

УДК 548.1:533.9

**КОМПОНЕНТНО-СЕЛЕКТИВНАЯ КОРРОЗИЯ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ  
В ЖИДКОМ НАТРИИ****В.Г. Кириченко, В.Н. Леонов***Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина  
61077, г. Харьков, пл. Свободы 4**E-mail: [kirichenko@pht.univer.kharkov.ua](mailto:kirichenko@pht.univer.kharkov.ua)**Поступила в редакцию 20 июля 2010 г.*

Представлены результаты исследования структурно-фазовых превращений в аустенитных сталях 12X18H10T и 08X16H15M3B после выдержки в среде жидкого натрия. Обнаружена компонентно-селективная коррозия аустенитных сталей в жидком натрии, обусловленная селективным характером вымывания компонент сталей при выдержке в натрии. Это приводит к структурно-фазовым превращениям (в том числе к  $\gamma \rightarrow \alpha$  переходу в поверхностном слое), пористости, и возможно, понижению механических свойств стали. Формирующаяся в процессе коррозии локальная химическая неоднородность приповерхностного слоя является одной из главных причин взаимосвязанных процессов  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения, развития пористости, зарождения и роста других фаз. При коррозии в натрии наблюдается изменение локального окружения ядер  $^{57}\text{Fe}$  в приповерхностном слое при протекающем  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращении за счет понижения концентрации в составе приповерхностного слоя не только никеля, но и хрома. Повышение коррозионной стойкости зависит от стабильности фазы аустенита в отношении  $\gamma \rightarrow \alpha$  перехода и уменьшении тенденции к порообразованию.

**КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА:** компонентно-селективная коррозия, аустенитные стали, фазовые превращения, натрий, жидко-металлический теплоноситель.

**COMPONENTLY-SELECTIVE CORROSION OF AUSTENITIC STEELS IN LIQUID SODIUM****V.G. Kirichenko, V.N. Leonov***Kharkov Karazin National University  
Sq.4 Svobody, Kharkov, 61077, Ukraine*

Results of examination structurally-phase changes in austenitic steels 12X18H10T and 08X16H15M3B after staying in the environment of liquid sodium are presented. It is discovered componently-selective corrosion of austenitic steels in the liquid sodium, caused by the selective character of washing away of components of steels at staying in sodium. It leads to structurally-phase transformations (including to  $\gamma \rightarrow \alpha$  transition in surface layer), porosity, and probably to reduction of mechanical characteristics of a steel. Local chemical inhomogeneity shaped in the course of corrosion of near-surface layer is one of the main reasons of interdependent processes  $\gamma \rightarrow \alpha$  transformation, development of porosity, origin and growth of other phases. At corrosion in sodium the modification of a local environment of nuclei  $^{57}\text{Fe}$  in near-surface layer is observed at processing  $\gamma \rightarrow \alpha$  transformation at the expense of concentration reduction in a composition of near-surface layer not only nickel, but also chromium. Increase of corrosion resistance depends on stability of austenitic phase concerning  $\gamma \rightarrow \alpha$  transition and reduction of tendency to pore formation.

**KEY WORDS:** componently-selective corrosion, austenitic steels, phase transformations, sodium, liquid-metal coolant

**КОМПОНЕНТНО-СЕЛЕКТИВНА КОРРОЗИЯ АУСТЕНИТНИХ СТАЛЕЙ У РІДКОМУ НАТРИЇ****В.Г. Кіріченко, В.М. Леонов***Харківський національний університет ім. В.Н. Каразіна  
61077, м. Харків, м. Свободи, 4*

Наведені результати дослідження структурно - фазових перетворень у аустенітних сталях 12X18H10T та 08X16H15M3B після витримки у середовищі рідкого натрію. Виявлена компонентно-селективна корозія аустенітних сталей у рідкому натрії, обумовлена селективним характером вимивання компонент сталей при витримці в натрії. Це спричиняє структурно-фазові перетворення (в тому числі  $\gamma \rightarrow \alpha$  перехід в поверхневому шарі), шпаристості, і можливо зниженню механічних властивостей сталі. Локальна хімічна неоднорідність приповерхневого шару, що формується в процесі корозії являє собою одну з головних причин взаємопов'язаних процесів  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення, розвитку шпаристості, зародження і росту інших фаз. При корозії в натрії спостерігається зміна локального оточення ядер  $^{57}\text{Fe}$  в приповерхневому шарі при протіканні  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення за рахунок зниження концентрації у складі приповерхневого шару не тільки нікеля, але й хрому. Підвищення корозійної стійкості залежить від стабільності фази аустеніту стосовно  $\gamma \rightarrow \alpha$  переходу і зменшення тенденції до пороутворення.

**КЛЮЧОВІ СЛОВА:** компонентно-селективна коррозія, аустенітні сталі, фазові перетворення, натрій, рідко-металічний теплоносій

Развитие ядерной энергетики с реакторами типа ВВЭР и разработка быстрых ядерных реакторов требуют модернизации различных элементов конструкций АЭС [1-5]. Это обуславливает необходимость исследований структурно-фазового состояния сталей в различных условиях термомеханического и коррозионного воздействия. К такому воздействию относится выдержка сталей в жидких средах, например: воде высоких параметров, нитрине, жидком металлическом натрии и др. Важными проблемами управления сроком службы АЭС с ВВЭР являются стойкость корпуса и оптимизация водно-химического режима (ВХР) работы реактора. Ранее значительное внимание уделялось стойкости стальных конструкций [6-8] охлаждающего контура (в

качестве теплоносителя была впервые применена четырехокись азота) передвижной атомной электростанции (ПАЭС) типа "Памир-630Д". Сейчас значительное внимание уделяется стойкости материалов разнообразных конструкций, например парогенераторов (ПГ) [9]. Основные повреждения ПГ носят коррозионный либо коррозионно-механический характер, не поддающийся обоснованию традиционными методами механики разрушения. Это коррозионное растрескивание под напряжением, обусловленное наличием растягивающих напряжений и воздействием среды, содержащей коррозионно-активные примеси - как правило, хлорид - ионы и окислители (кислород, ионы меди и трёхвалентного железа). Воздействие указанных факторов ускоряется при нарушениях водно-химического режима второго контура. Известно, что наличие меди приводит к язвенной коррозии и инициации трещин в местах образования язв. На большинстве ПГ деградация идет с образованием так называемых критических зон, в которых располагаются от 60% до 90% всех дефектов. Необходимость устранения медьсодержащего оборудования в конденсатно-питательном тракте остаётся крайне важной задачей, в рамках решения которой выполняется замена латунных труб конденсаторов турбин на трубы из аустенитной стали. Результатом всех этих мероприятий стало резкое снижение количества заглушенных труб теплообменников [8]. Осаждение меди, наблюдающееся при эксплуатации теплообменников парогенераторов на реакторных блоках АЭС, можно причислить к классу явлений, обусловленных компонентно-селективной коррозией (КСК) [9-13].

Наиболее раннее исследование компонентно-селективной коррозии металлических сплавов в жидких средах относится к сплавам медь-цинк с содержанием до 30% ( $\alpha$ -латунь) в морской воде [14]. Наблюдалось преимущественное растворение одного из компонентов сплава, именно цинка, что приводило к обесцинкованию латуни, переходу цинка в жидкую среду и выделению меди в виде красной губчатой массы на расслоенной или покрытой язвами поверхности латунных трубок парогенераторов силовых корабельных установок. Механизм КСК латуни сложен и обусловлен не только первоначальным избирательным растворением цинковой компоненты и восполнением дефицита цинка за счет диффузии из внутренних слоев сплава. При увеличении диффузионной длины (до 10 параметров решетки) избирательное растворение цинка затрудняется и начинается равномерное разъедание поверхности сплава с выделением металлической меди, затрудняющей диффузию кислорода. После этого функция окислителя переходит к двухвалентной меди, которая превращается в одновалентную, осаждается и процесс повторяется. Эта проблема была решена созданием: морской латуни, содержащей 0,75% олова; адмиралтейской латуни (29% Zn-1% Sn- 0,02-0,04% As); алюминиевой латуни (21% Zn - 2%Al -0,02-0,04% As). При этом на поверхности мышьяковистых латуней образуется черный защитный слой из соединения меди и мышьяка, препятствующий восстановлению ионов и тормозящий выпадение губчатой меди.

Основными тенденциями развития быстрых реакторов являются увеличение глубины выгорания топлива и продление ресурса тепловыделяющих сборок (ТВС), тепловыделяющих элементов (ТВЭЛ) и их оболочек. В последние годы вновь возрос интерес к жидкометаллическим средам как теплоносителям. При использовании для этих целей, в частности, натрия, лития, калия и их сплавов, а также висмута, свинца возникают проблемы изменения микроструктуры, состава и морфологии поверхности металлических конструкций. Актуальна проблема взаимодействия жидкометаллических теплоносителей с аустенитными коррозионностойкими сталями, в том числе изучение коррозионных процессов при контакте стали с жидкометаллической средой [15-17]. Одним из современных методов изучения фазового состава и структуры приповерхностного слоя толщиной  $\sim 10^3 \text{ \AA}$  является мессбауэровская спектроскопия на ядрах  $^{57}\text{Fe}$  в варианте регистрации электронов внутренней конверсии (МСКЭ). Хромоникелевые аустенитные коррозионностойкие стали являются конструкционными материалами действующих ядерных (в том числе, на быстрых нейтронах) и будущих термоядерных реакторов. При взаимодействии сталей с потоком жидкого щелочного металла – жидкометаллического теплоносителя происходит изменение структуры и химического состава приповерхностного слоя стали за счет избирательного травления и вымывания компонентов стали. Актуальна проблема исследования взаимодействия жидкометаллических теплоносителей с аустенитными коррозионностойкими сталями, в том числе изучение коррозионных процессов при контакте стали с жидкометаллической средой.

Целью данной работы являлось исследование локального атомного порядка в хромоникелевых аустенитных сталях, устанавливаемом при омывании сталей жидкометаллическим натриевым теплоносителем.

### МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

С помощью мессбауэровской спектроскопии на ядрах  $^{57}\text{Fe}$  в геометрии рассеяния при регистрации электронов внутренней конверсии и рентгеноструктурного анализа исследовался фазовый состав приповерхностных слоев сталей 12X18H10T (сталь 1) и 06X16H15M3Б (сталь 2) при коррозии в жидком натрии (температура  $700^\circ\text{C}$ , длительность экспозиции 5000 ч при скорости протекания натрия  $\approx 1 \text{ м/с}$ ). Рентгеноструктурные и рентгенографические исследования образцов сталей производились на установке ДРОН- 3,0 в  $\text{Cu-K}\alpha$  - излучении (глубина анализируемого слоя  $\sim 2,7 \text{ мкм}$ ), в  $\text{Fe-K}\alpha$  и  $\text{Co-K}\alpha$  излучении (глубина

анализируемого слоя  $\sim 3$  мкм). Точность определения параметра решетки  $\pm 0,0005$  Å. С помощью МСКЭ на ядрах  $Fe^{57}$  производилась идентификация железосодержащих фаз. Спектры резонансного рассеяния регистрировались с помощью спектрометра ЯГРС - 4. В качестве источника использовался  $^{57}Co$  в матрице Cr. Толщина анализируемого слоя для МСКЭ  $\approx 0,1$  мкм. Металлографический анализ сталей проводили с помощью металлографического оптического микроскопа МИМ-8 и электронного микроскопа типа ЭВМ-100ЛМ. Анализ поверхности образцов производили с помощью сканирующего электронного микроскопа JEOL JSM-840.



Рис.1. Схема этапов ТМО стали

Схема термомеханической обработки (ТМО) сталей приведена на рис. 1. Образцы сталей представляли собой пластины размером  $20 \times 20 \times 1$  мм<sup>3</sup>.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

По мессбауэровским, металлографическим и рентгеноструктурным данным основной фазой в исходных сталях является парамагнитный при комнатной температуре аустенит с текстурой  $\{110\}\langle 112 \rangle$ , унаследованной от горячей вакуумной прокатки.

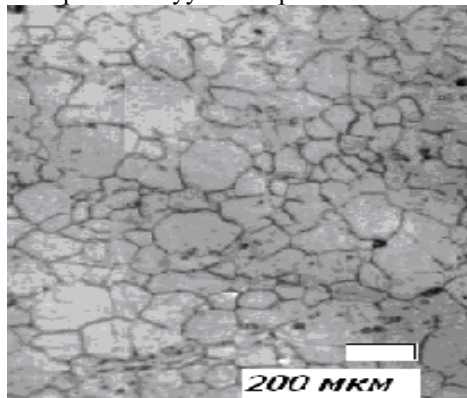


Рис. 2. Микрофотография стали 12X18H10T в исходном состоянии после отжига при 1323К в течение 0,5 ч

рефлексов значений параметров решетки для  $\gamma$  - фазы обеих сталей близки, а содержание  $\alpha$  - фазы в стали 1 значительно выше, чем в стали 2.

Структура стали 12X18H10T в исходном состоянии представляет собой однородный легированный  $\gamma$  - твердый раствор. Границы зерен тонкие, прерывистые (рис. 2). В крупнозернистом аустените видны двойники. По электронномикроскопическим данным структура исходной стали 1 представляет собой аустенитную матрицу ( $\gamma$  - Fe, параметр решетки  $a = 3,564$ Å), упрочненную выделениями мелкодисперсной второй фазы. Анализ электронограмм углеродных реплик показал, что выделения второй фазы - некогерентные частицы карбида титана с параметром решетки  $a = 4,325$ Å. Полученное с помощью электронной микроскопии значение параметра решетки несколько меньше исходной стали 1, чем полученное с помощью рентгеноструктурного анализа после выдержки в натрии (табл.1). По рентгеноструктурным данным (табл.1) после коррозии в натрии параметры кристаллической решетки при экстраполяции полученных для различных

Таблица 1.

Параметры решетки и интенсивности рефлексов  $\gamma$  – фазы и  $\alpha$  - фазы сталей

Сталь	ТМО	$\gamma$ - фаза			$\alpha$ - фаза		
		(hkl)	$a$ , Å	I, имп/с	(hkl)	$a$ , Å	I, имп/с
12X18H10T	Отжиг, 1320К, 0,5ч + Na	111			110	2,860	15
		200			200	2,864	14
		220	3,586	37	211	2,861	24
		311	3,594	18			
12X18H10T	Комбинированный отжиг, 1090К 1ч +950К 1ч + Na	111	3,592	20			
		200	3,583	10			
		220	3,583	75			
		311	3,591	30			
08X16H15M3Б	Отжиг, 1320К, 0,5ч+Na	111			110	2,850	5
		200					
		220	3,583	32			
		311	3,591	52			
08X16H15M3Б	Комбинированный отжиг, 1090К 1ч+9501ч +Na	111					
		200	3,587	32			
		220	3,601	100			
		311	3,597	60			
12X18H10T	Отжиг, 1320К, 0,5ч+ Na + удаление поверхностного слоя (до 5 мкм)	111	3,589	13			
		200	3,585	12			
		220	3,591	80			
		311	3,592	33			

Мессбауэровские спектры сталей после коррозии являются суперпозицией линии аустенита и размытого спектра  $\alpha$  - фазы (рис. 3).

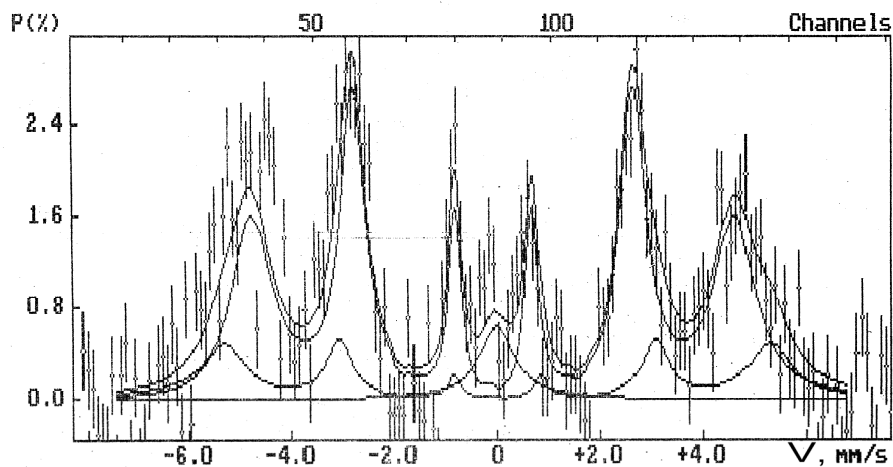


Рис. 3. МСКЭ спектр поверхности стали 12X18H10T после коррозии в натрии

Спектр  $\alpha$  - фазы соответствует по крайней мере двум различным локальным окружениям ядер  $^{57}\text{Fe}$ . Среднее значение сверхтонкого магнитного поля  $\bar{H} \approx 290$  кЭ в обеих сталях. Интенсивность линии аустенита в стали 1 (рис. 3) меньше, чем в стали 2 (рис. 4), а интенсивность линий  $\alpha$  - фазы сильнее.

Анализ мессбауэровских и рентгеновских данных показывает, что  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение при выдержке в натрии в стали 2 происходит в более тонком слое, чем в стали 1, что можно объяснить более высоким начальным содержанием никеля в стали 2 и, как следует, меньшей долей  $\alpha$  - фазы по сравнению со сталью 1 при вымывании никеля натрием. Никель вымывается с большей скоростью, чем Cr и Fe. Появление вакансий в приповерхностном слое должно инициировать диффузионные процессы. Представляется, что формирующаяся в процессе коррозии локальная химическая неоднородность приповерхностного слоя является одной из главных причин взаимосвязанных процессов  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения, развития пористости, зарождения и роста других фаз. Увеличение  $\bar{H}$  при коррозии по сравнению с  $\bar{H}$  деформированной стали 1 указывает на изменение локального окружения ядер  $^{57}\text{Fe}$  в приповерхностном слое при коррозии не только вследствие

ухода атомов никеля, но также и атомов хрома, из первой координационной сферы атомов железа.

Как известно,  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение в стали 12X18H10T происходит и под влиянием холодной пластической деформации. На рис. 4 представлен спектр этой стали, деформируемой прокаткой при комнатной температуре до степени обжатия 80%. Прокатка привела к появлению размытых секстиплетов, аналогичных приведенным на рис. 4. С другой стороны, прокатка отожженных образцов стали 06X16H15M3Б не приводит к  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращению при всех степенях обжатия. Пластическая деформация прокаткой до 90% при комнатной температуре приводит к  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращению только в стали I, причём структура спектра  $\alpha$ -фазы также указывает на два набора различных локальных окружений, но значение поля  $\bar{H} \approx 260$  кЭ.

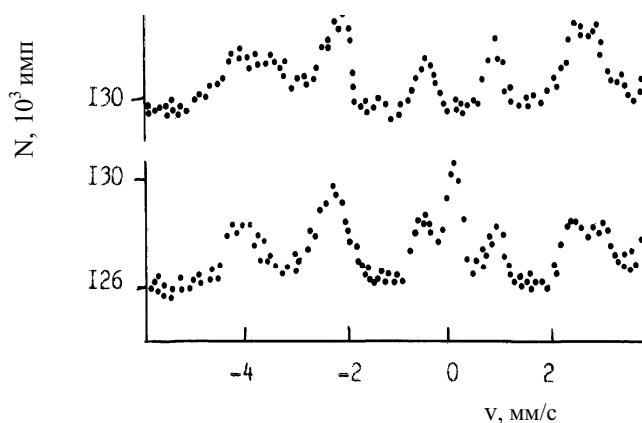


Рис. 4. Спектр стали 12X18H10T после обжатия на 20% (вверху) и после комбинированной обработки (внизу) (степень обжатия 80%, отжиг при  $T = 1093$  К,  $t = 1$  ч. и  $T = 893$  К,  $t = 1$  ч.)

После комбинированного отжига ( $T = 1093$  К,  $t = 1$  ч. и  $T = 893$  К,  $t = 1$  ч.) в стали происходит обратное  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращение. Об этом свидетельствует частичное восстановление параметров спектра  $\gamma$ -фазы.

Примесь  $Cr$  и  $Mo$  в  $\alpha-Fe$  понижает  $H$  на ядрах  $^{57}Fe$ , а примесь  $Ni$  - увеличивает [18]. Увеличение  $\bar{H}$  при коррозии по сравнению с  $\bar{H}$  деформированной стали (290 и 260 кЭ, соответственно) указывает на изменение локального окружения ядер  $^{57}Fe$  в приповерхностном слое при коррозии не только вследствие ухода атомов никеля, но также и атомов хрома, из первой

координационной сферы атомов железа. Наличие широких групп локальных окружений ядер  $^{57}Fe$  говорит о перераспределении атомов в ближайшем окружении атомов  $Fe$  при коррозии, что приводит к неоднородности локального химического состава. Учитывая селективность вымывания никеля, для определения  $H_1$  и  $H_2$  используем концентрационную зависимость среднего магнитного поля на ядрах  $^{57}Fe$  в сплавах Fe-Cr, получим среднее содержание хрома  $X_1 = 10$  вес.% и  $X_2 = 17$  вес.%, соответственно в сталях 12X18H10T и 06X16H15M3Б.

С другой стороны холодная пластическая деформация приводит к частичному мартенситному  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращению, зависящему от содержания никеля в сталях. Кинетика  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения зависит от степени холодной пластической деформации, размера зерна отожженного аустенита в исходном состоянии. В крупнозернистом аустените зародыши феррита образуются на границах двойников отжига и имеет пластинчатую форму. После больших степеней деформации феррит имеет глобулярную форму. Деформация мелкозернистого аустенита ведет к образованию глобулярного феррита по границам аустенитных зерен. Уменьшение размера зерна аустенита ускоряет  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение, к этому же приводит и увеличение степени предварительной деформации аустенита. С помощью термомеханической обработки можно регулировать величину зерна аустенита, с обязательным учетом различных механизмов роста зерна [2].

Обращает на себя внимание сохранение примерного содержания  $X_1$  и  $X_2$  для обеих сталей до и после коррозии. Видимо, если время экспозиции стали в  $Na$  достаточно велико для удаления основной части  $Ni$  из приповерхностного слоя, то локальное окружение атомов железа в этом слое уже существенно не зависит от исходного химического состава стали. Замещение вакансий, образованных уходящими атомами  $Ni$ , атомами  $Fe$  и  $Cr$  энергетически выгодно из-за более сильной энергии связи пар  $Fe-Fe$ ,  $Fe-Cr$  и, по сравнению с парами  $Fe-Ni$ ,  $Ni-Ni$ . Можно сделать вывод, что  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение в этих сталях при коррозии происходит вследствие образования химической неоднородности и механических напряжений. Диффузионное перераспределение элементов, приводящее к зарождению  $\alpha$ -фазы, должно происходить и при пластической деформации. Химическая неоднородность, имеющая диффузионное происхождение, приведет при коррозии в жидких теплоносителях также к зарождению и росту других фаз, в том числе фаз Лавеса  $A_2B$  ( $A = Fe, Cr, Ni$ ;  $B = Mo, Ti, Nb$ ) и упорядоченного твердого раствора  $Fe_xCr_y$ .

## ВЫВОДЫ

Таким образом, селективный характер вымывания компонент сталей при коррозии в жидком натрии приводит к структурно-фазовым превращениям, в том числе к  $\gamma \rightarrow \alpha$  переходу в поверхностном слое.

Компонентно-селективная коррозия в жидком натрии приводит к протеканию  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения за счет изменения локального окружения ядер  $^{57}\text{Fe}$  в приповерхностном слое вследствие ухода не только атомов никеля, но и хрома. В процессе компонентно-селективной коррозии формируется локальная химическая неоднородность приповерхностного слоя, которая является одной из главных причин взаимосвязанных процессов  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения, развития пористости, зарождения и роста других фаз. Пути повышения коррозионной стойкости является увеличение стабильности фазы аустенита к  $\gamma \rightarrow \alpha$  переходу и уменьшение тенденции к порообразованию.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Развитие атомной энергетики России и Украины – фактор устойчивого межгосударственного сотрудничества: материалы совместного совещания-семинара РАН и НАНУ: 21-23 октября 2008 г., ЛОК «Колонтаево» (г. Энергосталь). – М.: Наука, 2009. – 357 с.
2. Неклюдов И.М. Проблемы работоспособности материалов основного оборудования АЭС Украины // Прогрессивные материалы и технологии. - Киев: Академперіодика, 2003. - Т. 1. - С.277–295.
3. Горынин И.В. Надежные материалы – основа безопасности атомной энергетики // Мировая энергетика. - 2006. - №7(31). - С.90-91.
4. Путилов А.В. Разработки ФГУП ВНИИНМ в области нанотехнологий и наноматериалов для атомной отрасли // Российские нанотехнологии. - 2007. - Т.2, № 9-10. - С. 6-11.
5. Воеводин В.Н. Эволюция структурного состояния и радиационная стойкость конструкционных материалов. - Киев: Наукова думка, 2006. - 376 с.
6. Исаев А.Н. Перспективы развития ядерной энергетики - реакторы средней и малой мощности // Атомная техника за рубежом. -2007. -№2. -С.3-9.
7. Игрушин В.В., Кириченко В.Г., Лавренович А.Г., Чекин В.В., Василевский Б.А., Федюшин Е.Е., Давыдик Г.Н. Исследование начальной стадии коррозии сталей 12X18H10T и 09X16H15M3B в нитрине методом мессбауэровской спектроскопии // Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение». - 1985. - Вып.3(36). - С.44-46.
8. Богач К.В., Игрушин В.В., Кириченко В.Г., Петельгузов И.А., Чекин В.В. Элементный и фазовый состав оксидного слоя на стали 09X16H15M3B при коррозии в нитрине // Вопросы атомной науки и техники. Серия «Ядерные реакторы и технология». - 1988. - №3(28). - С.16-19.
9. [http://www.belarusin.net/index.php?option=com\\_content&view=category&id=71:2010-05-07](http://www.belarusin.net/index.php?option=com_content&view=category&id=71:2010-05-07)
10. Давиденко С. О проблемах управления сроком службы ПГ АЭС с ВВЭР. *AtomInfo. Ru*. Опубликовано 24.05.2010
11. Игрушин В.В., Кириченко В.Г., Коллеров Э.П., Мнев В.Н., Снурникова А.И., Чекин В.В.  $\gamma$ - $\alpha$  превращение в аустенитных нержавеющей сталях 12X18H10T и 06X16H15M3B при коррозии в жидком натрии //Прикладная мессбауэровская спектроскопия. - Ч.І. - М., 1988. - С.72.
12. Игрушин В.В., Кириченко В.Г., Коллеров Э.П., Мнев В.Н., Чекин В.В.  $\gamma$ - $\alpha$  превращение в аустенитных нержавеющей сталях 12X18H10T и 06X16H15M3B при коррозии в жидком натрии //Вопросы применения ядерных излучений. - М.: МИФИ, 1991.- С.77-80.
13. Азаренков Н.А., Кириченко В.Г., Литовченко С.В., Петельгузов И.А. Фазовые превращения в поверхностных слоях стали 12X18H10T при коррозии в жидком натрии //Труды XVII Международной конференции по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению, 04-09 сентября 2006, Алушта, Крым. XVII ICPRP, с.171-172.
14. Кофстад П. Высокотемпературное окисление металлов. – М.: Мир, 1969. - 392с.:
15. Баландин Ю.Ф., Горынин И.В., Звездин Ю.И., Маркова В.Г. Конструкционные материалы АЭС. - М.: Энергоатомиздат, 1984. - 250 с.
16. Невзоров Б.А., Зотов В.В., Иванов В.А. и др. Коррозия конструкционных материалов в жидких щелочных металлах. - М.: Атомиздат, 1977. - 283 с.
17. Бескоровайный Н.М., Яолтуховский А.Г. Конструкционные материалы и жидкометаллические теплоносители. - М.: Энергоатомиздат, 1983. - 160 с.
18. Эффект Мессбауэра /Под ред. Бургова ВМ., СкляревскогоВ.В. – М.:Атомиздат, 1969.-439с.