласуется с результатами рентгенофазового анализа и металлографии.

Согласно результатам рентгенофазового анализа, на дифрактограммах сплавов состава А и Б, прошедших только отмеченную выше термообработку, без контакта с расплавленной смесью фторидов натрия и циркония, отмечено лишь начало формирования фаз с высоким содержанием никеля (линии невысокой интенсивности (<5% интенсивности линии (111) никелевой основы с $d=2,10\dots 2,11 \text{ \AA}$ – Ni₃Mo орторомбической сингонии и $d=1,84\dots 1,88 \text{ \AA}$ – Ni₃(Al,Ti) кубической). Изотермическая выдержка во фторидных расплавах при 650°C увеличивает суммарное время отжига (старения) сплава и способствует из-

менению его строения, появлению разнообразных вторичных фаз.

После изотермической выдержки во фторидном расплаве, превышающей 100 ч, идентифицируются вторичные фазы NiAl, Ni₂Al₃, NiCr. Наиболее явно вторичные фазы проявляются после 500-часовой выдержки во фторидном расплаве. Фаза Ni₃Mo наиболее заметна в сплаве. В образцах, подвергавшихся облучению во фторидном расплаве, наиболее явно идентифицируется лишь фаза Ni₃Mo.

Результаты рентгенофазового анализа позволяют в известной мере объяснить зависимость между наблюдаемыми скоростями коррозии и условиями термообработки. Образец сплава (см. рис. 3, кр.1), не подвергавшийся термообработке, по сути, представляет собой однородный сплав (твердый раствор), в котором исходные компоненты сохраняют индивидуальные электрохимические свойства, т.е. в первую очередь должны растворяться компоненты сплава с наиболее отрицательным потенциалом (Al, Ti, Cr, Fe и т.д.), а компоненты с более положительным электродным потенциалом (Ni, Mo) в виде адсорбционных атомов накапливаться на поверхности.

Выше было показано (см. рис.1,2), что равновесный потенциал основы сплава (никеля) более положителен, чем потенциал коррозии сплава (-210 мВ). В этом случае на поверхности сплава благодаря высокой подвижности адсорбционных атомов могут образовываться микрокристаллы никеля, которые, однако, не создают сплошного однородного покрытия и не способствуют ее пассивации. Напротив, скорость коррозии сплава должна даже возрастать вследствие образования гальванической пары: никель – металл с высоким отрицательным потенциалом (хром, железо). Характер регистрируемой вольт-амперной зависимости (см. рис. 3, кр. 1) свидетельствует в пользу такого механизма коррозии. Даже при высоких плотностях тока (> 4 А/см²) поверхность такого образца не переходит в пассивное состояние. Образцы никель-молибденовых сплавов, подвергавшихся термообработке, как показали результаты рентгенофазового анализа, уже не являются однородными сплавами. По существу, это гетерофазные композиции. Формирование вторичной (более электроотрицательной по отношению к основной) фазы завершается примерно после 500-часового отжига в расплаве фторидов натрия и циркония при 650°C. Поскольку количество соединений вторичной фазы по отношению к основной фазе невелико и выделяются они, согласно данным металлографического анализа, в основном на границах зерен основной фазы, то после их растворения на поверхности остается сплошной более стойкий слой основы сплава.

Данное обстоятельство и обуславливает наличие участков пассивации на вольтамперограммах, сдвиг потенциала коррозии в область более электроположительных значений (см. рис. 3, кр. 4), а следовательно, и уменьшению общей скорости коррозии (см. табл. 2). Сдвиг потенциала в область более по-

ложительных значений должен быть тем большим, чем больше энергия связей в образующихся интерметаллических соединениях. Пассивации поверхности согласно данным рентгенофазового анализа способствует также увеличению ее адгезии к расплаву фторидов натрия и циркония. Отмечено, что на поверхности всех образцов после 700-часового контакта с расплавом фторидов натрия и циркония идентифицируется фаза $7NaF \cdot 6ZrF_4$. Этот же эффект сохраняется при облучении сплавов пучком электронов.

Результаты вольтамперометрических и рентгенофазовых исследований совпадают с выводами металлографического и микроскопического анализов (рис. 5). Соединения вторичных фаз присутствуют в основном на границах зерен основной фазы. На поверхностях образцов, подвергавшихся электронному облучению, наблюдаются следы «травления».

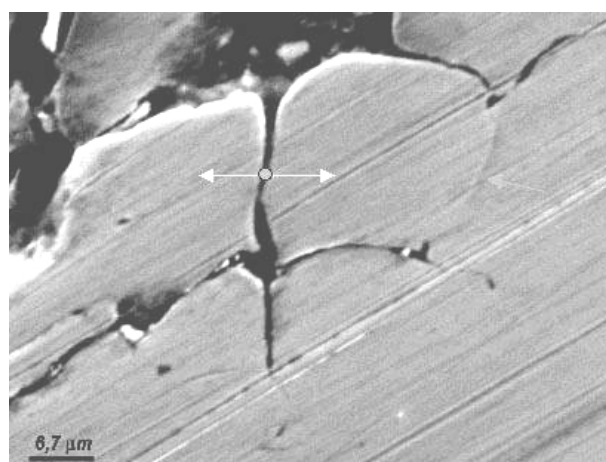


Рис. 5. Фотография шлифа поперечного сечения образца состава А (№64), выдержанного в расплаве $NaF-ZrF_4$ при $650^\circ C$, при облучении пучком электронов энергией 5066 мэВ/ат. в течение 700 ч

Согласно результатам электронной микроскопии разрушение поверхности образцов идет в основном в результате «вытравливания» соединений вторичных фаз по границам зерен основной фазы, причем интенсивность вытравливания тем выше, чем выше энергия электронного пучка. Так, например, в образце состава А (№25) толщина поврежденного слоя на входе электронного пучка (5066 мэВ/ат.) составила $60 \dots 100 \text{ мкм}$, а на выходе (противоположная сторона) $40 \dots 50 \text{ мкм}$. В образце того же состава (№64) при облучении пучком электронов с более низкой энергией (64 мэВ/ат.) толщина поврежденного слоя на входе пучка составила $15 \dots 30 \text{ мкм}$, а на выходе $10 \dots 15 \text{ мкм}$.

Состояние поверхности образца состава А (№25) на входе электронного пучка (5066 эВ/ат.) представлено на рис. 5. На поверхности шлифа поперечного сечения отчетливо видны коррозионные трещины. От точки вправо и влево, как отмечено на фотографии, в глубь зерна с шагом 1 мкм был выполнен рентгеновский микроанализ. Результаты приведены в табл. 3.

Таблица 3

Результаты рентгеновского микроанализа поверхности образца состава А (№24) на входе пучка электронов (5066 эВ/атом) через 700 ч при $650^\circ C$ в расплаве фторидов натрия и циркония

Элемент	Содержание компонентов сплава (ат.%) справа от трещины на расстоянии, мкм					
	0	1	2	3	4	6
Ti	0,55	0,44	0,48	0,46	0,62	0,48
Si	0,31	0,25	-	-	0,37	0,36
Cr	7,37	7,62	7,42	7,67	7,95	7,87
Fe	2,35	1,69	1,61	1,74	1,68	1,57
Ni	79,42	78,88	78,26	76,94	77,41	76,87
Mo	4,53	9,11	10,33	11,29	10,66	10,56
Zr	0,58	-	-	0,59	-	-
Содержание компонентов сплава (ат.%) слева от трещины						
Ti	0,45	0,47	0,62	0,60	0,47	0,41
Si	0,41	0,22	0,22	0,34	0,39	0,37
Cr	6,99	7,44	7,86	7,83	7,81	7,70
Fe	1,92	1,66	1,55	1,49	1,68	1,55
Ni	78,89	78,42	77,58	77,33	77,09	77,55
Mo	6,33	9,83	10,40	10,63	10,84	10,74
Zr	0,65	-	-	-	-	-

Количественный состав образца с координатой (0 мкм) отвечает составу на поверхности зерна, но не в трещине. Полученные результаты позволяют сделать вывод, что коррозионные разрушения имеют главным образом межкристаллитный характер. Разрушение образца идет по границам зерен, куда внедряется расплав. Стрелкой отмечена будущая трещина.

Методом наноинденторного анализа на приборе Nano Indenter II индентором Берковича по методике

Оливера и Фарра [2] по глубине отпечатка при максимальной нагрузке 10 мН (1 г) определяли нанотвёрдость H и модуль упругости E исследуемых образцов. Результаты испытания на твёрдость показали, что ни облучение, ни солевые растворы практически не повлияли на механические свойства образцов никель-молибденового сплава. Полученные результаты приведены в табл. 4. Рекомендованные составы сплавов могут быть использованы в дизайне жидкосольевых ядерных реакторов.

Таблица 4

Результаты наноинденторного анализа ($t = 20^\circ\text{C}$) механических свойств никель-молибденовых сплавов

Исследуемый образец	Энергия пучка, мэВ/ат.	Модуль упругости E , ГПа		Нанотвёрдость H , ГПа	
		на поверхности	в объеме	на поверхности	в объеме
Состав А, после термообработки	0	266±16	266±16	4,7±0,3	4,7±0,3
Состав А после 700-часового контакта с фторидным расплавом	0	219	219	3,0±2,2	4,9±0,3
	64	242±35	268±8	5,7±0,3	4,8±0,2
	5066	229±35	256±13	5,7±0,5	5,1±0,3
Состав Б, после термообработки	0	297±11	297±11	6,9±0,3	6,9±0,3
Состав Б после 700-часового контакта с фторидным расплавом	0	251±5	253±6	4,0±0,5	6,9±0,3
	64	240±13	255±7	7,0±0,3	6,9±0,3
	5066	242±17	255±9	6,9±0,2	6,9±0,3

ВЫВОДЫ

Выполненные исследования показали, что для никель-молибденовых сплавов отмеченных выше составов характерна межкристаллитная коррозия. Коррозионная устойчивость сплавов тем выше, чем больше время изотермического отжига. Разрушение поверхности сплавов осуществляется в основном в результате «вытравливания» вторичных фаз по границам зерен основной фазы. Исследованные образцы никель-молибденовых сплавов проявляют склонность к пассивации поверхности в тем большей мере, чем больше время изотермической выдержки во фторидном расплаве. Для сплавов, не прошедших термическую обработку, пассивация поверхности не характерна. Облучение поверхности сплавов пучком электронов увеличивает скорость коррозии в тем большей мере, чем больше энергия электронного пучка.

Вольтамперометрический метод может быть использован для контроля коррозионной устойчивости никель-молибденовых сплавов в зависимости от интенсивности и дозы облучения.

Исследование механических свойств никель-молибденовых сплавов методом наноинденторного

анализа показало, что ни облучение, ни продолжительный контакт с фторидным расплавом практически не повлияли на их механические свойства.

Сплавы предложенных выше составов могут быть использованы в дизайне жидкосольевых ядерных энергетических установок.

Работа выполнена при поддержке гранта УНТЦ №294.

ЛИТЕРАТУРА

- 1.C.D. Bowman Sustained Nuclear Energy without Weapons or Reprocessing Using Accelerator-Driven System // *Proceeding of the III Intern. Confer. of Accelerator-Driven Transmutation Technologies*. Praha, June 7–11, 1999.
- 2.W.C. Oliver and G.M. Pharr. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // *J. Mater. Res.*(7). 1992, N6, p. 1564–1583.
- 3.Л. Киш. *Кинетика электрохимического растворения металлов*. М.: «Мир», 1990, с. 272.
- 4.A. Robin and J. de Lepinay. Electrochemical study of the anodic dissolution of Iron and Nickel in molten LiF-NaF-KF eutectic at 600 °C using convolutional voltammetry // *Electrochimica Acta*. 1992, v. 37 N13, p. 2433–2436.

КОРОЗИЯ ОПРОМІНЕНИХ Ni-Mo-СПЛАВІВ В РОЗПЛАВІ ФТОРИДІВ НАТРІО ТА ЦИРКОНІО

В.М. Ажжжа, О.О. Андрійко, О.С. Бакай, С.В. Волков, С.В. Дев'яткін,
А.М. Довбня, С.Д. Лавриненко, А.О. Омельчук, Б.М. Широков

Методами циклічної вольтамперометрії, рентгенофазового, мікроскопічного аналізу, а також металографії досліджена корозія нікель-молібденових сплавів та компонентів, які входять до їхнього складу, в розплавленій евтектичній суміші фторидів натрію та цирконію. Досліджена залежність швидкості корозії зазначених сплавів від тривалості витримки в розплаві та опромінення пучком електронів на електронному прискорювачі. Показано, що збільшення тривалості контакту нікель-молібденових сплавів з фторидним розплавом зменшує густину струму корозії, а опромінення – збільшує її в тим більшій мірі, чим більша енергія електронного пучка. Для сплавів даного складу характерна міжкристалітна корозія.

CORROSION OF IRRADIATED Ni-Mo ALLOYS IN SODIUM AND ZIRCONIUM FLUORIDE MELTS

*V.M. Azhazha, A.A. Andrijko, A.S. Bakaj, S.V. Volkov, S.V. Devaytkin,
A.N. Dovbnya, S.D. Lavrinenko, A.A. Omelchuk, B.M. Shirokov*

Electrochemical corrosion of Ni-Mo alloys and alloy additions in sodium and zirconium fluoride melts has been investigated using cyclic voltammetry, X-ray analysis and SEM. Influence of radiation and the time of contact with melt on corrosion rate was investigated. Contact with melts passivates and irradiation activates of Ni-Mo alloys surface. The pitting dissolution in melts is characteristic for this alloys.