

КАЗАХСКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
ИМЕНИ АЛЬ-ФАРАБИ
ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ФАКУЛЬТЕТ
НАЦИОНАЛЬНАЯ НАНОТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ ЛАБОРАТОРИЯ
ОТКРЫТОГО ТИПА
НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ И ТЕОРЕТИЧЕСКОЙ ФИЗИКИ

Сборник трудов
IV международной научной конференции
**СОВРЕМЕННЫЕ ПРОБЛЕМЫ ФИЗИКИ
КОНДЕНСИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ,
НАНОТЕХНОЛОГИИ И НАНОМАТЕРИАЛОВ**
(Сарсембиновские чтения)
10-12 октября 2016 г.



Алматы 2016

Исследование спектров оптического пропускания образцов, синтезированных с использованием порошкового источника 100 меш при различных температурно-временных режимах, также показало, что их состав отвечает оксиду меди (I). На рис.9 показаны спектры пропускания пленок Cu_2O , характеризующиеся высоким пропусканием в видимой и ближней инфракрасной областях спектра (образцы 1-3). Увеличение времени роста приводит к снижению пропускания, в основном вследствие роста рассеяния света на рельефе поверхности (образец 4). Спектры пропускания, наряду со спектрами отражения (не приведены) были использованы для определения ширины запрещенной зоны пленой.

Для пленок на рис.8 были получены значения ширины запрещенной зоны равные: 1 мин - 3,00 эВ, 2 мин - 3,00 эВ, 5 мин - 2,52 эВ, 20 мин - 2,54 эВ. Незначительный рост E_g последней пленки, возможно, связан с частичным доокислением Cu_2O при больших интервалах синтеза. Значения E_g для пленок, полученных за 5 и 20 мин, согласуются с литературными данными [4]. В то же время для 1 и 2 минут роста, E_g имеет аномально высокую величину, которая может быть обусловлена нарушением стехиометрии, как это следует из рентгеновских измерений.

Выполненные исследования показали возможности разработанного метода для синтеза пленок оксидов меди в широком интервале толщин с использованием порошкового источника хлорида меди при относительно низких температурах.

Предложен механизм взаимного перехода от оксида меди (I) к оксиду меди (II) и обратно с учетом кинетики процессов разложения хлорида меди и диффузии кислорода к границе раздела подложка - растущий слой.

Полученные результаты могут быть использованы при разработке различных сенсоров и оптических фильтров.

1. Papadimitropoulos, G.; Vourdas, N.; Vamvakas, V.Em. & Davazoglou, D. (2005). Deposition and Characterization of Copper Oxide Thin Films. *Journal of Physics: Conference Series*, Vol. 10, No.1, pp. 182-185, ISSN 1742-6588].
2. Антощенко В. С., Мигунова А. А., Францев Ю. В., Антощенко Е. В., Мухтарова А. Н. Структура и оптические свойства пленок CuO , полученных пиролизом хлорида меди// Труды Межд. Конф. «Современное материаловедение: опыт, проблемы и перспективы развития». – Алматы. – 25 февраля 2015. - С. 8-12
3. American Mineralogist Crystal Structure Database//www.geo.arizona.edu/xtal/cgi/test
4. Ray S. C. Preparation of copper oxide thin film by the sol-gel-like dip technique and study of their structural and optical properties. *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*. 68(3-4):307-312 (2001)

Работа выполнена по гранту 3225/ГФ4 МОН РК «Разработка новой экономической технологии получения покрытий из оксида меди различного функционального назначения».

ВЛИЯНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СЕЛЕКТИВНОГО РАСТВОРЕНИЯ СПЛАВА 06ХН28МДТ НА ЕГО СТОЙКОСТЬ К МКК В ВЫСОКООКИСЛИТЕЛЬНОЙ СРЕДЕ

А.Э. Наривский, Г.Ш. Яр-Мухамедова, Н.В. Маркова

Запорожский национальный технический университет г. Запорожье, Украина
Казахский национальный университет им. аль-Фараби, г. Алматы, Казахстан

Сплав 06ХН28МДТ часто используют в производстве теплообменного и емкостного оборудования, которое применяют в технологических процессах с серной кислотой [1]. Это оборудование нередко подвергается межкристаллитной коррозии (МКК). Стойкость сплава к МКК в высокоокислительных средах оценивают по методу ДУ [2]. Однако этот

метод, основанный на гравиметрических испытаниях образцов, не всегда объективно оценивает стойкость сплава к МКК в высокоагрессивных коррозионных средах, т.к. он не объясняет процессов, происходящих на границах зерен аустенита в процессе их растворения. Ранее проведенные исследования характерных особенностей селективного растворения основных компонентов стали AISI321 в высокоокислительной среде по методу ДУ [2] позволили устранить этот недостаток [3]. Поэтому целью работы являются исследования характерных особенностей селективного растворения сплава 06ХН28МДТ в высокоокислительной среде и их влияние на его стойкость к МКК.

Материалы и методы исследования

Исследовано пять плавков сплава 06ХН28МДТ. Коррозионные потери сплава и его стойкость к МКК определяли ранее [4; 5]. Механически полированные образцы диаметром 42 и толщиной 1 мм испытывали в кипящем 65% растворе азотной кислоты пять циклов в течении 48 часов по методу ДУ [2]. После каждого цикла испытаний определяли химический состав поверхности образцов на многоканальном спектрометре СРМ-25. Геометрия и технология производства образцов обеспечивала качество и стабильное воспроизведение результатов измерения. На каждом образце выполняли по 15 измерений. Дисперсию отклонения в них содержания химических элементов определяли по формуле (1):

$$\sigma = \sqrt{\sigma_x^2} = \frac{\sum_i^n x_i^2}{n} - \bar{x}^2 \quad (1)$$

где: σ_x - среднеквадратическое отклонение;

n - количество испытаний;

x_i - содержание химического элемента в сплаве.

Дисперсия отклонения результатов измерения, рассчитанная по формуле (1) составила:

C \pm 0,003; Si \pm 0,004; Mn \pm 0,002; Cr \pm 0,002; Ni \pm 0,005; Cu \pm 0,003; Mo \pm 0,001; W \pm 0,0005; Ti \pm 0,002; P \pm 0,0003 и Fe \pm 0,004 мас. %.

Статистические данные о содержании основных химических элементов оценивали по коэффициенту селективного растворения Cr (Z_{Cr}) и Ni (Z_{Ni}). Их определяли по формуле (2):

$$Z_{(Cr, Ni)} = \frac{\Delta m_{(Cr, Ni)} \times m_{(Fe)}}{\Delta m_{(Fe)} \times m_{(Cr, Ni)}} \quad (2)$$

где: $\Delta m_{(Cr, Ni)}$ - разница между содержанием Cr и Ni на поверхности образцов до и после испытания, мас %;

m_{Fe} - содержание Fe на поверхности образцов до испытания, мас %;

$\Delta m_{(Fe)}$ - разница между содержанием Fe на поверхности образцов до и после испытания, мас %;

$m_{(Cr, Ni)}$ - содержание Cr или Ni на поверхности образцов до испытания, мас %.

Результаты исследования и их обсуждение

В результате анализа данных (табл. 1-3) установлено, что содержание Fe в сплаве 06ХН28МДТ изменялось от 43,66 плавка №1 до 45,11 мас. % плавка №4, Cr от 19,62 плавка №3 до 20,07 мас. % плавка №5 и Ni от 27,18 плавка №4 до 28,74 мас. % плавка №1. При этом после первого цикла испытания образцов по методу ГОСТ 6032-89 содержание Fe на поверхности образцов из плавков №1; 2; 5 снизилось, а плавков 3; 4 - возросло (табл.1).

Таблица 1 - Содержание Fe (мас.%) на поверхности образцов из сплава 06ХН28МДТ до и после пяти циклов их испытания по методу ДУ ГОСТ 6032-89

Номер плавки, №	Номер цикла испытания					
	0	I	II	III	IV	V
1	43,660	43,218	43,455	43,393	43,518	43,517
2	43,700	43,396	43,525	43,370	43,802	43,670
3	45,03	45,046	45,133	44,967	44,950	44,876
4	45,110	45,647	45,163	45,194	45,363	45,379
5	43,680	43,359	43,515	43,775	45,510	43,512

В тоже время установлено, что содержание Cr и Ni на поверхности образцов из плавки №1-3; 5 возросло, а плавки № 4 – снизилось (табл. 2; 3). Очевидно, что такая тенденция связана с характерными особенностями селективного растворения Cr, Ni и Fe с поверхности сплава.

Таблица 2 - Содержание Cr (мас.%) на поверхности образцов из сплава 06ХН28МДТ до и после пяти циклов их испытания по методу ДУ ГОСТ 6032-89

Номер плавки, №	Номер цикла испытания					
	0	I	II	III	IV	V
1	20,00	20,23	20,13	20,14	20,12	20,09
2	19,83	20,01	19,97	19,93	19,94	19,97
3	19,62	19,64	19,63	19,64	19,45	19,48
4	19,78	19,64	19,76	19,75	19,57	19,53
5	20,07	20,14	20,16	20,07	20,06	20,03

Таблица 3 - Содержание Ni (мас.%) на поверхности образцов из сплава 06ХН28МДТ до и после пяти циклов их испытания по методу ДУ ГОСТ 6032-89

Номер плавки, №	Номер цикла испытания					
	0	I	II	III	IV	V
1	28,74	28,98	28,82	28,87	28,82	28,85
2	28,60	28,84	28,72	28,79	28,64	28,72
3	27,68	27,72	27,60	27,69	27,77	27,81
4	27,18	26,89	27,14	27,12	27,15	27,18
5	28,69	28,84	28,84	28,65	28,88	28,91

Анализ данных (табл. 4; 5) показал, что для плавки № 2; 3 сплава 06ХН28МДТ коэффициенты селективного растворения Cr и Ni (Z_{Cr} и Z_{Ni}) больше единицы.

Таблица 4 - Коэффициенты селективного растворения Cr (Z_{Cr}) сплава 06ХН28МДТ после пяти циклов его испытания по методу ДУ ГОСТ 6032-89

Номер плавки, №	Номер цикла испытания				
	I	II	III	IV	V
1	1,14	0,90	0,35	0,34	6,49
2	1,30	0,67	0,56	0,05	0,50
3	2,87	0,26	0,14	25,59	0,94
4	0,59	0,58	0,74	2,44	5,79
5	0,47	0,28	0,75	0,08	3,25

Таблица 5 - Коэффициенты селективного растворения Ni (Z_{Ni}) сплава 06ХН28МДТ после пяти циклов его испытания по методу ДУ ГОСТ 6032-89

Номер плавки, №	Номер цикла испытания				
	I	II	III	IV	V
1	0,82	1,01	1,22	0,60	46,43
2	1,21	1,40	0,68	0,52	0,93
3	4,07	2,24	0,89	7,64	0,87
4	0,90	0,88	1,07	0,30	3,13
5	0,71	0,10	1,16	1,33	22,60

В тоже время для плавки №1 Z_{Cr} больше, а Z_{Ni} меньше единицы. При этом для плавки № 4; 5 эти коэффициенты меньше единицы. Эта тенденция и значения коэффициентов Z_{Cr} и Z_{Ni} (табл. 4; 5) позволяют установить характерные особенности селективного растворения основных компонентов сплава с поверхности образцов после первого цикла их испытания в кипящем 65 % растворе азотной кислоты. А именно, установлено, что в образцах из плавки №1 растворение Cr, Ni и Fe с их поверхности возрастает в следующем ряду: Ni; Fe и Cr. Это способствует тому, что поверхность образцов обогащается Ni и обедняется Fe и Cr. При этом градиент концентраций Fe, Cr и Ni в микрообъемах металла способствует твердофазной диффузии атомов Ni в глубину образцов, а Fe и Cr к их поверхности. Это согласуется с данными [6-9]. Для плавки №2; 3 установлено, что $(Z_{Cr} и Z_{Ni}) > 1$ (табл. 4; 5), поэтому интенсивность растворения основных компонентов сплава с поверхности образцов возрастает в таком ряду: Fe, Ni и Cr. Такая закономерность способствует тому, что поверхность образцов обогащается Fe и обедняется Ni и Cr. Это может способствовать твердофазной диффузии атомов Fe в объем, а Ni и Cr из объема сплава по границам зерен аустенита. В результате испытаний и расчетов установлено, что для плавки № 4; 5 сплава 06ХН28МДТ коэффициенты $(Z_{Cr} и Z_{Ni}) < 1$ (табл. 4; 5). Поэтому интенсивность растворения Cr, Ni и Fe с поверхности образцов возрастает в следующем ряду: Cr, Ni и Fe. Такая тенденция способствует тому, что поверхность образцов обогащается Cr и обедняется Ni и Fe. Это может способствовать твердофазной диффузии атомов Cr в объем, а Ni и Fe из объема сплава. Кроме того, следует отметить, что для образцов из плавки №4; 5 $(Z_{Cr}; Z_{Ni}) < 1$, а коррозионные потери меньше, чем из плавки №1-3 для которых коэффициенты $(Z_{Cr}; Z_{Ni}) > 1$ или $Z_{Cr} >$, а $Z_{Ni} < 1$. При этом такая закономерность является противоположной, той которую установили для стали AISI321 [3]. Очевидно это связано с механизмами коррозионного разрушения границ зерен аустенита, которые обусловлены влиянием Cr и прежде всего Ni, потому что содержание Ni в сплаве 06ХН28МДТ в три раза больше, чем в стали AISI321. Таким образом, дефекты структуры аустенита, возникающие при твердофазной диффузии атомов Fe из объема металла, существенно влияют на коррозионное разрушение границ зерен аустенита в стали и не оказывают влияния на сплав. Это связано с тем, что аустенитная структура сплава 06ХН28МДТ более стабильна, чем стали. Поскольку содержание Ni в сплаве до 28, а в стали до 10 мас.%. Учитывая вышеизложенное, очевидно, что коррозионная стойкость, прежде всего границ зерен аустенита, сплава зависит от содержания Cr на его поверхности. При этом, чем его больше, тем выше коррозионная стойкость сплава. Это согласуется с данными [1].

После второго цикла испытания образцов установлено, что в плавках №1 – 3; 5 содержание Fe возросло, а в плавке № 4 - значительно снизилось (табл.1). При этом практически на всех образцах из плавки №1-5 сплава 06ХН28МДТ зафиксировано снижение содержания Ni (табл. 3). В тоже время показано, что растворение Cr с поверхности образцов после второго цикла их испытания имеет не такой однозначный характер. А именно, в плавках № 1-3 установлено снижение, а № 4; 5 - возрастание содержания Cr на поверхности образцов (табл. 2). Это связано с характером селективного растворения основных компонентов сплава. В частности установлено, что после второго цикла испытания образцов коэффициенты Z_{Cr} изменялись от 0,26 плавка №3 до 0,90 плавка №1 (табл.4). В тоже время характер селективного растворения Ni с поверхности

V
46,43
0,93
0,87
3,13
22,60

практически не изменился, потому что коэффициенты Z_{Ni} плавов №2;3 больше, а №1 меньше единицы (табл. 5).

Анализ данных (табл. 4;5) показал, что после второго цикла испытания образцов из сплава 06ХН28МДТ интенсивность растворения Cr, Ni и Fe с их поверхности возрастает в следующем ряду: Cr, Fe и Ni для плавов №1-3 и Cr, Ni, Fe для №4; 5. Учитывая вышесказанное, выходит, что после второго цикла испытания образцов их поверхность обогащается Cr и обедняется Fe и Ni. Это может способствовать твердофазной диффузии атомов Cr в объем, а Fe и Ni из объема металла. При этом твердофазная диффузия атомов Fe и Ni из объема металла способствует, согласно данным [6;7], интенсивному образованию дефектов структуры аустенита в виде вакансий, которые коагулируют в поры. Однако, учитывая вышеуказанную интенсивность растворения основных компонентов с поверхности образцов из плавов №1-3 и №4-5, а также значения коэффициентов Z_{Ni} для этих плавов сплава (табл.5), можно отметить такую тенденцию: чем больше значение Z_{Ni} , тем больше коррозионные потери образцов [4;5]. Таким образом, степень стабильности аустенитной структуры, обусловленная содержанием Ni в сплаве, больше влияет на его коррозионные потери в высокоокислительной среде, чем дефекты его структуры в виде вакансий и пор, образовавшихся во время твердофазной диффузии основных компонентов сплава из его объема.

После третьего цикла испытания образцов установлено, что в плавках №1-3 содержание Fe снизилось, а №4;5 - возросло (табл.1). При этом следует отметить, что для содержания Ni на поверхности образцов установлена противоположная тенденция. А именно, в плавках №1-3 содержание Ni возросло, а №4; 5 - снизилось (табл. 3). В тоже время установлено, что на поверхности образцов из плавов № 1; 3 содержание Cr возросло, а № 2; 4;5 - снизилось (табл. 2). Это обусловлено особенностями селективного растворения Cr, Ni и Fe из сплава.

В частности анализ данных (табл. 4;5) показал, что после третьего цикла испытания образцов из сплава 06ХН28МДТ интенсивность растворения основных его компонентов возрастает в следующем ряду: Cr, Fe и Ni для плавов №1; 4; 5 и Cr; Ni и Fe для № 2; 3. Такая тенденция способствует тому, что поверхность образцов обогащается Cr и обедняется Ni и Fe. Это может способствовать твердофазной диффузии атомов Cr в объем, а Ni и Fe из объема металла. Известно [6;9], что твердофазная диффузия основных компонентов сплава способствует образованию дефектов структуры аустенита в микрообъемах металла в виде вакансий, коагулирующих в поры. Однако этот фактор не является определяющим в коррозионных потерях сплава, потому что плавки №2; 3 [4] имеют максимальные и минимальные коррозионные потери в высокоокислительной среде и, как указано выше, одинаковую тенденцию в интенсивности растворения Cr, Ni и Fe с их поверхности. Наиболее вероятно, что определяющим фактором, который влияет на коррозионные потери сплава, является интенсивность растворения Ni с его поверхности, потому что наибольшим коррозионным потерям сплава [4] соответствует большее значение коэффициента Z_{Ni} (табл. 5) для определенного выше направления твердофазной диффузии атомов Ni, т.е. из объема сплава.

После четвертого цикла испытаний установлено, что на поверхности образцов из плавов №1;2; 4 содержание Fe увеличилось, а №3; 5 - уменьшилось (табл. 1). В тоже время выяснилось, что в плавках №1; 3;4;5 содержание Cr на поверхности образцов снизилось, а в №2 незначительно возросло (табл. 2). Кроме того установлено, что на поверхности образцов из плавов №1;2 содержание Ni уменьшилось, а № 3;5 - возросло (табл. 3). Такие тенденции обусловлены характерными особенностями селективного растворения Cr, Ni и Fe с поверхности сплава 06ХН28МДТ.

В частности анализ данных (табл. 4;5) показал, что интенсивность растворения этих химических элементов с поверхности сплава 06ХН28МДТ возрастает в следующем ряду: Cr, Ni и Fe для плавов №1;2; Fe, Ni и Cr для № 3; Ni, Fe, Cr для № 4 и Cr, Fe, Ni для № 5. Таким образом, после четвертого цикла испытания образцов поверхность плавов №1;2;5

обогащается Cr и обедняется Ni и Fe. Это, как известно [6;7], может способствовать твердофазной диффузии атомов Cr в объем, а Fe и Ni из объема металла. При таком направлении твердофазной диффузии атомов Fe и Ni в микрообъеме металла образуются вакансии, коагулирующие в поры. Однако эти дефекты структуры аустенита не являются факторами влияющими, в отличие для стали AISI321 [3], на коррозионные потери сплава 06ХН28МДТ. Поскольку плавки №1;2 имеют минимальные, а плавка №5 - максимальные коррозионные потери в высокоокислительной среде [4]. Очевидно, что при таком направлении диффузии атомов Cr, Ni и Fe доминирующим фактором, определяющим коррозионные потери сплава, является интенсивность растворения Ni с его поверхности. Кроме того, учитывая вышеизложенное, установлено, что поверхность образцов из плавки №1 обогащается Fe и обедняется Ni и Cr, а из №4 - обогащается Ni и обедняется Fe и Cr. Это может способствовать твердофазной диффузии атомов Fe в объем, а атомов Ni и Cr из объема сплава для плавки №3 и Ni в объем, а атомов Fe и Cr из объема сплава для плавки №4. Учитывая такие тенденции, можно отметить, что при таком направлении твердофазной диффузии атомов Fe и интенсивности его растворения, образование дефектов структуры аустенита в микрообъемах металла протекает не интенсивно. Поэтому этот фактор не определяет коррозионные потери плавки №3; 4. Очевидно, что большие коррозионные потери плавки №3 [4] обусловлены интенсивностью растворения Ni и Cr, учитывая максимальные значения коэффициентов Z_{Cr} и Z_{Ni} (табл. 4; 5), а минимальные - плавки №4 интенсивностью растворения Ni с поверхности образцов. Поскольку коэффициент $Z_{Ni} < 1$ и имеет минимальное значение (табл. 5).

После пятого цикла испытания образцов установлено, что в плавках 1-3 содержание Fe на их поверхности снизилось, а в № 4;5 незначительно возросло (табл. 1). При этом показано, что в плавках № 1;4;5 содержание Cr на поверхности образцов снизилось, а в № 2;3 несколько увеличилось (табл. 2). В тоже время в плавках № 1-5 сплава 06ХН28МДТ установлен рост содержания Ni на поверхности образцов, что связано с характерными особенностями его селективного растворения. А именно, после пятого цикла испытания образцов в кипящем 65% растворе азотной кислоты установлено, что интенсивность растворения Cr, Ni и Fe с их поверхности возрастает в следующем ряду: Fe, Cr и Ni для плавки № 1;5; Ni, Cr, Fe для № 2; Cr, Ni, Fe для № 3 и Cr, Fe и Ni для № 4. Таким образом, поверхность образцов из плавки №1;5 обогащается Fe и обедняется Cr и Ni, из плавки № 2 обогащается Ni и обедняется Cr и Fe, из плавки № 3;4 обогащается Cr и обедняется Ni и Fe. Это может способствовать твердофазной диффузии атомов Fe в объем, а Cr и Ni из объема металла в плавках №1;5, Ni в объем, а Cr, Fe из объема металла в плавке №2 и атомов Cr в объем, а Fe и Ni из объема металла в плавках №3;4. Твердофазная диффузия атомов Fe и Ni из объема металла в плавках №2-4 способствует образованию дефектов структуры аустенита в виде вакансий, коагулирующих в поры. Наиболее вероятно, что на этом этапе испытания образцов эти дефекты способствуют росту их коррозионных потерь из плавки №2-4, потому что эти плавки имеют наибольшие и близкие к ним коррозионные потери [4]. Кроме того, следует отметить, что плавка №1, в соответствии с вышеуказанными особенностями селективного растворения Fe и Ni, имеет намного меньше дефектов структуры аустенита в виде вакансий и пор, однако она также, как и плавка №3, имеет максимальные коррозионные потери [4]. Это связано с тем, что она имеет максимальное значение коэффициента Z_{Ni} (табл. 3) и, соответственно, максимальную из всех плавки интенсивность растворения Ni.

Следует отметить, что в работе [4] установлено, что все пять плавки сплава 06ХН28МДТ являются стойкими к межкристаллитной коррозии в высокоокислительной среде. Однако метод ДУ ГОСТ 6032-89 не дает информацию, какие факторы способствуют росту коррозионных потерь сплава и, соответственно, снижают его стойкость к межкристаллитной коррозии. Установленные характерные особенности селективного растворения сплава после каждого из пяти циклов его испытания по методу ДУ дают возможность более точно и гарантировано прогнозировать его стойкость к

межкристаллитной коррозии в особо агрессивных средах. В настоящее время разработаны методики расчета коэффициентов Z_{Cr} и Z_{Ni} для различных плавок сплава 06ХН28МДТ. Это позволяет существенно повысить надежность оборудования, изготовленного из этого сплава и работающего в особоагрессивных средах, вызывающих межкристаллитную коррозию.

Выводы:

1. В результате исследования сплава 06ХН28МДТ после пяти циклов его испытания в кипящем 65% растворе азотной кислоты установлено селективное растворение Cr, Ni и Fe с его поверхности.
2. Показано, что в результате характерных особенностей селективного растворения Cr, Ni и Fe с поверхности образцов происходит твердофазная диффузия в микрообъеме металла. К тому же твердофазная диффузия атомов Fe и Ni из объема металла способствует образованию дефектов структуры аустенита в виде вакансий, коагулирующих в поры.
3. Установлено, что после четырех циклов испытания образцов дефекты структуры аустенита, образовавшиеся в результате твердофазной диффузии атомов Fe и Ni из объема металла, не влияют на коррозионные потери сплава 06ХН28МДТ. Доказано, что коррозионные потери образцов растут при увеличении интенсивности растворения Ni с их поверхности.
4. Установлено, что после пятого цикла испытания образцов коррозионные потери сплава 06ХН28МДТ могут зависеть как от интенсивности растворения Ni с их поверхности, так и наличия дефектов структуры аустенита, образовавшихся в результате твердофазной диффузии атомов Fe и Ni из объема металла.

1. Воробьева Г.Я. Коррозионная стойкость материалов в агрессивных средах химических производств / Г.Я. Воробьева.-М.:Химия, 1975-815с.
2. Сталь и сплавы коррозионностойкие. Методы испытаний на стойкость против межкристаллитной коррозии: ГОСТ 6032-89 (ИСО 365/276) – [Действующий от 1990-07-01].-М: Изд-во стандартов, 1990-41с.
3. Беліков С.Б. Характерні особливості селективного розчинення сталі AISI 321у високоокиснювальному розчині нітратної кислоти / С.Б. Беліков, О.Е. Нарівський, Н.В., Маркова // Науковий вісник Національного лісотехнічного університету : збірник науково-технічних праць. – Львів : РВВ НЛТУ України. – 2016. – Вип: 26.5. – С. 122–131.
4. Наривский А.Э. Стойкость сплава 06ХН28МДТ к межкристаллитной коррозии в зависимости от его химического состава/ А.Э. Наривский // Коррозия: материалы, защита-2010.-№11 - С.15-20.
5. Наривский А.Э. Влияние структуры сплава 06ХН28МДТ на его коррозионное поведение в окислительных средах / А.Э. Наривский // Коррозия: материалы, защита – 2011 - №2 - С.33-40.
6. Motfat T.P. Electrochemical and scanning tunneling microscope Study of dealloying of Cu Au /T.P. Motfat,F.-R.F.Fan, A.J.Bord // Electrochem.Soc.-1991.- №11.- P.3224-3225
7. Вязовикина Н.В. Использование хромольтамперометрии для изучения механизма селективного растворения бинарных сплавов хром-железо / Н.В. Вязовикина // Электрохимия. – 1992. - №6. – С.917-922.
8. Pickering H.W. Characteristic fractures of alloy polarization curves / H.W. Pickering // Corrosion Science. – 1983. - №10 – P.1101-1120.
9. Вязовикина Н.В. Анодное растворение сплавов Fe55Cr45 и Fe84Cr16 в нестационарных условиях / Н.В. Вязовикина // Электрохимия. – 1991. - №4. – С.484-489.