

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2023-3-5-12>

УДК 620.193:620.197:669.017

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТОЙКОСТИ К ПИТТИНГОВОЙ КОРРОЗИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ РЕАКТОРА БН-350

Д. М. Аскар<sup>1,2</sup>, Д. А. Мережко<sup>1</sup>, М. С. Мережко<sup>1</sup>, Д. Ж. Рахатов<sup>1</sup>,  
Т. Е. Жаркынбек<sup>3,4</sup>, В. К. Ю<sup>3</sup>, К. В. Цай<sup>1\*</sup>

<sup>1</sup> РГП «Институт ядерной физики» МЭ РК, Алматы, Казахстан

<sup>2</sup> Казахстанско-Британский технический университет, Алматы, Казахстан

<sup>3</sup> АО «Институт химических наук им. А.Б. Бекутурова», Алматы, Казахстан

<sup>4</sup> Казахский Национальный университет им. аль-Фараби, Алматы, Казахстан

\*E-mail для контактов: tsykir@inp.kz

Статья посвящена исследованию стойкости конструкционных материалов реактора БН-350 к питтинговой коррозии в водной среде, содержащей ионы хлора, в присутствии органических ингибиторов коррозии. Представлены результаты ускоренных испытаний образцов аустенитных сталей 12X18H10T, 08X16H11M3T и феррито-мартенситной стали X13M2БФР (ЭП-450) на питтинговую коррозию в 10% водном растворе железа трихлорида гексагидрата без ингибитора и в присутствии различных концентраций ингибитора коррозии. Изучено влияние термообработки на питтингостойкость конструкционных сталей, обсуждается роль карбидных выделений типа МС и М<sub>23</sub>С<sub>6</sub> в образовании питтинговых дефектов.

**Ключевые слова:** конструкционные стали, реактор, микроструктура, питтинговая коррозия, органические ингибиторы

### ВВЕДЕНИЕ

Эксплуатация в активных зонах ядерных реакторов под действием нейтронных потоков, градиентов температур и механических нагрузок приводит к накоплению радиационных дефектов и внутренних напряжений, повышению неоднородности химического состава и радиационно-индуцированным фазовым превращениям в структуре конструкционных сталей и сплавов. Изменение структурно-фазового состояния реакторных материалов ухудшает их стойкость к коррозионному воздействию (питтинговой (точечной) и интеркристаллитной (межзеренной) коррозии), что, в свою очередь, повышает риск хрупкого разрушения и может негативно сказаться на безопасности хранения отработавших конструкций активных зон [1–3]. Для предотвращения развития потенциально опасных коррозионных дефектов в отработавших тепловыделяющих сборках (ТВС) во время их нахождения в водных бассейнах выдержки актуальна разработка и совершенствование регламентов и средств уменьшения скорости коррозии реакторных материалов, находящихся в контакте с водной средой.

С целью уменьшения склонности сталей к питтинговой коррозии в промышленности широко используют неорганические ингибиторы, в состав которых входят соли цинка, меди, никеля, мышьяка и других металлов. Однако эффективность неорганических ингибиторов уменьшается в кислых средах, и наносит вред экологии из-за выработки токсичных для природы компонентов. Альтернативой может служить использование нетоксичных органических ингибиторов [4–7], которые представляют собой углеводородные или водно-спиртовые растворы орга-

нических фосфонатов и других полимеров с высокими ингибирующими свойствами. При этом фосфонаты выступают в роли поверхностно-активных веществ, замедляющих скорость коррозии путем формирования защитной пленки на поверхности стальных конструкций [8].

**Цель настоящей работы:** Определить стойкость реакторных нержавеющих сталей аустенитного и феррито-мартенситного класса к питтинговой коррозии в хлорсодержащей среде, без ингибитора и в присутствии органического ингибитора коррозии, и выявить структурный механизм образования питтинговых дефектов. Ингибитором служил синтезированный ранее 1-гидроксициклогексилдиметилфосфонат (оксифосфонат) [9].

### МЕТОДЫ

Объектами исследования в работе являлись хромоникелевые нержавеющие стали аустенитного класса 12X18H10T, 08X16H11M3T и феррито-мартенситного класса X13M2БФР (ЭП-450), используемые в качестве материалов активных зон быстрых реакторов. В реакторе БН-350 (МАЭК, г. Актау, Республика Казахстан) из указанных аустенитных и феррито-мартенситных сталей были изготовлены защитные шестигранные чехлы ТВС и оболочки ТВЭЛОВ. В энергетических реакторах типа ВВЭР аустенитные нержавеющие стали используются в качестве материала выгородки активной зоны. Исходное состояние для аустенитных сталей – механико-термическая обработка (МТО) (20% ХД и последующий отжиг при 800 °С/1 час), для феррито-мартенситной стали – традиционная термическая обработка (ТТО) (нормализация при 1050 °С с закалкой в воду + отпуск при 720 °С/1 час с охлаждением на воздухе). Часть образ-

цов аустенитных сталей подвергли дополнительной термообработке – аустенизации при 1050 °С/30 минут в вакууме, не хуже 1 Па.

Химический состав исследуемых конструкционных сталей представлен в таблице 1. Содержание химических элементов в сталях определяли методом энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС) с помощью детектора X-Max (80 мм<sup>2</sup>) просвечивающего электронного микроскопа JEM-2100 (JEOL). Содержание С, Р и S при ЭДС-анализе не рассматривалось.

Плоские образцы для исследований с размерами не менее 10 мм × 10 мм × 2 мм вырезали из стенок необлученных чехлов ТВС. Толщина образцов (2 мм) определялась толщиной стенки стандартного чехла. Поверхность образцов подготавливали согласно ГОСТ 9.912-89 с помощью механической шлифовки и полировки. Перед испытаниями образцы взвешивали на электронных аналитических весах KERN-770 с точностью 0,0001 г и измеряли их геометрические размеры. Микроструктуру конструкционных сталей исследовали с помощью оптических микроскопов Neophot-2 и MeF-2. Идентификацию вторичных выделений в сталях осуществляли с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ).

Для создания агрессивной коррозионной среды использовали 10% водный раствор железа треххлористого 6-водного FeCl<sub>3</sub> × 6H<sub>2</sub>O (ГОСТ 4147). Раствор готовили из расчета 100 г кристаллогидрата соли на

900 мл дистиллированной воды и доводили до плотности 1,049 г/см<sup>3</sup> (ГОСТ 9.912-89). До испытаний раствор выдерживали 24 часа в закрытой посуде. Испытания проводили в рамках гравиметрического метода, в стеклянных колбах объемом 100 мл при температуре 23–26 °С. Образцы выдерживали погруженными в коррозионный раствор последовательно в течение 5, 24, 48 и 72 часов. После каждого эксперимента образцы вынимали из раствора, продукты коррозии удаляли с помощью промывки образцов под струей водопроводной воды, ополаскиванием в дистиллированной воде и этиловом спирте с использованием ультразвуковой очистки, затем образцы высушивали и взвешивали.

В экспериментах использовали коррозионные растворы без ингибитора и с добавлением различных концентраций ингибитора. В качестве ингибитора коррозии использовали оксифосфонат – 1-гидроксидциклогексидил-метилфосфонат. Синтез оксифосфоната проводился в условиях реакции Абрамова (рисунок 1), при взаимодействии циклогексанона с эфиром фосфористой кислоты в соотношении 1:1 в 88 мл гексана при комнатной температуре, после охлаждения и добавления 3,5 мл метилата натрия в качестве катализатора. Готовый продукт был получен перекристаллизацией полученного осадка гексаном, в целях очистки от примесей.

Таблица 1. Химический состав исследуемых конструкционных сталей (в вес. %)

Материал	Источник данных	C	Fe	Cr	Ni	Ti	Si	Mo	Nb	V	Mn	Другие элементы
12X18H10T	ГОСТ 5632-72	<0,12	ост.	17,0–19,0	9,0–11,0	<0,8	<0,8	–	–	–	< 2,0	<0,035 P; <0,02 S; <0,4 Cu
	ЭДС-анализ	–	69,1	18,2	10,0	0,8	0,5	–	–	–	1,4	–
08X16H11M3T	ГОСТ 5632-2014	<0,08	ост.	15,0–17,0	10,0–12,0	≤0,1	0,4–0,8	2,0–2,5	–	–	1,0–1,7	<0,02 P; <0,02 S
	ЭДС-анализ	–	68,8	18,9	9,9	0,4	0,4	0,3	–	–	1,3	–
X13M2БФР (ЭП-450)	(12X12M2БФР) ТУ 14-3-1511-87	0,10–0,15	ост.	11,0–13,5	0,05–0,30	–	≤ 0,5	1,2–1,8	0,25–0,55	0,1–0,3	≤0,5	≤0,025 P; ≤0,015 S; ≤0,04 B
	ЭДС-анализ	–	84,9	12,8	0,2	–	0,3	1,0	0,1	0,2	0,5	–

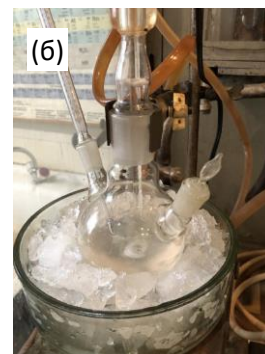
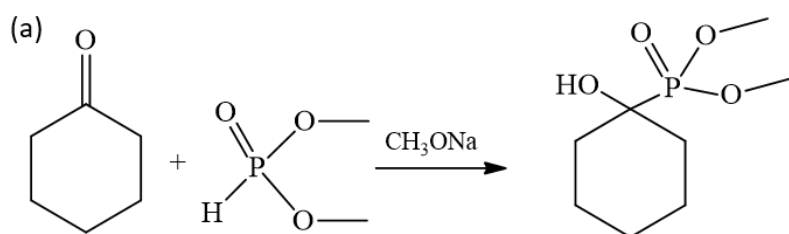


Рисунок 1. Базовая реакция синтеза оксифосфоната (а) и готовый продукт (б)

По результатам экспериментов были определены следующие показатели коррозионного повреждения: потери массы  $\Delta m/S$  и средняя глубина коррозионного разрушения металла  $[мм/год] \Pi = 8,76 K_m/\rho$ , где  $\rho$  – плотность стали  $[г/см^3]$ ,  $S$  – площадь поверхности образца  $[м^2]$ . Здесь весовой показатель скорости коррозии  $K_m = \Delta m / (S\tau)$   $[г/м^2 \cdot час]$ , где  $\tau$  – время нахождения образца в коррозионном растворе  $[час]$ .

Плотность стали определяли с помощью метода гидростатического взвешивания (ГОСТ 15139-69, рабочая жидкость – этиловый спирт, плотность  $0.801 г/см^3$ ) при комнатной температуре. Данные по плотности сталей с различной термической обработкой представлены в таблице 2.

Таблица 2/ Плотность конструкционных сталей чехлов ТВС в различном исходном состоянии

Материал	Плотность, $г/см^3$
08X16H11M3, МТО	$7,887 \pm 0,009$
08X16H11M3, аустенизация	$7,912 \pm 0,016$
12X18H10T, МТО	$7,883 \pm 0,008$
12X18H10T, аустенизация	$7,888 \pm 0,011$
X13M2БФР (ЭП-450), ТТО	$7,730 \pm 0,006$

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Потери массы в коррозионном растворе без ингибитора для конструкционных сталей реактора БН-350 в различном исходном состоянии приведены на рисунке 2.

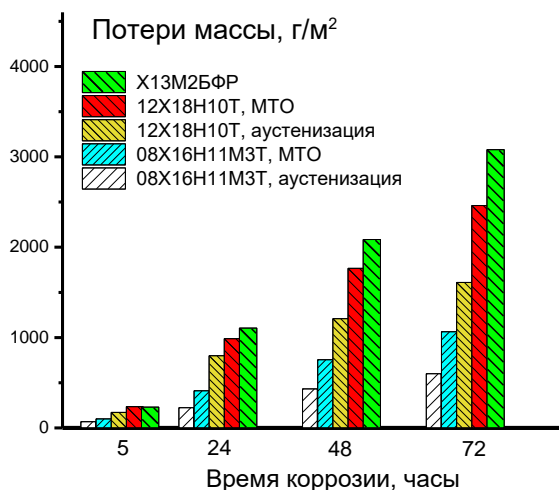


Рисунок 2. Потери массы образцов конструкционных сталей чехлов ТВС в растворе без ингибитора

Наибольшую склонность к питтинговой коррозии показала феррито-мартенситная сталь ЭП-450. Среди образцов аустенитных сталей наибольшую склонность к питтинговой коррозии имела сталь 12X18H10T в состоянии МТО, наименьшую – сталь 08X16H11M3T после аустенизации. Аустенизация повысила коррозионную стойкость материала по сравнению с исходной МТО-обработкой для аусте-

нитных сталей обоих марок. С увеличением времени нахождения в коррозионном растворе различия в потерях масс между образцами аустенитных сталей в разном исходном состоянии, возрастали.

Для объяснения полученных результатов проведен металлографический анализ структуры аустенитных сталей в состоянии МТО и после аустенизации (рисунок 3). В МТО-состоянии в сталях обоих марок наблюдалась высокая разнотернистость. На границах зерен и в матрице зерна присутствуют частицы вторичных выделений, которые можно идентифицировать на снимках по следам травления овальной формы. Размеры наиболее крупных выделений сравнимы с размерами мелких зерен. После аустенизации средний размер зерен увеличился, уменьшилась разнотернистость, повысилась доля равноосных зерен, размеры вторичных выделений, напротив, сократились. Таким образом, при аустенизации происходит частичное перерастворение вторичных выделений в матрице, снижается площадь границ и дефектность зерен, что оказывает положительное влияние на коррозионную стойкость стали. В результате, аустенитная сталь с более равновесной структурой зерен показала меньшую склонность к питтинговой коррозии, тогда как сталь в МТО-состоянии, с высокой гетерогенностью структуры зерен и наличием крупных выделений, имела гораздо большую склонность к развитию питтингов.

В стали 12X18H10T основным типом вторичных выделений являются глобулярные карбиды титана TiC, расположенные по границам зерен и в матрице (рисунок 4а). Часть карбидов достигает достаточно крупных размеров (до 0,5–1 мкм и более).

В стали 08X16H11M3T (рисунок 4б) преобладают карбиды титана, с размерами до 0,5 мкм, образующие цепочки по границам зерен либо хаотично распределенные в матрице зерна. Локальный ЭДС-анализ показал повышенную концентрацию надразмерных атомов молибдена на частицах TiC, и, соответственно, обеднение матрицы зерна по титану и молибдену. Наличие остаточного высокотемпературного  $\delta$ -феррита в аустенитной стали (рисунок 4б) также может усиливать ее склонность к образованию питтингов.

Микроструктура феррито-мартенситной стали ЭП-450 представлена на рисунке 5. Сталь имеет двухфазную структуру зерен феррита и мартенсита отпуска (сорбита) в соотношении 30% : 70%. Многочисленные глобулярные вторичные выделения типа  $M_{23}C_6$  (где  $M = Cr, Mo, Ni$ ), с размерами до 200 нм, сосредоточены на границах пластин мартенситного пакета (рисунок 5б) или хаотично распределены в ферритном зерне. ЭДС – анализ частиц  $M_{23}C_6$  показал обогащение по хрому и молибдену по сравнению с матрицей. Основная доля атомов ниобия связана с углеродом в крупных первичных карбидах MC-типа, с размерами от 0,2 до 5 мкм, в результате чего ЭДС-анализ показал низкое содержание Nb в матрице.



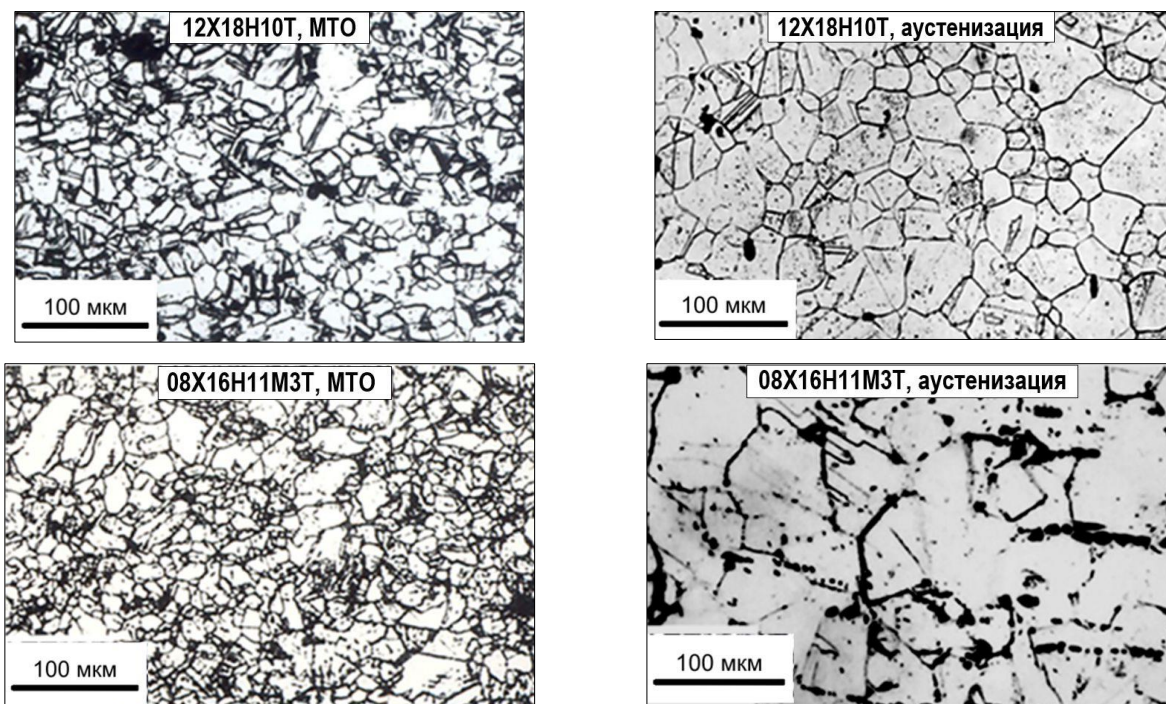


Рисунок 3. Металлографические снимки микроструктуры аустенитных сталей в МТО-состоянии и после аустенизации

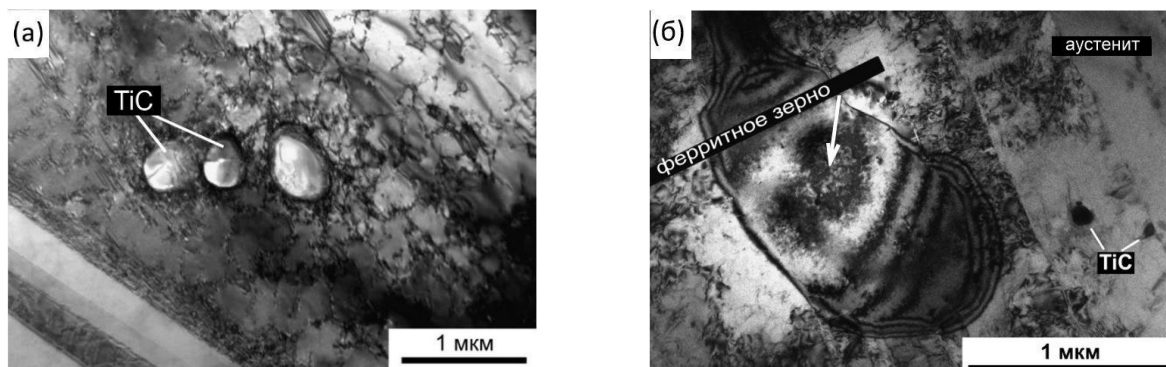
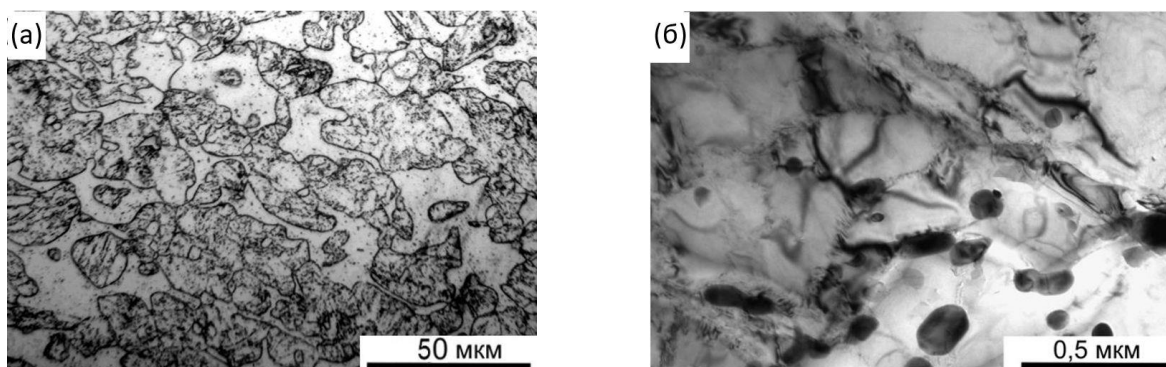


Рисунок 4. ПЭМ снимки микроструктуры аустенитных сталей: карбиды титана в стали 12X18H10T (а); карбиды титана и остаточный  $\delta$ -феррит в стали 08X16H11M3T (б)



светлые области – феррит, темные области – мартенсит  
отпуска с высоким содержанием карбидных частиц

карбидные частицы  $M_{23}C_6$

Рисунок 5. Микроструктура феррито-мартенситной стали X13M2БФР (ЭП-450), полученная с помощью оптической микроскопии (а) и ПЭМ (б)

Для выявления областей зарождения питтингов были приготовлены шлифы со слабым травлением межзеренных границ для сталей 12X1810T (МТО) и ЭП-450, обладающих наименьшей коррозионной стойкостью. После погружения в агрессивный 10% раствор  $\text{FeCl}_3 \times 6\text{H}_2\text{O}$  на 5 часов поверхность шлифов исследовали с помощью оптической микроскопии. Изображения питтингов на поверхности стальных образцов приведены на рисунке 6. Видно, что коррозионное повреждение аустенитной стали начиналось в контактном слое на границе матрица-вторичные выделения, в частности, на участках, прилегающих к цепочкам карбидов TiC. Далее коррозия развивалась вглубь образца по границам зерен с возможностью выпадения карбидных частиц и отдельных крупных конгломератов зерен в раствор. В стали ЭП-450 питтинговая коррозия имела место преимущественно в

области мартенситных зерен с высоким содержанием мелкодисперсных карбидов  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ . Крупные карбиды ниобия и ферритные зерна оказались более нейтральны к образованию питтингов. Заметим, что площадь коррозионного повреждения поверхности образцов стали ЭП-450 много больше по сравнению со сталью 12X18Н10Т.

Для испытаний с ингибитором коррозии было решено взять за начальную точку концентрацию ингибитора, равную 0,0125 г на 100 мл раствора, с постепенным увеличением концентрации в 4 раза. По окончании опытов полученные данные коррозионного повреждения сравнивались с данными экспериментов без ингибитора для аустенитных сталей в исходном МТО-состоянии и феррито-мартенситной стали (рисунок 7, таблица 3).

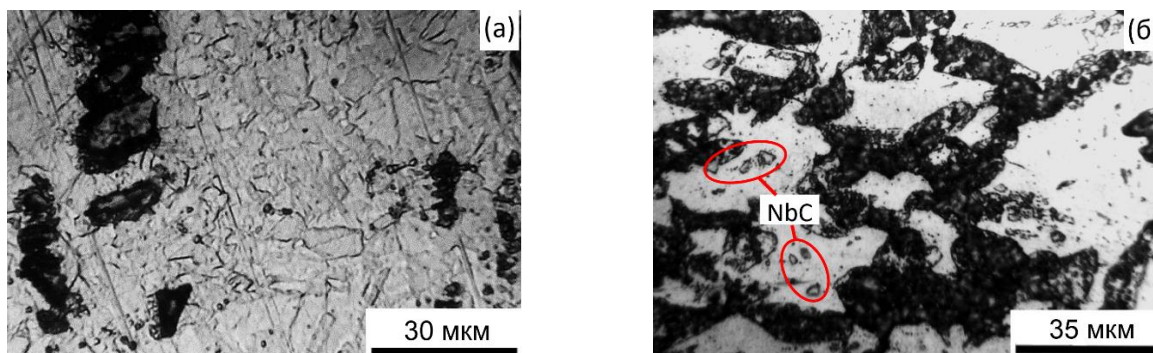


Рисунок 6 Питтинги (черные области) на поверхности стальных образцов после коррозии в 10% растворе  $\text{FeCl}_3 \times 6\text{H}_2\text{O}$  в течение 5 часов для сталей 12X18H10T (МТО) (а) и ЭП-450 (б)

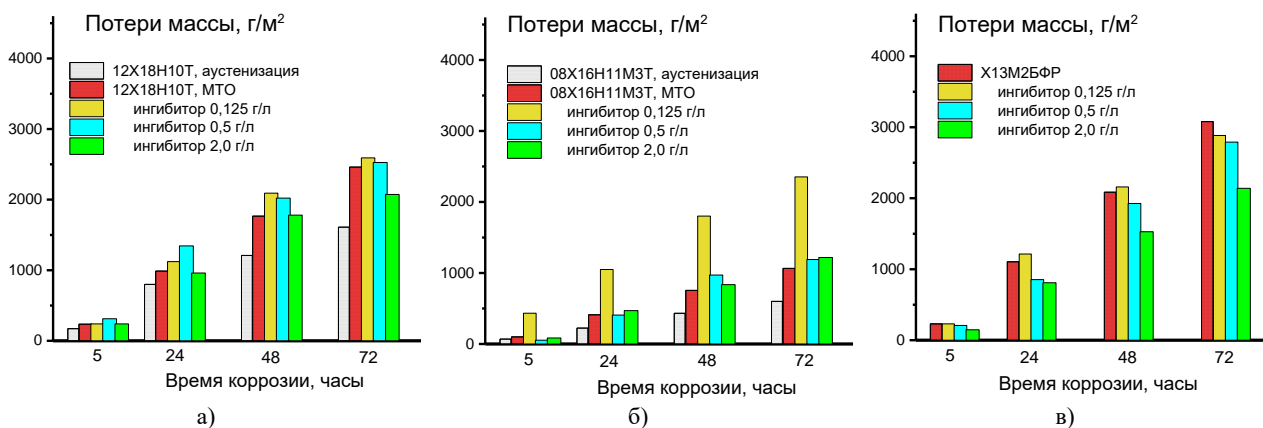


Рисунок 7. Потери массы для образцов сталей 12X18H10T (а), 08X16H11M3T (б) и X13M2БФР (в) в коррозионных растворах с различной концентрацией ингибитора

Таблица 3. Средняя скорость коррозии для образцов конструкционных сталей чехлов ТВС в растворах без ингибитора и с различной концентрацией ингибитора

Коррозионный раствор	12X18H10T		08X16H11M3T		X13M2БФР (ЭП-450)	
	Обработка	П, мм/год	Обработка	П, мм/год	Обработка	П, мм/год
Без ингибитора	МТО	38	МТО	16	ТТО	49
	аустенизация	25	аустенизация	9		
0,125 г/л ингибитора	МТО	40	МТО	36	ТТО	46
0,5 г/л ингибитора		39		18		44
2,0 г/л ингибитора		32		19		33

Из рисунка 7 видно, что для стали 12X18H10T в МТО-состоянии при низких концентрациях 0,125–0,5 г/л, ингибитор не дал положительных результатов торможения коррозии. Такой результат можно объяснить тем, что содержания ингибитора в растворе недостаточно для пассивации поверхности металла, адсорбция растворенного кислорода также недостаточна, а наличие неадсорбированного кислорода в растворе усиливает коррозионное воздействие. При более высокой концентрации ингибитора (2,0 г/л) скорость коррозионного повреждения сталей показала тенденцию к замедлению при больших временах выдержки в растворе. Однако, стойкости стали в аустенизированном состоянии в растворе без ингибитора, достичь не удалось.

В экспериментах на образцах стали 08X16H11M3T в МТО-состоянии наблюдалось повышение потерь массы и ускорение коррозии, наиболее сильное при самой низкой концентрации ингибитора (0,125 г/л). С увеличением концентрации ингибитора скорость коррозионного повреждения резко падала до уровня, сравнимого с коррозионным поведением стали в растворе без ингибитора. Можно предположить, что для данной стали для уменьшения скорости коррозии необходимо вводить в раствор более высокие концентрации ингибитора.

Для оценки эффективности действия ингибитора определяли степень защиты от коррозии  $Z = 100 \times (K_{m1} - K_{m2}) / K_{m1}$  и коэффициент торможения коррозии,  $Y = K_{m1} / K_{m2}$ , где  $K_{m1}$  и  $K_{m2}$  – скорости коррозии в среде без ингибитора и с ингибитором. Эффективность ингибитора оценивали для случаев наибольшего замедления скорости коррозии. При введении 2,0 г/л ингибитора в раствор для стали 12X18H10T параметры  $Z$  и  $Y$  составляли 16% и 1,19%, а для стали ЭП-450 – 32% и 1,48%, соответственно. Таким образом, наибольший положительный эффект от введения ингибитора наблюдался в стали феррито-мартенситного класса, для которой было характерно наиболее обширное коррозионное повреждение поверхности. Влияние ингибитора на скорость коррозии усиливалось с ростом его концентрации в растворе.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследована стойкость к питтинговой коррозии для сталей аустенитного и феррито-мартенситного класса – материалов защитных чехлов быстрого реактора БН-350, в рамках гравиметрического метода в 10% растворе  $\text{FeCl}_3 \times 6\text{H}_2\text{O}$ . Показано, что развитие питтинговой коррозии инициировалось на границах матрица/карбидные выделения MC-типа ( $\text{TiC}$ ) для аустенитных сталей и в области мартенситных зерен, насыщенных карбидными частицами  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , обогащенных по Cr и Mo, в феррито-мартенситной стали. Аустенизация повысила коррозионную стойкость аустенитных сталей по сравнению с исходной МТО-обработкой, что связано с перерастворением части карбидов в матрице, снижением уровня внутренних на-

пряжений и дефектности зерен, уменьшением площади межзеренных границ.

Исследования на питтинговую коррозию были продублированы для всех сталей при введении в коррозионный раствор оксифосфоната (1-гидроксициклогексилдиметил-фосфоната) в качестве ингибитора коррозии в различных концентрациях (0,125, 0,5, 2,0 г/л). Показано, что наиболее эффективно действие ингибитора по уменьшению скорости коррозии проявлялось при его концентрации 2,0 г/л для стали ЭП-450, для которой характерно наиболее обширное коррозионное повреждение поверхности.

*Авторы выражают благодарность научному сотруднику ЛРМ РГП ИЯФ Турубаровой Л.Г. за консультативную помощь в работе над статьей. Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства энергетики Республики Казахстан, Программа BR09158499 «Развитие комплексных научных исследований в области ядерной и радиационной физики на базе казахстанских ускорительных комплексов» и Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан, Программы BR10965255 «Инновационные материалы полифункционального назначения на основе природного сырья и техногенных отходов».*

### ЛИТЕРАТУРА

1. Поролло, С.И. Результаты исследования ТВЭЛов БН-600, облученных в активной зоне первого типа / С.И. Поролло, С.В. Шулепин, А.М. Дворяшин, Ю.В. Конобеев, Л.М. Забудько // Атомная энергия. – 2015. – Т. 118, вып. 6. – С. 313–319. [http://elib.biblioatom.ru/text/atomnaya-energiya\\_t118-6\\_2015/go,12/](http://elib.biblioatom.ru/text/atomnaya-energiya_t118-6_2015/go,12/)
2. Кинев, Е.А. Внутритрубная коррозия оболочек из нержавеющей стали в условиях реакторного облучения / Е.А. Кинев // Известия ВУЗов. Ядерная энергетика. – 2008. – № 2. – С. 107–113. <https://static.nuclear-power-engineering.ru/journals/2008/02.pdf>
3. Максимкин, О.П. Коррозия сталей аустенитного и феррито-мартенситного классов материалов чехлов отработавших ТВС БН-350 / О.П. Максимкин, Т.А. Доронина, А.В. Яровчук, Л.Г. Турубарова // Вопросы атомной науки и техники. Сер. ФРП и РМ. – 2007. – Т. 91, № 6. – С. 97–102. <http://dspace.nbuv.gov.ua/bitstream/handle/123456789/110635/18-Maksimkin.pdf>
4. Левашова, В.И. Обзор ингибиторов коррозии на основе борорганических соединений / В.И. Левашова, И.В. Янгирова, Е.В. Казакова // Современные проблемы науки и образования. – 2014. – № 6. <https://science-education.ru/ru/article/view?id=15408>
5. Tamalmani, K. Review on corrosion inhibitors for oil and gas corrosion issues / K. Tamalmani, H. Husin // Applied Sciences. – 2020. – Vol. 10. – No. 10. – P. 3389. <https://doi.org/10.3390/app10103389>
6. Бочкарев, П.С. Оптимизация применения технологических составов для обработки скважин на нефтяном месторождении «Х» (Томская область) / П.С. Бочкарев, науч. рук. Ю.А. Максимова // Выпускная квалификационная работа. НИТПУ, ИШПР, ОНД. – 2019. – 120 С. <http://earchive.tpu.ru/handle/11683/54585>



7. Prabakaran M. Corrosion protection of mild steel by a new phosphonate inhibitor system in aqueous solution / M. Prabakaran // Egyptian Journal of Petroleum. – 2014. – Vol. 23, No. 4. – P. 367–377. <https://doi.org/10.1016/j.ejpe.2014.09.004>
8. Абрамов, В.С. О взаимодействии диалкилфосфористых кислот с альдегидами и кетонами. Новый метод получения эфиров а-оксиалкилфосфиновых кислот / В.С. Абрамов // Журнал общей химии. – 1952. – Т. 22, № 4. – С. 647 – 650.
9. Ингибиторы коррозии сталей для водных сред на основе фосфатов [Электронный ресурс]. <https://e-him.ru/?page=dynamic&section=64&article=1339>
10. Levasheva, V.I. Obzor ingibitorov korrozii na osnove bororganicheskikh soedineniy / V.I. Levasheva, I.V. Yangirova, E.V. Kazakova // Sovremennye problemy nauki i obrazovaniya. – 2014. – No. 6. <https://science-education.ru/ru/article/view?id=15408>
11. Tamalmani, K. Review on corrosion inhibitors for oil and gas corrosion issues / K. Tamalmani, H. Husin // Applied Sciences. – 2020. – Vol. 10. – No. 10. – P. 3389. <https://doi.org/10.3390/app10103389>
12. Bochkarev, P.S. Optimizatsiya primeneniya tekhnologicheskikh sostavov dlya obrabotki skvazhin na neftyanom mestorozhdenii "X" (Tomskaya oblast') / P.S. Bochkarev, nauch. ruk. Yu.A. Maksimova // Vypusknaya kvalifikatsionnaya rabota. NITPU, IShPR, OND. – 2019. – 120 P. <http://earchive.tpu.ru/handle/11683/54585>
13. Prabakaran M. Corrosion protection of mild steel by a new phosphonate inhibitor system in aqueous solution / M. Prabakaran // Egyptian Journal of Petroleum. – 2014. – Vol. 23, No. 4. – P. 367–377. <https://doi.org/10.1016/j.ejpe.2014.09.004>
14. Abramov, V.S. O vzaimodeystvii dialkilfosforistyykh kislot s al'degidami i ketonami. Novyy metod polucheniya efirov a-oksialkilfosfinovykh kislot / V.S. Abramov // Zhurnal obshchey khimii. – 1952. – Т. 22, No. 4. – P. 647 – 650.
15. Ingibitory korrozii staley dlya vodnykh sred na osnove fosfatov [Elektronnyy resurs]. <https://e-him.ru/?page=dynamic&section=64&article=1339>

## REFERENCES

1. Porollo, S.I. Rezul'taty issledovaniya TVELov BN-600, obluchennykh v aktivnoy zone pervogo tipa / S.I. Porollo, S.V. Shulepin, A.M. Dvoryashin, Yu.V. Konobeev, L.M. Zabud'ko // Atomnaya energiya. – 2015. – Т. 118, Issue 6. – P. 313–319. [http://elib.biblioatom.ru/text/atomnaya-energiya\\_t118-6\\_2015/go,12/](http://elib.biblioatom.ru/text/atomnaya-energiya_t118-6_2015/go,12/)
2. Kinev, E.A. Vnutritsel'naya korroziya obolochek iz nerzhavayushchey stali v usloviyakh reaktornogo oblucheniya / E.A. Kinev // Izvestiya VUZov. Yadernaya energiya. – 2008. – No. 2. – P. 107–113. <https://static.nuclear-power-engineering.ru/journals/2008/02.pdf>
3. Maksimkin, O.P. Korroziya staley austenitnogo i ferrito-martensitnogo klassov materialov chekhlov obrabotavshikh TVS BN-350 / O.P. Maksimkin, T.A. Doronina, A.V. Yarovchuk, L.G. Turubarova // Voprosy atomnoy nauki i

## БН-350 РЕАКТОРЫНЫҢ ҚҰРЫЛЫМДЫҚ МАТЕРИАЛДАРЫНЫҢ ПИТТИНГТІК КОРРОЗИЯҒА ТӨЗІМДІЛІГІН ЗЕРТТЕУ

Д. М. Асқар<sup>1,2\*</sup>, Д. А. Мережко<sup>1</sup>, М. С. Мережко<sup>1</sup>, Д. Ж. Рахатов<sup>1</sup>,  
Т. Е. Жаркынбек<sup>3,4</sup>, В. К. Ю<sup>3</sup>, К. В. Цай<sup>1\*</sup>

<sup>1</sup> «Ядролық физика институты» РМК, Алматы, Қазақстан

<sup>2</sup> Қазақстан-Британ техникалық университеті, Алматы, Қазақстан

<sup>3</sup> АҚ «Ә.Б. Бектұров атындағы химия ғылымдары институты», Алматы, Қазақстан

<sup>4</sup> Әл-Фараби атындағы Қазақ ұлттық университеті, Алматы, Қазақстан

\*Байланыс үшін E-mail: d.askar@inp.kz, tsvkir@inp.kz

Мақала органикалық коррозия ингибиторларының қатысуымен хлор иондары бар сулы ортада БН-350 реакторының құрылымдық материалдарының питтинг коррозиясына төзімділігін зерттеуге арналған. 12X18H10T, 08X16H11M3T аустенитті болаттардың және X13M2BФР (ЭП-450) феррито-мартенситті болаттың ингибиторсыз және коррозия ингибиторының әртүрлі концентрацияларының қатысуымен темір үшхлорид гексагидратының 10% сулы ерітіндісінде питтингтік коррозияға сынамаларының жеделдетілген нәтижелері ұсынылған. Құрылымдық болаттардың питтингке төзімділігіне термиялық өндеудің әсері зерттелді, питтинг ақауларының туындауындағы Мс және М<sub>23</sub>С<sub>6</sub> типті карбидті бөлінулердің рөлі талқыланады.

**Түйін сөздер:** конструкциялық болаттар, реактор, микроқұрылым, питтингтік коррозия, органикалық ингибиторлар.

INVESTIGATION OF RESISTANCE TO PITTING CORROSION  
OF STRUCTURAL MATERIALS OF THE BN-350 REACTOR

**D. M. Askar<sup>1,2\*</sup>**, D. A. Merezko<sup>1</sup>, M. S. Merezko<sup>1</sup>, D. Zh. Rakhatov<sup>1</sup>,  
T. Y. Zharkynbek<sup>3,4</sup>, V. K. Yu<sup>3</sup>, K. V. Tsay<sup>1\*</sup>

<sup>1</sup> RSE “Institute of Nuclear Physics” ME RK, Almaty, Kazakhstan

<sup>2</sup> Kazakh-British Technical University, Almaty, Kazakhstan

<sup>3</sup> JSC “A.B. Bekturov Institute of Chemical Sciences”, Almaty, Kazakhstan

<sup>4</sup> al-Farabi Kazakh National University, Almaty, Kazakhstan

\*E-mail for contacts: d.askar@inp.kz, tsykir@inp.kz

The article is devoted to the study of the resistance of structural materials of the BN-350 reactor to pitting corrosion in an aqueous medium containing chlorine ions in the presence of organic corrosion inhibitors. The results of accelerated testing of samples of austenitic steels 12Cr18Ni10Ti, 08Cr16Ni11Mo3Ti and Cr13Mo2NbVB (EP-450) ferrite-martensitic steel for pitting corrosion in a 10% aqueous solution of iron three-chloride hexahydrate without an inhibitor and in the presence of various concentrations of corrosion inhibitor are presented. The effect of heat treatment on the pitting resistance of structural steels is studied and the role of carbide precipitates of MC and M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> types in pitting defects formation is discussed.

**Keywords:** structural steels, reactor, microstructure, pitting corrosion, organic inhibitors.