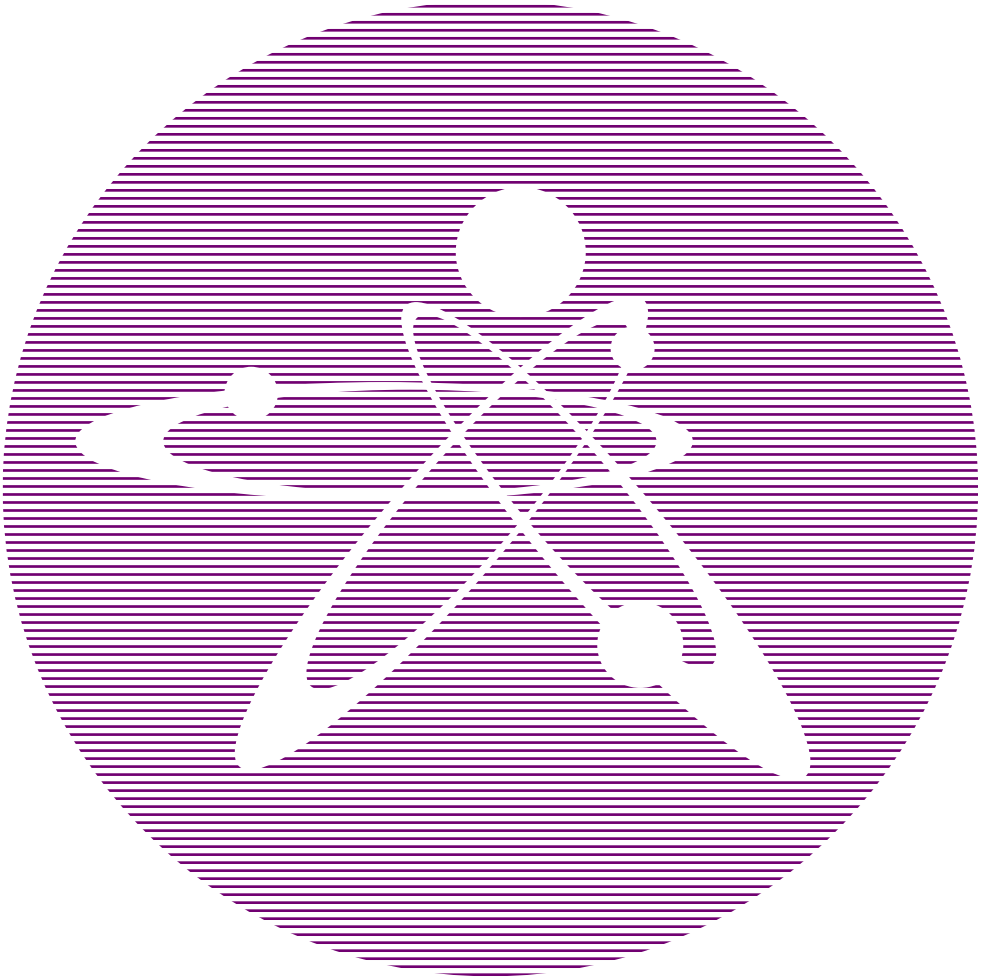
2014
ВЫПУСК 3
ISSN 1729-7516

ВЕСТНИК

ПЕРИОДИЧЕСКИЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ
НАЦИОНАЛЬНОГО ЯДЕРНОГО ЦЕНТРА
РЕСПУБЛИКИ КАЗАХСТАН



Вестник НЯЦ РК

ПЕРИОДИЧЕСКИЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ
НАЦИОНАЛЬНОГО ЯДЕРНОГО ЦЕНТРА РЕСПУБЛИКИ КАЗАХСТАН

ВЫПУСК 3(59), СЕНТЯБРЬ 2014

Издается с января 2000 г.

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР – д.ф.-м.н. БАТЫРБЕКОВ Э.Г.

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ: д.ф.-м.н. СКАКОВ М.К. – **заместитель главного редактора,**
д.т.н. БАТЫРБЕКОВ Г.А., д.т.н. ГРАДОБОЕВ А.В. (Россия), доктор инженерии ВИЕЛЕБА В.К. (Польша),
профессор ФУДЖИ-Е (Япония), д.ф.-м.н. БУРТЕБАЕВ Н.Т., д.ф.-м.н. МАКСИМКИН О.П.,
к.ф.-м.н. ВОЛКОВА Т.В., д.ф.-м.н. МИХАЙЛОВА Н.Н., д.ф.-м.н. СОЛОДУХИН В.П.,
к.ф.-м.н. ВУРИМ А.Д., к.ф.-м.н. КОЗТАЕВА У.П., ЛУКАШЕНКО С.Н.,
д.ф.-м.н. ТАЖИБАЕВА И.Л., к.г.-м.н. ПОДГОРНАЯ Л.Е.

ҚР ҰЯО Жаршысы

ҚАЗАҚСТАН РЕСПУБЛИКАСЫ ҰЛТТЫҚ ЯДРОЛЫҚ ОРТАЛЫҒЫНЫҢ
МЕРЗІМДІК ҒЫЛЫМИ-ТЕХНИКАЛЫҚ ЖУРНАЛЫ

3(59) ШЫҒАРЫМ, ҚЫРҚҮЙЕК, 2014 ЖЫЛ

NNC RK Bulletin

RESEARCH AND TECHNOLOGY REVIEW
NATIONAL NUCLEAR CENTER OF THE REPUBLIC OF KAZAKHSTAN

ISSUE 3(59), SEPTEMBER 2014

Периодический научно-технический журнал «Вестник НЯЦ РК», решением Комитета по надзору и аттестации в сфере науки и образования включен в перечень изданий, рекомендованных для публикации материалов:

- **по физико-математическим наукам,**
- **по специальности 25.00.00 – науки о Земле.**

В журнале представлены доклады XIII ежегодной конференции-конкурса НИОКР молодых ученых и специалистов НЯЦ РК (14 – 16 мая 2014 г., Курчатов, Казахстан), стр. 23-109.

СОДЕРЖАНИЕ

ЭНЕРГОСТОЙКОСТЬ ОБЛУЧЕННЫХ РЕАКТОРНЫХ МАТЕРИАЛОВ
Максимкин О.П. 5

О РОЛИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В РАДИАЦИОННОМ УПРОЧНЕНИИ И ОХРУПЧИВАНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ
Максимкин О.П. 11

РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КЕРАМИЧЕСКОГО ЦЕРАТА БАРИЯ
Хромушин И.В., Аксенова Т.И., Тусеев Т. , Мунасбаева К.К., Ермолаев Ю.В.,Ермолаев В.Н., Сеитов А.С. 17

ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПЫЛЕНИЯ ВОЛЬФРАМА ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ИОНАМИ ВОДОРОДА, ГЕЛИЯ И АРГОНА
Козырева М.С., Карпиков А.Н., Кислицин С.Б. 23

МЕХАНИЧЕСКО-ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ γ→α'-ПЕРЕХОДА И ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т, ОБЛУЧЕННОЙ НЕЙТРОНАМИ
Мережко М.С., Максимкин О.П., Мережко Д.А. 29

РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ МОДЕЛЬНОЙ ТВС В ЭКСПЕРИМЕНТАХ С НАТРИЕМ НА РЕАКТОРЕ ИГР
Бекмагамбетова Б.Е., Витюк В.А., Иркимбеков Р.А., Пахниц А.В. 36

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ КОРИУМА, ПОЛУЧЕННОГО ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ТЯЖЕЛОЙ АВАРИИ РЕАКТОРА НА БЫСТРЫХ НЕЙТРОНАХ С НАТРИЕВЫМ ТЕПЛОНОСИТЕЛЕМ
Гречаник А.Д., Кукушкин И.М., Бакланов В.В. 40

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ
Скаков М.К., Котов В.М., Ерыгина Л.А. 47

ВЛИЯНИЕ ОТРАВЛЕНИЯ БЕРИЛЛИЕВЫХ БЛОКОВ НА РЕАКТИВНОСТЬ РЕАКТОРА ИВГ.1М
Жумадилова У.А., Прозорова И.В. 54

КОНТРОЛЬ КОРРОЗИОННОГО СОСТОЯНИЯ ДЕТАЛЕЙ РЕАКТОРА ИВГ.1М ПО ИХ ОБРАЗЦАМ-СВИДЕТЕЛЯМ
Дерявко И.И., Коянбаев Е.Т., Даулеткелдыев А.Д., Кожахметов Е.А. 61

ВОЗДЕЙСТВИЕ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ И АЗОТИРОВАНИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т
Скаков М.К., Коянбаев Е.Т., Курбанбеков Ш.Р. 68

РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ КИНЕТИКИ РЕАКТОРА ИВГ
Мурзагалиева А.А., Иркимбеков Р.А., Жагипарова Л.К. 73

ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 40Х ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ В ЭЛЕКТРОЛИТНОЙ ПЛАЗМЕ
Скаков М.К., Батырбеков Э.Г., Сапатаев Е.Е. 79

РАСЧЕТ ХАРАКТЕРИСТИК ГАЗООХЛАЖДАЕМОГО РЕАКТОРА С ВОДНЫМ ЗАМЕДЛИТЕЛЕМ
Котов В.М., Сураев А.С. 87

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВЫДЕЛЕНИЯ ИОНОВ ГЕЛИЯ ИЗ ПРИПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ЛИТИЙСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ ТЯР
Тулубаев Е.Ю., Понкратов Ю.В., Кульсартов Т.В., Гордиенко Ю.Н., Барсуков Н.И., Кожахметов Е.А., Заурбекова Ж.А. 94

СИСТЕМА ВИЗУАЛИЗАЦИИ ПЛАЗМЕННОГО ШНУРА ТОКАМАКА КТМ
Чектыбаев Б.Ж., Шаповалов Г.В. 102

СПИСОК АВТОРОВ 110

УДК: 621.039:531:669.15

ЭНЕРГОСТОЙКОСТЬ ОБЛУЧЕННЫХ РЕАКТОРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Максимкин О.П.

РГП «Институт ядерной физики», Алматы, Казахстан

Вводится понятие энергостойкости металлического материала как его способности «осваивать» без разрушения подводимые к нему извне различные виды энергий: энергию механического воздействия, энергию облучения высокоэнергетическими частицами, тепловую энергию и за счет других видов воздействия. Использование введенного понятия рассматривается на примере некоторых реакторных материалов.

Как известно, одним из важнейших условий повышения экономических показателей энергоблоков, оборудованными атомными реакторами на быстрых нейтронах, является достижение глубокого выгорания топлива (15-18% тяжелых атомов (т.а.)). В качестве наиболее ответственных и энергонапряженных узлов быстрых реакторов рассматривают тепловыделяющие элементы (ТВЭЛы) и чехлы тепловыделяющих сборок (ТВС), которые должны надежно работать в среде жидкометаллического или газового теплоносителя при повышенных температурах и потоках нейтронов от 10^{20} н/м^2·с до 10^{27} н/м^2 (E>0,1 МэВ).

В соответствии с классификацией объектов [1] тепловыделяющие сборки атомных реакторов можно отнести к критически важным объектам (КВО), для которых в обязательном порядке необходимо удовлетворение базовых требований, предъявляемых ко всем объектам техносферы на всех этапах их жизненного цикла (см. табл. 1).

Таблица 1. Структура обеспечения работоспособности объектов техносферы

	Базовые требования	Практический результат
1	Прочность	Неразрушаемость
2	Жесткость, устойчивость	Сохранение размеров, формы
3	Ресурс	Долговечность
4	Надежность	Отказоустойчивость
5	Живучесть	Трещиностойкость
6	Безопасность	Управление безопасностью. Приемлемые риски отказов, аварий и катастроф

Для определения предельно допустимого выгорания топлива и оптимального нагружения элементов ТВС в активной зоне при перегрузке и транспортировке отработавших ТВС реакторов на быстрых нейтронах требуется подробное расчетно-экспериментальное обоснование работоспособности элементов ТВС. Под работоспособностью подразумевается отсутствие плавления топлива, сохранение целостности оболочек твэлов и отсутствие в них деформаций, приводящих к нарушению нормального теплосъема, а также механическая целостность и отсутствие деформаций чехлов ТВС, которые приводят к заклиниванию ТВС при их перегрузке и могут вызвать непредусмотренные трудности при эксплуатации. Корректное установление предельно допустимого выгорания в большой степени зависит от правильного выбора критериев оценки опасности напряженно-деформированного состояния реакторного материала, которые можно разделить на две группы:

- критерии ограничения напряжений и деформаций;
- критерии ограничения формоизменений элементов.

При изготовлении ТВС, высокодозном облучении, а также при их транспортировке и перегрузке на поверхности материалов чехлов и оболочек твэлов могут появиться трещины, которые при эксплуатации могут увеличиваться до критических размеров, что приводит к радиационному охрупчиванию конструкционных реакторных материалов. Поэтому следует дополнительно проводить проверку работоспособности ТВС по критерию трещиностойкости. Полные данные об указанных свойствах материалов при облучении в широком диапазоне температур и доз в настоящее время отсутствуют, что затрудняет корректное определение работоспособности реакторных элементов.

Решение проблемы повышения работоспособности быстрых реакторов сдерживается до настоящего времени рядом факторов, основным из которых является отсутствие конструкционных материалов для создания элементов тепловыделяющих сборок, надежно работающих до повреждающих доз 140-180 смещений на атом (сна).

Известно, что радиационная стойкость оболочек твэлов и чехловых труб из аустенитных нержавеющих сталей, используемых в настоящее время в быстрых реакторах, вызывает серьезные опасения в связи со значительной радиационной повреждаемостью (охрупчивание, ползучесть, распухание, коррозия и т.д.). В связи с ужесточением требований по характеристикам новых реакторов четвертого поколения и существенным повышением рабочих параметров (выгорание >17% т.а., рабочая температура >700°С), ранее разработанные конструкционные материалы не смогут обеспечить экономически эффективное развитие атомной энергетики. В этой связи одной из актуальных задач современного радиационного материаловедения является создание новых

радиационно-стойких материалов, обеспечивающих повышенную энерговыработку и эксплуатационный ресурс ядерного топлива и приводящих к повышению служебных характеристик тепловыделяющих элементов атомных реакторов на быстрых нейтронах.

Одним из наиболее общих и перспективных подходов к анализу стойкости реакторных материалов по отношению к интенсивным внешним воздействиям является так называемый энергетический подход (см., например [2]). Рассмотрим энергетические аспекты поведения твердого тела под нагрузкой (рис. 1).

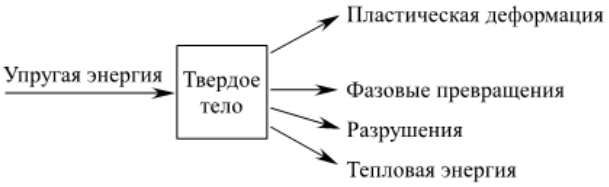


Рисунок 1. Возможные каналы диссипации упругой энергии при механическом воздействии на твердое тело

При механическом воздействии на твердое тело мы «закачиваем» в него определенную упругую энергию. Очевидным «каналом диссипации» этой энергии является пластическая деформация. При исчерпании его может быть реализован другой канал – механическое разрушение. Однако при значительных величинах упругой пластической деформации можно инициировать также дополнительные «каналы диссипации» – фазовые превращения, выделение тепловой энергии и др. Так, в том случае, когда подвижность носителей пластической деформации относительно низка, мощным дополнительным каналом диссипации упругой энергии в метастабильных аустенитных нержавеющих сталях служит фазовый $\gamma \rightarrow \alpha$-переход.

Поскольку процессам пластической деформации свойственна неоднородность, заметную роль приобретают градиенты упругих напряжений, в результате чего существенным образом развиваются процессы радиационно-инициированной сегрегации атомов (рис. 2). Таким образом, в процессе облучения или пластической деформации, вплоть до его разрушения, материал «осваивает» подводимую извне энергию, часть которой он поглощает, а часть рассеивает. В соответствии с законами термодинамики $A = Q + E_s$, где A – механическая работа, совершаемая над образцом, Q – рассеиваемое тепло, E_s – запасенная (латентная) энергия. Установлено, что способность различных материалов запасать энергию (E_s) в процессе облучения различается существенным образом (см. табл. 2). То же самое можно утверждать относительно поглощения энергии различными необлученными и облученными материалами при деформации (см. рис. 2).

Принимая во внимание все сказанное выше, будем считать радиационно-стойким тот материал, который способен длительное время «осваивать» без разрушения подводимые к нему извне различные виды энергий — энергию механического воздействия $E_{мех}$, энергию облучения высокоэнергетическими частицами $E_{обл}$, тепловую энергию E_m и за счет других видов воздействия – E_x. Таким образом, понятие «радиационностойкий материал» в энергетическом смысле является более широким, чем в обыденном, и корректнее ввести понятие «энергостойкий материал» ($Э_н$). Будем считать энергостойким материалом такой, для которого выполняется соотношение

$$Э_н \geq U_0 + E_{мех} + E_{обл} + E_m + E_x , \qquad (1)$$

где $Э_н$ – энергостойкость, U_0 – первоначальное значение плотности внутренней энергии материала, которая определяется химическим составом, структурой, дефектностью, уровнем внутренних напряжений и др.; E_i – изменение плотности энергии кристалла при одновременном воздействии на него облучения, тепла, механической работы и других факторов.

Таблица 2 – Энергия, запасаемая в облучаемых нейтронами металлических материалах

№ п.п.	Материал	Отжиг перед облучением	Флюенс облучения, н/см	Энергия, запасаемая под облучением, $E_s^{обл}$, МДж/м²	Литературный источник
1	Медь (99,99%)	от 456°С, 4 часа	$2 \cdot 10^{20}$ $T_{обл}$ = 60-70°С	7,1	[3]
2	Молибден (99,9%)	1100°С, 4 часа	$2 \cdot 10^{20}$	3,9	[3]
3	Монокристаллическая медь		$3,5 \cdot 10^{19}$	4,5	[4]
4	Х18Н10Т	1050°С, 60 мин	$5 \cdot 10^{18}$ $T_{обл}$ = 70°С	20,0	[5]
5	Молибден (99,98%)		10^{17} быстрые нейтроны	23,2	[6]
6	Молибден		10^{18}	2,7	[7]
7	Молибден		10^{17}	0,9	[8]
8	Никель (99,9%)		$5 \cdot 10^{18}$ (E>0,1 МэВ)	5,3	[9]

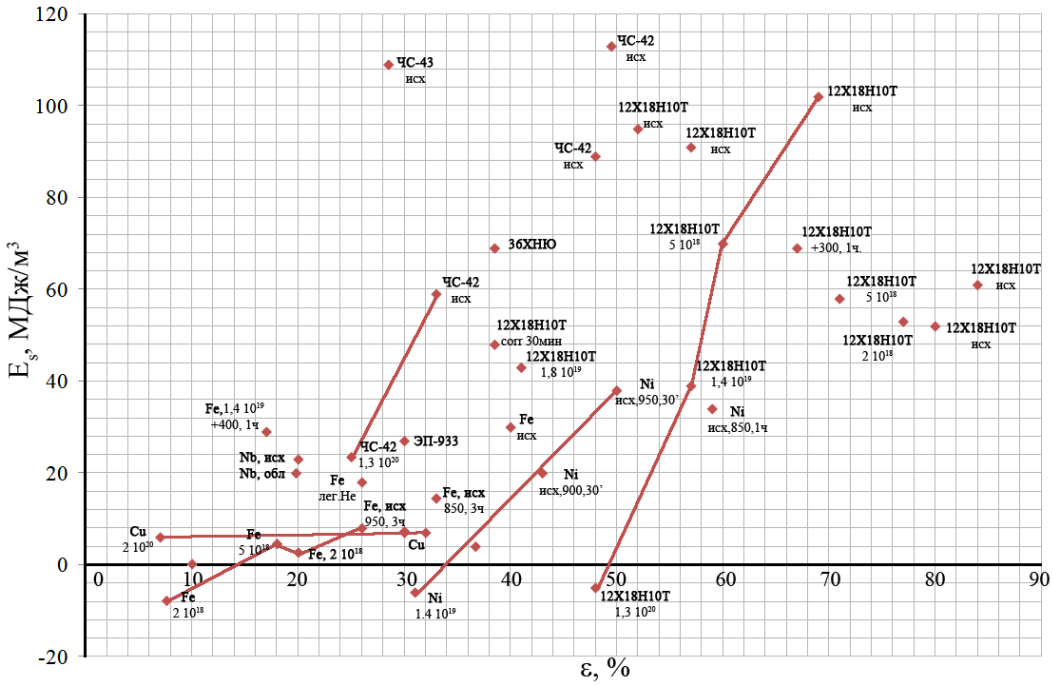


Рисунок 2. Зависимость латентной (запасенной) энергии от степени деформации

Решение уравнения (1) в общем виде с множеством параметров, не поддающихся расчетам и экспериментальному определению – чрезвычайно сложная задача. Но можно его упростить, полагая, что абсолютное значение величины U_0 нам известно, но, тем не менее, будем рассматривать только ее изменения, в основном, за счет второго слагаемого – $E_{мех}$, считая, что оно самое большое. Наряду с тем будем принимать во внимание лишь только те случаи, когда в процессе механических испытаний нет ни теплового, ни радиационного воздействия, а влияние облучения и температуры сводится к некоторым постоянным параметрическим значениям $E_{обл}$ и E_m, зависящим от повреждающей дозы и температуры испытания.

Для характеризации критических значений энергии пластической деформации в литературе введено понятие предельной плотности энергии деформации W [10]. Эта величина контролируется прочностью межатомных связей, что означает, что данная энергия является фундаментальной характеристикой сопротивления материала разрушению.

Согласно [11] теоретическое напряжение отрыва задается формулой

$$\sigma_т = \left(\frac{WE}{2}\right)^{1/2} \qquad (2)$$

Отсюда

$$W = \frac{2\sigma_т^2}{E} \qquad (3)$$

Величина W не зависит от условий нагружения и остается одного и того же уровня. В соответствии с [12] это постоянство обеспечивается в результате самоорганизации диссипативных структур, оптимальных при данных условиях нагружения с точки зрения рассеяния подводимой энергии. В общем случае

$$W = W_e + W_c + W_f, \qquad (4)$$

где W_e – энергия упругой деформации; W_c – энергия пластической деформации, необходимая для зарождения распространяющихся трещин; W_f – энергия, необходимая для движения трещины.

В случае одноосного растяжения гладкого образца из пластичного материала составляющие W_e и W_f пренебрежимо малы по сравнению с W_c, поэтому можно принять $W \simeq W_c$ и выразить W_c в виде [13]:

$$W_c = \frac{1}{V}\int_0^{L_0} Pdl = \int_0^{\varepsilon_f} \sigma d\varepsilon, \qquad (5)$$

где W_c – удельная работа деформации, которую в металловедении и физике металлов иногда обозначают термином «вязкость», может являться мерой энергетической емкости (работоспособности) материала и служить общей характеристикой его механических качеств [14], V – локальный объем разрушения; L_0 – размер зоны с предельной плотностью энергии; P – нагрузка; σ – напряжение; ε_f – предельная деформация.

Таким образом, удельную энергию предельной деформации можно найти по величине площади под кривой «истинное напряжение – истинная деформация», построенной по результатам испытания на растяжение гладкого образца (при заданных значениях температуры и скорости нагружения).

В случае, если в области равномерной деформации кривая «σ – ε» аппроксимируется степенной функцией, то механическую энергию, затраченную

на деформирование образца, можно определить следующим образом [15]

$$A = A_u + A_p = \frac{(n-1)\sigma^2}{2(1+n)E} + \frac{\sigma_{\text{В}} \cdot \varepsilon_{\text{В}}}{1+n}, \qquad (6)$$

где A_u – работа упругой деформации; A_p – работа пластической деформации; n – показатель деформационного упрочнения; E – модуль нормальной упругости.

Учитывая практическую значимость критерия W_c, в Венгрии метод определения W_c был стандартизован. Согласно венгерскому стандарту MS 574927-76, удельная энергия предельной деформации определяется из соотношения

$$W_c = (\sigma_{0,2} + 2\sigma_{\text{В}}) \cdot \frac{\varepsilon_{равн}}{3} + \frac{\sigma_{\text{В}} + \sigma_{разр}}{2} \cdot (\varepsilon_{общ} - \varepsilon_{равн}) \quad (7)$$

В общем случае, если к материалу извне подводить энергию A (например, совершать механическую работу), то она может осваиваться кристаллом по двум основным каналам:

- запасаться внутри материала в виде микроискажений решетки (E_s – латентная или запасенная энергия);
- рассеиваться (диссипировать) в виде тепла (Q).

В целом можно записать:

$$A = E_{n.g.} = U_0 + E_s + Q = W_c + Q \text{ [МДж/м}^3\text{]}, \quad (8)$$

где $E_{n.g.}$ – энергоемкость материала.

Отметим, что после достижения предела прочности сталь поглощает очень мало энергии, но зато она ее рассеивает за счет увеличения интенсивности γ→α-перехода [16]. Поскольку сплав ЧС-43 не склонен к γ→α-переходу (прежде всего, вследствие большой концентрации Ni), у него нет этого канала освоения энергии и он должен разрушаться при меньших значениях ψ, чем аустенитная метастабильная сталь. Надежная работоспособность материала будет обеспечиваться при условии, что $E_{n.g.} \geq A$. Энергетическая емкость материала ($E_{n.g.}$) является комплексным критерием, характеризующим его прочностные и пластические свойства, и в целом служит общей характеристикой его работоспособности.

Определение энергоемкости, латентной энергии и диссипируемого тепла

Обычно величина энергоемкости $E_{n.g.}$ определяется разработчиком материала, а ее численное значение (Дж/м^3) при пластической деформации материала в соответствии с межгосударственным стандартом ГОСТ 23.218-84 вычисляют [17] по формуле:

$$E_{n.g.} = \frac{E_1}{V_1} \cdot \frac{\delta_{1\max}}{\delta_1} + \frac{E_2}{V_2} \cdot \frac{\delta_{\max} - \delta_{1\max}}{\delta_2}, \qquad (9)$$

где E_1 и E_2 – энергии пластической деформации (Дж), поглощенные материалом на 1-м и 2-м этапах нагружения ($E = S_0 \cdot F \cdot \Delta l$); $\delta_{1\ \max}$ – максимальная относительная деформация образца на 1-м этапе нагружения; $\delta_{\max}$ – предельная относительная деформация образца на 2-м этапе растяжения – ресурс пластичности материала; $V_{1,2}$ – объемы образца (м^3), участвующие в деформации на 1-м и 2-м этапах нагружения.

$$V = l \cdot S_0,$$

где S_0 – начальная площадь поперечного сечения образца; $\delta_1 = \frac{\Delta l_1}{l_1}$; $\delta_2 = \frac{\Delta l_2}{l_2}$ (см. рис. 3).

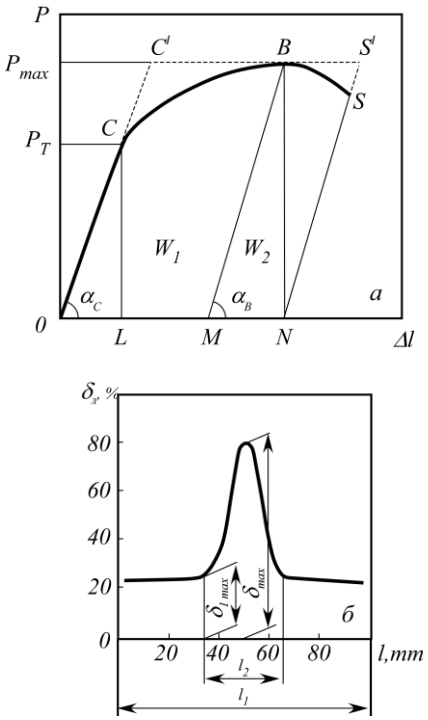


Рисунок 3. Диаграмма растяжения (а) и распределение локальной деформации по рабочей длине образца (б)

Если диаграмму растяжения (см. рис. 3а) OCBS интерпретировать ломаной линией OCBS, то после несложных преобразований формулы (9) получим

$$E_{n.g.} = \sigma_{\text{В}} \cdot \delta_{max} \qquad (10)$$

Согласно современным кинетическим представлениям о прочности твердых тел [18] одним из основных параметров, характеризующих структурное состояние реальных материалов, меру дефектности его строения, является плотность скрытой (запасенной, латентной) энергии E_s, определяемая суммарной энергией всех дефектов кристаллической решетки:

$$E_s = \sum^{n} \mu_i Ni \qquad (11)$$

где Ni – плотность, μ_i – энергия образования i-го элементарного дефекта.

Необратимые изменения строения кристаллов при деформировании определяются созданием в них дефектов: межузельных атомов и вакансий, а также, главным образом, дислокаций, что подтверждается прямыми экспериментами.

В процессе деформирования материала наряду со структурными изменениями в микроструктуре материала происходит интенсивный обмен энергией деформируемого тела с окружающей средой. Пластически деформированный или облученный кристалл, содержащий очень высокую концентрацию линейных и точечных дефектов, оказывается термодинамически неустойчивым к фазовым переходам (и, в частности, к свойственным для метастабильных аустенитных нержавеющих сталей фазовым $\gamma\rightarrow\alpha$ или $\gamma\rightarrow\varepsilon\rightarrow\alpha$-превращениям), особенно, если разность между свободными энергиями γ– и α-фаз невелика. В этих условиях фазовое превращение мартенситного (бездиффузионного) типа может стать основным каналом диссипации подводимой извне механической энергии.

Энергия деформации, поглощаемая металлом на мартенситное превращение, вначале расходуется на преодоление энергетического барьера в связи с недостаточностью термодинамического стимула для образования мартенсита, а затем на преодоление дислокациями препятствий, которыми являются кристаллы мартенсита. Кроме того, дополнительная энергия требуется для возникновения и развития микротрещин из-за релаксации напряжений в момент возникновения мартенситных кристаллов. Согласно правилу аддитивности энергию, поглощаемую металлом на мартенситное превращение при нагружении, можно записать в следующих слагаемых:

$$E_{м.п.} = E_{\gamma\rightarrow\alpha}^{м.п.} + E_{Д}^{м.п.} + E_{P}^{м.п.}, \qquad (12)$$

где $E_{\gamma\rightarrow\alpha}^{м.п.}$ – энергия, поглощаемая металлом на мартенситное превращение при деформации; $E_{Д}^{м.п.}$ – энергия, поглощаемая металлом на повышение плотности дислокаций в связи с образованием мартенсита деформации, преодоление дислокациями дополнительных препятствий, которыми являются кристаллы мартенсита; $E_{P}^{м.п.}$ – энергия, поглощаемая металлом в связи с релаксацией напряжений в вершине растущей трещины, вызванной образованием кристаллов мартенсита и разрушением мартенсита деформации. Таким образом, мартенситное превращение, протекающее при нагружении стали, поглощает часть подводимой к образцу механической энергии и увеличивает общую энергоемкость материала. Чем больше вклад мартенситного превращения в энергоемкость металла, тем меньшая ее часть расходуется на разрушение, тем больше требуется подводить к образцу механической энергии извне, и тем выше уровень механических свойств аустенитных нержавеющих сталей.

В зависимости от конкретных требований к свойствам сталей, их исходного фазового состава, условий испытаний или эксплуатации необходимо изменять соотношение поглощаемой металлом энергии на упрочнение и релаксацию микронапряжений. регулируя развитие мартенситного превращения при нагружении. Часть освоенной внешней энергии запасается в виде микроискажений в вершинах мартенситных образований, но большая часть энергии диссипирует в виде тепла.

Литература

1. Махутов, Н. А. Роль механических испытаний в обосновании прочности, ресурса и безопасности /Н. А. Махутов //Заводская лаборатория. – 2007. – Т. 73. – № 9. – С. 56.
2. Федоров, В. В. Термодинамические аспекты прочности и разрушения твердых тел / В. В. Федоров. – ФАН, Ташкент, 1979.
3. Педченко, К. С. Запасенная энергия в облученных нейтронами материалах / К. С. Педченко, В. С. Карасев //ФХММ. – 1968. – Т. 4. – № 4.
4. Blewitt, T. / T. Blewitt T. [et al] // Phis. Rev. – 1961. – V. 122. – N 4. – P. 53.
5. Максимкин, О. П. Изменения напряжений течения и латентной энергии при деформации нержавеющей стали, облученной нейтронами / О. П. Максимкин, М. Н. Гусев //Письма в ЖЭТФ. – 2003. – Т. 29. – № 3. – С. 1-7.
6. Astrom, H. / H. Astrom // Ark. fys. – 26. – 1964. – N 7. – V. 83.
7. Kinchin, G. / G. Kinchin, M. Thompson //J. Nucl. Energy – 1958. – V. 6. – P. 275.
8. Granato, A. / A. Granato, T. Nilan //Phys. Rev. Lett.. – 1961. – V. 6. – N 4. – P. 171.
9. Bell, H. / H. Bell //Acta Metal. – 1965. – V. 13. – N 3. – P. 363.
10. Gillemot, L. /L. Gillemot // Int. J. of Engineering Fracture Mechanics. – 1976. – V. 8. – P. 230-253.
11. Sih, G. G. Fracture Mechanics applied to Engineering problems strain energy density fracture criterion /G. G. Sih //Eng. Fracture Mechanics. – 1974. – V. 6. – P. 361-386.
12. Иванова, В. С. Предисловие к книге Миллера К. «Ползучесть и разрушение». /В. С. Иванова. – М.: Металлургия, 1986. – 120 с.
13. Иванова, В. С. Синергетика. Прочность и разрушение металлических материалов / В. С. Иванова.
14. Давиденков, Н. Н. Динамическая прочность и хрупкость металлов / Н. Н. Давиденков. – Наукова Думка, 1981. – Т. 1. – 703 с.
15. Борц, Б. В. Удельная работа упруго-пластической деформации меди / Б. В. Борц, В. Н. Воеводин [и др.] //ВАНТ. Сер.: ФРМ и РМ. – 2006. – № 4 (8[а]). – С. 71-73.

16. Токтогулова, Д. А. Тепловые эффекты на различных стадиях пластического течения поликристаллических металлов и сплавов (Fe, Ni, 12Х18Н10Т, 03Х20Н45М4БЧ), облученной нейтронами : автореф. дис…канд. физ.-мат. наук /Токтогулова Диана Асылбековна. – Алматы, 2009. – 20 с.
17. Сорокин, Г. М. Методика определения удельной энергии пластической деформации /Г. М. Сорокин, В. П. Сафонов, В. П. Ерошкин. //Заводская лаборатория. – 1982. – № 10. – С. 68-69.
18. Федоров, В. В., Чекурова Г.А. и др. О структурных параметрах и характеристиках прочности металлов /В. В. Федоров, Г. А. Чекурова [и др.] //Металлы. – 1988. – № 2. – С. 131-136.

СӘУЛЕЛЕНДІРІЛГЕН РЕАКТОРЛЫҚ ЖАДЫҒАТТАРДЫҢ ЭНЕРГОБЕРІКТІГІ

Максимкин О.П.

«Ядролық физика институты» РМК, Алматы, Қазақстан

Металлдық жадығаттың энергоберіктігі деген ұғым оған сырттан жақындатылатын энергияның әр түрлі түрлерін: механикалық әсер ететін энергиясының, жоғарыэнергетикалық бөлшектермен сәулелендіру энергиясының, жылулық энергиясының және басқа да түрлерінің әсерінен оның бұзылусыз «игеру» қабілеттілігі ретінде енгізіледі. Ендірілген ұғымның қолданылуы кейбір реакторлық жадығаттардың мысалында қарастырылады.

ENERGY RESISTANCE OF IRRADIATED REACTOR MATERIALS

O.P. Maksimkin

RSE “Institute of Nuclear Physics”, Almaty, Kazakhstan

The concept of “energy resistance” of metallic material is introduced as its ability to “adopt” without failure the different types of energy driven from the other sources: energy of mechanical impact, high-energy particles, thermal energy, etc. The introduced concept using some reactor materials is under consideration.

УДК: 621.039:531:669.15

О РОЛИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В РАДИАЦИОННОМ УПРОЧНЕНИИ И ОХРУПЧИВАНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Максимкин О.П.

РГП «Институт ядерной физики», Алматы, Казахстан

На основе литературных данных и собственных результатов анализируется влияние границ зерен на изменение прочности и пластичности поликристаллических материалов в результате воздействия облучения. Показано, что для установления закономерностей радиационного упрочнения и охрупчивания целесообразно рассматривать влияние облучения отдельно на матрицу зерна и приграничную область.

На основании анализа многочисленных экспериментальных данных можно утверждать, что эффекты радиационного упрочнения и охрупчивания сложных промышленных сплавов во многом зависят от разветвленности и состояния границ раздела фаз, а также от процессов, протекающих в приграничных областях под облучением и при температурных испытаниях. Попытаемся показать это на примере однофазных систем, содержащих только один тип границ раздела – межзеренные границы.

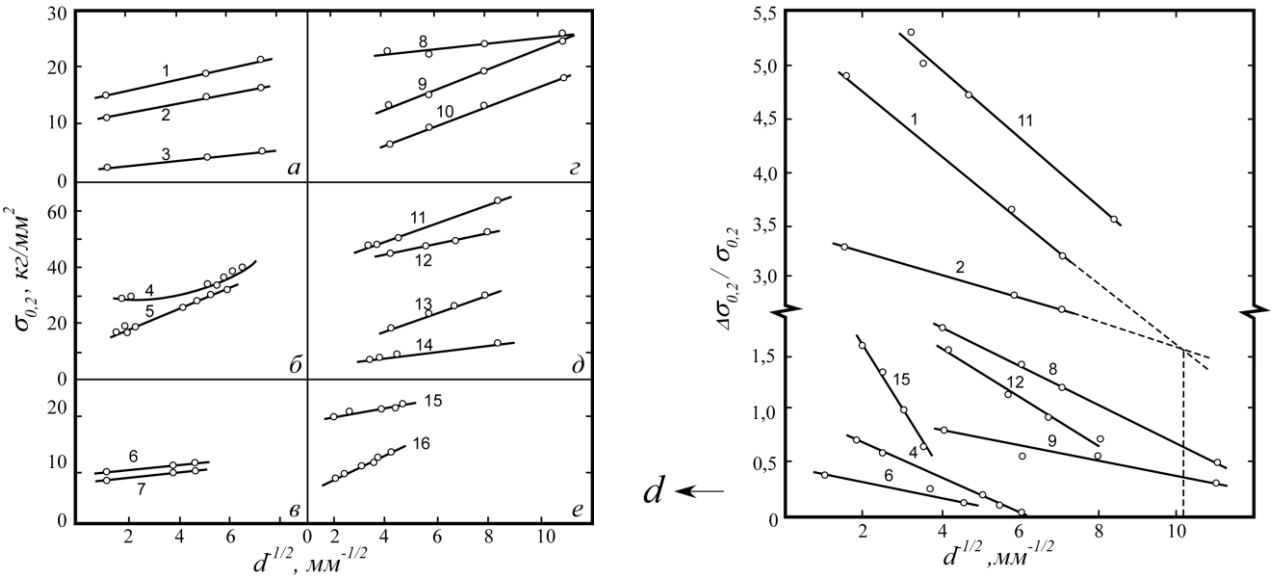
Хорошо известно [1], что изменения прочностных характеристик металлов и сплавов в результате облучения связаны с образованием в них различных нарушений кристаллического строения, которые препятствуют движению и размножению дислокаций, способствуют зарождению микротрещин и т.п. В то же время необходимо принимать во внимание тот факт, что в поликристаллических материалах и до облучения уже имеются мощные дефекты – границы зерен и прилегающие к ним приграничные объемы, структура и свойства которых отличаются от таковых для матричных объемов кристаллитов. Не вызывает сомнения, что эти дефекты самым существенным образом влияют на механические свойства реальных конструкционных сплавов, как до, так и после воздействия радиации. Так, известно, что при температурах испытания ниже 0,5 T_s (T_s – температура плавления в градусах К) границы зерен оказывают значительное сопротивление пластической деформации поликристаллических металлических материалов.

Это положение отражено в известном эмпирическом соотношении Холла–Петча, устанавливающим взаимосвязь между напряжением течения (σ) и размером зерна (d): $\sigma = \sigma_i + Kd^{-1/2}$, где σ_i – напряжение, необходимое для движения дислокаций внутри кристаллита; K – параметр, определяющий эффективность границ как барьеров для скольжения дислокаций. Систематические исследования подтвердили справедливость этой зависимости также и для облученных поликристаллов [2]. При этом было отмечено, что в металлах с ГЦК- решеткой значения σ_i и K в результате облучения, как правило, только возрастали. В то же время для ОЦК–металлов после радиационного воздействия увеличивалось в основном σ_i, тогда как значения K изменялись произвольным образом (см. рис.1).

Результаты, подтверждающие сказанное выше, были получены нами в экспериментах на меди [3] и на ниобии [4]. В последнем случае исследовали плоские образцы, изготовленные из ниобия технической чистоты с размером зерна 3 и 10 мкм. Облучение проводили в активной зоне реактора ВВР–К до флюенса нейтронов $2\cdot10^{22}$ н/м^2 (E>0,1 МэВ). Полученные в результате механических испытаний на одноосное растяжение значения величин прочности и пластичности приведены в таблице 2, из которой видно, что облучение ниобия с крупнозернистой структурой ведет к росту прочностных характеристик ($\sigma_т$ на 60%, $\sigma_в$ на 15%) и снижению пластичности. При этом величина относительного удлинения снижается, в основном, за счет сокращения равномерной деформации $\delta_{равн}$. В то же время механические характеристики ниобия с размером зерна 3 мкм в результате облучения практически не изменились. Аналогичные результаты были получены для промышленной хромоникелевой стали, облученной нейтронами [5].

Таблица 2. Влияние размера зерна на характеристики прочности и пластичности ниобия до и после облучения нейтронами

Размер зерна (характеристики, состояние)	d = 100 мкм				d = 3 мкм			
	$\sigma_т$, МПа	$\sigma_в$, МПа	$\delta_{равн}$, %	δ, %	$\sigma_т$, МПа	$\sigma_в$, МПа	$\delta_{равн}$, %	δ, %
Исходный	130	200	26	36	370	450	15	22
Облученный, $5\cdot10^{22}$ н/м^2	210	230	18	28	400	450	15	21



а б

а – медь бескислородная (1 – $3\cdot10^{20}$н/см^2, 2 – 10^{19} н/см^2, 3 – до облучения) [6];
б – молибден (4 – $2\cdot10^{19}$н/см^2, 5 – до облучения) [7];
в – железо (6 – $3{,}9\cdot10^{17}$ н/см^2, 7 – до облучения) [5];
г – ferrovac–E (8 – $2\cdot10^{18}$н/см^2, 9 – 10^{17}н/см^2, 10 – до облучения) [8];
д – железо (11,14) и никель (12,13), (11,12 – $2{,}8\cdot10^{20}$н/см^2, 13,14 – до облучения) [9];
е – железо (15 – $5\cdot10^{18}$н/см^2, 16 – до облучения) [5].

Рисунок 1. Изменение предела текучести в зависимости от размера зерна для необлученных и облученных нейтронами металлов

Наряду с этим электронномикроскопическими исследованиями структуры облученных металлов и сплавов установлено, что во многих случаях при некоторых параметрах облучения (температура, флюенс и т.д.) вдоль границ зерен наблюдаются зоны, свободные от кластеров, пор, петель и других радиационных дефектов (рис. 2). Ширина этих зон *L* может достигать нескольких микрон [6].

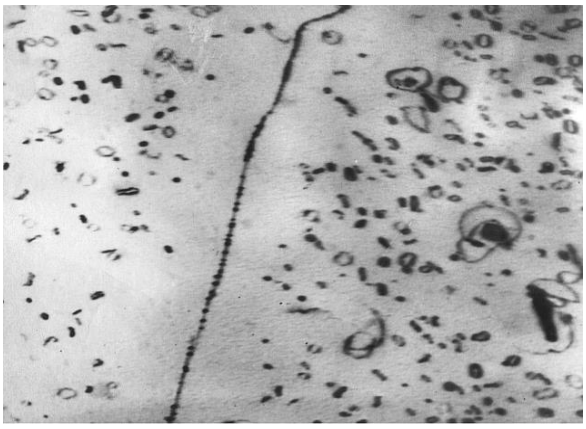


Рисунок 2. Приграничная зона, обедненная дефектами (×40000)

В ряде случаев было установлено, что в обедненных приграничных зонах облученных сталей изменяется также элементный состав. Так, проведенный микроанализ образцов, вырезанных из стенки чехла отработавшей ТВС Н214(I) реактора БН-350 с отметки «0» (12,3 сна, 313°С) обнаружил уменьшение содержания хрома в обедненной приграничной зоне до 16,4% (в теле зерна – 18,2%). В то же время состав по никелю изменился иначе: 11,8% на границе зерна, тогда как в теле зерна 10,9%.

Принимая во внимание все сказанное выше целесообразно рассматривать отдельный кристаллит и образец в целом, состоящим из двух объемов – матричного и приграничного (рис. 3).

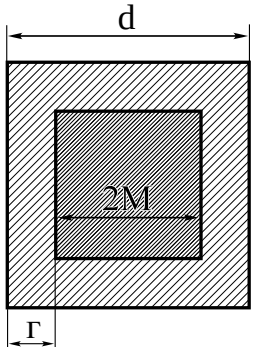


Рисунок 3. Схема поперечного сечения зерна кубической формы: d – характерный размер зерна, 2M – размер матрицы зерна, L – приграничная зона

До облучения матрица зерна, как правило, имеет правильное кристаллическое строение, тогда как приграничную зону (вместе с границей) можно рассматривать как объем, содержащий большое количество дефектов и потому в значительной степени искаженный. В этой связи (согласно эксперименталь-

ным данным) этот объем зерна будет более прочным, чем матрица (см. рисунок 4). Поэтому при низких температурах металлы, как правило, разрушаются транскристаллитно, т.е. по матрице зерна.

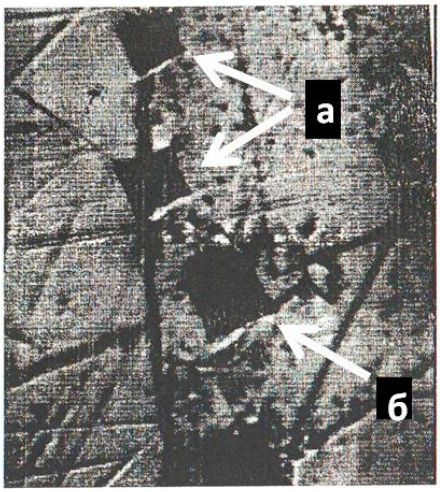


Рисунок 4. Отпечатки уколов алмазной пирамидки при измерении микротвердости (ПМТ-3) на границе зерен (а) и в приграничной зоне (б)

Когда экспериментаторы приводят данные по микротвердости Нμ необлученных металлов, то, как правило, эти цифры характеризуют прочность матрицы зерна. В то же время, когда из экспериментов по растяжению определяют предел текучести σ_m этого же поликристалла, то σ_m характеризует некоторую усредненную прочность матрицы зерна и приграничной области (вместе с границей).

Во время облучения все участки зерна (граница, матрица, приграничная зона) подвергаются одинаковому воздействию, но результат облучения этих трех областей будет различен: при небольших значениях повреждающей дозы бездефектная матрица должна упрочняться интенсивнее, чем дефектная приграничная зона (с границей). На графике «микротвердость – повреждающая доза» это будет выглядеть следующим образом (см. рис. 5).

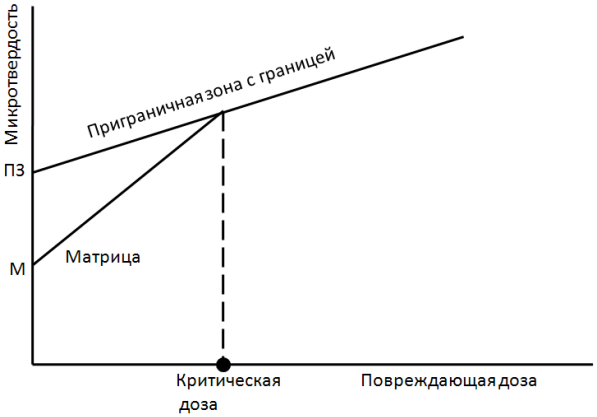


Рисунок 5. Изменение микротвердости матрицы зерна и приграничной зоны с ростом повреждающей дозы (схема)

Однако, при некоторых значениях повреждающей дозы $(dpa)_{кр}$, когда кристаллическая решетка в матрице будет повреждена столь же существенно, как и приграничная зона, скорость прироста упрочнения матрицы и приграничной зоны (с границей) сравняются. (Это произойдет при $(dpa)_{кр} \geq 2$ dpa или, скорее всего, для каждого конкретного случая это будет своя критическая повреждающая доза). Начиная с этого момента достижения $(dpa)_{кр}$ скорость упрочнения матрицы изменится и будет протекать практически одинаково для матрицы и приграничной зоны. В этом случае в координатах «изменение микротвердости — изменение предела текучести» мы должны будем наблюдать перегиб при повреждающей дозе $(dpa)_{кр}$. Таким образом, соотношение между изменением предела текучести и микротвердости связано с размером зерна или, другими словами, с соотношением размеров (объемов) матрицы и приграничной зоны.

Наряду с тем, на наш взгляд именно соотношением величин объемов поврежденной матрицы и бездефектной приграничной зоны в первую очередь будет определяться эффект радиационного упрочнения поликристаллического металлического материала [7]. Действительно, будем рассматривать деформируемый кристалл как конгломерат твердого и мягкого материала, которыми при низких температурах испытания являются соответственно приграничная область зерна толщиной L и матрица зерна протяженностью $2M$, так что $d=2L+2M$. Результирующее напряжение течения σ можно получить усредняя по площадям L и M напряжений σ_L и σ_M, соответствующих твердой и мягкой областям [8]: $\sigma = \sigma_M + (\sigma_L - \sigma_M)\ (4dL - 4L^2)\ d^{-2}$. Отсюда следует, что при уменьшении величины зерна, т.е. с ростом приграничных объемов прочность поликристаллического материала должна увеличиваться. То же самое выполняется и для облученных материалов. Причем экспериментально показано, что в результате облучения $\Delta\sigma_M/\sigma_M > \Delta\sigma_I/\sigma_I$ [9].

Если допустить, что ширина приграничной зоны при облучении существенно не изменяется, то прирост прочности поликристалла будет зависеть также от того, насколько эффективно в результате облучения упрочняются в отдельности приграничная зона и матрица, т.е. от соотношения относительного прироста величин характеристик прочности (например микротвердости) этих областей. Таким образом, сравнивая результаты влияния облучения на механические свойства поликристаллов с разной величиной зерна правильнее рассматривать относительное, а не абсолютное их изменение [2].

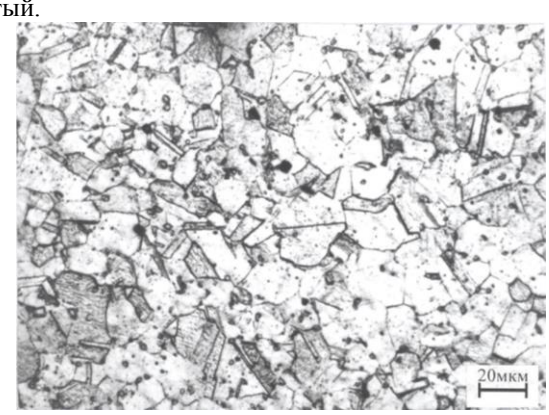
С учетом сказанного выше экспериментальные кривые, приведенные на рисунке 1, были перестроены нами в координатах $\Delta\sigma/\sigma - d^{-1/2}$ (см. рис.1, б). Видно, что после такого преобразования величина $\Delta\sigma/\sigma$ для всех рассмотренных металлов изменяется

одинаково, – снижается с уменьшением среднего размера зерна. Другими словами, чем больше доля приграничных объемов в облученном материале, тем меньше должен быть эффект радиационного упрочнения. Из рисунка 1,б видно также, что снижение упрочнения по мере измельчения зерен тем существеннее, чем больше флюенс. Это обстоятельство позволяет предположить, что существует такой характерный размер зерна $d_{кр}$ (ему соответствует точка пересечения продолжения соответствующих линий, например 1 и 2, на рисунке 1, б), для которого величина относительного упрочнения практически не должна изменяться во время облучения.

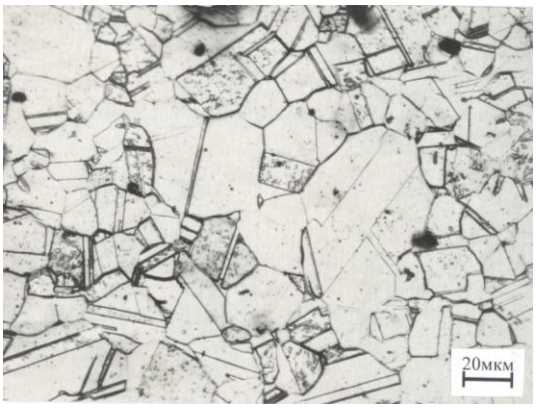
Некоторым подтверждением сказанному выше могут служить полученные нами результаты экспериментов по исследованию влияния облучения нейтронами на механические свойства ультрамелкозернистой стали 12Х18Н10Т. Измельчение зерна осуществляли методом кручения под гидростатическим давлением (КГД) при комнатной температуре на образцах диаметром 70 мм и толщиной 1 мм [10]. Исходная, после аустенизации (1050°С, 30 мин) структура стали характеризовалась величиной зерна 15-25 мкм, тогда как после КГД размер зерна составил 0,05-0,3 мкм. Механические испытания по схеме Shear-Punch [11] проводили на универсальной испытательной машине Инстрон-1195 при 20°С и скорости перемещения пуансона 0,5 мм/мин. Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3. Установлено, что предел текучести ультрамелкозернистой стали до облучения имел значение 1400±140 МПа, тогда как микротвердость составляла 4,5–6 ГПа. Облучение проводили в активной зоне исследовательского реактора ВВР-К до максимального флюенса нейтронов $2 \cdot 10^{20}$ н/см^2. После облучения как предел текучести стали, так и микротвердость не изменились.

В другой серии экспериментов исследовали образцы стали 12Х18Н10Т, предварительно аустенизированные при температурах 1050°С 1 час (режим I) и 1150°С 1 час (режим II) [12]. Согласно металлографическим данным (рис. 6) величины среднего размера зерна, определенные методом секущих, оказались равными 30-70 мкм после термообработок по режимам I и II, соответственно. Нейтронное облучение привело к повышению значений прочностных характеристик и уменьшению пластичности этих образцов. Так, предел текучести стали, характеризующийся сравнительно мелким зерном, в результате облучения флюенсом нейтронов $5 \cdot 10^{18}$ н/см^2 увеличился на 30% (с 25 до 32,5 кг/мм^2), тогда как для крупнозернистой стали прирост $\sigma_{0,2}$ составил 40% (с 20,5 до 28,5 кг/мм^2).

Таким образом наличие в облученном поликристалле приграничных бездефектных зон может внести существенный вклад в эффект радиационного упрочнения металлов и сплавов, приводя к тому, что после облучения мелкозернистый материал будет упрочняться в меньшей степени, чем крупнозернистый.



а

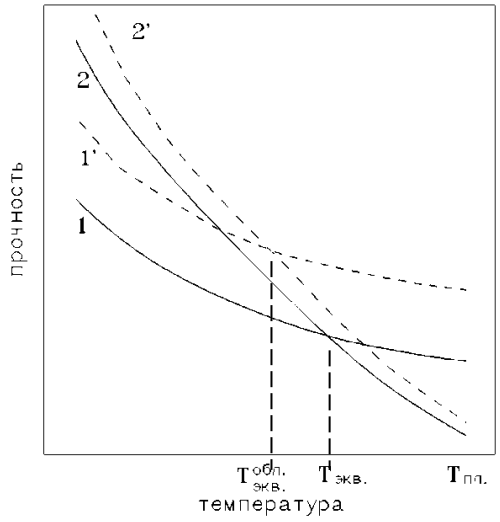


б

Рисунок 6. Микроструктура образцов стали 12Х18Н10Т, термообработанных по режимам 1050 °С 60 мин (а) и 1150 °С 60 мин (б)

Другим, не менее важным, является то обстоятельство, что облучение поликристаллов может в значительной степени изменять, так называемую, «эквикогезивную» температуру $T_{экв}$ (или точнее – область температур), при которой происходит смена механизма деформации и разрушения от преимущественно транскристаллитного к интеркристаллитному. Схема снижения $T_{экв}$ в результате облучения показана на рисунке 7. Поскольку, как было показано выше, при низких температурах и средних размерах зерен радиационное упрочнение матричных объемов больше, чем приграничных, то после облучения кривые на рисунке 7 пройдут так, как это показано пунктирными линиями. Видно, что точка их пересечения, соответствующая «эквикогезивной» температуре облученных образцов, переместилась в сторону меньших температур.

Экспериментально факт уменьшения $T_{экв}$ в облученных материалах отмечен, например, в работе [12]. Многочисленными исследованиями установлено также, что металлические материалы, которые в исходном состоянии разрушаются транскристаллитно, под воздействием облучения приобретают склонность к разрушению по границам зерен [13].



1 – прочность матрицы зерен до облучения; 1′ – то же после облучения;
2 – прочность границ зерен до облучения; 2 ′ – после облучения.

Рисунок 7. Влияние температуры на прочность матрицы и границы зерна (схема)

Полагают, что изменение соотношения между прочностью тела и границы зерна и, как следствие, возможность интеркристаллитного проскальзывания в отсутствие аккомодационных механизмов, является необходимым условием для проявления эффекта высокотемпературного (T>0,5T_s) радиационного охрупчивания (ВТРО) [14]. Большую роль играет при этом трансмутантный гелий и сегрегации примесей на границах зерен.

В работе [15] показано, что для проявления эффекта ВТРО в никеле достаточно концентрации гелия 10^{-7} – 10^{-5} ат.%. Установлено, что характер зернограничной деформации в результате облучения не изменялся, однако ее интенсивность в материалах, содержащих гелий, выше, что в случае, когда аккомодационные процессы подавлены, приводит к преждевременному интеркристаллитному разрушению.

Заключение

В результате систематических экспериментальных исследований изменений структуры и механических свойств поликристаллических облученных металлов и сплавов показано (см., например, [16]), что границы зерен, приграничные объемы и зернограничные процессы существенным образом влияют на низкотемпературное радиационное упрочнение и высокотемпературное радиационное охрупчивание реакторных материалов. Установлено, что уменьшение размеров кристаллитов (увеличение протяженности границ зерен и объемы приграничных областей) значительно снижает относительный эффект радиационного упрочнения.

Литература

1. Келли, Б. Радиационное повреждение твердых тел / Б. Келли. – М.: Атомиздат, 1970. – 166 С.
2. Конобеевский, С. Т. Действие облучения на материалы /С. Т. Конобеевский. – М.: Атомиздат, 1967. – 401 С.
3. Ибрагимов, Ш. Ш. Радиационные эффекты в металлах и сплавах / Ш. Ш. Ибрагимов, О. П. Максимкин [и др.]. Алма-Ата. – 1985. – С. 108–112.
4. Гусев, М. Н. Влияние размера зерна на механические свойства ниобия, облученного нейтронами /М. Н. Гусев, О. П. Максимкин //Матер. междунар. семинара “Технологии ядерной энергетики”, 14–17 мая, 2000, Астана.
5. Хофман, А. Физика и химия обработки материалов /А. Хофман. – 1997. – № 5. – С. 14–17.
6. Быков, В. Н. / В. Н. Быков [и др.] //ФММ. – 1982. – Т. 54. – Вып. 6. – С. 1192–1195.
7. Максимкин, О. П. К вопросу о роли границ зерен в радиационном упрочнении и охрупчивании металлов /О. П. Максимкин, Ш. Б. Шиганаков. – Препринт ИЯФ АН КазССР, Алма-Ата, 1986.
8. Hirth, J. P. / J. P. Hirth //Met.Trans. – 1972. – V. 3. – N 12. – P. 3047–3067.
9. Марковский, Е. А. Воздействие ядерных излучений на структуру и свойства металлов и сплавов /Е. А. Марковский [и др.] – Киев, Наукова думка, 1968.
10. Валиев, Р. З. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией / Р. З. Валиев, И. В. Александров. – М.: Лотос, 2000. – 272 С.
11. Максимкин, О. П. Радиационно-термические изменения микроструктуры, механических и коррозионных свойств ультрамелкозернистой стали 08Х15Н10Т /О. П. Максимкин, М. Н. Гусев, К. В. Цай, А. В. Яровчук, С. В. Добаткин //Матер. междунар. конф. «Перспективные технологии, оборудование и аналитические системы для материаловедения и наноматериалов», Алматы, 9-10 июля 2011. – С. 195.
12. Болотов, В. Д. /В. Д. Болотов, С. Н. Вотинов, В. Н. Прохоров //В сб. Радиационная физика твердого тела и реакторное материаловедение. – Атомиздат, 1970. – С. 110.
13. Николаев, В. А. / В. А. Николаев //В кн.: Радиационные дефекты в металлических кристаллах. – Алма-Ата: Наука. – 1978. – С. 158-176.
14. Ибрагимов, Ш. Ш. Исследование зернограничного проскальзывания в никеле и стали 12Х18Н10Т, облученных нейтронами и альфа-частицами /Ш. Ш. Ибрагимов, О. П. Максимкин, Ш. Б. Шиганаков //Известия АН КазССР. Сер.: Физ.-мат. – 1985. – № 6. – С. 13-17.
15. Ибрагимов, Ш. Ш. Влияние концентрации гелия на высокотемпературное охрупчивание никеля /Ш. Ш. Ибрагимов, О. П. Максимкин, В. Ф. Реутов, К. Г. Фархутдинов, Ш. Б. Шиганаков //Журнал технической физики. – 1985. – Т. 55. – Вып. 1. – С. 198-200.
16. Максимкин, О. П. Фазово-структурные процессы и их роль в упрочнении и охрупчивании облученных металлических материалов: дисс…доктор физ.-мат. наук : 01.04.07 : защищена 20.07.06 : утв. 13.11.06 /Максимкин Олег Прокофьевич – Алматы, 1996. – 335 С.

МЕТАЛЛДЫҚ ЖАДЫҒАТТАРДЫҢ РАДИАЦИЯЛЫҚ БЕРІКТЕНУІ ЖӘНЕ МОРТСЫНУЫ КЕЗІНДЕГІ ТҮЙІРШІК ШЕКАРАЛАРЫНЫҢ МАҢЫЗЫ ТУРАЛЫ

Максимкин О.П.

«Ядролық физика институты» РМК, Алматы, Қазақстан

Сәулелендірудің әсері нәтижесінде поликристаллдық жадығаттардың пластикалығының және беріктенуінің өзгеруіне түйіршік шекараларының ықпалы жеке нәтижелердің, сондай-ақ әдеби мәліметтердің негізіне сүйене отырып талқыланады. Радиациялық беріктенудің және мортсынудың заңдылықтарын орнату үшін сәулелендірудің түйіршік матрицасына және де шекара маңы аймағына әсерін жекелей қарастырған орынды екені көрсетілді.

THE ROLE OF GRAIN BOUNDARIES IN RADIATION-INDUCED HARDENING AND EMBRITTLEMENT OF METALLIC MATERIALS

O.P. Maksimkin

RSE "Institute of Nuclear Physics", Almaty, Kazakhstan

Pursuant to literature data and research results, the influence of grain boundaries on strength and plasticity of irradiated polycrystal materials has been analyzed. It was shown that for the relationships determination of radiation-induced strengthening and embrittlement, the effect of irradiation on grain matrix and border area should be considered separately.

УДК: 539.21:533.12.04

РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КЕРАМИЧЕСКОГО ЦЕРАТА БАРИЯ

[1] Хромушин И.В., [1] Аксенова Т.И., [1, 2] Тусеев Т., [1] Мунасбаева К.К., [2] Ермолаев Ю.В., [2] Ермолаев В.Н., [2] Сеитов А.С.

[1] РГП «Институт ядерной физики», Алматы, Казахстан
[2] Казахский национальный технический университет им. К.И. Сатпаева, Алматы, Казахстан

Представлены результаты исследования возможности радиационного модифицирования перовскитных протонных проводников с целью улучшения их проводящих свойств и повышения химической стабильности. Выполнено облучение допированного цератa бария ионами инертных газов (Ne, Ar, Kr) и кислорода различных энергий. Проведены комплексные исследования структуры и свойств облученной керамики методами рентгенофазового анализа, растровой электронной микроскопии, атомно-силовой микроскопии, термодесорбционной спектроскопии. Выявлены особенности дефектообразования в цератe бария в зависимости от вида и энергии ионов.

Введение

Твердооксидные протонные проводники со структурой перовскита ABO_3 являются перспективными материалами для использования в качестве рабочего электролита в топливных ячейках электрохимических генераторов [1, 2]. Такие генераторы напрямую преобразуют химическую энергию топлива, в частности, водорода, в электрическую энергию. Теоретически КПД такого устройства достаточно высок, однако реально себестоимость электроэнергии, вырабатываемой с помощью ЭХГ, довольно высока. Низкая эффективность ЭХГ, главным образом, обусловлена недостаточно высокой проводимостью твердого электролита и его химической активностью в отношении диоксида углерода. Одним из основных направлений повышения эффективности ЭХГ и снижения себестоимости вырабатываемой электроэнергии является оптимизация состава электролитов топливных ячеек путем синтеза новых материалов. Традиционно протонные проводники со структурой перовскита ABO_3 получают путем катионного допирования сложного оксида, в ходе которого происходит частичное замещение четырехвалентного катиона B^{4+} трехвалентным редкоземельным металлом Re^{3+}. Такое замещение сопровождается образованием в решетке кислородных вакансий $V^{\cdot\cdot}$. Однако искажение решетки, вызванное введением примесного катиона-допанта, отрицательно сказывается на проводимости материала.

В последние годы все чаще предлагается использовать радиационное модифицирование для направленного изменения свойств материалов [3 - 5]. В данной работе предлагается заменить процедуру катионного допирования радиационным модифицированием протонных проводников. Предполагается, что облучение цератa бария будет стимулировать образование кислородных вакансий и одновременное восстановление Ce^{4+} до Ce^{3+}, но при этом исключается возможность искажения кристаллической решетки.

Методика эксперимента

Образцы керамического цератa бария $BaCe_{1-x}Nd_xO_{3-x/2}$, допированного неодимом x=0.15, в виде пластинок размером 10×5×1 мм предварительно отжигали на воздухе при температуре 650°C в течение 7 часов. Облучение тяжелыми ионами проводили на ускорителе ДС-60 Института ядерной физики Республики Казахстан, г. Астана. В таблице 1 приведены характеристики облучения, а также пробеги ионов и повреждаемость, рассчитанные с использованием программы SRIM – 2013.

Проведены комплексные исследования структуры, рельефа поверхности и состояния газовых компонент в цератe бария. Рентгенофазовый анализ керамики был выполнен на дифрактометре X'PertPRO. Морфология и химический состав локальных фрагментов заданных участков поверхности изучены с применением сканирующей зондовой микроскопии (NT-MDT) и растрового электронного микроскопа – микроанализатора JEOL JSM-6490. Исследования форм локализации протонов, кислорода и углеродных примесей в цератe бария выполнены методами термодесорбционной (радиочастотный спектрометр МХ-7304) и инфракрасной спектроскопии (ИК Фурье-спектрометр IA-Prestije – 21).

Таблица 1. Энергия ионов, пробеги и концентрация вакансий

Высокие энергии				Низкие энергии			
Тип иона	Энергия [МэВ]	Пробег [мкм]	Вакансий/ион	Тип иона	Энергия [кэВ]	Пробег [мкм]	Вакансий/ион
O	28	13.0	1740	O	40	0.080	243
Ne	35	12.7	2700	Ne	40	0.065	320
Ar	70	13.2	8100	Ar	100	0.080	800
Kr	147	15.3	31000	Kr	260	0.108	2500

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

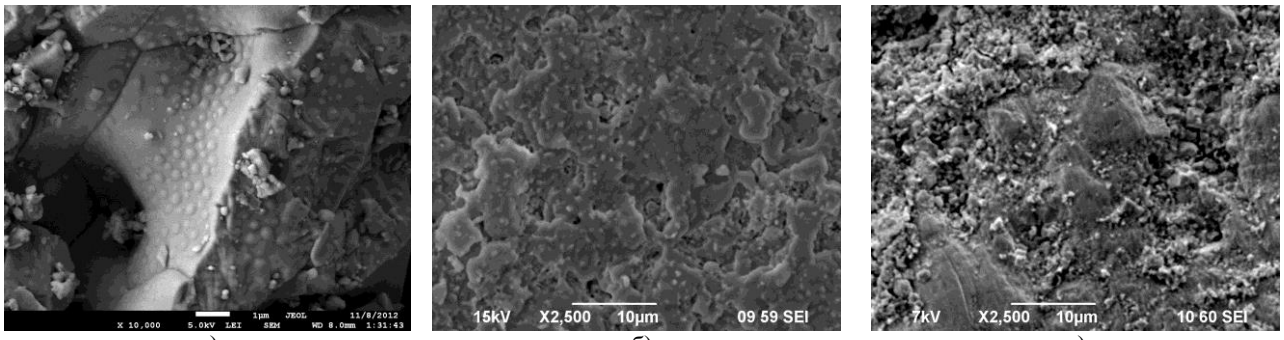
Экспериментально установлено, что изменения структуры и свойств допированного цератa бария зависят от типа и энергии ионов. Рентгенофазовый анализ показал, что структура цератa бария сохраняет перовскитный тип после облучения низкоэнергетическими ионами. В случае облучения ионами высоких энергий обнаружена аморфизация кристаллической решетки цератa, и появление примесных включений, причем аморфизацию наблюдали как на облученной поверхности, так и на обратной стороне керамики, что позволило сделать вывод об эффекте дальнодействия. Подобные результаты, подтверждающие изменения свойств протонного проводника на глубинах, превышающих глубину пробега ионов аргона, были отмечены в работе [6] при облучении ионами аргона с энергией 10 кэВ цератa бария, допированного иттрием.

На рисунке 1 представлены электронно-микроскопические снимки поверхности цератa бария, необлученного и облученного ионами Ne и Ar низких энергий.

Как следует из рисунка, облучение цератa бария тяжелыми ионами оказывает существенное влияние на состояние его поверхности, которое также, как и структура цератa, зависит от энергии ионов. На поверхности облученной керамики наблюдается блистеринг и формирование структур, напоминающих начальные стадии роста сферолитов (рисунок 1, а, б), тогда как на необлученной поверхности (рисунок 1, в) такие эффекты не обнаружены.

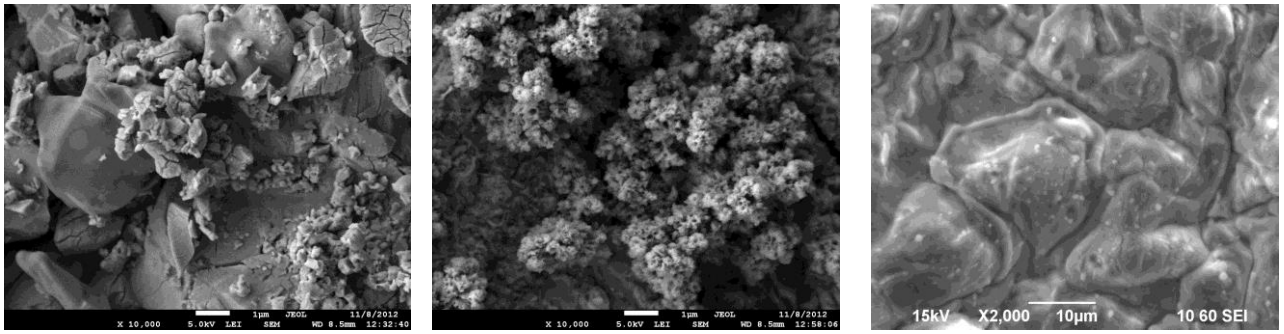
В случае облучения цератa бария ионами инертных газов высоких энергий наблюдались изменения, обусловленные, по-видимому, твердофазными структурными превращениями на поверхности (рисунок 2), и в ряду Ne, Ar, Kr поверхность цератa напоминала стадии роста сферолитов – зарождение (а), рост (вид цветной капусты) (б), образование сферолитовой корки (в).

Данные, полученные методом сканирующей атомно-силовой микроскопии (АСМ), хорошо согласуются с результатами растровой электронной микроскопии и также свидетельствуют о твердофазных структурных превращениях на поверхности цератов при облучении их высокоэнергетическими ионами инертных газов и об отсутствии таковых при облучении ионами кислорода. На рисунке 3 представлен АСМ снимок поверхности цератa бария, после облучения высокоэнергетическими ионами криптона. Как было отмечено выше, на цератe бария, облученном ионами криптона, поверхность представляла собой сферолитовую корку. По данным АСМ рельеф облученной поверхности также выглядит «сглаженным», тогда как обратная, необлученная сторона керамики имеет бугристый вид и характеризуется большим разбросом высоты рельефа. Следует отметить, что после облучения высокоэнергетическими ионами кислорода такие изменения поверхности не наблюдались.



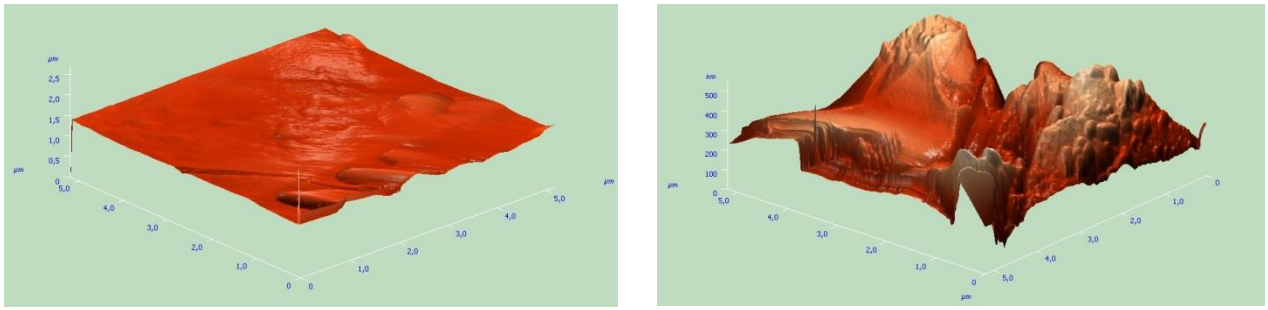
а) б) в)

Рисунок 1. Электронно-микроскопические снимки поверхности цератa бария, необлученного и облученного низкоэнергетическими ионами: а – Ne, б – Ar, в – необлученный образец ($D = 10^{16}$ см$^{-2}$)



а) б) в)

Рисунок 2. Электронно-микроскопические снимки поверхности цератa бария, облученного ионами инертных газов высокой энергии: а – Ne, б – Ar, в – Kr ($D = 10^{16}$ см$^{-2}$)



а) б)

Рисунок 3. АСМ снимок цератa бария после облучения ионами Kr (E = 147 МэВ; Ft = 10^{16} ион/см^2): а – облученная поверхность, б – обратная сторона

Выявленное различие в формировании структуры поверхности цератов при их облучении высокоэнергетическими ионами инертных газов и кислорода, вероятно, связано с различием их растворимостей. Предполагается, что в первом случае имеет место пересыщение данного материала дефектами решетки посредством их стабилизации ионами инертных газов с образованием комплексов «инертный газ – вакансии». Данные комплексы обладают высокой стабильностью, вследствие низкой растворимости инертных газов в материалах. Подтверждением этому служит отсутствие выделения инертных газов из образцов вплоть до 1000°С в экспериментах по термодесорбции. В случае облучения цератa высокоэнергетическими ионами кислорода при повышенных температурах равновесная концентрация дефектов должна быть значительно ниже. Действительно, растворимость кислорода в цератe значительно выше, чем у инертных газов, и при облучении при повышенных температурах кислород может покидать материал в результате его диффузии к поверхности и последующей десорбции. При этом стабилизации дефектной структуры не происходит, и значительная часть дефектов, образованных при облучении, отжигается в ходе облучения.

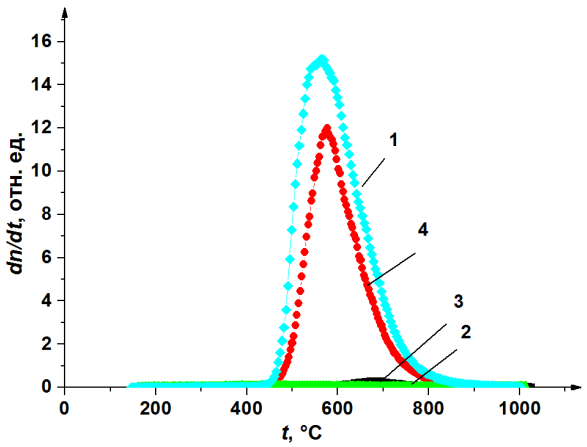


Рисунок 4. Спектры выхода кислорода из цератa бария после облучения высокоэнергетическими ионами: 1 – необлученный образец, 2 – облученный ионами Ne, 3 – Ar, 4 – Kr (D=10^{16}см$^{-2}$)

Исследования процессов термодесорбции газов из допированного цератa бария выявили зависимость этих процессов от типа и энергии ионов. На рисунке 4 показано, что при облучении высокоэнергетическими ионами неона выхода кислорода из исследуемых материалов не наблюдалось (рисунок 4, кривая 2). Однако с ростом энергии и массы ионов наблюдали увеличение количества десорбированного кислорода, при этом его количество во всех случаях было меньше, чем из исходного цератa.

Ранее нами было показано [7], что выход кислорода наблюдается только из цератa, допированного неодимом, и не наблюдается из цератa, допированного Sm, Gd или Y. В работе [8], сделано заключение, что Nd в этих соединениях может проявлять смешанную валентность +3 и +4, а с ростом температуры происходит его восстановление до состояния Nd^{+3}. Очевидно, что восстановление Nd^{+4} должно сопровождаться выделением кислорода в температурной области восстановления, что и наблюдается в экспериментах по термодесорбции.

Таким образом, количество вышедшего кислорода из образца пропорционально количеству в нем четырехвалентного неодима. Поскольку облучение цератa ионами инертных газов высоких энергий приводит к снижению выделения кислорода, можно предположить, что облучение снижает долю неодима с валентностью +4 за счет образования дополнительных кислородных вакансий, доступных для внедрения гидроксильных групп. В случае облучения ионами неона и аргона данный процесс может быть описан уравнениями 1- 3 с использованием индексов Крегера-Винка [9].

$$O_o^x \rightarrow V_o^{\bullet\bullet} + 1/2 O_2 \uparrow + 2\bar{e} \quad (1)$$

$$\bar{e} + Nd^{4+} \rightarrow Nd^{3+} \quad (2)$$

$$2Nd^{3+} + O_o^x + V_o^{\bullet\bullet} + H_2O \rightarrow 2Nd^{3+} + 2(OH_o^{\bullet}) \quad (3)$$

Под действием ионов происходит образование кислородных вакансий и выход молекулярного кислорода из решетки. Данный процесс сопровождается образованием свободных электронов, которые рекомбинируют с Nd^{4+} с образованием Nd^{3+}. Образо-

вавшиеся кислородные вакансии при контакте с атмосферным воздухом заполняются гидроксильными группами, что обуславливает дополнительный выход молекул воды в термодесорбционном эксперименте. В случае облучения ионами криптона высокие энергии ионов вызывают, вероятно, повышение температуры церата бария, что в свою очередь приводит к снижению скорости образования радиационных дефектов (кислородных вакансий) по сравнению со скоростью их генерации. Поэтому концентрация Nd^{4+}, а соответственно и концентрация десорбированного кислорода, меняется незначительно по сравнению с исходной керамикой.

На рисунке 5 представлены спектры выделения молекул воды из церата бария, облученного высокоэнергетическими ионами. Видно, что в данном случае наблюдалась противоположная по сравнению с выходом кислорода картина, т.е., количество десорбированной воды на облученном церате уменьшалось с ростом энергии и массы ионов, но во всех случаях было больше, чем на необлученном образце.

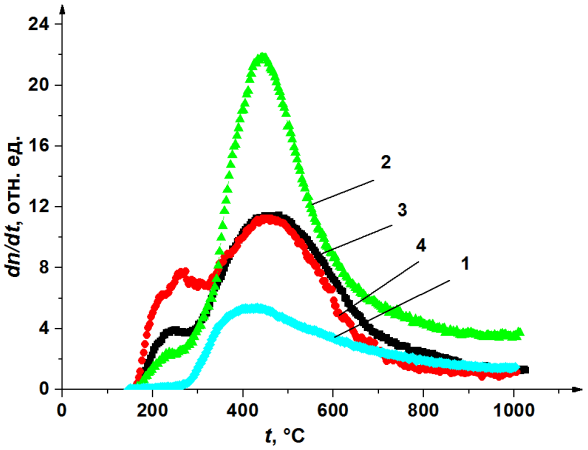


Рисунок 5. Спектры выхода воды из церата бария после облучения высокоэнергетическими ионами: 1 – необлученный образец, 2 – облученный ионами Ne, 3 – Ar, 4 – Kr ($D=10^{16}см^{-2}$)

Высокоэнергетические ионы инертных газов вызывают также существенные изменения в спектрах выделения диоксида углерода. Из рисунка 6 следует, что в ТД спектрах необлученного церата бария наблюдается низкотемпературный пик ~300°C, (рисунок 6, кривая 1), обусловленный десорбцией физически сорбированного CO_2, и высокотемпературный пик (~800°C), связанный с разложением термостойких карбонатных структур монодентетного типа. После облучения прежде всего отмечается увеличение почти в 1,5 раза по сравнению с необлученным цератом общего количества десобированного CO_2, а также изменяется и вид спектра. Так, в результате облучения высокоэнергетическими ионами низкотемпературное (~300°C) плечо выделения CO_2 практически исчезает, и, наряду с максимумом ~800°C, появляется дополнительный интенсивный пик выделения CO_2 при температуре около 600°C, что свидетельствует о трансформации монодентатной карбонатной структуры в менее термостойкую бидентатную форму.

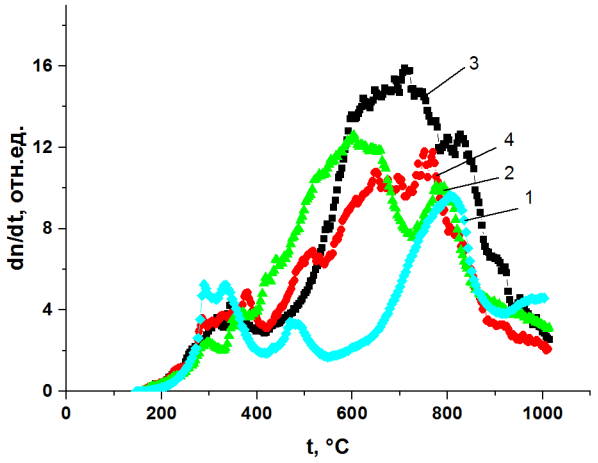


Рисунок 6. Спектры выхода диоксида углерода из допированного церата бария, облученного ионами высоких энергий: 1 – необлученный образец; 2 – после облучения ионами Ne; 3 – Ar; 4 – Kr; ($D = 10^{16}см^{-2}$)

ИК-спектроскопические исследования церата, облученного высокоэнергетическими ионами инертных газов, также, как и данные ТДС, подтверждают увеличение содержания диоксида углерода и воды в керамике, о чем свидетельствует рост интенсивности полос поглощения валентных колебаний ОН-групп ν 3445 $см^{-1}$ и полос поглощения деформационных колебаний δ 1455, 1590 $см^{-1}$ ОН-групп, как показано на рисунке 7. Интенсивность полос поглощения увеличивается с ростом энергии ионов.

На рисунке 8 представлены спектры выхода кислорода (а) и воды (б) из церата бария, облученного низкоэнергетическими ионами. Как видно из рисунка 8, облучение церата бария низкоэнергетическими ионами инертных газов сопровождается значительным ростом количества десорбированного кислорода и одновременным уменьшением количества десорбированной воды. Причем данный эффект практически не зависит от массы и энергии иона. Предполагается, что низкоэнергетическое облучение стимулирует дефектообразование преимущественно в электронной подсистеме.

Что касается диоксида углерода, то низкоэнергетическое облучение ионами инертных газов способствует очистке поверхности от слабосвязанных карбонатных соединений, о чем свидетельствует уменьшение интенсивности максимума скорости выделения CO_2 в низкотемпературной области, а также практически полное исчезновение из спектра ИК поглощения полосы 1382 $см^{-1}$. В то же время в высокотемпературном диапазоне ТД спектра диоксида углерода сохраняется максимум при температуре 800°C, обусловленный разложением монодентатных карбонатных структур.

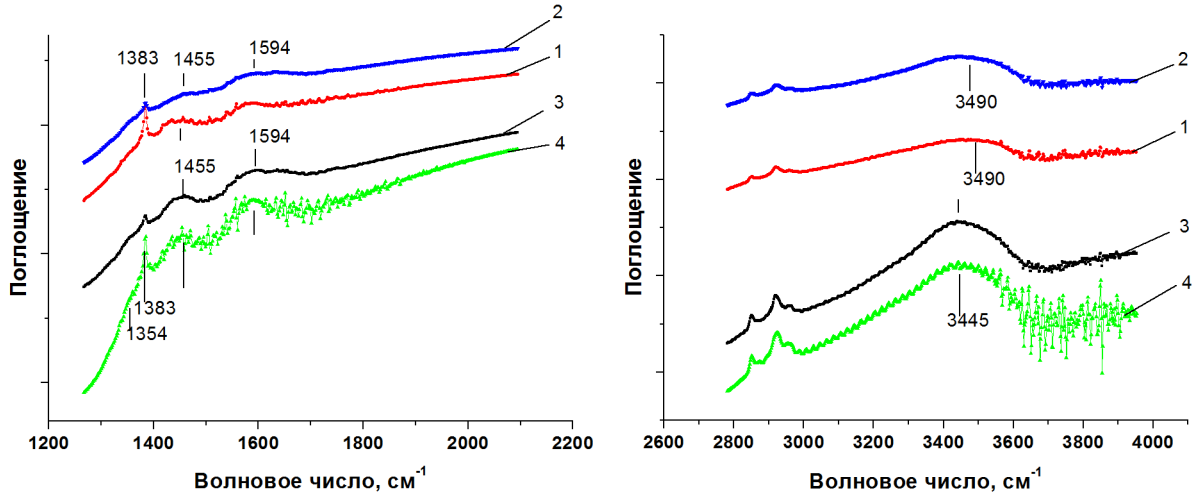
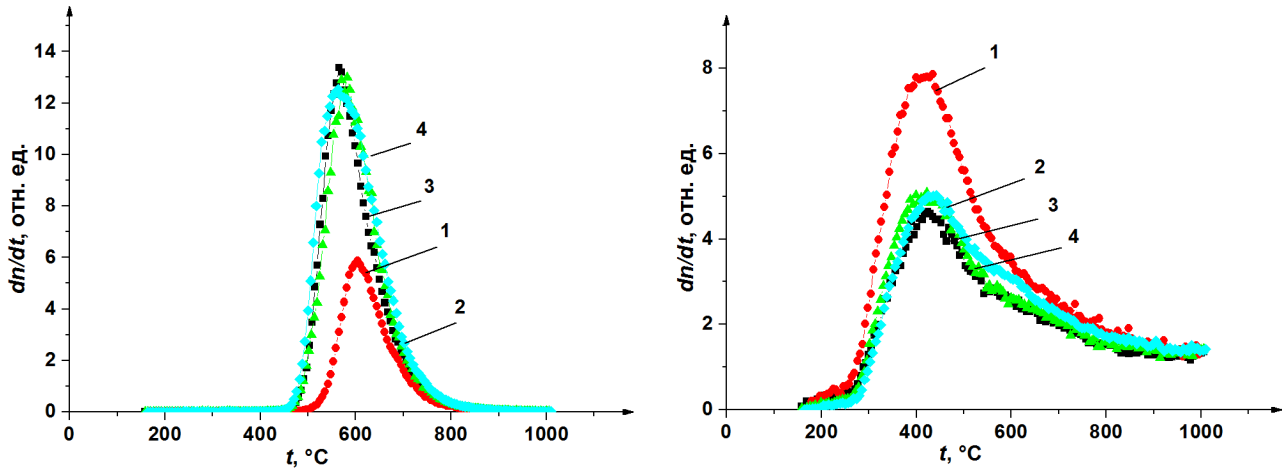


Рисунок 7. ИК спектры поглощения допированного цератa бария, облученного ионами Ne, Ar, Kr высоких энергий: 1 – необлученный образец; 2 – после облучения ионами Ne; 3 – Ar; 4 – Kr (D = 10^{16}см$^{-2}$)



а) б)

Рисунок 8. Спектры выхода кислорода (а) и воды (б) из цератa бария, облученного низкоэнергетическими ионами: 1 – необлученный образец; 2 – после облучения ионами Ne; 3 – Ar; 4 – Kr (D = 10^{16}см$^{-2}$)

Облучение цератa бария ионами кислорода в зависимости от энергии ионов приводило к уменьшению выхода, как кислорода, так и молекул воды в случае ионов высоких энергий и к незначительному увеличению выхода после низкоэнергетического облучения. Такое различие во влиянии типа иона на термодесорбцию обусловлено, как было отмечено ранее, высокой растворимостью и химической активностью кислорода, а также особенностями дефектообразования при облучении кислородом по сравнению с инертными газами. В общем случае количество молекул воды и кислорода, наблюдаемых в ТД спектрах цератa бария, является результатом их выхода из всего объема образца в данной температурной области. Принимая во внимание, что пробеги ионов в данном материале (см. таблицу 1) во много раз меньше толщины исследуемого образца (1 мм), отмеченные особенности процессов десорбции кислорода и воды могут быть объяснены тем, что цераты при облучении претерпевают изменения до расстояний, во много раз превышающих пробеги ионов. Этот факт, наряду с изменением цвета облученной керамики по всей глубине образцов, может служить подтверждением существования обнаруженного нами ранее эффекта “дальнодействия”.

Заключение

Проведены комплексные исследования влияния облучения ионами инертных газов (Ne, Ar, Kr) и кислорода различных энергий на структуру, рельеф поверхности и состояние газовых компонент допированного цератa бария. Показано, что высокоэнергетические ионы инертных газов вызывают существенные изменения поверхности цератa и способствуют образованию сферолитов. Отмечается особое влияние неодима, как катиона-допанта с переменной валентностью, на кислородную стехиометрию цератa бария и концентрацию интеркалированных протонов. Сделан вывод о том, что при выборе материа-

ла электролита для топливных ячеек необходимо принимать во внимание особенности свойств, как самого оксида, так и катиона допанта.

Работа выполнена при поддержке гранта №0609/ГФ-ОТ МОН РК.

ЛИТЕРАТУРА

1. Iwahara, H. High temperature fuel cell and steam electrolysis cells using proton conducting solid electrolytes / H. Iwahara, H. Uchida, N. Maeda // J. Power Sources. - 1982. - V. 7. - P.293-301.
2. Shober, T. Applications of oxidic high-temperature proton conductors / T. Shober // Solid State Ionics. - 2003. - Vol. 162-163. - P. 277-281.
3. Kim, J.-H. Effect of ion beam surface modification on proton conductivity of $BaCe_{0.9}$ $Y_{0.1}O_{3-y}$ / J.-H. Kim, B. Tsuchiya, S. Nagata, T. Shikama // Solid State Ionics. - 2008. - V. 179. - P. 1182-1186.
4. Khromushin, I.V. Modification of barium cerate by heavy ion irradiation / I.V. Khromushin, T.I. Aksenova, T. Tuseyev, K.K. Munasbaeva, Yu.V. Ermolaev, V.N/ Ermolaev, A.S. Seitov // Advance Materials Research. - 2013. - V.781-784. - P. 357-361.
5. Tsuchiya, B. Change in hydrogen absorption characteristic of $SrCe_{0.95}Yb_{0.05}O_{3-\delta}$ by electron beam modification / B. Tsuchiya, A. Morono, E.R. Hodgson, S. Nagata, T. Shikama // Solid State Ionics. - 2008. - V. 179. - P. 909-912.
6. Kim, J.-H. Effect of Ar^{+} irradiation on the electrical conductivity of $BaCe_{0.9}Y_{0.1}O_{3-\delta}$ / J.-H. Kim, H. Choib, T. Shikama // Applied Surface Science. - 2011. - V.257. - P. 8876-8882.
7. Хромушин, И.В. Влияние электронного облучения на церат бария, допированный Nd, Sm и Gd / И.В. Хромушин, Т.И. Аксенова, К.К. Мунасбаева, Т. Тусеев, Ю.В. Ермолаев, В.Н. Ермолаев, А.С. Сеитов // Тезисы докладов 9-ой Международной конференции «Ядерная и радиационная физика», Алматы, 2013. - с.36-37.
8. Oishi, M. Oxygen nonstoichiometry of perovskite-type oxides $BaCeMO_{3-y}$ (M= Y, Yb, Sm, Tb and Nd) / M. Oishi, K. Yashiro, J. Mizusaki, N. Kitamura, K. Amezawa, T. Kawada, Y. Uchimoto // Solid State Ionics. - 2008. - V. 179. - P. 529-535.
9. Крёгер, Ф. Химия несовершенных кристаллов / Ф. Крёгер // М.: Мир, 1960. - 305 с.

КЕРАМИКАЛЫҚ БАРИЙ ЦЕРАТЫ ҚҰРЫЛЫМЫНЫҢ ЖӘНЕ ҚАСИЕТТЕРІНІҢ РАДИАЦИЯЛЫҚ-ИНДУКЦИЯЛАҒАН ӨЗГЕРІСТЕРІ

[1)] Хромушин И.В., [1)] Аксенова Т.И., [1, 2)] Тусеев Т. , [1)] Мунасбаева К.К., [2)] Ермолаев Ю.В., [2)] Ермолаев В.Н., [2)] Сеитов А.С.

[1)] «Ядролық физика институты» РМК, Алматы, Қазақстан
[2)] Қ.И. Сәтбаев атындағы Қазақ ұлттық техникалық университеті, Алматы, Қазақстан

Неодим қосымшаланған және 650°С температурада ауада күйдірілген керамикалық барий цератының құрылымы мен қасиеттеріне әртүрлі энергиялы Ne, Ar, Kr және O ауыр иондарымен сәулелендірудің ықпалы зерттелді. Сәулелендіру әсерінен кейін протондардың оқшауланулarының және құрылымдарының өзгеру ерекшеліктері айқындалды. Неодимның валенттік күйі және оның барий цератының оттегі стехиометриясына және протондардың концентрациясына ықпалы талданады.

RADIATION-INDUCED MODIFICATION OF CERAMIC BARIUM CERATE STRUCTURE AND PROPERTIES

[1)] I.V. Khromushin, [1)] T.I. Aksenova, [1, 2)] T. Tuseyev, [1)] K.K. Munasbaeva, [2)] Yu.V. Ermolaev, [2)] V.N. Ermolaev, [2)] A.S. Seitov

[1)] RSE "Institute of Nuclear Physics", Almaty, Kazakhstan
[2)] Kazakh National Technical University named after K.I. Satpayev, Almaty, Kazakhstan

The results of study on possible radiation modification of perovskite-structured proton conductors aimed at improvement of its conductive properties and chemical stability are presented. The irradiation of doped barium cerate with inert gases ions (Ne, Ar, Kr) and oxygen of various energies is carried out. Complex studies of structures and properties of irradiated ceramics by methods of x-ray phase analysis, raster electron microscopy,atomic force microscopy, thermal desorption spectroscopy are conducted. The damage process peculiarities in barium cerate depending on ions' type and energy were detected.

УДК 533.9.01

ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПЫЛЕНИЯ ВОЛЬФРАМА ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ИОНАМИ ВОДОРОДА, ГЕЛИЯ И АРГОНА

Козырева М.С., Карпиков А.Н., Кислицин С.Б.

РГП «Институт ядерной физики», Алматы, Казахстан

В работе получены полуэмпирические зависимости коэффициента распыления вольфрама от энергии и угла падения ионов разных типов в диапазоне энергий 10-150 кэВ. Определены параметры, позволяющие распространить предложенный формализм в сторону значительно больших энергий.

Введение

Одним из основных узлов ТЯР является дивертор - специальное устройство в токамаке или термоядерном реакторе, служащее для приема и удаления потоков частиц и излучений с периферии плазменного шнура. Наиболее перспективным материалом облицовки дивертора в настоящее время считается вольфрам, обладающий комплексом уникальных физических свойств. Это высокая температура плавления, низкий коэффициент физического распыления, высокая теплопроводность, низкая активация, низкое накопление трития.

Облучение материалов покрытия первой стенки, пластин дивертора ТЯР потоками ионов из плазмы сопровождается процессом распыления – удалением от поверхности находящихся в непосредственной близости от нее атомов материала. Одной из основных характеристик распыления материала является коэффициент распыления, определяемый как среднее число атомов, удаленных с поверхности одним падающим ионом.

Коэффициент распыления зависит от многих параметров, важнейшими из которых являются тип и энергия налетающих ионов, угол падения ионного потока к облучаемой поверхности, температура, элементный состав и структура поверхности распыляемого материала.

Распыление конструкционных материалов в термоядерных установках оказывает сугубо отрицательное воздействие на их работоспособность. Как следствие, обращенные к плазме компоненты конструкционных материалов теряют свои эксплуатационные свойства и разрушаются. Кроме того, из-за загрязнения атомами распыленного материала ухудшаются рабочие характеристики термоядерной плазмы, что затрудняет управляемость процесса синтеза.

Поэтому изучение эффекта распыления материалов облицовки первой стенки, а также выбор на его основе конструкционных материалов, наименее подверженных распылению при взаимодействии с заряженными ускоренными частицами, является актуальной задачей радиационной физики твердого тела и радиационного материаловедения [1].

1. Зависимость коэффициента распыления облучаемых материалов от энергии ионов

Радиационная эрозия материала определяется суперпозицией трех процессов: химической эрозии, физического распыления и радиационно-усиленной сублимации.

Химическое распыление - особый вид распыления твердого тела химически активными ионами (атомами, молекулами, радикалами), при котором эмиссия вещества с поверхности осуществляется не только в результате физических процессов, но и вследствие образования летучих химических соединений, которые затем покидают поверхность. Химическая эрозия начинает играть большую роль в припороговой области энергий, а радиационно-усиленная сублимация (установлена не для всех материалов) проявляется лишь при температурах, близких к температуре плавления.

Определяющий вклад в радиационную эрозию в условиях ТЯР вносит физическое распыление [2]. Физическое распыление происходит за счет непосредственной передачи кинетической энергии (импульса) при столкновении налетающей частицы с атомом облучаемого материала. Таким образом, происходит развитие каскада атом-атомных соударений, при котором атомы мишени могут смещаться в различных направлениях, в том числе и противоположном потоку облучения. В результате часть атомов из объема материала перемещается на границу и, обладая достаточной энергией, способна покинуть его. Этот процесс характеризуется коэффициентом распыления, который определяется как среднее число выбитых с поверхности атомов вещества одной частицей, т.е. коэффициент распыления соответствует вероятности выбивания атома вещества в одном акте взаимодействия частицы с поверхностью.

Коэффициент распыления зависит от многих параметров, важнейшими из которых являются тип и энергия налетающих ионов, угол падения ионного потока к облучаемой поверхности, температура и элементный состав поверхности.

В общем виде коэффициент распыления можно представить в виде полуэмпирического соотношения

$$S(E_0) = S^*(E_0) g\left(\frac{E_{th}}{E_0}\right), \quad (1)$$

где E_0 – энергия частиц; S^* - представляет общее поведение распыления в регионе высоких энергий, где пороговые эффекты незначительны; $g(E_{th}/E_0)$ - функция, описывающая уменьшение коэффициента распыления вблизи пороговой энергии E_{th} – энергии, ниже которой распыление не возможно.

$$S^*(E_0) = \frac{0.042}{U_0} \alpha S_n(E_0) \quad (2)$$

Uo - энергия связи поверхностных атомов в мишени (в качестве которой обычно используется энергия сублимации E_{sb}), и S_n - ядерное торможение. Параметр α энергетически независим и является функцией отношения масс налетающей частицы и мишени M_1 и M_2 соответственно. Ядерная тормозная способность может быть представлена универсальной функцией приведенной энергии ε в форме

$$S_n(E_0) = 4\pi a Z_1 Z_2 e^2 \frac{M_1}{M_1+M_2} s_n(\varepsilon); \quad (3)$$

$$\varepsilon = \varepsilon_L E_0; \quad (4)$$

$$\varepsilon_L = \frac{M_2}{M_1+M_2} \frac{\mathrm{a}}{Z_1 Z_2 e^2}; \quad (5)$$

$$a = \frac{0.885 a_0}{(Z_1^{\frac{2}{3}}+Z_2^{\frac{2}{3}})^{1/2}}. \quad (6)$$

Здесь a_0 – радиус Бора для водорода (5.2918×10^{-11} м); Z_1 и Z_2 – атомные номера частиц и мишени, e – элементарный заряд (1.6021910^{-19} Кл).

Множитель s_n зависит только от приведенной энергии ε, таким образом, выражение для коэффициента распыления представляет универсальную функцию для всех комбинаций мишени налетающей частицы. Согласно [3], $s_n(\varepsilon)$ можно представить в следующей форме:

$$s_n(\varepsilon) = \frac{C\varepsilon^{\frac{1}{2}} \ln(\varepsilon+2.718)}{1+A_1\varepsilon^{\frac{1}{2}}+A_2\varepsilon+A_3\varepsilon^{\frac{3}{2}}}, \quad (7)$$

а входящее в (1) выражение для $g(E_{th}/E_0)$ взять в виде

$$g\left(\frac{E_{th}}{E_0}\right) = \left[1-\left(\frac{E_{th}}{E_0}\right)^{\frac{2}{3}}\right]\left[1-\frac{E_{th}}{E_0}\right]^2 \quad (8)$$

где

$$E_{th} = \frac{U_0}{\gamma(1-\gamma)}, \quad (9)$$

а

$$\gamma = \frac{4M_1M_2}{(M_1+M_2)^2} \quad (10)$$

Таким образом,

$$S(\varepsilon) = \frac{0.042}{U_0} a\, 4\pi \frac{0.885 a_0}{\left(Z_1^{\frac{2}{3}}+Z_2^{\frac{2}{3}}\right)^{\frac{1}{2}}} Z_1 Z_2 e^2 \frac{M_1}{M_1+M_2} \times$$

$$\times \frac{C\varepsilon^{1/2} ln(\varepsilon+2.718)}{1+A_1\varepsilon^{1/2}+A_2\varepsilon+A_3\varepsilon^{3/2}}\left[1-\left[\frac{\varepsilon_{th}}{\varepsilon}\right]^{2/3}\right]\left[1-\frac{\varepsilon_{th}}{\varepsilon}\right]^2. \quad (11)$$

или

$$S(E_0) = \frac{14.81a}{U_0} \frac{Z_1 Z_2}{\left(Z_1^{\frac{2}{3}}+Z_2^{\frac{2}{3}}\right)^{\frac{1}{2}}} \frac{M_1}{M_1+M_2} \times$$

$$\times \frac{\varepsilon^{\frac{1}{2}} ln(\varepsilon+2.718)}{3+2.0596\varepsilon^{\frac{1}{2}}+1.5667\varepsilon+8.3248\varepsilon^{\frac{3}{2}}} \times \quad (12)$$

$$\times \left[1-\left(\frac{E_{th}}{E_0}\right)^{\frac{2}{3}}\right]\left[1-\frac{E_{th}}{E_0}\right]^2.$$

Используя более точный Kr-C потенциал межатомного взаимодействия в виде

$$s_n^{KrC}(\varepsilon) = \frac{0.5 \ln(1+1.2288\varepsilon)}{\varepsilon+0.1728\sqrt{\varepsilon}+0.008\varepsilon+A_3\varepsilon^{0.1504}}, \quad (13)$$

Бериш и др. [4] получили аналогичное выражение для коэффициента распыления:

$$S(E_0) = Q\, s_n^{KrC}(\varepsilon) \frac{\left(\frac{E_0}{E_{th}}-1\right)^{\mu}}{\lambda+\left(\frac{E_0}{E_{th}}-1\right)^{\mu}} \quad (14)$$

Входящие в выражения (11) – (14) константы C, A_1, A_2, A_3 λ, Q и μ специфичны для каждой комбинации ион – мишень и находятся путем аппроксимации доступных экспериментальных данных по распылению. Необходимо отметить, что в настоящее время наряду с экспериментальными данными для этих целей все более широко привлекаются данные, полученные путем компьютерного моделирования каскадов атомных соударений и сопровождающего их процесса распыления. В рассматриваемом случае распыления вольфрама протонами, α-частицами и ионами аргона в интервале энергий 10 – 150 кэВ доминирующим процессом является физическое распыление, и $S(E_0) \sim s(E_0)$.

2. Зависимость коэффициента распыления облучаемых материалов от угла падения ионного потока

Теория каскадных процессов распыления позволяет получить зависимость коэффициента распыления от угла облучения α (угол между нормалью к поверхности мишени и направлением пучка частиц) в виде:

$$S(\alpha) \approx S(\alpha = 0) \times cos^{-\nu}\alpha, \quad (15)$$

где $S(\alpha = 0)$ - коэффициент распыления при нормальном падении пучка частиц; ν – показатель степени, причем величина ν порядка или более единицы для различных случаев облучения.

В области значений $\alpha = 70 \div 80^o$ коэффициент распыления достигает максимального значения а затем убывает из-за возрастающей роли ионов, отраженных от поверхности мишени.

Анализ экспериментальных данных и учет особенностей развития каскадов смещений при больших углах облучения дает более точное соотношение между $S(0<\alpha<90^o)$ и $S_0(\alpha=0)$:

$$\frac{S(E_0,\alpha)}{S(E_0,0)} = \left\{cos\left[\left(\frac{\alpha}{\alpha^*}\frac{\pi}{2}\right)^c\right]\right\}^{-f} \times$$
$$\times\, exp\left(b\left\{1 - 1/cos\left[\left(\frac{\alpha}{\alpha^*}\frac{\pi}{2}\right)^c\right]\right\}\right), \qquad (16)$$

где

$$\alpha^* = \pi - arccos\sqrt{\frac{1}{1+E_0/E_{sp}}} \geq \frac{\pi}{2}. \qquad (17)$$

Параметр α^* отражает тот факт, что угол падения 90° не может быть достигнут, поскольку налетающая частица и атомы мишени имеют энергию связи E_{sp} (что моделирует химическую связь). $E_{sp} = E_{sb}$ для бомбардировки мишени собственными ионами, $E_{sp} = 1\ eV$ принимается для водородных изотопов и азота, $E_{sp} = 0$ для инертных газов. Однако это обстоятельство важно только при низких энергиях и в случае облучения собственными ионами. Если $E_{sp} = 0$, α^* становится равным π/2, и формула (16) близка к формуле (15) за исключением параметра *c*. При $E_{sp} > 0$ налетающая частица испытывает ускорение и преломление (уменьшение угла падения). Угол α_m, при котором угловая зависимость достигает своего максимума, определяется как

$$\alpha_m = \frac{2}{\pi}\alpha^*[arccos(b/f)]^{1/c}. \qquad (18)$$

3. Результаты и обсуждение

Коэффициенты распыления рассчитывались путем компьютерного моделирования методом Монте-Карло каскадов атомных смещений с использованием программного пакета SRIM, основанного на модели парных соударений.

В качестве входных параметров в нем используются тип ионов и величина их энергии (в диапазоне 10 эВ – 2 ГэВ) характеристики облучаемого материала, содержащего один или несколько слоев. С помощью SRIM можно получать трехмерное распределение ионов в твердом теле, определять глубину проникновения ионов, их распространение вдоль и перпендикулярно направлению первоначального движения, исследовать каскады атомных смещений в мишени, включая концентрации вакансий и смещенных атомов, величину распыления, отражения, ионизации и др.

Значение поверхностной энергии связи, существенно влияющее на величину коэффициента распыления, было взято равным энергии сублимации W. При моделировании развитие каскада соударений рассматривается как случайный процесс, поэтому конечный результат зависит от числа испытаний (смоделированных каскадов) N. С увеличением N возрастает точность результата, но увеличивается время расчетов. Поэтому для выбора оптимального значения был проведен ряд тестовых просчетов при различных N, в итоге выбрано N = 10000 (среднее отклонение от результатов при N=100000 не превышало 12%). Хотя основной вклад в развитие атомных каскадов, приводящих к распылению, вносят приповерхностные слои материала, наиболее достоверные результаты получаются при рассмотрении всей области, охватываемой каскадами. В рассматриваемом интервале энергий ионов 10 – 150 кэВ ее глубина X (расстояние от поверхности) изменялась от ~ 1500 до 8000 Å для H^+, от 1000 до 5000 Å для ионов He и от ~ 200 до 1500 Å для аргона.

В результате проведенных расчетов были получены зависимости коэффициентов распыления поверхности вольфрама от энергии ионов водорода, гелия и аргона. Выбор вида аппроксимации полученных результатов имеет некоторую неопределенность и зависит от предполагаемого вида потенциала ядерного взаимодействия. Анализ полученных в настоящей работе результатов позволил установить общий характер зависимости в виде

$$\lg S(E_0) = (a\,(\lg E_0)^2 + b\,\lg E_0 + c)/(\lg E_0 + d), \qquad (19)$$

где *a*, *b*, *c* и *d* – константы, различные для разных случаев облучения. Результаты моделирующих расчетов и их аппроксимации соотношением вида (19) представлены на рисунке 1. Параметры фитирования приведены в таблице 1.

Таблица 1. Параметры фитирования зависимости коэффициента распыления вольфрама от энергии ионов согласно (19)

	a	***b***	***c***	***d***
H^+	-3.007	20.06	-48.29	3.367
He^+	-1.103	7.185	-13.57	-1.615
Ar^+	-0.877	8.441	-17.78	-0.6793

Более крупные и тяжелые ионы аргона имеют большее сечение взаимодействия с атомами мишени, тормозятся быстрее и слабее отклоняются от первоначального направления полета, чем протоны и α-частицы. Легкие ионы водорода и гелия с малым сечением взаимодействия проникают гораздо дальше вглубь мишени, причем даже высокоэнергетичные могут достигать расстояний ~X без значительных энергетических потерь. Многократно отражаясь от атомов, они могут резко менять направление своего движения и инициировать каскады атомных соударений практически с любой глубины. Направление ионных потоков во всех случаях было выбрано нормальным к поверхности облучаемого образца, шероховатость поверхности не учитывалась. Поскольку для всех типов ионов максимальное значение коэффициента распыления находится в исследованном энергетическом интервале, дальнейшее повышение энергии приводит лишь к его монотонному понижению и становится пренебрежимо малым по сравнению с рассмотренными значениями. Поэтому предложенный формализм может быть использован для описания физического распыления в значительно большем интервале энергий.

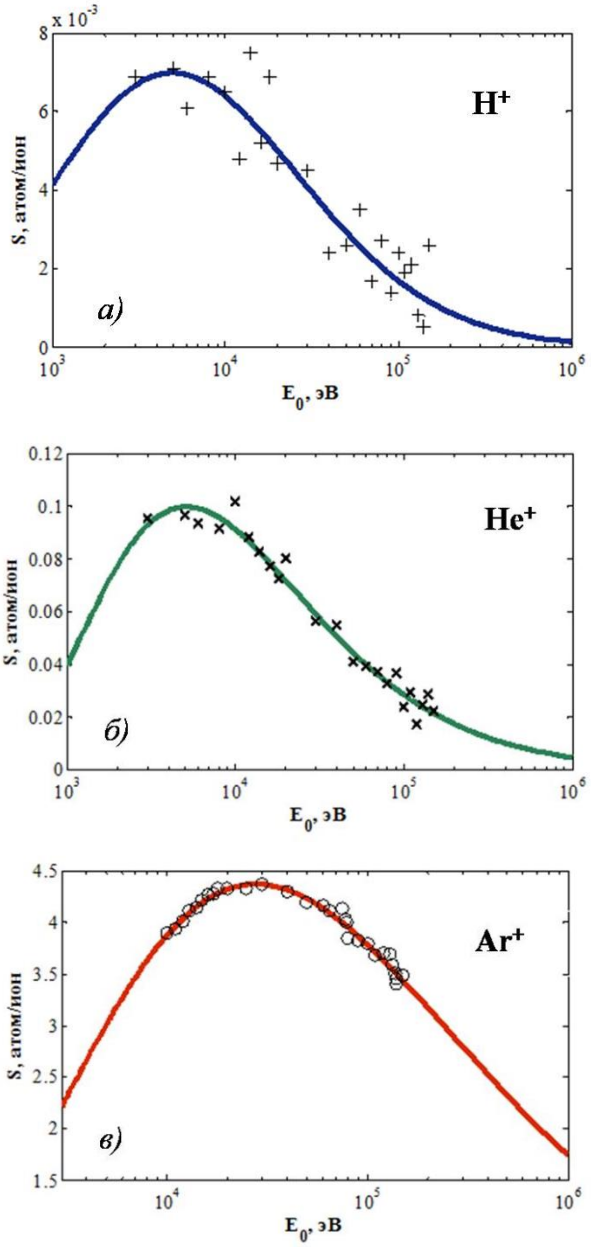


Рисунок 1. Зависимости коэффициента распыления вольфрама от энергии E_0 ионов водорода (а), гелия (б) и аргона (в). Точками обозначены результаты моделирования, линиями – результаты расчетов согласно аппроксимационной формуле (19)

Для большинства значений углов падения (α = 0 – 80°) характерно увеличение коэффициента распыления с ростом α. Поэтому для этого интервала применима формула (15). Результаты моделирующих расчетов в сопоставлении с аппроксимацией видом (15) для случая облучения поверхности вольфрама протонами приведены на рисунке 2.

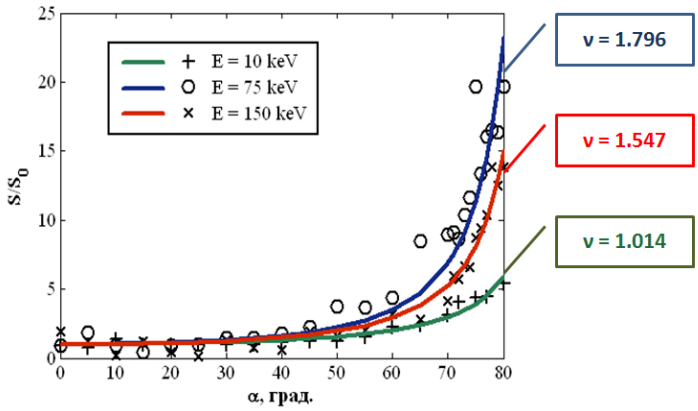


Рисунок 2. Зависимости коэффициента распыления вольфрама от угла падения ионов H^+ относительно нормали к поверхности мишени. Точками изображены результаты модельных расчетов, линиями – их аппроксимации по формуле (15)

Однако более точной является аппроксимация результатов компьютерного моделирования соотношением (16). Хотя она в отличие от (15) содержит три параметра, но охватывает весь возможный интервал углов падения ионов. Параметры фитирования для вольфрама, распыляемого ионами H^+, He^+ и Ar^+ при разных энергиях представлены в таблице 2.

Результаты расчетов угловой зависимости отношения коэффициента распыления вольфрама к коэффициенту распыления при нормальном падении ионов с различными энергиями представлены на рисунке 3. Точками изображены значения, полученные моделированием с использованием программы SRIM, линиями – рассчитанные согласно (16).

Необходимо отметить, что знание закономерностей зависимости коэффициента распыления от угла падения потока ионов важно для построения математической модели распыления, учитывающей шероховатость поверхности.

Таблица 2. Параметры фитирования угловой зависимости коэффициента распыления вольфрама при различных энергиях согласно (16).

	H^+			He^+			Ar^+		
E_0, кэВ	***c***	***f***	***b***	***c***	***f***	***b***	***c***	***f***	***b***
10	0.9269	1.478	0.1718	0.9226	1.391	0.1921	0.7763	1.71	0.6062
75	0.9625	2.14	0.1234	0.9499	1.824	0.1475	0.8573	1.845	0.4199
150	0.9835	1.782	0.07008	0.9743	1.697	0.08929	0.8899	1.927	0.3734

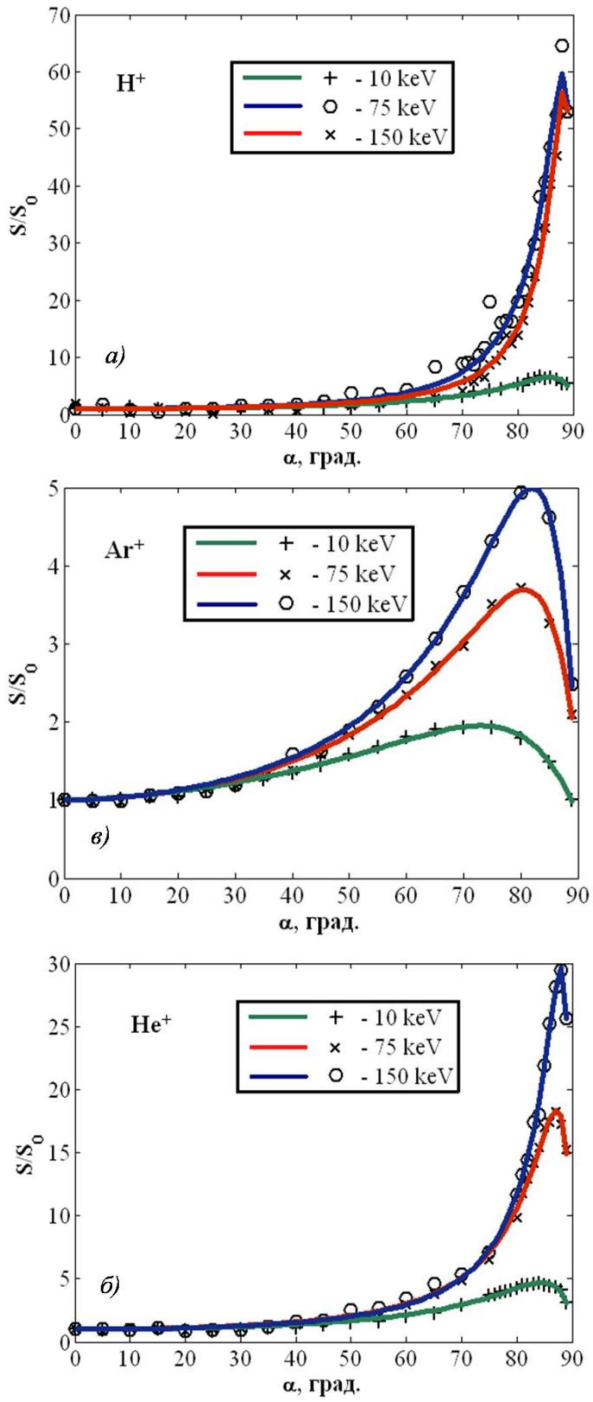


Рисунок 3. Зависимости коэффициента распыления вольфрама от угла падения ионов водорода (а), гелия (б) и аргона (в) относительно нормали к поверхности мишени

Заключение

На основании проведенной работы и полученных в ней результатов можно сделать следующие выводы:

1. Определена функциональная зависимость коэффициентов распыления вольфрама от энергии ионов в интервале 10 – 150 кэВ при облучении поверхности протонами, альфа-частицами и ионами аргона; также определены параметры, позволяющие распространить предложенный формализм в сторону значительно больших энергий.

2. Рассчитана зависимость коэффициентов распыления вольфрама от угла падения ионов H^+, He^+ и Ar^+ относительно нормали к поверхности облучения. Определены параметры ν, c, f и b, позволяющие представить ее в виде $S(\alpha) = S_0 cos^{-\nu}\alpha$ для основного интервала углов (0 - 80°) и $S(\alpha) = S_0\{cos[(\alpha)^c]\}^{-f} exp(b\{1 - 1/cos[(\alpha)^c]\})$ для всего интервала углов падения. Расчеты выполнены для энергий ионов 10, 75 и 150 кэВ. Изучение закономерностей поведения коэффициента распыления в зависимости от угла падения потока ионов важно для построения математической модели распыления, учитывающей шероховатость поверхности.

Литература

1. Распыление твердых тел ионной бомбардировкой: Физическое распыление одноэлементных твердых тел. Пер. с англ. / Под ред. Р.Бериша. – М.: Мир, 1984. – 336 с.
2. An Evaluated Data Base for Sputtering / E.W. Thomas, R.K. Janev, J. Botero [et al].– Vienna: IAEA, 1993. – 48 p.
3. Particle Induced Erosion of Be, C and W in Fusion Plasmas. Par t B: Physical Sputtering and Radiation-Enhanced Sublimation. / W. Eckstein, J. A. Stephens, R. E. H. Clark [et al]. – Vienna: IAEA, 2001. – 196 p.
4. Sputtering by Particle Bombardment. Experiments and Computer Calculations from Threshold to MeV Energies / R. Behrisch, W. Eckstein. – Berlin: Springer,. 2007. - 470 p. - ISBN 987-3-540-44500-5.

СУТЕГІ, ГЕЛИЙ ЖӘНЕ АРГОН ИОНДАРЫМЕН СӘУЛЕЛЕНДІРУДЕГІ ВОЛЬФРАМНЫҢ ТОЗАҢДАНУЫН ТЕОРИЯЛЫҚ ЗЕРТТЕУ

Козырева М.С., Карпиков А.Н., Кислицин С.Б.

«Ядролық физика институты» РМК, Алматы, Қазақстан

Жұмыста вольфрамның тозаңдану коэффициентінің әртүрлі типтегі иондардың 10-150 кэВ энергия ауқымында энергия мен түсу бұрышына жартылай эмприкалық тәуелділігі алынды. Ұсынылған формализмді едәуір үлкен энергияларда қолдануға мүмкіндік беретін параметрлер анықталды.

THEORETICAL STUDY OF TUNGSTEN SPUTTERING UNDER IRRADIATION WITH HYDROGEN, HELIUM AND ARGON IONS

M.S. Kozyreva, A.N. Karpikov, S.B. Kislitsin

RSE "Institute of Nuclear Physics", Almaty, Kazakhstan

This study showed semi-empirical dependencies of tungsten sputtering factor from the energy and incidence angle of the ions of various types within the energy range of 10-150 keV. The parameters allowing to distribute the proposed formalism to significantly high energies have been determined.

УДК 539.21:539.12.04:669.3

МЕХАНИЧЕСКО-ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ γ→α'-ПЕРЕХОДА И ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т, ОБЛУЧЕННОЙ НЕЙТРОНАМИ

Мережко М.С., Максимкин О.П., Мережко Д.А.

РГП «Институт ядерной физики», Алматы, Казахстан

Выявлены закономерности образования и накопления мартенситной α'-фазы и исследована роль γ→α'-превращения в развитии локального пластического течения в облученной нейтронами (10^{23} н/см^2) аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н10Т. Определены механические и энергетические характеристики, а также «истинные» критические напряжения и деформации зарождения мартенситной α'-фазы и стационарной шейки в стальных образцах деформированных растяжением при 20°С.

ВВЕДЕНИЕ

Выбор перспективных конструкционных материалов для элементов активной зоны ядерных реакторов на быстрых нейтронах основывается в большинстве случаев на сравнении их механических свойств, которые значительно изменяются под воздействием таких факторов, как напряжения, агрессивные среды, градиенты температур и реакторное облучение. Согласно литературным данным, воздействие нейтронов на деформационную способность конструкционных аустенитных сталей и сплавов в области температур испытания 20-300°С приводит к значительному снижению пластичности, (низкотемпературному радиационному охрупчиванию) и увеличению прочности материала (радиационному упрочнению) [1].

При этом важную роль в процессе формоизменения облученных материалов играет локализация деформации. Так в работе [2] показано, что для некоторых аустенитных сталей, используемых в качестве конструкционных материалов атомных реакторов, «истинное» напряжение образования макроскопической шейки практически не зависит от облучения и лежит в области 950-1050 МПа. При этом, предел текучести материала с ростом флюенса возрастает, а равномерная деформация уменьшается, и по достижению определенной дозы облучения (~15 сна для стали AISI 316LN) значения предела текучести становятся сопоставимыми с «истинными» напряжениями образования макроскопической шейки, вследствие чего материал сразу после начала растяжения деформируется локализовано, минуя стадию равномерной деформации [3].

Значительное влияние на параметры прочности и пластичности метастабильных аустенитных сталей оказывает протекающее в них при деформации мартенситное γ→α'-превращение. Оно заключается в том, что под действием напряжений в процессе пластической деформации ОЦК решетка аустенита трансформируется в ГЦК решетку α'-мартенсита. Образование более прочной по сравнению с аустенитом мартенситной фазы может привести к увеличению пластичности [4] и энергоемкости [5] материала. В качестве примера можно привести результаты экспериментов, в которых была зарегистрирована аномально высокая пластичность выскооблученной (55 сна) реакторной стали 12Х18Н10Т [6], вследствие появления в процессе растяжения «волны пластической деформации», которая объясняется оптимальным соотношением деформационного и дополнительного (за счет образующейся в ходе деформации мартенситной фазы), упрочения во фронте «волны».

К настоящему времени, влияние облучения на закономерности прямого γ→α'-превращения достаточно хорошо изучено как для зарубежных [7-9], так и для российских [10-12] аустенитных сталей. Однако, роль мартенситного γ→α'-превращения в развитии локального пластического течения в облученных аустенитных сталях пока освещена не в достаточной степени.

ИССЛЕДУЕМЫЙ МАТЕРИАЛ, МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали нержавеющую хромоникелевую сталь аустенитного класса 12Х18Н10Т (химический состав, вес. %: Fe – основа, Ni – 9,38, C – 0,07, Ti – 0,4, Cr – 18,86, Mn – 1,86, прочие элементы – менее 1; Ni_{eq}=24,47 (определен по формуле 1 [13]) — конструкционный материал для ядерных энергетических установок на быстрых нейтронах.

$$Ni_{eq} = \%Ni + 0{,}65\%Cr + 0{,}98\%Mo + \\ +1{,}05\%Mn + 0{,}35\%Si + 12{,}6\%C \qquad (1)$$

Для механических испытаний на одноосное растяжение использовали миниатюрные образцы в форме гантели с длиной рабочей поверхности 10 мм и диаметром 1,7 мм, которые были выточены из прутка диаметром 6 мм. Измерения габаритных размеров рабочей части используемых образцов проводили на цифровом микрометре «Sony» (Япония) и на инструментальном микроскопе «Carlzeiss Jena 43» (Австрия) с погрешностью ±1мкм.

После термообработки в вакууме (отжиг при 1050ºС, 30 минут), часть образцов была облучена в активной зоне исследовательского реактора ВВР-К (ИЯФ, Алматы) при температуре не выше 80°С до максимального флюенса нейтронов (Φt) – $1\cdot10^{23}$н/м^2.

Деформирование необлученных и облученных образцов производилось при комнатной температуре со скоростью растяжения 0,5 мм/мин на универсальной испытательной установке "Instron 1195" (Англия). Определяли такие характеристики прочности и пластичности материала, как условный предел текучести, σ_{02}; временное сопротивление разрушению (предел прочности), σ_B; относительное общее удлинение, $\delta_{полн}$; относительное равномерное удлинение, $\delta_{равн}$.

Для получения локальных «истинных» деформаций (ε) и напряжений (σ_{true}), применяли метод «цифровой маркерной экстензометрии» [14]. Специально разработанная для исследования процессов локального пластического течения [15] методика, заключается в регистрации формоизменения и взаимного перемещения маркеров, предварительно нанесенных на полированную поверхность образца. Представленные в данной работе «Истинные» кривые и рассчитанные из них энергетические характеристики соответствуют области наибольшего утонения (шейки) деформированного образца.

Помимо характеристик прочности и пластичности, определяли параметры, связанные с мартенситным превращением. Количество α′-мартенсита, образующегося при проведении деформационных испытаний метастабильной стали, фиксировалось в процессе каждого эксперимента феррозондом «FERITSCOPE MP30». Учет геометрии образца и переход от условных единиц ферромагнитной фазы к объемным процентам мартенситной α'-фазы выполняли по методу, описанному в [11]. Погрешность в определении объемного содержания α'-фазы принималась равной 20% от измеряемой величины.

Замеры ферромагнитной α′-фазы и фотосъемка образцов производились во время остановки испытательной машины, в результате чего была обеспечена синхронизация кривых накопления α′-мартенсита и «истинных» кривых пластической деформации. Ранее было показано [12], что кинетика мартенситного γ→α′-превращения на участке деформации до предела прочности в разных сечениях образца одинакова, что позволило в данной работе для изучения закономерностей мартенситного γ→α'-превращения ограничиться только той областью рабочей длины, в которой образовывалась и развивалась шейка.

Для того чтобы расширить представления о закономерностях пластического формоизменения материала, определяли плотность энергии деформации U интегрированием «истинной» кривой деформационного упрочнения [16], на ее различных участках:

$$U = \int \sigma d\varepsilon$$

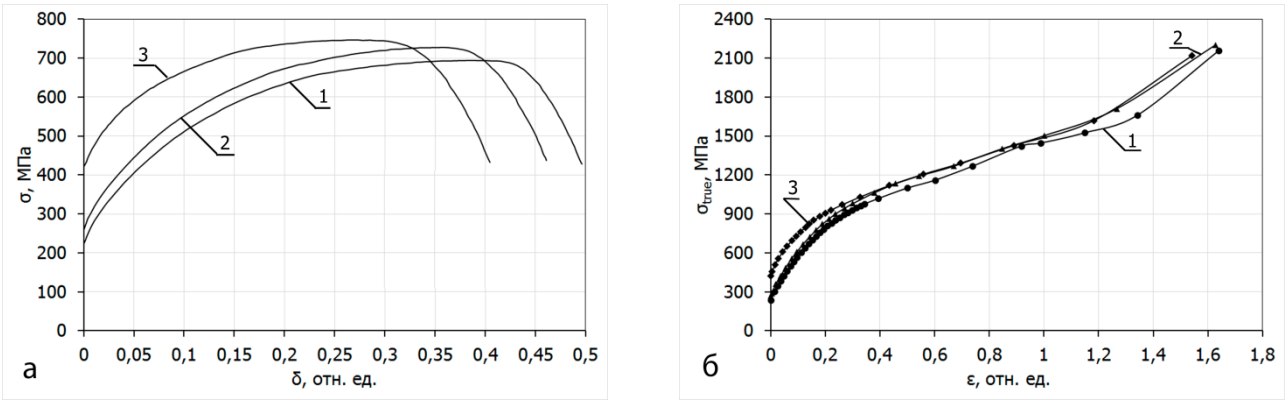
Определяли плотность энергии деформации в области равномерного, U_m, и сосредоточенного течения, U_{nf}, а также критическую плотность энергии W_c — фундаментальную характеристику сопротивления материала разрушению, не зависящую от условий нагружения [17].

Экспериментальные результаты

1. Механические характеристики

Инженерные диаграммы растяжения и «истинные» кривые пластического течения для стали 12Х18Н10Т необлученной и облученной нейтронами до различных флюенсов, представлены на рисунке 1, рассчитанные из них характеристики прочности и пластичности — в таблице 1.

На диаграммах растяжения (рисунок 1 *а*) стали 12Х18Н10Т отсутствует ярко выраженный предел текучести. Нагрузка, как функция степени деформации, монотонно возрастает на участке до предела прочности. Нержавеющая сталь 12Х18Н10Т имеет значительную склонность к упрочнению при деформации (отношение σ_B/σ_{02} достаточно велико) и характеризуется высокой пластичностью в необлученном состоянии.



1 — исходное состояние; 2 — после облучения флюенсом нейтронов $1\cdot10^{22}$; 3 – $1\cdot10^{23}$ н/м^2.

Рисунок 1. Инженерные диаграммы растяжения (а) и «истинные» кривые пластического течения (б) образцов стали 12Х18Н10Т

Таблица 1. Механические характеристики необлученной и облученной нейтронами до флюенса $1\cdot10^{23}$ н/м^2 стали 12Х18Н10Т

$Фt$, н/м^2	σ_{02}, МПа	σ_B, МПа	σ_B / σ_{02}, отн. ед.	$\delta_{равн}$, %	$\delta_{полн}$, %
0	240	705	2,9	40	52
$1\cdot10^{22}$	270	725	2,7	35	46
$1\cdot10^{23}$	435	750	1,7	27	40

В результате облучения с ростом интегральной дозы $Фt$ прочностные характеристики материала возрастают, причем наиболее значительно изменяется предел текучести. Данный факт связан с накоплением в структуре материала радиационных дефектов в виде кластеров и дислокационных петель, которые повышают напряжение начала движения и размножения дислокаций. С другой стороны, нейтронное облучение привело к снижению равномерной и полной деформации. Снижается также и отношение σ_B/σ_{02}, что говорит, об утере, исследуемой стали склонности к деформационному упрочнению с ростом флюенса облучения.

Из «истинных» кривых, изображенных на рисунке 1 *б*, видно, что в процессе растяжения, материал непрерывно упрочняется (отсутствует спад напряжений, характерный для инженерных диаграмм) вплоть до разрушения. При этом величины «истинных» локальных деформаций в шейке образца достигают значений, в 3 раза превышающих величины δ, найденные из инженерных диаграмм и составляют 150-170%. Величина ε хорошо коррелирует с результатами, полученными в работе [19].

2. Энергетические характеристики

Из инженерных диаграмм растяжения получены значения работы деформации до начала локализованного течения, $A_{равн}$, полной работы деформации до разрушения образца, A, а также рассчитанные из «истинных» диаграмм значения плотности энергии деформации стали 12Х18Н10Т в исходном состоянии и после нейтронного облучения (таблица 2).

Таблица 2. Энергетические характеристики необлученной и облученной нейтронами до флюенса $1\cdot10^{23}$ н/м^2 стали 12Х18Н10Т

$Фt$, н/м^2	$A_{равн}$, МДж/м^3	A, МДж/м^3	W_c, МДж/м^3	U_m, МДж/м^3	U_{nf}, МДж/м^3
0	234	316	2130	225	1905
$1\cdot10^{22}$	211	277	2190	205	1985
$1\cdot10^{23}$	178	257	2110	175	1935

Видно с увеличением флюенса величина работы деформации снижается, в связи с уменьшением пластичности облученного материала по сравнению с необлученным. При этом, большая часть величины A приходится на область равномерного пластического течения. Это связано с тем, что при расчете работы деформации используются инженерные диаграммы в которых не учитывается изменение площади поперечного сечения образца, и величина $\delta_{полн} - \delta_{равн}$ относительно мала.

Анализ значений энергии, поглощаемой материалом на различных стадиях деформации, показал, что плотность энергии деформации до предела прочности для необлученной стали 12Х18Н10Т составляет ~10% от W_c. Для облученной нержавеющей стали с ростом флюенса величина U_m / W_c уменьшается, достигая 8 % для $Фt$= $1\cdot10^{23}$н/м^2. Данный факт связан с тем, что при увеличении флюенса облучения материал постепенно утрачивает способность к равномерной деформации.

Значения предельной плотности энергии деформации (W_c) для стали 12Х18Н10Т остаются практически неизменными до флюенса $1\cdot10^{23}$ н/м^2 и составляют 2110-2190 МДж/м^3.

3. Параметры локализации деформации

Локализацию деформации рассматривают как процесс перехода равномерной пластической деформации к сосредоточенному течению материала, которое характеризуется появлением так называемой стационарной «шейки» – участка характеризующимся значительным утонением образца в месте будущего разрушения (см. фотографию на рисунке 2).

На рисунке 2 *б* показано распределение микротвердости по длине деформированного образца. Видно, что в шейке — месте наибольшего сужения образца — наблюдается резкое (~40%) увеличение значения микротвердости.

Ранее считалось, что начало локализованной деформации начинается по достижению предельной нагрузки — предела прочности. В «истинных» координатах значение предела прочности теряет смысл — материал непрерывно упрочняется вплоть до момента разрушения. В этой связи для определения «истинных» значений деформации (ε_{loc}) и напряжения (σ_{loc}), при которых наступает локализация деформации, использовался критерий Консидера [19]:

$$\frac{d\sigma_{true}}{d\varepsilon} \leq \sigma_{true}$$

Данный критерий имеет простой физический смысл: деформация становится неустойчивой, когда деформационное упрочнение перестает компенсировать рост напряжения вследствие уменьшения поперечного сечения растягиваемого образца [19].

Из таблицы 3 видно, что ε_{loc} при увеличении повреждающей дозы снижается с локальным максимумом при $1\cdot10^{22}$ н/м^2. «Истинное» напряжение, соответствующее началу локализованного течения, σ_{loc}, находится в диапазоне 950-1050 МПа для необлученной и облученной стали 12Х18Н10Т. Данный факт подтверждается литературными данными [2].

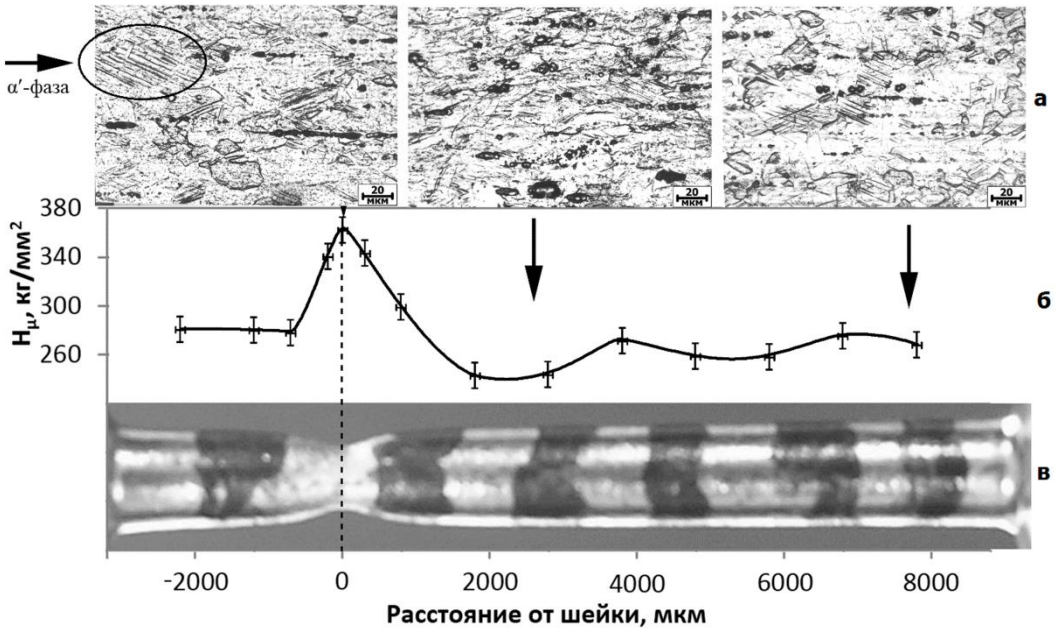


Рисунок 2. Микроструктура (а) и распределение микротвердости (б) по рабочей длине образца (в) стали 12Х18Н10Т, облученного до $1\cdot10^{23}$ н/м^2 деформированного до δ = 33%

Таблица 3. Критические характеристики локализации деформации необлученной и облученной нейтронами до флюенса $1\cdot10^{23}$ н/м^2 стали 12Х18Н10Т

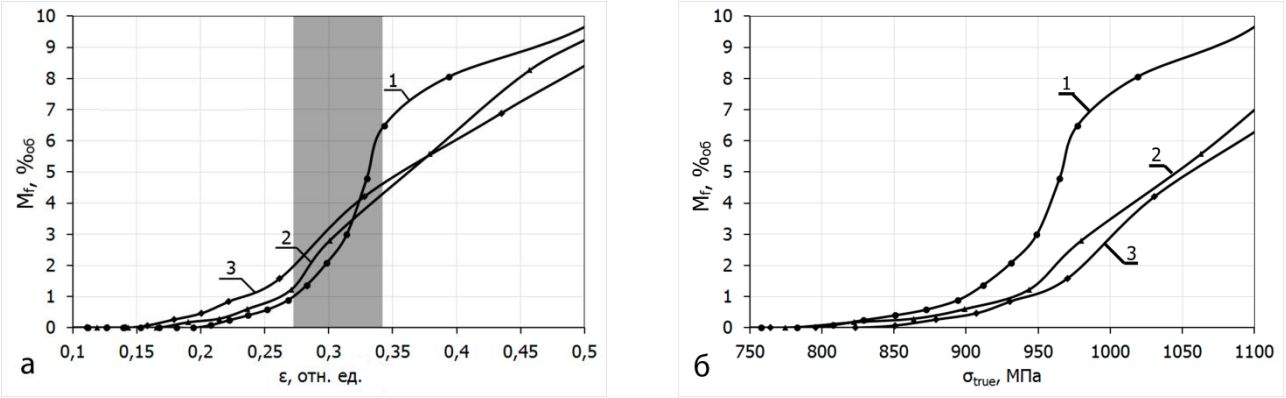
Φt, н/м^2	ε_{loc}, %	σ_{loc}, МПа	U_m, МДж/м^3
0	33	965	225
$1\cdot10^{22}$	35	1035	265
$1\cdot10^{23}$	26	970	200

4. Прямое мартенситное превращение

На рисунке 3 показаны кривые образования и накопления мартенситной α′-фазы в координатах «мартенситная α′-фаза, *Mf* — «истинное» напряжение, σ_{true}» и «мартенситная α′-фаза, *Mf* — «истинные» локальные деформации, ε».

Анализируя экспериментальные кривые, представленные на рисунке 3 *а*, можно видеть, что γ→α'-переход в облученной стали при растяжении начинается раньше по деформации, чем в необлученной. Однако в случае необлученной стали образование мартенситной фазы происходит более интенсивно. Замечено, что максимальная интенсивность отмечается в зоне перехода к локализованной деформации (рисунок 3 *а* затемненная область). При этом, на кривых «мартенситная α′-фаза, M_f — «истинные» локальные деформации, ε» наблюдается перегиб, после которого скорость прироста мартенситной фазы уменьшается.

Из рисунка 3 *б* видно, что облучение смещает кривые накопления мартенситной α'-фазы в сторону больших напряжений.



1 — исходное состояние; 2 — после облучения флюенсом нейтронов $1\cdot10^{22}$; 3 – $1\cdot10^{23}$ н/м^2.

Рисунок 3 — Кривые образования и накопления мартенситной α′-фазы в зависимости от «истинных» деформаций (а) и напряжения (б) при испытаниях на растяжение образцов необлученной и облученной стали 12Х18Н10Т

В настоящее время в научной литературе нет четкого метода для определения момента начала образования α'-фазы. Учитывая, что точность приборов, используемых для определения α'-фазы, варьируется в широких пределах, в данной работе было установлено, что «истинные» значения напряжения ($\sigma_{\gamma\alpha}$) и деформации ($\varepsilon_{\gamma\alpha}$), которые соответствуют образованию 0,2 об. % мартенситной фазы, являются величинами, соответствующими началу γ→α'-перехода.

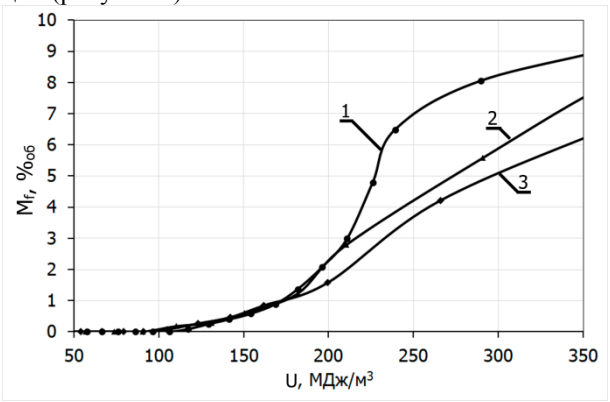
В таблице 4 приведены значения «истинной» деформации и «истинного» напряжения в момент возникновения мартенситной фазы в случае одноосного растяжения. Видно, что с ростом облучения уменьшается деформация, необходимая для начала γ→α'-превращения, но увеличиваются критические напряжения образования мартенситной α'-фазы.

Таблица 4. Значения критических деформаций, напряжений и плотности энергии деформации, необходимых для начала образования α′-фазы в необлученной и облученной нейтронами до флюенса $1\cdot10^{23}$ н/м^2 стали 12Х18Н10Т

Φt, н/м^2	$\varepsilon_{\gamma\alpha}$, %	$\sigma_{\gamma\alpha}$, МПа	$U_{\gamma\alpha}$, МДж/м^3
0	21,7	823	126
$1\cdot10^{22}$	19,5	830	114
$1\cdot10^{23}$	17,2	871	117

АНАЛИЗ ПОЛУЧЕННЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ

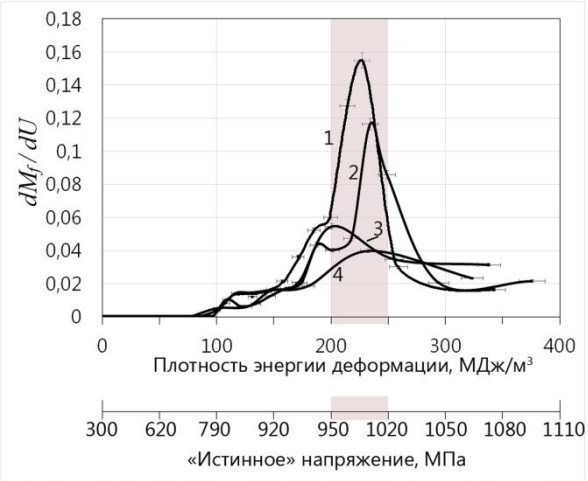
На рисунке 3 видно, что облучение смещает кривые γ→α'-перехода в область меньших деформаций. При этом, для образования мартенситной α'-фазы требуется несколько большее напряжение. Данное противоречие приводит к необходимости исследования кинетики мартенситного превращения от интегральной величины – плотности энергии деформации (рисунок 4).



1 — исходное состояние; 2 — после облучения до флюенса $1\cdot10^{22}$; 3 – $1\cdot10^{23}$ н/м^2.

Рисунок 4. Кривые образования и накопления мартенситной α′-фазы в зависимости от плотности энергии деформации при испытаниях на растяжение образцов необлученной и облученной стали 12Х18Н10Т

Из рисунка 4 видно, что в области равномерной деформации ход кривых накопления мартенситной фазы для необлученной и облученной стали совпадает. Это свидетельствует о том, что α'-фаза образуется пропорционально внесенной в образец энергии вне зависимости от флюенса облучения. Когда плотность энергии достигает значений U_m (см. таблицу 3) кривая претерпевает некоторый перегиб. Для более глубокого изучения процесса мартенситного γ→α'-превращения была рассчитана величина, описывающая изменение содержания ферромагнитной α'-фазы в значимости от плотности энергии деформации dM_f / dU и определены ее зависимости от плотности энергии деформации. Полученные результаты представлены на рисунке 5.



1 — исходное состояние; 2 — после облучения до флюенса $1\cdot10^{22}$; 3 – $1\cdot10^{23}$ н/м^2.

Рисунок 5. Зависимость величины dM_f / dU от плотности энергии деформации

Из рисунка 5 видно, что энергетическая зависимость интенсивности мартенситного превращения носит немонотонный характер. На кривых наблюдаются «ступеньки» и характерный пик, вершина которого приходится на диапазоны плотности энергии 190-250 МДж/м^3 (или значений «истинных» напряжений 950-1020 МПа), что как видно из таблицы 2 совпадает с моментом начала локализации пластического течения.

В работах [16, 20] показано, что плотность энергии деформации U состоит из энергии упругой деформации, энергии пластической деформации и энергии движения трещины. Однако для случая деформирования метастабильных нержавеющих сталей в выражение для плотности энергии деформации по мнению авторов должна входить также величины энергии, связанной с протеканием мартенситного γ→α'-превращения:

$$U = U_{\text{упр}} + U_{\text{пласт}} + U_{\text{трещ}} + U_{\gamma\to\alpha}$$

С позиции синергетики деформируемый образец можно рассматривать как открытую систему, осваивающую в процессе деформации подводимую извне

энергию. В таком случае процессы упругой и пластической деформации, трещинообразования и мартенситного γ→α'-превращения можно рассматривать как каналы освоения подводимой извне энергии.

В рамках данной работы не было возможности рассчитать величину $dM_f / dU_{\gamma\to\alpha}$. Однако, если взять за основу, что механизм мартенситного превращения не изменяется в процессе деформации, можно предположить, что кривая «$dM_f / dU_{\gamma\to\alpha}$ – U» будет носить монотонный характер вплоть до разрушения. В то же время на кривых, изображенных на рисунке 5 наблюдаются участки роста величины dM_f / dU, которые сменяются участками, где кривая практически не изменяется. Вероятно, это связано с перераспределением подводимой извне энергии между каналами ее освоения.

Известно, что на определенных стадиях пластическая деформация развивается в образце в виде последовательного перемещения по образцу очагов локализованной деформации – автоволн [21]. Следовательно, можно предположить, что участки роста величины dM_f / dU в диапазоне 100-200 МДж/м^3 свидетельствуют о наличии на исследуемом участке (в сечении будущей шейки) волны пластической деформации. С учетом того, что максимумы на кривых изображенных на рисунке 5 связаны с развитием в материале «шейки», можно сделать вывод, что участки роста величины dM_f / dU наблюдаются в моменты развития в исследуемом участке образца локализованного пластического течения (волны пластической деформации или процесса образования шейки).

Суммируя вышесказанное, можно предположить, что изменение величины dM_f / dU связано с перераспределением подводимой извне энергии между процессами пластической деформации и образованием мартенситной α'-фазы в моменты локализованного пластического течения.

Резкий спад величины dM_f / dU вероятно связан с тем, что она не может непрерывно увеличиваться. В момент, когда рост величины dM_f / dU замедляется, упрочнение за счет деформационного упрочнения и образующейся мартенситной фазы перестает компенсировать геометрическое разупрочнение, наступает локализация деформации и открываются новые каналы освоения энергии, в частности, мощный канал диссипации – трещинообразование.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В ходе выполнения данной работы получены следующие основные результаты и выводы:

– Выполнены механические испытания на растяжение необлученных и облученных образцов стали 12Х18Н10Т, в результате которых были определены механические, энергетические характеристики, а также параметры локализации деформации.

– Построены кинетические кривые мартенситного γ→α'-превращения. Показано, что в случае растяжения, в облучённом материале мартенситное превращение начинается раньше по шкале деформаций, но в то же время α'-фаза зарождается и накапливается при более высоких напряжениях.

– Процессы мартенситного γ→α' превращения и локализации деформации были исследованы с применением энергетического подхода. Показано, что мартенситная α'-фаза до начала развития шейки, образуется пропорционально вносимой в образец энергии вне зависимости от флюенса облучения.

– Введена величина «dM_f / dU» и проанализировано ее изменение в процессе пластической деформации. Показано, что изменение величины «dM_f / dU» связано с перераспределением подводимой извне энергии между процессами пластической деформации и образованием мартенситной α'-фазы в моменты локализованного пластического течения.

Работы, результаты которых представлены в статье, выполнены при финансовой поддержке Министерства образования и науки РК в рамках договора 0610/ГФ по программе Грантового финансирования научных исследований Г.2012.

ЛИТЕРАТУРА

1. Maloy, S. A. Comparison of fission neutron and proton/spallation neutron irradiation effects on the tensile behavior of type 316 and 304 stainless steel / S.A. Maloy [et al.] // Journal of Nuclear Materials. – 2003. – Vol. 318. – P. 283–291.
2. Byun, T. S. Plastic instability in polycrystalline metals after low temperature irradiation / T. S. Byun, K. Farrell // Acta Materialia. – 2004. – Vol. 52, № 6. – P. 1597–1608.
3. Byun, T.S. Dose dependence of true stress parameters in irradiated bcc, fcc, and hcp metals / T.S. Byun //Journal of Nuclear Materials – 2007. – Vol. 361. – P. 239–247.
4. Bressanelli, J.P. Effects Strain Rate temperature and Composition on Tensile Properties of Metastable Austenitic Stainless steels / J.P. Bressanelli, A. Moskowitz // Trans. ASM Quart. – 1966. - Vol. 59, № 1. – P. 223–239.
5. Токтогулова, Д. А. Предельная плотность энергии деформации реакторных материалов, облученных нейтронами / Д. А. Токтогулова, О. П. Максимкин, М. С. Мережко // Вестник НЯЦ РК. – 2011. – Т. 47, № 3 – С 67–71.
6. Gusev, M. N., Anomalously large deformation of 12Cr18Ni10Ti austenitic steel irradiated to 55 dpa at 310 °C in the BN-350 reactor / M. N. Gusev [et al.] // Fusion Reactor Materials Proceedings of the XIII International Conference on Fusion Reactor Materials. – 2009. – Vol. 386–388. – C. 273–276.
7. Hashimoto, N. Deformation-induced martensite formation and dislocation channeling in neutron-irradiated 316 stainless steel / N. Hashimoto, T. S. Byun // Journal of Nuclear Materials. – 2007. – Vol. 367-370. – P. 960–965.
8. Gussev, M. N. Description of strain hardening behavior in neutron-irradiated fcc metals / M. N. Gussev, T. S. Byun, J. T. Busby // Journal of Nuclear Materials. – 2012. – Vol. 427. – P. 62–68.

9. Karlsen, W. The effect of prior cold-work on the deformation behaviour of neutron irradiated AISI 304 austenitic stainless steel / W. Karlsen, S. Dyck // Journal of Nuclear Materials. – 2010. – Vol. 406, № 1. – P. 127–137.
10. Максимкин, О.П. Фазово-структурные процессы и их роль в упрочнении и охрупчивании облученных металлических материалов: автореф. дис… докт. физ.-мат .наук: 01.04.07 // Алматы. – 2001. – 46 с.
11. Максимкин, О.П. Параметры образования мартенситной α'-фазы при деформации нержавеющих сталей, облученных в реакторах ВВР-К и БН-350 / О. П. Максимкин, М. Н. Гусев, И.С. Осипов // Вестник НЯЦ РК. – 2007. – №3. – С. 12–17.
12. Мережко, М. С. Особенности деформации и фазово-структурных превращений, облученных нейтронами меди и стали 12Х18Н10Т в условиях сложно-напряженного состояния / М. С. Мережко [и др.] // Вестник НЯЦ РК. – 2010. – Т. 42, № 2. – С. 49–53.
13. Hirayama, T. Influence of Chemical Composition on Martensitic Transformation in Fe-Cr-Ni Stainless Steel / T. Hirayama M. Ogirima // J. Japan Inst. Metals. – 1970. – Vol. 34, No. 5. – P. 507-510.
14. Максимкин, О.П Деформационная экстензометрия при механических испытаниях высокорадиоактивных металлов и сплавов / О.П. Максимкин, М. Н. Гусев, И. С. Осипов // Вестник НЯЦ РК. – 2005. – №1. – С. 46-52.
15. Максимкин, О. П. Метод изучения локализации деформации в металлических материалах, облученных до высоких повреждающих доз / О. П. Максимкин, М. Н. Гусев, И. С. Осипов // Заводская лаборатория. – 2006. – Т. 72, № 11. – С. 52–55.
16. Gillemot, L. F. Criterion of crack initiation and spreading / L. F. Gillemot // Engineering Fracture Mechanics. – 1976. – Vol. 8. – P.239-253.
17. Миллер, К. Ползучесть и разрушение / К. Миллер. – М.: Металлургия, – 1986. – 119 с.
18. Kim, J.W. Analysis of tensile deformation and failure in austenitic stainless steels: Part I – Temperature dependence / J. W. Kim, T. S. Byun // Journal of Nuclear Materials. – 2010. – Vol. 396, № 1. – P. 1–9.
19. Малыгин Г. А., Анализ структурных факторов, определяющих образование шейки при растяжении металлов с ГЦК решеткой / Г. А. Малыгин // Физика твердого тела. – 2005. – Т. 47, № 2. – С. 236–241.
20. Иванова В.С. Механика и синергетика усталостного разрушения / В.С. Иванова // Физико-механическая механика материалов. – Киев: Наукова думка, 1986. – С. 62-68.
21. Зуев Л. Б. Физика макролокализации пластического течениия / Л. Б. Зуев, В. И. Данилов, С. А. Баранникова. – Новосибирск: Наука, 2008. – 328 с.

НЕЙТРОНДАРМЕН СӘУЛЕЛЕНДІРІЛГЕН, 12Х18Н10Т АУСТЕНИТТІ БОЛАТЫНДАҒЫ ДЕФОРМАЦИЯ ЖАЙЫЛТПАУШЫЛЫҒЫНЫҢ ЖӘНЕ γ→α-ТҮРЛЕНУІНІҢ МЕХАНИКО-ЭНЕРГЕТИКАЛЫҚ ПАРАМЕТРЛЕРІ

Мережко М.С., Максимкин О.П., Мережко Д.А.

«Ядролық физика институты» РМК, Алматы, Қазақстан

Нейтрондармен сәулелендірілген тотықпайтын аустенитті 12Х18Н10Т болатындағы (10^{23} н/см^2) жергілікті пластикалық ағымның дамуындағы γ→α'-түрленуінің қызметі зерттелді, сонымен қатар мартенситті α'-фазаның жинақталу және туындау заңдылықтары айқындалды. 20°С кезіндегі созылумен деформацияланған болатты үлгілердегі тұрақты мойыншаның, сондай-ақ мартенситті α'-фазаның пайда болу деформациясының және кернеулерінің «нақты» критикалық, механикалық және энергетикалық сипаттамалары анықталды.

MECHANICAL AND ENERGY PARAMETERS OF γ→α'-TRANSFORMATION AND LOCALIZATION OF DEFORMATION IN 12Cr18Ni10Ti AUSTENITIC STAINLESS STEEL IRRADIATED BY NEUTRONS

M.S. Merezhko, O.P. Maksimkin, D.A. Merezhko

RSE "Institute of Nuclear Physics", Almaty, Kazakhstan

The relationships for martensitic α'-phase formation and accumulation were detected. The role of γ→α' transformation in evolution of local plastic flow in 12Cr18Ni10Ti austenitic stainless steel irradiated by neutrons (10^{23} n/cm^2) was studied. Mechanical and energy characteristics as well as "real"critical stresses and deformations of martensitic α'-phase and stationary necking origination in steel samples damaged by tension under 20°C were determined.

УДК 621.039.572

РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ МОДЕЛЬНОЙ ТВС В ЭКСПЕРИМЕНТАХ С НАТРИЕМ НА РЕАКТОРЕ ИГР

Бекмагамбетова Б.Е., Витюк В.А., Иркимбеков Р.А., Пахниц А.В.

Филиал ‹‹Институт атомной энергии›› РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

Представлены результаты оптимизации диаграммы изменения мощности реактора ИГР в экспериментах по моделированию тяжелой аварии энергетического реактора. На основании уравнения теплового баланса разработана математическая модель для определения энергетических параметров модельной ТВС на различных этапах испытаний. Приведены результаты тепло-гидравлических расчетов в обоснование предлагаемого варианта диаграммы ИГР.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время на реакторе ИГР осуществляется подготовка экспериментов по исследованию поведения топлива энергетического реактора с натриевым теплоносителем в условиях тяжелой аварии с разрушением активной зоны, возникающей в результате следующих исходных событий:

– полное мгновенное прекращение расхода теплоносителя через активную зону в режиме работы реактора на номинальной мощности;

– резкий рост мощности в активной зоне реактора при номинальном или сниженном расходе теплоносителя.

Общим для моделирования таких ситуаций является требование по достижению на предварительном этапе испытаний установившегося режима теплообмена между ТВС и расходом теплоносителя. При этом температура натрия должна составлять 673 К на входе в ТВС и 823 К – на выходе. Это требование вытекает из необходимости моделирования режима работы энергетического реактора на номинальном уровне мощности перед возникновением аварийной ситуации.

Предполагается, что достижение требуемого теплового состояния испытательной секции на начальном этапе может быть реализовано за счет применения электрических нагревателей для разогрева испытательной секции и натрия до температуры 673 К и, затем, за счет ядерного нагрева ТВС на стационарном уровне мощности реактора до обеспечения требуемых установившихся режимов теплообмена в ТВС и теплоносителе с последующим моделированием переходного или аварийного режима. Расчетные оценки показывают, что при реализации ядерного нагрева на стационарном уровне мощности реактора ИГР для достижения установившегося режима теплообмена в объекте испытаний может быть затрачена значительная доля от общей интегральной мощности реактора [1],максимально составляющей 5200 МДж за пуск [2]. Данное обстоятельство ограничивает возможность моделирования последующих переходных или аварийных режимов. Поэтому в качестве альтернативного варианта предлагается реализовать ядерный нагрев ТВС до достижения установившегося режима теплообмена между ТВС и натрием в нестационарном импульсном режиме изменения мощности ИГР. В этом случае достижение требуемых условий установившегося режима теплообмена возможно с меньшим уровнем затрачиваемого энерговыделения реактора, что позволит увеличить оставшийся запас энерговыделения для реализации последующих переходных или аварийных режимов испытаний.

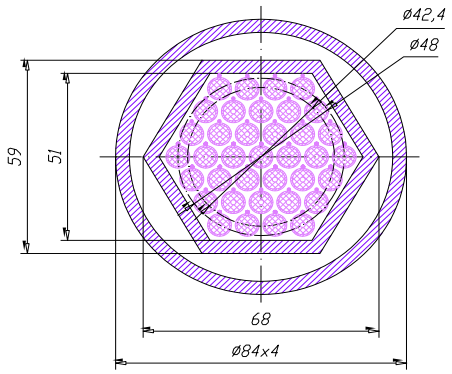
ПРЕДМЕТ ИССЛЕДОВАНИЙ

Предметом исследований является диаграмма изменения мощности реактора ИГР на этапе достижения стационарного режима теплообмена в объекте испытаний. Объектом испытаний является внутриреакторное экспериментальное устройство, в котором предполагается использовать два варианта конструкции ТВС, отличающихся типом топливных таблеток. В первом варианте применяются топливные таблетки типа БН-350, во втором – типа ВВЭР-1000 (рисунок 1) [3].

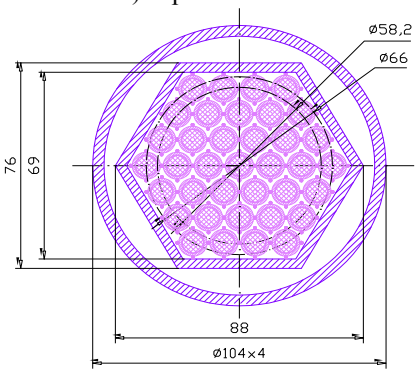
ТВС представляет собой сборку из 37 герметичных модельных твэлов, размещенных в шестигранном чехле. По высоте топливный столб разбит на зоны (деления и воспроизводства) с таблетками разного обогащения (таблица 1).

Таблица 1. Параметры твэла

Параметр	Вариант №1	Вариант №2
Топливо	UO_2	
Обогащение топлива по ^{235}U, %		
– зона деления	17	4,4
– зона воспроизводства	0,27	0,72
Наружный диаметр топливной таблетки, мм	5,9	7,55
Внутренний диаметр топливной таблетки (зона деления), мм	1,5	
Высота топливного столба, мм	850	
Высота нижней зоны воспроизводства, мм	~50	
Высота нижней зоны деления, мм	~250	
Высота верхней зоны воспроизводства,мм	~200	
Высота верхней зоны деления, мм	~350	
Материал оболочки	Х16Н15М3В	12Х18Н10Т
Диаметр оболочки (D1), мм	6,9×0,4	10×1



а) вариант №1



б) вариант №2

Рисунок 1. Варианты конструкции ТВС и испытательной секции

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ МОДЕЛИ

Энерговыделение в ТВС определялось по уравнению теплового баланса. Мощность, выделяемая твэлами, расходуется на поддержание теплового потока от твэла к теплоносителю и на разогрев самих твэлов и теплообмена с соседними участками, а также на тепло, отводимое теплоносителем из ТВС за время t, которое представлено в первом уравнении системы последним слагаемым.

$$\begin{cases} Q_{общ} = Q_{сборки} + \int_0^t W(t)dt; \\ Q_{сборки} = \sum_i Q_{топливо,\,i} + \sum_i Q_{зазор,\,i} + \sum_i Q_{оболочка,\,i} + \\ \qquad + \sum_i Q_{теплоноситель,\,i} + \sum_i Q_{чехол,\,i}; \\ Q_{j,\,i} = m_j \int_{T_0}^{T_i} C_{p\,j}(T)\,dT; \\ \int_0^t W(t)dt = G\int_0^t \left(\int_{T_0}^{T_{выход}(t)} C_p(T)\,dT \right) dt, \end{cases}$$

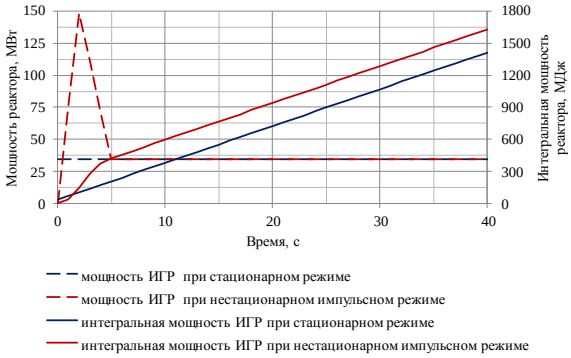
где Q_j – количество тепла, затраченное на j-тый материал i-го слоя, Дж; i – номер слоя по высоте; j – топливо, зазор, оболочка, теплоноситель, чехол; m_j – масса j-го материала, кг; $c_{p\,j}$ – теплоемкость j-го материала, Дж/(кг·К); T_0 – начальная температура, К; T_i – температура i-го слоя, К; G – расход теплоносителя, кг/с; t – время, с; $T_{выход}(t)$ – температура на выходе в зависимости от времени.

РАСЧЕТНЫЕ МОДЕЛИ И УСЛОВИЯ ПРОВЕДЕНИЯ РАСЧЁТОВ

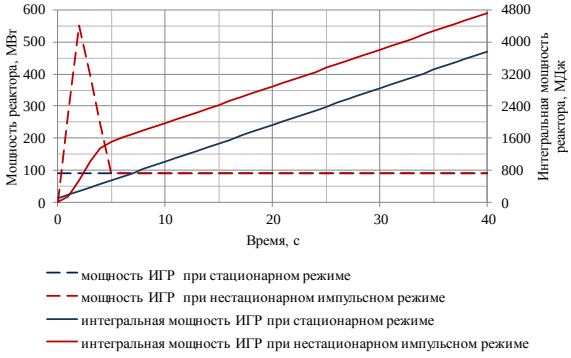
Расчет проводился в программе ANSYS CFD. Определение тепло-гидродинамических параметров модельной ТВС выполнялось с использованием трехмерной математической модели. Основываясь на условиях осевой симметрии устройства, для расчета был выбран сегмент 1/12 части испытательной секции ЭУ, включающий твэлы, сегмент тракта охлаждения и сегмент шестигранного чехла.

Мощность реактора, мощность ТВС и расход натрия приведены в таблице 2. В расчетах учитывался лучистый теплообмен в топливном зазоре и конвективный теплообмен ТВС с окружающей средой.

Для материала топливных таблеток задается объёмное энерговыделение, соответствующее заданной диаграмме изменения мощности реактора (рисунок 2).



а) вариант №1



б) вариант №2

Рисунок 2 – Диаграмма изменения мощности ИГР

В соответствии с математическим описанием на разогрев сборки ТВС необходимо затратить в варианте №1 – 2509,4 кДж, в варианте №2 – 6698,8 кДж. При импульсе длительностью 5 секунд количество теплоты, отводимое теплоносителем из ТВС, составит в варианте №1 – 624,2кДж, в варианте №2 – 708,1 кДж. Из этого следует, что интегральная мощность реактора должна составлять 441,8 МДж и

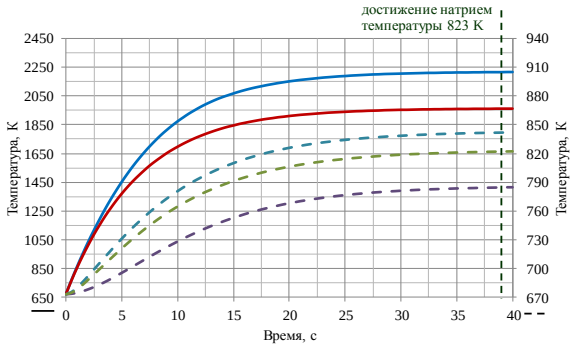
1611,9 МДж соответственно. При выборе треугольной диаграммы мощности с пиком на второй секунде пик мощности реактора будет равен в варианте №1 – 148,35 МВт, в варианте №2 – 550,8 МВт. Для стабилизации всех процессов теплообмена необходимо моделировать процесс еще некоторое время на постоянной мощности реактора.

Таблица 2. Параметры тепло-гидравлического расчета

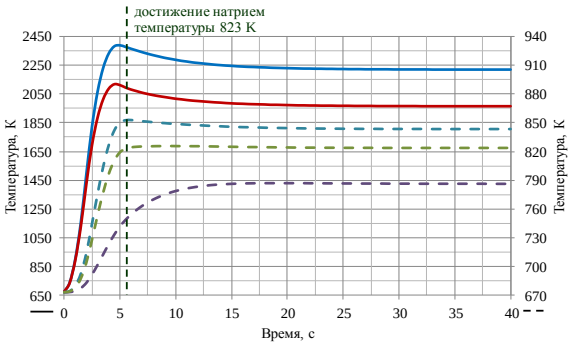
Параметр	Вариант №1	Вариант №2
Мощность реактора, МВт	34,5	91,8
Мощность ТВС, кВт	244,6	421,8
Соотношение мощности реактора ИГР к мощности ТВС	141	217,6
Расход натрия, кг/с	1,4	2,32

РЕЗУЛЬТАТЫ РАСЧЕТОВ ПО ОПРЕДЕЛЕНИЮ ТЕПЛО-ГИДРАВЛИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ

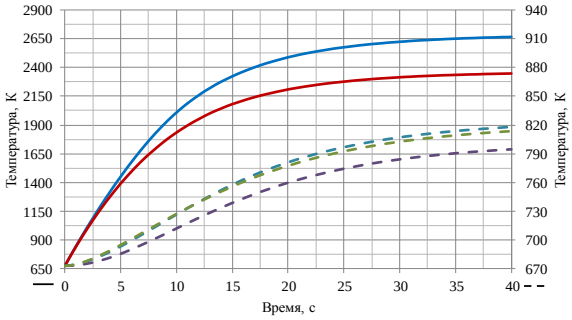
На рисунке 3 по основной оси показано изменение температуры в топливной таблетке на наружной и внутренней стенках (сплошные линии), по вспомогательной оси – изменение температуры оболочки для максимально нагруженного твэла и изменение температуры шестигранного кожуха ЭУ в верхней точке, на выходе натрия из ТВС (пунктирные линии). На рисунке 3 представлены результаты определения момента достижения равновесного теплового состояния ТВС и теплоносителя при реализации рассматриваемых вариантов диаграмм изменения мощности реактора.



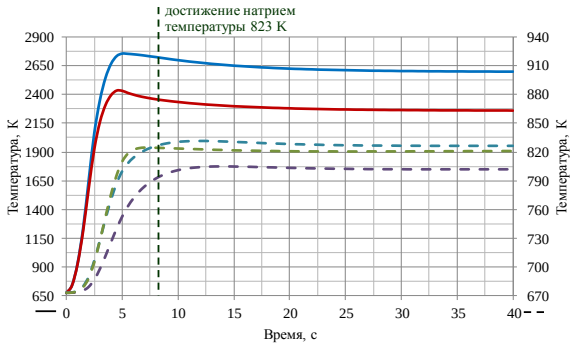
а) при стационарном режиме мощности ИГР для варианта № 1



б) при нестационарном импульсном режиме мощности ИГР для варианта № 1



в) при стационарном режиме мощности ИГР для варианта № 2



г) при нестационарном импульсном режиме мощности ИГР для варианта № 2

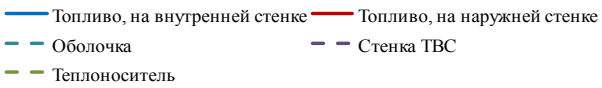
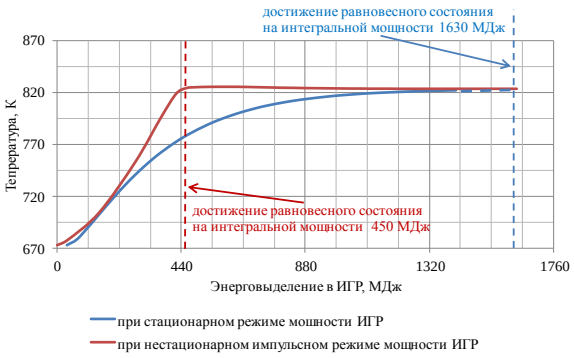
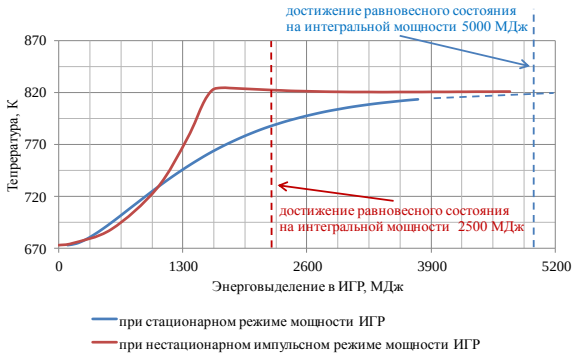


Рисунок 3. Изменение температуры элементов ТВС

На рисунке 4 показана зависимость изменения среднемассовой температуры натриевого теплоносителя на выходе из ТВС в зависимости от затраченной интегральной мощности. Результаты расчетов показывают, что при реализации нестационарного импульсного режима диаграммы мощности реактора установившийся режим теплообмена между ТВС и теплоносителем достигается при меньшем уровне интегрального энерговыделения в реакторе (приблизительно 72 % и 50 % от энерговыделения, затраченного при реализации стационарного режима изменения мощности, для вариантов №1 и №2 соответственно).



а) для варианта №1



б) для варианта №2

Рисунок 4. Изменение среднемассовой температуры натрия на выходе из ТВСк диаграмме мощности реактора

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате проведенных исследований осуществлен подбор оптимальной диаграммы изменения мощности реактора на этапе достижения установившегося режима теплообмена между ТВС и теплоносителем. Выполнен комплекс теплогидравлических расчетов по ее обоснованию. Показано, что при реализации нестационарного импульсного режима диаграммы мощности реактора установившийся режим теплообмена между ТВС и теплоносителем достигается при меньшем уровне интегрального энерговыделения. Запас энерговыделения реактора ИГР для реализации дальнейших переходных режимов испытаний составит в варианте №1 – 4750 МДж, а в варианте №2 – 2700 МДж, что достаточно для выполнения программы эксперимента по моделированию тяжелой аварии энергетического реактора.

ЛИТЕРАТУРА

1. Курчатов И.В. Импульсный графитовый реактор ИГР / И.В. Курчатов, С.М.Фейнберг, Н.А. Доллежаль // Атомная энергия. Москва 1964,– Т. 17, № 6,– с. 463 – 474.
2. Техническая справка: Определение тепло-гидродинамических параметров ТВС ЭУ SAIGA при выходе на установившийся режим и при работе реактора на стационарном уровне мощности. Уч. № 32ис. 16.08.13/15-02
3. Дементьев, Б.А. Ядерные энергетические реакторы: учебник для вузов / Б.А. Дементьев. – М. : Энергоатомиздат, 1984. – 280 с.
4. Чиркин, В. С. Теплофизические свойства материалов ядерной техники / В. С. Чиркин. – М.: Атомиздат, 1968. – 484 с.

ИГР РЕАКТОРЫНДА НАТРИМЕН ТӘЖІРИБЕЛЕРДЕ МОДЕЛЬДІ ЖШЖ ПАРАМЕТРЛАРЫН ЕСЕПТЕУ

Бекмагамбетова Б.Е., Витюк В.А., Иркимбеков Р.А., Пахниц А.В.

ҚР ҰЯО РМК «Атом энергиясы институты» филиалы, Курчатов, Қазақстан

Энергетикалық реактордың ауыр апаттарын модельдеу бойынша тәжірибелерде ИГР реакторы қуатының өзгеру диаграммасын оңтайландыру нәтижелері ұсынылды. Жылу баланс теңдеуінің негізінде сынаудың түрлі кезеңдерінде модельді ЖШЖ энергетикалық параметрларын анықтау үшін математикалық модель жетілдірілді. ИГР диаграммасының ұсынылған нұсқасын негіздеуде жылу–гидравликалық есептерінің нәтижелері келтірілді.

CALCULATION OF PARAMETERS OF THE SIMULATIVE FA IN EXPERIMENTS WITH SODIUM AT THE IGR REACTOR

B.E. Bekmagambetova, V.A. Vityuk, R.A. Irkimbekov, A.V. Pahnits

Branch "Institute of Atomic Energy" RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

Optimization results of IGR reactor power change diagram in experiments for modelling of severe accident of power reactor are presented. The mathematical model for determining the energy parameters of the simulative FA at various stages of tests was developed on the basis of the heat-balance equation. The results of thermal hydraulic calculations for explanation of the proposed variant of IGR diagram were presented.

УДК 621.039.53.536

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ КОРИУМА, ПОЛУЧЕННОГО ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ТЯЖЕЛОЙ АВАРИИ РЕАКТОРА НА БЫСТРЫХ НЕЙТРОНАХ С НАТРИЕВЫМ ТЕПЛОНОСИТЕЛЕМ

Гречаник А.Д., Кукушкин И.М., Бакланов В.В.

Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

Представлены результаты металлографических исследований кориума, полученного при проведении внутриреакторных экспериментов по моделированию тяжелой аварии реактора на быстрых нейтронах с плавлением активной зоны. Полученные данные позволили сделать выводы о структуре и характере распределения металлической и керамической составляющих кориума из исследованных экспериментальных устройств.

Введение

Обеспечение безопасности эксплуатации ядерных энергетических установок является одной из важнейших проблем атомной энергетики. Наиболее информативные данные о возможных последствиях тяжелых аварий энергетических реакторов различных типов, связанных с длительным прекращением охлаждения активной зоны или несанкционированным увеличением реактивности с последующим плавлением активной зоны и стеканием расплава в нижний объем корпуса или шахту реактора, можно получить путем проведения экспериментальных исследований. Такие исследования позволяют уточнить или разработать расчетные методики, предназначенные для определения параметров тяжелых аварий при обосновании безопасности реакторных установок АЭС [1].

В рамках программы по исследованию тяжелых аварий энергетических реакторов с плавлением активной зоны в ИАЭ НЯЦ РКбыла разработана и изготовлена серия экспериментальных устройств и проведены их испытания на реакторе ИГР в целях изучения закономерностей плавления и перемещения расплава топлива ТВС, его взаимодействия с элементами конструкционных материалов и теплоносителем.

Основные экспериментальные данные, позволяющие определить последовательность событий, протекающих в устройствах в процессе испытаний и оценить параметры эксперимента, были получены в результате анализа показаний средств измерений, при проведении расчетных оценок, а также по результатам пред- и послереакторных неразрушающих исследований [2-5].

В данной работе приведены основные результаты металлографических исследований материалов затвердевших расплавов из экспериментальных устройств FD, ID, SFD, прошедших испытания на реакторе ИГР.

1. Экспериментальные устройства для внутриреакторных испытаний

Для проведения испытаний на реакторе ИГР с целью изучения закономерностей плавления, перемещения расплава топлива ТВС, его взаимодействия с элементами конструкционных материалов и теплоносителем была разработана и изготовлена серия экспериментальных устройств (FD, ID,SFD) и проведены их испытания. Несмотря на конструктивные отличия данных внутриреакторных экспериментальных устройств, их схемы имеют общие основные элементы (рисунок 1), а именно:

– чехол ТВС с размещенной внутри него топливной сборкой, состоящей из заданного числа модельных твэлов, расплавляемой в процессе пуска реактора ИГР для получения смеси расплава двуокиси урана (топлива) и нержавеющей стали (оболочек твэлов);

– внутренняя труба (или ее имитатор), заполненная или незаполненная натрием, стенка которой проплавляется смесью двуокиси урана и нержавеющей стали,внутренняя труба служит для направленного перемещения расплава под действием перепадов давления и силы тяжести;

– ловушка расплава, обеспечивающая прием расплава, переместившегося в ходе эксперимента из полости чехла ТВС и обеспечивающая условия безопасной эксплуатации силового корпуса;

– силовой корпус, обеспечивающий условия безопасного проведения эксперимента;

– средства измерения параметров эксперимента.

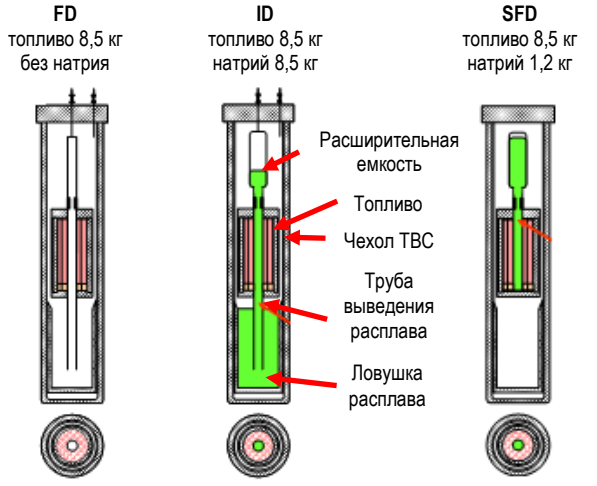


Рисунок 1. Схемы внутриреакторных экспериментальных устройств

В ЭУ FD (fuel disruption – разрушение топлива) исследовались процессы перемещения расплава по внутренней трубе без натрия. В ЭУ ID (integral demonstration – интегральный демонстрационный) исследовались процессы перемещения расплава по внутренней трубе, заполненной жидким натрием. В ЭУ SFD (short FAIDUS demonstration – короткий демонстрационный**)** исследовались процессы перемещения расплава вверх по внутренней трубе, заполненной жидким натрием.

2. Методика металлографических исследований

Металлографические исследования были проведены на образцах затвердевшего расплава, извлеченных из ловушек внутриреакторных экспериментальных устройств.

Образцы для металлографических исследований сначала шлифовали на наждачной бумаге зернистостью от 220 до 2000, а затем полировали с применением алмазных паст, размер абразивных частиц в которых составлял от 10 до 1 мкм. В качестве охлаждающей жидкости в процессе шлифования использовали воду.

Структуру образцов исследовали с помощью оптического, металлографического микроскопа OLYMPUSBX41. Фотографии микроструктуры, были сделаны при увеличениях х50, х200, х400 в светлом поле.

Для выявления структуры преимущественно металлических образцов они подвергались химическому травлению реактивом «царская водка» в течение 10-30 с.

Качественными признаками идентификации объектов были цвет, форма, размеры образовавшихся фаз [6].

3. Результаты исследований

3.1. Послеэкспериментальные исследования кориума из устройства FD

Для исследования состава и структуры слитка из ловушки расплава ЭУ выполнялся ее диаметральный разрез. При анализе поверхности разреза было выявлено, что материал слитка может быть условно разделен на преимущественно керамический и преимущественно металлический (рисунок 2). С одной из половин разреза ловушки был произведен отбор образцов посредством высверливания керна в керамической части слитка и вырезкой абразивным инструментом в стальной части.

Металлографические исследования образцов преимущественно керамического материала показали, что этот материал имеет характерную микроструктуру, состоящую из основного матричного материала диоксида урана с включениями металлической фазы округлой формы (рисунок 3). Размер и плотность металлических включений варьируется для различных областей слитка, но, в целом, двухфазная микроструктура характерна для всех образцов керамического материала. Результаты металлографических исследований образцов затвердевшего расплава, содержащих крупные металлические включения, показали отсутствие видимого промежуточного слоя на границах раздела металлической и керамической структурных составляющих слитка.

Результаты рентгеновского фазового анализа выявили, что основной (~ 99 %) структурной составляющей керамической части расплава в ловушке является двуокись урана UO_2 с периодом ГЦК решетки а = 0,5470±0,0002 нм, второй структурной составляющей является α-Fe (Ni, Cr,…), содержание которой находится на уровне от 1 до 2 %.



Рисунок 2. Внешний вид слитка из ловушки устройства FD, после извлечения из него образцов для исследований

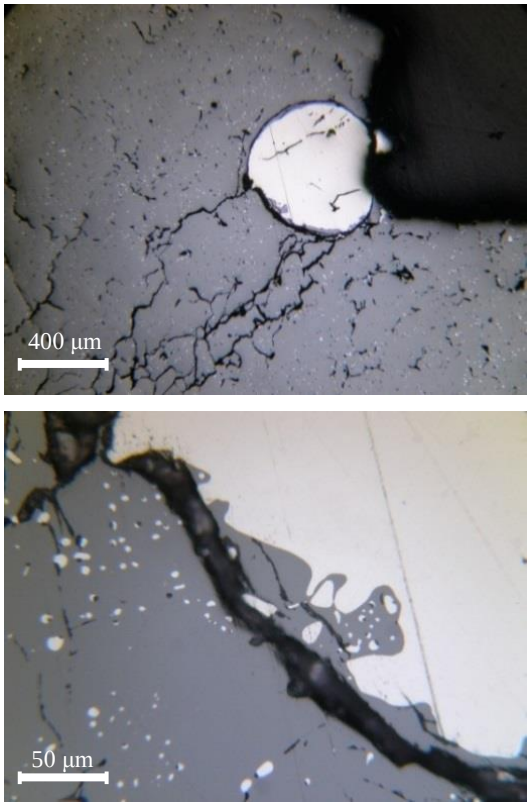


Рисунок 3. Характерная микроструктура образцов керамического материала из ловушки ЭУ FD

При анализе структуры образца со дна ловушки ЭУ FD, представляющего собой затвердевшую смесь керамики и стали (рисунок 4) установлено следующее:

– структура керамической составляющей аналогична описанной выше, то есть встречаются области, как содержащие, так и не содержащие мелкие металлические включения;

– в некоторых областях затвердевшего расплава металла встречались включения диоксида урана разнообразных форм и размеров;

– после травления проявилась структура металлической составляющей характерная для отливок [6]. Кристаллы ориентированы определенным образом, но ориентация различна для различных областей образца, что, скорее всего, связано с различным направлением теплопередачи этих областей;

– на отдельных металлических областях после травления выявилась структура аустенита.

При анализе структуры образцов с верхней части ловушки ЭУ FD, представляющих собой затвердевший расплав металла, были получены результаты аналогичные описанным выше для металлических областей со дна ловушки, но при этом структура металла с верхней части ловушки имеет более упорядоченный вид: форма и размер кристаллов в различных областях образца не имеют кардинальных различий.

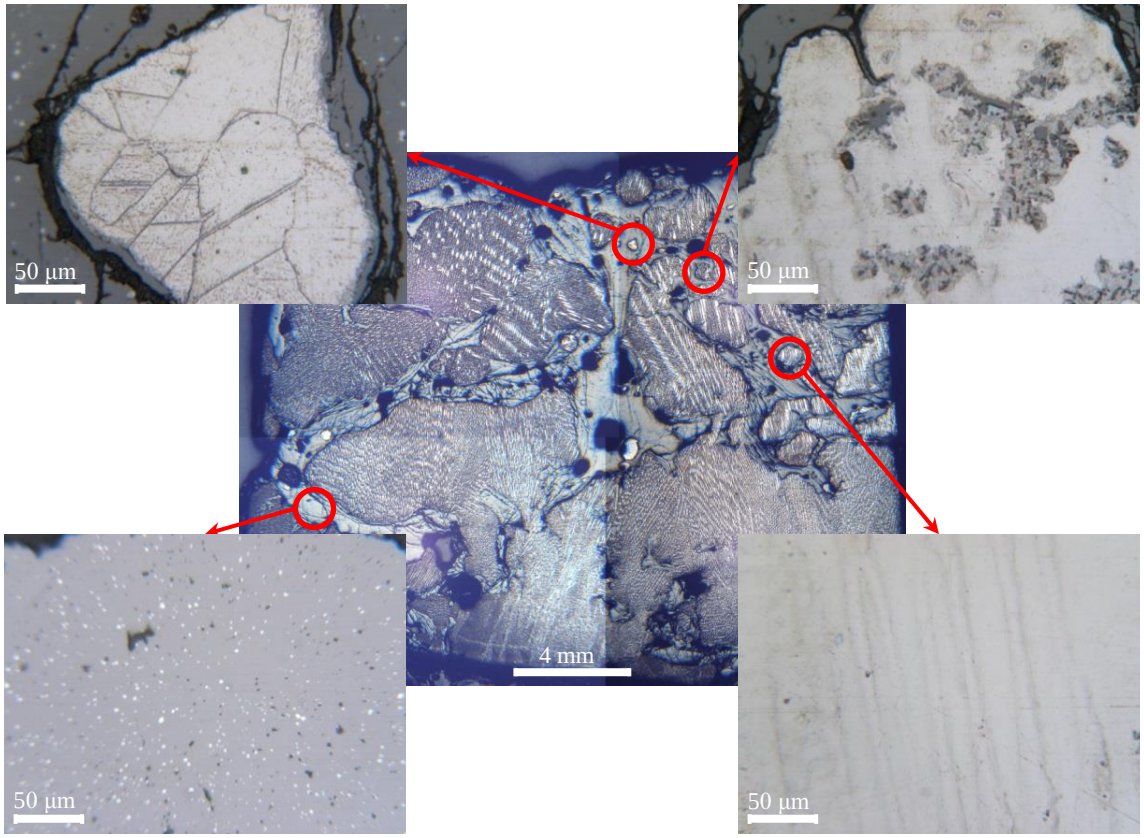


Рисунок 4. Микроструктуры затвердевшей смеси керамической и металлической составляющих слитка из нижней части ловушки устройства FD после травления

3.2. Послеэкспериментальные исследования кориума из устройства ID-2

В ловушке расплава ЭУ ID-2 весь кориум находился в виде фрагментированного материала (рисунок 5). После извлечения кориума из ловушки была произведена его промывка, сушка и фракционирование.

При проведении фракционирования фрагментированного материала из ловушки расплава ЭУ ID-2 были получены 6 характерных фракций для каждого из условно выделенных слоев (таблица 1).

Таблица 1. Результаты гранулометрического анализа материала из ловушки ЭУ ID-2

Обозначение фракции	Размер частиц, мкм	Масса, г		
		верхний слой	средний слой	нижний слой
F10	8000 – 2515	39,660	296,72	351,625
F11	2515 – 705	39,005	206,96	325,165
F12	705 – 460	7,030	42,61	63,330
F13	460 – 340	6,225	27,53	36,675
F14	340 – 180	5,880	27,95	36,145
F15	менее180	9,880	93,81	81,815
общая	-	107,680	695,58	894,76

Некоторые фрагменты фотографий материала, сделанных для его визуального анализа, представлены на рисунках 6 и 7.



Рисунок 5. Внешний вид разреза ловушки устройства ID-2 и извлеченного из нее фрагментированного материала

Рассмотрение формы частиц всех размеров позволило сделать следующие выводы:

– все частицы можно поделить на преимущественно металлические и керамические;

– керамические частицы разделяются на осколки таблеток двуокиси урана и частицы затвердевшего расплава двуокиси урана с вкраплениями металла;

– поверхность осколков таблеток более гладкая, однородная. Поверхность частиц затвердевшего расплава имеет неправильные формы, более развитая.

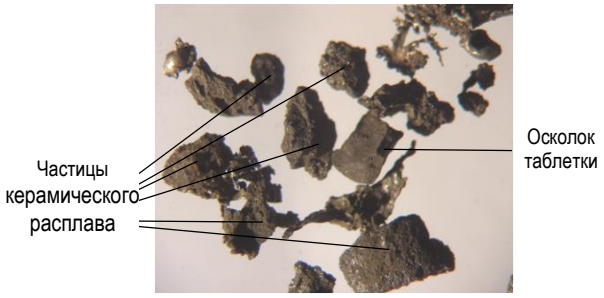


Рисунок 6. Характерные формы керамических частиц из ловушки ЭУ ID-2

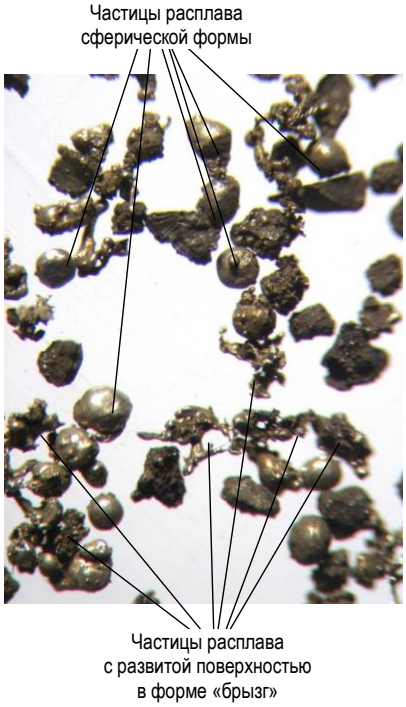


Рисунок 7. Характерные формы металлических частиц из ловушкиЭУ ID-2

Рельеф поверхности керамических частиц определяется в основном расположением и массивностью металлических вкраплений. Судя по форме поверхности некоторых частиц керамического расплава, можно предположить, что они образовались в результате разрушения пористых частиц большего размера;

– металлические частицы имеют как глобулярную форму с гладкой поверхностью, так и разветвленную форму «брызг». Объемное соотношение между этими основными формами примерно одинаковое и сохраняется во всех фракциях.

На следующем этапе работ для выяснения структуры фрагментированного материала были изготовлены металлографические шлифы поперечных срезов отдельных частиц из крупных фракций среднего и нижнего слоев фрагментированного материала.

Анализ структур фрагментов, представляющих собой нерасплавленные топливные таблетки (рисунок 8), позволил сделать следующие выводы:

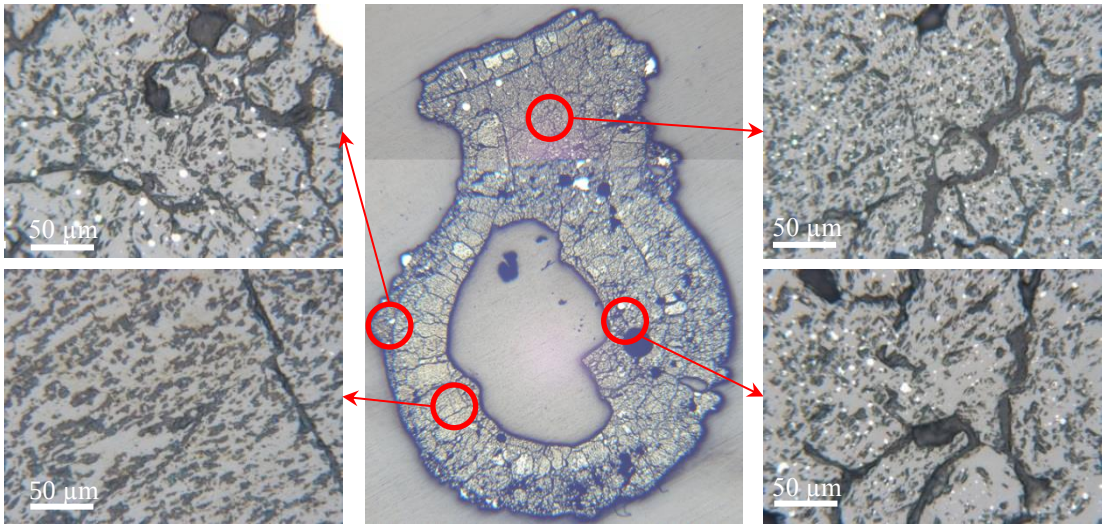


Рисунок 8. Характерная микроструктура образцов нерасплавленных топливных таблеток из ловушки устройства ID-2

– на оси всех топливных таблеток присутствуют цилиндрические пустоты. Радиальные размеры этих пустот различаются в образцах;

– между поверхностью таблетки и ее внутренней полостью присутствуют зоны пористой структуры, в которых поры различных размеров располагаются в теле зерен матрицы диоксида урана;

– от центра таблетки к ее поверхности идут большие радиально направленные трещины, изредка эти трещины заполнены металлической фазой;

– крупные металлические включения размером до 0,5 мм обнаруживаются в основном в периферийных областях, в области центральной полости, а также в крупных порах и трещинах в структуре таблеток;

– мелкие металлические включения размером около 2 – 5 мкм, равномерно распределенные в матрице керамического материала, расположены в основном в областях, выходящих за исходное сечение таблетки, либо в областях, прилегающих к внутренней полости.

Анализ структуры фрагментов затвердевшего расплава позволил установить, что в образцах матричная структура материала имеет две основные разновидности:

– однофазная мелко- и крупнозернистая структура диоксида урана, содержащая и не содержащая поры и трещины, иногда заполненные включениями металлической фазы;

– двухфазная структура, в которой мелкие металлические включения размером от 2 до 5 мкм равномерно распределены в матрице керамического материала.

Взаимное расположение материала с этими структурами весьма разнообразно как в пределах каждой из частиц, так и между отдельными частицами.

3.3. Послеэкспериментальные исследования кориума из устройства SFD

Для исследований был отобран материал из расширительной трубы ЭУ, который, как и в случае ЭУ ID-2, был фрагментирован.

При проведении гранулометрического анализа фрагментированного материала из расширительной трубы ЭУ SFD были выделены 6 характерных фракций для каждой из двух половин этой трубы, полученных после ее разрезания.

Рассмотрение формы частиц всех размеров позволило сделать выводы аналогичные выводам, полученным при исследовании материала из ловушки устройства ID-2.

На следующем этапе работ для выяснения структуры фрагментированного материала были изготовлены металлографические шлифы поперечных срезов отдельных частиц из крупных фракций.

Анализ структур нерасплавленных топливных таблеток (рисунок 9) позволил сделать следующие выводы:

– в центральных областях шлифов нерасплавленных топливных таблеток имеются крупные трещины, иногда заполненные металлической фазой, на периферии – количество трещин больше, но размер их меньше;

– в центральных областях шлифов нерасплавленных топливных таблеток встречаются округлые скопления пор;

– мелкие металлические включения отсутствуют в центральных областях шлифов нерасплавленных топливных таблеток, но они присутствуют в областях, выходящих за исходное сечение таблетки;

– крупные металлические включения размером до 0,5 мм обнаруживаются в основном в крупных порах и трещинах периферийных областей шлифов.

Анализ структуры фрагментов керамического

расплава позволил установить, что их структура аналогична описанным выше структурам керамического расплава из ловушек ЭУ FD, ID-2.

Структура плоских фрагментов затвердевшего расплава (рисунок 10), образовавшихся, по всей видимости, у внутренней поверхности расширительной трубы, отличается тем, что:

– структура образцов в той части, которая прилегает к плоской поверхности, более плотная, в противоположной части встречается большое количество пор и трещин. Между этими частями проходит граница, представляющая собой скопление пор;

– в той части образцов, которая прилегает к плоской поверхности, размер и количество мелких металлических включений меньше, чем в противоположной, либо мелкие металлические включения вовсе отсутствуют;

– около некоторых крупных металлических включений наблюдается расслоение матрицы, а также следы диффузионных процессов.

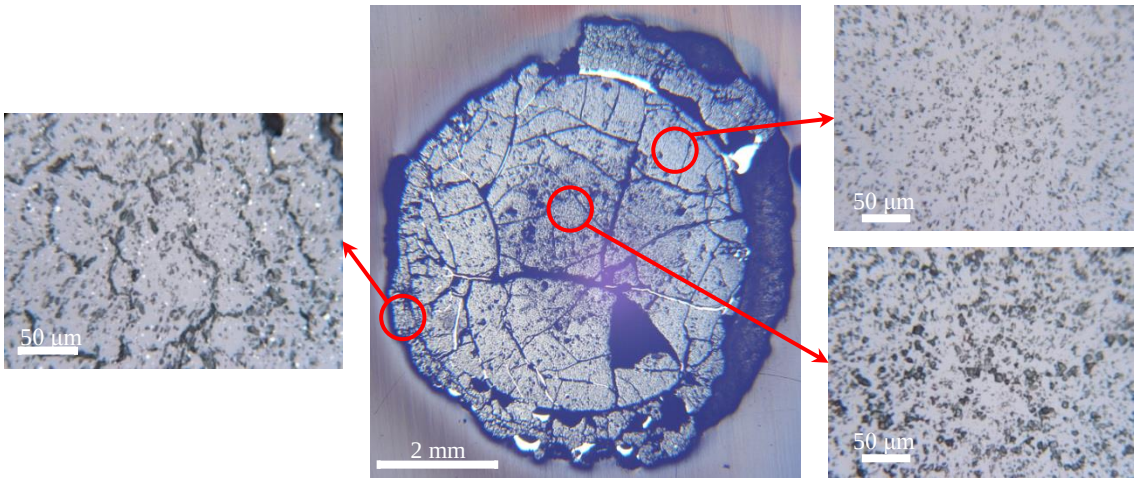


Рисунок 9. Характерная микроструктура образцов нерасплавленных топливных таблеток из расширительной трубы устройства SFD

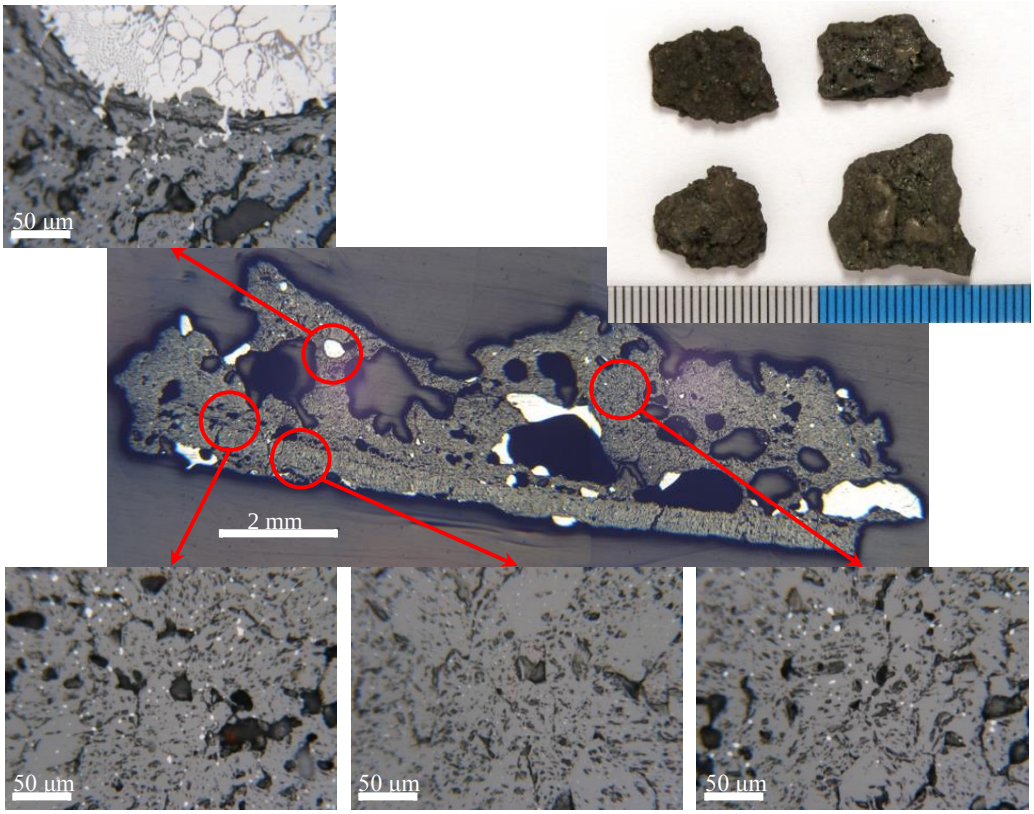


Рисунок 10. Внешний вид и характерная микроструктура плоских фрагментов затвердевшего расплава из расширительной трубы устройства SFD

Выводы

В результате исследований материалов после разделки экспериментальных устройств FD, ID, SFD были получены данные о характере распределения, структуре и форме затвердевших компонентов расплава топливных и конструкционных материалов, которые позволили сделать следующие заключения:

– материал в ловушке ЭУ FD, в котором исследовались процессы перемещения расплава по внутренней трубе без натрия, представлял собой слиток затвердевшего расплава;

– материал в ловушках ЭУ ID и SFD, в которых исследовались процессы перемещения расплава по внутренней трубе заполненной жидким натрием, был фрагментирован. Характер распределения частиц затвердевшего расплава по размерам и форма отдельных частиц из этих экспериментальных устройств указывают на то, что фрагментация расплава и затвердевание фрагментов произошли в процессе взаимодействия с жидким натрием;

– как фрагментированный материал, так и материал слитка можно поделить на преимущественно керамический и преимущественно металлический;

– структура металлического материала характерна для отливок: кристаллы ориентированы определенным образом, но ориентация различна для различных областей образца, что, скорее всего, связано с различным направлением теплоотдачи из этих областей. В некоторых областях металлической составляющей встречались включения UO_2 разнообразных форм и размеров;

– структура преимущественно керамического материала делится на однофазную структуру диоксида урана и двухфазную структуру, в которой мелкие округлые металлические включения размером около 2 – 5 мкм равномерно распределены в матрице UO_2. Взаимное расположение материала с этими структурами весьма разнообразно как в пределах каждого образца, так и между отдельными образцами.

Литература

1. Токибаев Ж.С. Атомная энергия – разрушающая и созидающая/ Ж.С Токибаев. – Алматы: НИЦ «Ғылым», 2002. - 220 с.
2. Анализ результатов эксперимента WF, отчет о НИР по теме «Исследования процессов, сопровождающих тяжелые аварии энергетических реакторов с плавлением активной зоны», ДГП ИАЭ РГП НЯЦ РК. Инв. №1982, Курчатов – 2006 г.
3. Анализ результатов эксперимента FD, отчет о НИР по теме «Исследования процессов, сопровождающих тяжелые аварии энергетических реакторов с плавлением активной зоны», ДГП ИАЭ РГП НЯЦ РК, инв.№2001, Курчатов – 2006 г.
4. Анализ результатов эксперимента ID-1, отчет о НИР по теме «Исследования процессов, сопровождающих тяжелые аварии энергетических реакторов с плавлением активной зоны», ДГП ИАЭ РГП НЯЦ РК. Инв.№1999, Курчатов – 2006 г.
5. Анализ результатов эксперимента ID-2, отчет о НИР по теме «Исследования процессов, сопровождающих тяжелые аварии энергетических реакторов с плавлением активной зоны», ДГП ИАЭ РГП НЯЦ РК, инв.№45, Курчатов – 2007 г.
6. Бунин К.П. Металлография / К.П. Бунин, А.А. Баранов. – М.: Металлургия, 1970. - 256 с.

НАТРИЙЛІК ЖЫЛУ ТАСЫМАЛДАҒЫШПЕН ШАПШАҢ НЕЙТРОНДАРДА РЕАКТОРДЫҢ АУЫР АПАТЫН МОДЕЛЬДЕУДЕ АЛЫНҒАН, КОРИУМНЫҢ МЕТАЛЛГРАФТЫ ЗЕРТТЕУЛЕРІ

Гречаник А.Д., Кукушкин И.М., Бакланов В.В.

ҚР ҰЯО РМК «Атом энергиясы институты» филиалы, Курчатов, Қазақстан

Активтік аймағын балқытумен шапшаң нейтрондарда реактордың ауыр апатын модельдеу бойынша ішкі реакторлық тәжірибелерді жүргізуде алынған кориумның металлграфты зерттеулер нәтижелері ұсынылды. Алынған деректер зерттелген тәжірибелік қондырғылардан кориумның металдық және керамикалық құрамдарын тарату құрылымы мен сипаттамасы туралы қорытынды жасауға рұқсат етті.

METALLOGRAPHIC STUDIES OF THE CORIUM OBTAINED AT SEVERE ACCIDENT MODELING OF THE FAST NEUTRON REACTOR WITH SODIUM COOLANT

A.D. Grechanik, I.M. Kukushkin, V.V. Baklanov

Branch "Institute of Atomic Energy" RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

The results of metallographic studies of corium obtained during realization of in-pile experiments for severe accident modeling of the fast neutron reactor with a core melting are presented. The obtained data allow drawing conclusions about the structure and the distribution of metal and ceramic components of the corium from the experimental devices.

УДК 66.088

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ

Скаков М.К., Котов В.М., Ерыгина Л.А.

Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

Рассмотрена возможность применения электролитно-плазменной обработки для конструкционной стали 34ХН1М и получения модифицированного поверхностного слоя с улучшенными эксплуатационными характеристиками. Получены зависимости изменения фазового состава, структуры и свойств поверхностных слоев конструкционной стали 34ХН1М от характеристик электролитно-плазменной обработки и построена модель процесса электролитно-плазменной обработки, учитывающая толщину парогазовой оболочки.

Введение

Свойства поверхностного слоя стальных деталей, такие как твердость и шероховатость, во многом определяют их эксплуатационные характеристики - износостойкость, контактную и усталостную прочности, коррозионную стойкость.

Для улучшения поверхностных свойств известны различные способы. Одним из перспективных является обработка поверхностного слоя электролитической плазмой.

Целью настоящей работы является получение модифицированного поверхностного слоя конструкционной стали с улучшенными эксплуатационными характеристиками.

Для совершенствования электролитно-плазменной обработки, позволяющей получать необходимую структуру и фазовый состав модифицированного слоя желательно установить закономерности влияния плазмы электролита на структурные и фазовые превращения в конструкционных сталях и изменение рельефа обрабатываемой поверхности.

В ходе проведенных ранее исследований [1-4], моделей, описывающих в полной мере процессы, происходящие при электролитно-плазменной обработке, не выявлено. В частности отсутствуют описания:

– физических и химических процессов протекающих одновременно в электрическом разряде;

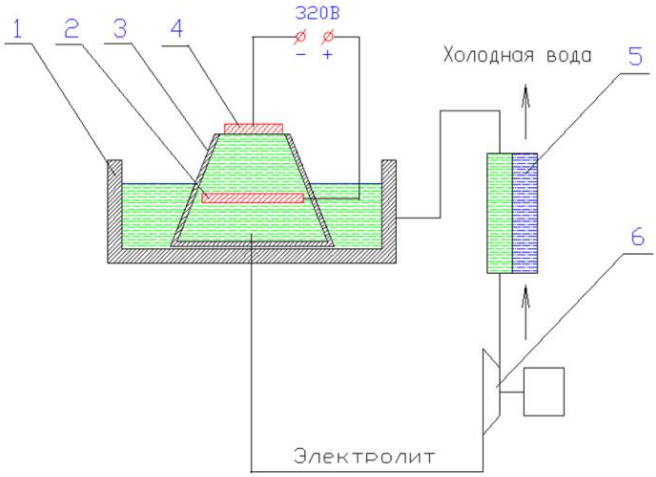
– закономерностей влияния характеристик электролитной плазмы на получаемые свойства конструкционной стали.

В качестве материала исследования использовались образцы конструкционной стали 34ХН1М размером 30×30×7 мм. Химический состав стали 34ХН1М (0,34% C; 1,34% Cr; 0,67% Mn; 0,36% Si; 1,62% Ni; 0,24% Mo; 0,028% P; 0,033% S; остальное Fe) соответствовал ТУ 24-1-12-179-75. Сталь 34ХН1М предназначена для изготовления валов, шестерней, фланец, вал-шестерней, валов экскаваторов, муфт, лопаток турбинных двигателей и других особо ответственных высоконагруженных деталей машиностроения, к которым предъявляются высокие требования по механическим свойствам. Зарубежные аналоги стали 34ХН1М: 4210 (Швеция), 34CrNiMo6 (Германия).

Описание предлагаемой технологии электролитно-плазменной обработки

Электролитно-плазменная обработка состоит в том, что в ванну с водным раствором электролита погружаются электроды, один из которых – обрабатываемое изделие. К изделию прикладывается отрицательное электрическое напряжение [5]. Возникновение электролитной плазмы возможно при превышении площади анода над изделием в ~ 5 раз.

Схема установки представлена на рисунке 1. Источником питания служит выпрямитель, дающий на выходе 360 В/60 А постоянного тока. Изделие омывается электролитом со скоростью ~ 4 л/мин. Электролит охлаждается в теплообменнике проточной водой. Скорость подачи охлаждающей воды в теплообменник составляет 6 л/мин, что позволяет выдерживать температуру электролита в пределах 30-40 °С. Анод размером 100×120×2 мм изготовлен из нержавеющей стали 12Х18Н10Т. Расстояние между анодом и изделием 50-60 мм [6].



1– рабочая ванна; 2 – анод; 3 – диэлектрический стакан; 4 – обрабатываемая деталь; 5 – теплообменник; 6 – насос.

Рисунок 1. Схема лабораторной установки для электролитно-плазменной обработки

Проводили два типа обработки деталей – нитроцементацию и азотирование.

Азотирование проводили в водном растворе 30 % карбамида ($(NH_2)_2CO$) и 15 % карбоната натрия (Na_2CO_3). Нагрев плазмой до температуры обработки проводили при напряжении 320 В и плотности тока 3,3 А/см^2, насыщение поверхности детали азотом проводили в течение 3-7 мин при напряжении – 170 В, плотности тока 2,2 А/см^2, при температуре 650 – 750 °С.

Нитроцементацию проводили в водном растворе 25 % карбамида ($(NH_2)_2CO$), 10 % глицерина ($C_3H_8O_3$) и 10 % карбоната натрия (Na_2CO_3). Нагрев плазмой до температуры обработки проводили при напряжении 320 В и плотности тока 3,3 А/см^2, насыщение поверхности детали азотом и углеродом проводили в течение 3-7 мин при напряжении – 180 В, плотности тока 2,2 А/см^2, при температуре 750 – 850 °С.

После насыщения поверхности детали азотом (азотом и углеродом) проводили закалку в потоке охлажденного электролита [7].

При увеличении напряжения свыше критического происходит разогрев электролита, а у поверхности изделия образовывается парогазовая оболочка. В состав парогазовой оболочки входит смесь жидкого и парообразного электролита, ионов и электронов растворенных веществ в электролите и пузырьков с газом. Газ, содержащийся внутри пузырьков, состоит из смеси кислорода, водорода и азота. Прохождение тока приобретает импульсный характер за счет периодического образования слоя пара у катода и его конденсации [8].

В эти процессы включается электрический пробой парогазовой оболочки. Появившиеся искровые разряды создают свечение, а разрушение и возникновение парогазовой оболочки сопровождается шумом. При определенных условиях процесс стабилизируется, вызывая сильный нагрев катода [9].

Вследствие высокой температуры, пузырьки газа мгновенно расширяются, создавая ударную волну, часть энергии которой частично рассеивается в электролите. Разрушение пузырька сопровождается процессом, похожим на явление кавитации. В образовавшейся полости присутствуют ионы, находившиеся в парогазовой оболочке. Происходит процесс взаимодействия атомов изделия с ионами и другими атомами газа с высокой температурой. Поверхность стальной детали модифицируется [10].

МЕТОДИКА И РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Структурные исследования образцов конструкционной стали 34ХН1М проводили в НИИ Нанотехнологии и новых материалов, Лаборатории инженерного профиля «ІРГЕТАС» ВКГТУ им. Д. Серикбаева, Центре коллективного пользования НИИ ТПУ (г. Томск, Россия) и в научных лабораториях Института материаловедения и соединительных технологий Университета им. Отто фон Гуерике (г. Магдебург, Германия) методами:

– рентгеноструктурного анализа на рентгеновском дифрактометре XRD-3000;

– оптической микроскопии на Altami-MET-1M и AXIOPHOT-2;

– растровой электронной микроскопии на микроскопе JSM – 6390LV с приставкой энергодисперсионного микроанализа INCAEnergy фирмы OXFORD Instruments.

Механические испытания на микротвердость проводили на установке ПМТ-3М по ГОСТ 9450-76.

Исследования износостойкости и коэффициента трения проводили на высокотемпературном трибометре THT CSM Instruments по методу «шар – диск».

Проведенные металлографические исследования образцов конструкционной стали 34ХН1М (рисунок 2.а) в исходном состоянии показали, что поверхность состоит из ферритно-перлитной структуры. Зерна перлита и феррита располагаются друг относительно друга случайным образом [11].

Микроструктура модифицированной поверхности стали 34ХН1М после электролитно-плазменного азотирования (рисунок 2.б) представлена нетравящимся слоем, насыщенным азотом.

После электролитно-плазменной нитроцементации (рисунок 2.в) на поверхности детали образуется карбонитридный слой.

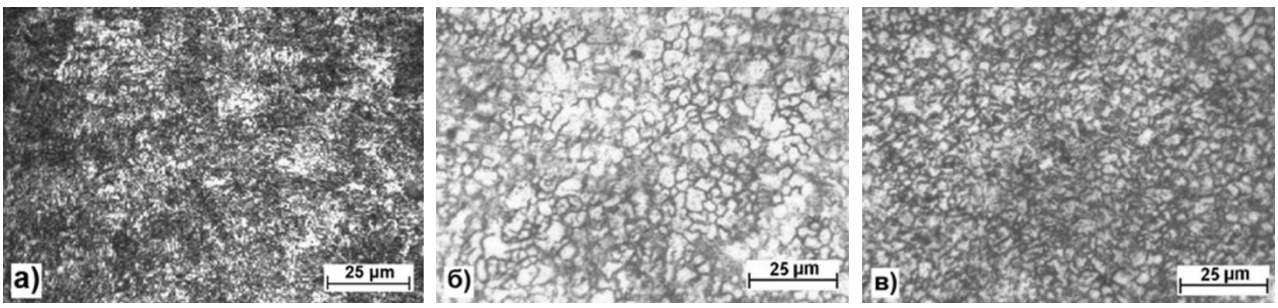


Рисунок 2. Фрагменты микроструктуры образцов стали 34ХН1М: а) исходное состояние, б) после электролитно-плазменного азотирования при температуре 700 °С в течение 5 мин, в) после электролитно-плазменной нитроцементации при температуре 750 °С в течение 7 мин.

Варианты изменения микротвердости поверхности образцов из 34ХН1М в ходе электролитно-плазменной обработки, отличающейся температурой процесса, показаны на рисунке 3.

Исходная микротвердость имеет значение 2330-2622 МПа. После электролитно-плазменного азотирования микротвердость повышается до 6103 МПа, после электролитно-плазменной нитроцементации– до 6899 МПа при температуре процесса 750 °С.

Увеличение микротвердости после азотирования вызвано появлением нитридов железа и нитридов легирующих элементов стали.

Высокую микротвердость поверхности после нитроцементации обеспечивают карбонитриды.

На рисунке 4 приведены результаты растровой электронной микроскопии поверхности конструкционной стали 34ХН1М до и после электролитно-плазменной обработки и точки проведения спектрального анализа. Сравнение показывает, что после электролитно-плазменной обработки в модифицированном слое стали 34ХН1М присутствуют азот и кислород (см. таблицы 1, 2, 3).

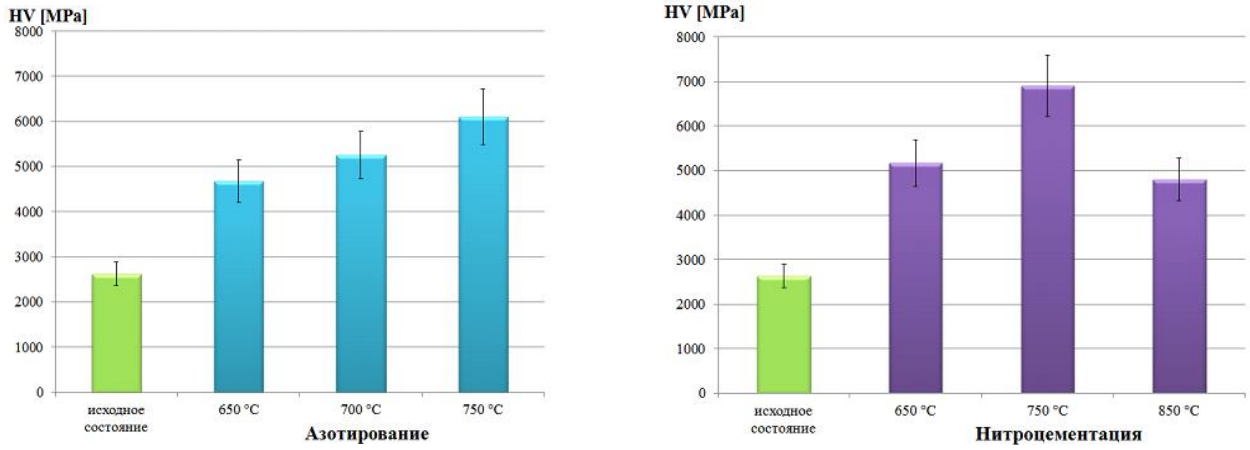


Рисунок 3. Микротвердость образцов конструкционной стали 34ХН1М в исходном состоянии и после электролитно-плазменной обработки в течение 5 минут (азотирование), 7 минут (нитроцементация)

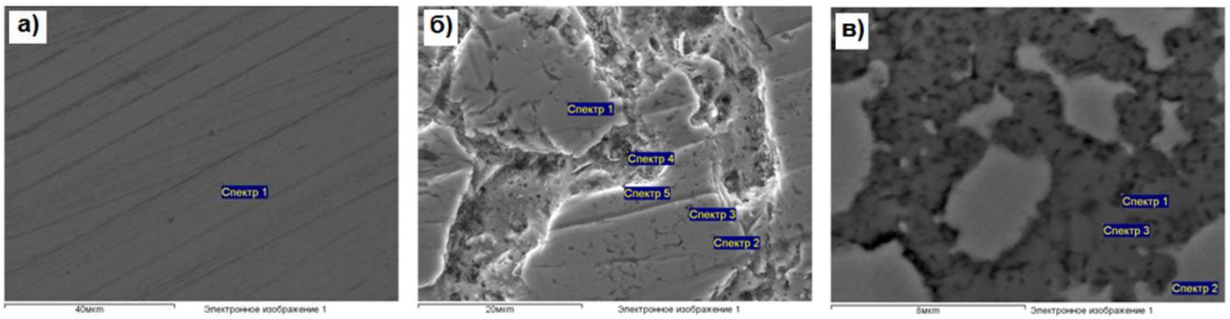


Рисунок 4. Растровый элементный анализ стали: а) исходное состояние; б) после электролитно-плазменного азотирования; в) после электролитно-плазменной нитроцементации

Таблица 1. Качественный и количественный анализ стали 34ХН1М в исходном состоянии, вес. %

№ спектра	Химический элемент							
	N	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	Итого
Спектр 1	-	0,67	1,94	1,12	94,55	1,49	0,22	100

Таблица 2. Качественный и количественный анализ стали 34ХН1М после электролитно-плазменного азотирования, вес. %

№ спектра	Химический элемент							
	N	O	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Итого
Спектр 1	2,44	-	-	-	0,65	94,10	2,43	100
Спектр 2	-	-	-	-	0,65	96,68	2,67	100
Спектр 3	-	12,01	-	-	-	85,93	2,05	100
Спектр 4	1,08	2,85	4,38	1,73	-	88,67	1,28	100
Спектр 5	8,35	11,12	1,65	0,49	-	76,20	2,18	100

Таблица 3. Качественный и количественный анализ стали 34ХН1М после электролитно-плазменной нитроцементации, вес. %

№ спектра	Химический элемент							
	N	O	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Итого
Спектр 1	0,88	27,20	0,36	2,25	0,25	68,73	-	100
Спектр 2	-	-	0,31	1,58	0,74	95,54	1,82	100
Спектр 3	2,25	28,06	-	1,10	0,52	68,08	-	100

После проведения исследований микроструктуры и определения состава модифицированного слоя, образцы подвергли механической шлифовке и полировке с использованием алмазных паст. На рисунке 5 приведен фрагмент микроструктуры поверхностного слоя, находящегося под нитридным слоем. Изображение получено на растровом электронном микроскопе JSM-6390LV. Темные области на поверхности стали соответствуют местам взаимодействия с пузырьками. Диаметр пузырьков составляет 150÷170 μm. Видно, что распределение пузырьков в парогазовой оболочке у поверхности детали равномерное, а пузырьки имеют одинаковый размер.

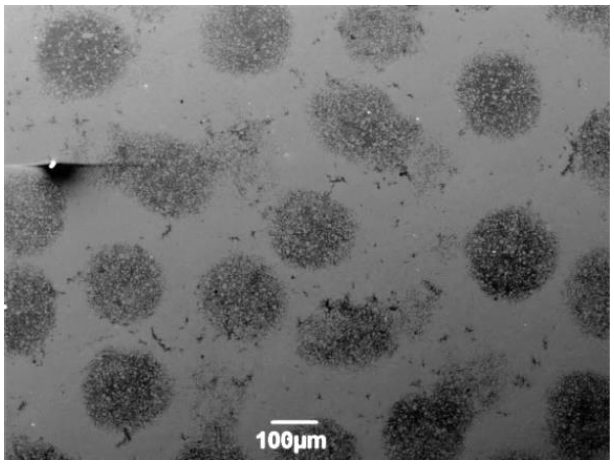


Рисунок 5. Фрагмент микроструктуры поверхностного слоя стали 34ХН1М после электролитно-плазменной обработки

Исследования на трение, представленные на рисунке 6, показали, что после электролитно-плазменной обработки модифицированная поверхность имеет меньший коэффициент трения (рисунок 6.б) по сравнению с исходным значением (рисунок 6.а), но лишь на начальном этапе исследования. Видно, что после 627 с коэффициенты трения обоих образцов имеют равное значение.

На рисунке 7 показан след износа после испытаний. В следе износа исходного состояния стали 34ХН1М в больших количествах видны темные области, что показывает сильный адгезионный износ. Разрушение поверхности и отделение частиц приводит к одновременному абразивному износу. Видно, что после электролитно-плазменной обработки уменьшается как адгезионный, так и абразивный износ.

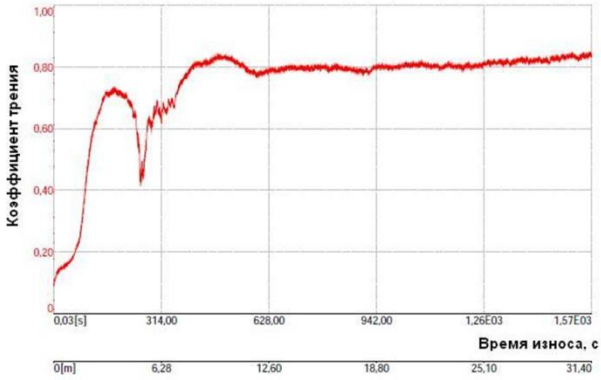


Рисунок 6. а) Коэффициент трения поверхностного слоя в исходном состоянии

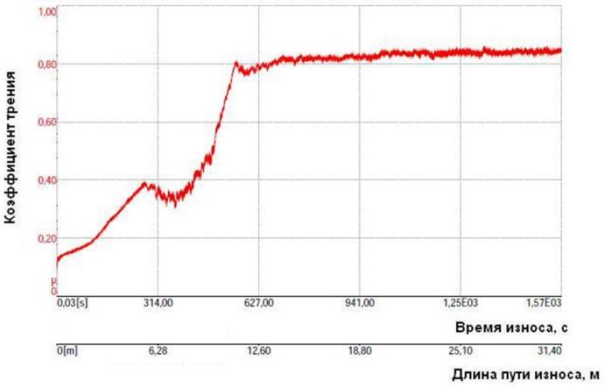


Рисунок 6. б) Коэффициент трения поверхностного слоя после электролитно-плазменной обработки

Царапины становятся менее глубокими, количество темных областей уменьшается, и площадь износа сокращается. Скорость износа в исходном состоянии равна $14{,}1 \cdot 10^{-5}$ мм^3/Н·м, а после электролитно-плазменной обработки $9{,}1 \cdot 10^{-5}$ мм^3/Н·м.

Проведено моделирование процесса формирования парогазовой оболочки у поверхности катода и расчет ее теоретической толщины в среде Borland Delphi 7.0. При расчетах было учтено влияние теплового эффекта фазового превращения, зависимость свойств материалов от температуры и фазового состава [12, 13].

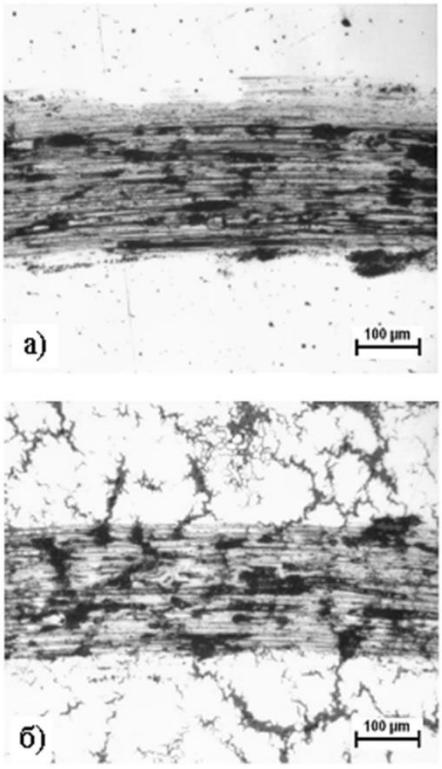


Рисунок 7. След износа: а) исходное состояние; б) после электролитно-плазменной обработки.

Разработанная компьютерная программа представляет собой диалоговое окно с полями для ввода:

– геометрических размеров обрабатываемой детали;

– глубины погружения детали в электролит;

– плотности и коэффициента теплопроводности стали;

– состава и плотности электролита;

– напряжения, плотности тока и времени обработки.

При проведении расчетов можно менять состав электролита.

На рисунке 8 показаны полученные зависимости толщины парогазовой оболочки от температуры, линейных размеров образца, глубины погружения образца в электролит. Как показали расчеты, проведенные в работах [14, 15], при заданной температуре оптимальной является толщина парогазовой оболочки ~52 мкм.

На основании результатов исследований подана заявка на изобретение [16]. Предлагаемое техническое решение заключается в способе поверхностного упрочнения деталей из конструкционной стали, включающим предварительный нагрев детали, насыщение поверхности детали азотом в электролите из водного раствора 30 % карбамида и 15 % кальцинированной соды в катодном режиме при плотности тока 2,2 А/см^2 при температуре 700-750 °С в течение 3-7 минут, последующие закалку и отпуск.

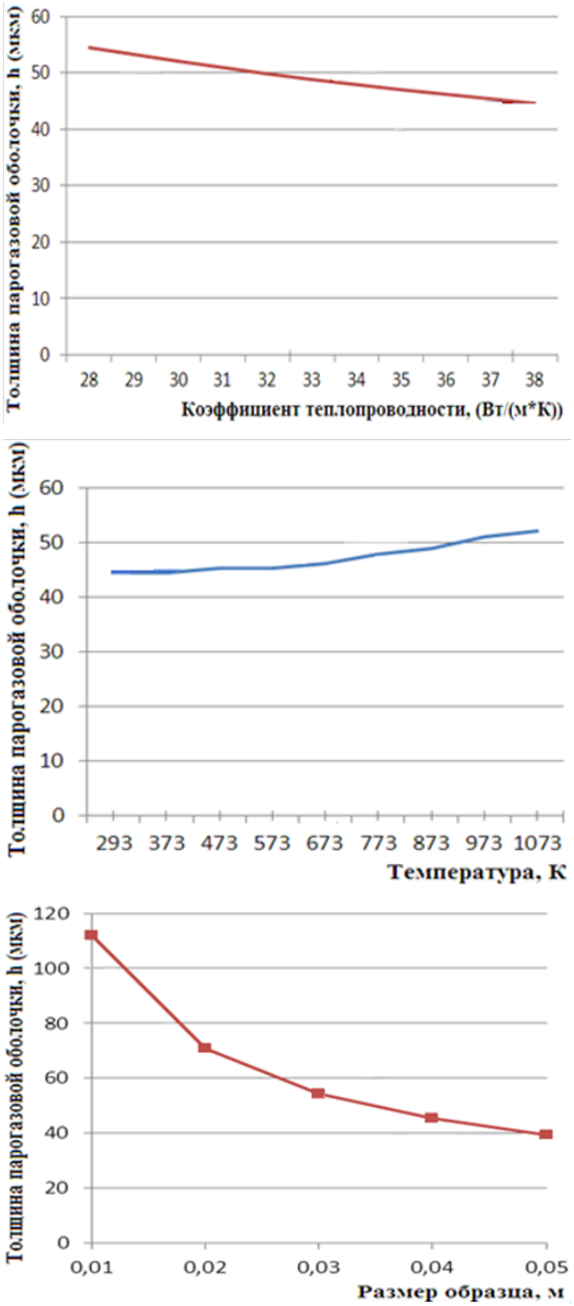


Рисунок 8. Зависимость толщины парогазовой оболочки от коэффициента теплопроводности стали, температуры нагрева и размеров образца.

Технический результат от использования изобретения по сравнению с аналогами [17,18]:

– получение на поверхности деталей модифицированного слоя с микротвердостью в ~2,5 раза большей по сравнению с исходным значением;

– увеличение износостойкости поверхностного слоя в ~1,5 раза по сравнению с необработанным изделием;

– снижение затрат на процесс упрочнения в ~1,2 раза за счет использования более дешевого и экологичного сырья (карбамид, кальцинированная сода, вода);

– увеличение качества электролита на 40 % и длительности использования в ~1,5 раза, а также уменьшение выбросов в окружающую среду опасных веществ.

Заключение

В результате проведенных исследований со сталью 34ХН1М установлено, что применение электролитно-плазменного азотирования и нитроцементации с последующей закалкой в потоке электролита позволяет получить модифицированный поверхностный слой стальной детали.

Испытания на трение и износ выявили улучшение эксплуатационных характеристик обработанных деталей.

Проведено моделирование процесса формирования парогазовой оболочки у поверхности обрабатываемой детали. Определена зависимость толщины парогазовой оболочки от коэффициента теплопроводности стали, температуры нагрева и размеров образца.

Разработанные составы электролита для азотирования и нитроцементации позволяют увеличить длительность его использования, уменьшить задымление и выбросы в окружающую среду опасных веществ и снизить общую себестоимость процесса обработки.

По результатам исследования подана заявка на изобретение «Способ упрочнения деталей из конструкционной стали».

Литература

1. Суминов И.В., Белкин П.Н., Эпельфельд А.В., Людин В.Б., Крит Б.Л., Борисов А.М. Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов.– Москва: Техносфера, 2011.– 464 с.
2. Григорьев А.И. О переносе энергии и формировании электрического тока в окрестности опущенного в электролит, сильно нагретого протекающим током электрода // Журнал технической физики.– Т.74.– вып.5.– 2004.– С.38-43.
3. Алексеев Ю.Г., Королев А.Ю., Нисс В.С. «Влияние электролитно-плазменной обработки на структуру и свойства поверхности» // Сборник докладов международного симпозиума «Инженерия поверхности. Новые порошковые композиционные материалы. Сварка».– Минск, 2009.– с. 158-165.
4. Словецкий Д.И. Механизмы неравновесных плазмохимических реакций // Химия плазмы, Т.3, глава 3, Серия «Низкотемпературная плазма».– Новосибирск,1991.– С.94-140.
5. Скаков М.К., Ерыгина Л.А. Технология поверхностного упрочнения стали 34ХН1М методом электролитно-плазменной обработки // Сборник трудов IV Международной научно-практической конференции с элементами научной школы для молодых ученых, Томск: Изд-во ТПУ, 2013.– С. 145-147.
6. Патент №878 на полезную модель «Установка электролитно-плазменной обработки» / Скаков М.К., Парунин С.В., Веригин А.А., Фурсов А.В., Сапатаев Е.Е., Курбанбеков Ш.Р. заявл. 31.01.2012, опубл. 15.11.2012, бюл. №11
7. Скаков М.К., Ерыгина Л.А. Микроструктура и микротвердость стали 34ХН1М после цементации в электролитной плазме // Сб.трудов Международной конференции студентов и молодых ученых «Мир Науки».– КазНУ им. Аль-Фараби, Алматы, 2013.– С. 236-237.
8. Плотников Н. В., Смыслов А. М., Таминдаров Д. Р. К вопросу о модели электролитно-плазменного полирования поверхности // Вестник УГАТУ.– Т.17, № 4 (57).– Уфа: УГАТУ, 2013.– С. 90–95.
9. Скаков М.К., Ерыгина Л.А. Модификация поверхности стали 34ХН1М после электролитно-плазменной обработки // Труды X Международной научной конференции «Перспективные технологии, оборудование и аналитические системы для материаловедения и наноматериалов».– КазНУ им. Аль-Фараби, Алматы, 2013.– С. 346-350.
10. Скаков М.К., Ерыгина Л.А., Журерова Л.Г. Моделирование и расчет температурных полей в поверхностных слоях конструкционных сталей при электролитно-плазменной обработке // Сб.материалов 9-ой Международной конференции «Ядерная и радиационная физика».– Алматы, 2013.– С. 56-57.
11. Skakov M., Yerygina L., Scheffler M. Phase Composition and Microhardness of Surface Layers 34CrNi1Mo Steel after Electrolytic-Plasma Processing // Applied Mechanics and Materials, Vols. 446-447 (2014), pp 142-145.
12. Скаков М.К., Ерыгина Л.А. Моделирование физических процессов при электролитно-плазменной обработке // Сб.трудов XIII Республиканской научно-технической конференции студентов, магистрантов и молодых ученых «Творчество молодых к инновационному развитию Казахстана».– ВКГТУ им. Д. Серикбаева, г. Усть-Каменогорск, 2013.– С.
13. Скаков М.К., Ерыгина Л.А. Расчет температурных полей в модифицированных плазмой электролита поверхностных слоях стали 34ХН1М // Материалы Международной объединенной конференции «Современные методы в теоретической и экспериментальной электрохимии».– Институт химии растворов им. Г.А. Крестова РАН.– Иваново, 2013.– С. 100.
14. Скаков М.К., Журерова Л.Г., Ерыгина Л.А. Моделирование формирования парогазовой оболочки в процессах катодного нагрева конструкционных сталей // Вестник ВКГТУ им. Д.Серикбаева.– Вычислительные технологии, часть 3.– Усть-Каменогорск.– С. 169-176.
15. Скаков М.К., Ерыгина Л.А. Компьютерная модель расчета толщины парогазовой оболочки в процессе катодного нагрева конструкционных сталей // Сб.материалов Международной школы-семинара «Инновационные технологии и исследования, направленные на развитие зеленой энергетики и глубокую переработку продукции».– ВКГУ им.С.Аманжолова, г. Усть-Каменогорск, 2013
16. Скаков М.К., Котов В.М., Ерыгина Л.А. Способ упрочнения поверхностного слоя деталей из конструкционных сталей. // Заявка на изобретение № 2014/0123.1 от 04 февраля 2014 г.
17. Киреев Р.М., Рамазанов К.Н., Вафин Р.К. Способ ионного азотирования стали // Патент РФ 2413784, МПК С23С 8/36, опубл. 10.03.2011 г.

18. Скаков М.К., Журерова Л.Г. Способ обработки деталей из легированной стали // Инновационный патент РК 26920, МПК С23С 8/32, опубл. 15.05.2013 г.
19. J.D. Costa, J.M. Ferreira, A.L. Ramalho Fatigue and fretting fatigue of ion-nitrided 34CrNiMo6 steel // Theoretical and Applied Fracture Mechanics / Vol. 35 (2001), pp 69-79.

ЭЛЕКТРОЛИТТІ-ПЛАЗМАЛЫҚ ӨҢДЕУДЕН КЕЙІН КОНСТРУКЦИЯЛЫҚ БОЛАТТЫҢ АМАЛДАРЫН ЗЕРТТЕУ

Скаков М.К., Котов В.М., Ерыгина Л.А.

Қазақстан, Курчатов, Атом энергиясы институты

Жұмыс жетілдірілген пайдалану сипаттамаларымен өзгертілген беткі қабатын алу және 34ХН1М конструкциялық болат үшін электролитті-плазмалық өңдеуді қолдану мүмкіндігін зерттеуге арналған.
Электролитті-плазмалық өңдеу сипаттамаларынан 34ХН1М конструкциялық болаттың беткі қабаттарының фазалық құрамы, құрылымы және қасиеттерінің өзгеру заңдылығы алынды және бу газды қабықша қалыңдығын есепке алатын электролитті-плазмалық өңдеу үдерісінің моделі жасалды.

INVESTIGATION OF STRUCTURAL STEEL PROPERTIES AFTER ELECTROLYTIC-PLASMA TREATMENT

M.K. Skakov, V.M. Kotov, L.A. Erygina

Branch "Institute of Atomic Energy" RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

The possibility of using electrolytic-plasma treatment for structural steel 34HN1M and obtaining a modified surface layer with improved performance characteristics is considered.
The dependencies of change for the phase composition, structure and properties of surface layers of structural steel 34HN1M from characteristics of electrolytic-plasma treatment were obtained, and a process model of electrolytic-plasma treatment was developed taking into account the thickness of the gas-vapor shell.

УДК 621.039.572

ВЛИЯНИЕ ОТРАВЛЕНИЯ БЕРИЛЛИЕВЫХ БЛОКОВ НА РЕАКТИВНОСТЬ РЕАКТОРА ИВГ.1М

Жумадилова У.А., Прозорова И.В.

Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

В статье представлены результаты нейтронно-физических расчетов по уточнению данных для материалов бериллиевых блоков АЗ реактора ИВГ.1М с 1975 года по 2013 год с учетом периодов пусков и простоев между пусками, и результаты по определению влияния отравления бериллия на реактивность. Результаты расчетов могут быть использованы для оценки нейтронно-физических характеристик реактора в течении длительного времени, расчетная модель с уточненными примесями материалов бериллиевых вытеснителей и отражателя может быть использована для получения более точных результатов при расчетах.

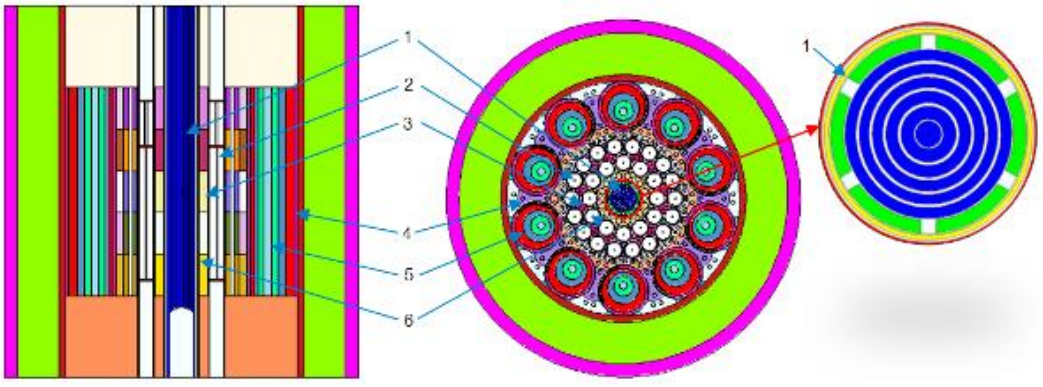
Введение

Повреждение бериллия в процессе его использования в ядерных реакторах происходит в результате протекания в нем двух первичных процессов: упругого взаимодействия нейтронов с ядрами и ядерных реакций. Облучение бериллия потоком нейтронов с энергией от 0,7 до 20 МэВ приводит к образованию изотопов лития (^{6}Li), трития (^{3}H) и гелия (^{3}He и ^{4}He) в результате реакций (n,α) и (n,2n). Долговременное накопление газов гелия и трития производит эффект вздутия в бериллиевых блоках, а образовавшиеся ^{3}He и ^{6}Li, вызванные реакцией ^{9}Be(n,α), имеют большое сечение поглощения. Эти процессы происходят и за время пусков и во время простоев, и в конечном итоге влияют на характеристики реактора, внося отрицательные значения реактивности и изменения в распределение плотности потока тепловых нейтронов.

Объектом исследования являлись бериллиевые блоки вытеснителей и отражателей АЗ реактора ИВГ.1М, графическое представление модели АЗ реактора приведены на рисунках 1 и 2. Расчетная модель построена с помощью программы MCNP5 [1], относящейся к числу универсальных программ для решения задач переноса излучения в произвольной трехмерной геометрии с библиотеками констант ENDF/B-5,6.

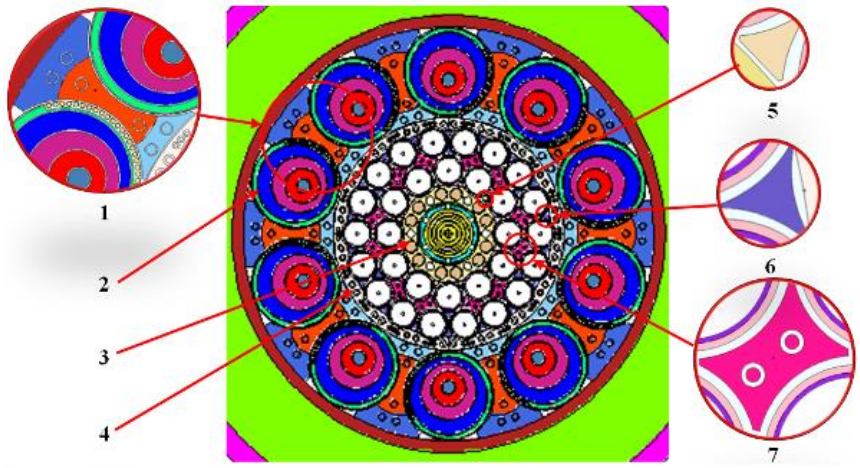
При подготовке расчетной модели учтены характерные особенности конструкции тепловыделяющей сборки водоохлождаемого технологического канала (ВОТК), АЗ и органов регулирования, температурные режимы элементов конструкции реактора, включены программные опции наилучшим образом моделирующие процессы взаимодействия нейтронов с веществом. Основные особенности расчетной модели приведены ниже:

- тепловыделяющая сборка ВОТК, отражатели, вытеснители, регулирующие барабаны (РБ) и центральный экспериментальный канал (ЦЭК) заданы гетерогенной структурой;
- задано двухзонное профилирование тепловыделяющей сборки по радиусу;
- температура АЗ и конструкционных элементов реактора принята равной 293 К;
- предусмотрена возможность изменения положения стержней системы компенсирующей реактивность и изменения углового положения РБ от 0 градусов (поглощающие элементы направлены в сторону АЗ) до 180 градусов (поглощающие элементы направлены в противоположную сторону от АЗ). Вращение РБ осуществляется по часовой стрелке при виде сверху на реактор.



1 – центральная сборка 73.000, 2 – ВОТК, 3 – вытеснители, 4 – боковой отражатель, 5 – РБ, 6 – СКР

Рисунок 1. Расчетная модель АЗ реактора ИВГ.1М



1 – отражатель, 2 – РБ, 3 – центральный вытеснитель, 4 – боковой вытеснитель, 5 – малые межканальные треугольные вытеснители, 6 – межканальные треугольные вытеснители, 7 – межканальные вытеснители

Рисунок 2. Бериллиевые блоки А3 реактора ИВГ.1М

1. Определение содержания трития и гелия в облученном бериллии

1.1. Основные уравнения

Для нейтронов с энергией $E \geq 0,71$ МэВ [2] идет реакция (n, α), которая приводит к серии реакций

$$\begin{aligned} &{}^{9}Be(n,\alpha) \rightarrow {}^{6}He \\ &{}^{6}He \xrightarrow{\beta^-} {}^{6}Li,\ T_{1/2} = 0,8 \text{ с} \\ &{}^{6}Li(n,\alpha) \rightarrow {}^{3}H \\ &{}^{3}H \xrightarrow{\beta^-} {}^{3}He,\ T_{1/2} = 12,33 \text{ год} \\ &{}^{3}He(n,p) \rightarrow {}^{3}H \end{aligned} \quad (1)$$

Для нейтронов с энергией E ≥ 2,7 МэВ [2] идет реакция $(n, 2n)$

$$\begin{aligned} &{}^{9}Be(n,2n) \rightarrow {}^{8}Be + 2n \\ &{}^{8}Be \xrightarrow{\gamma} 2\,{}^{4}He,\ T_{1/2} = 10^{-16} \text{с} \end{aligned} \quad (2)$$

Схема цепочек реакций, происходящих при облучении бериллия, приведена на рисунке 3.

Как видно из уравнения (1), некоторое количество бериллия почти сразу же превращается в ^{6}Li. Концентрация бериллия, гелия, лития и трития определяется с использованием следующих уравнений:

$$\begin{aligned} \frac{dN_{Be}}{dt} &= -N_{Be} \cdot \{RR\}_{Be} \\ \frac{dN_{L}}{dt} &= N_{Be} \cdot \{RR\}_{Be} - N_{L} \cdot \{RR\}_{L} \\ \frac{dN_{T}}{dt} &= N_{L} \cdot \{RR\}_{L} - \lambda_T \cdot N_T + N_{He} \cdot \{RR\}_{He3} \\ \frac{dN_{He3}}{dt} &= \lambda_T \cdot N_T - N_{He3} \cdot \{RR\}_{He3} \end{aligned} \quad (3)$$

где зависимость концентрации N от времени не учитывалась для упрощения системы расчета. Подстрочные индексы *Be*, *L*, *T* и *He* соответствуют ^{9}Be, ^{6}Li, ^{3}H и ^{3}He. Постоянная λ_T является постоянной распада трития и равна $1,78 \cdot 10^{-9}$ с$^{-1}$. Скорость изотопной реакции $\{RR\}_x$: (n, T) для ^{6}Li, (n, p) для ^{3}He и реакция (n, α) для бериллия определяется из следующего уравнения:

$$\{RR\}_x = \int_{E_{\min}}^{E_{\max}} \varphi(E,t)\sigma_x(E)dE \quad (4)$$

Энергетический интервал (E_{min}, E_{max}) охватывает полный диапазон энергий нейтронов, а $\sigma_x(E)$ является сечением для соответствующего изотопа *x*.

В случае, когда нейтронный поток $\varphi(E,t) = 0$ (перерыв в работе реактора), последние два уравнения системы (3) становятся нетривиальными и описывают распад трития и образование ^{3}He.

Матрица коэффициентов системы (3) состоит из скоростей реакций изотопов и постоянной распада трития и имеет следующий вид

$$\begin{bmatrix} -\{RR\}_{Be} & 0 & 0 & 0 \\ +\{RR\}_{Be} & -\{RR\}_{L} & 0 & 0 \\ 0 & +\{RR\}_{L} & -\lambda_T & +\{RR\}_{He3} \\ 0 & 0 & +\lambda_T & -\{RR\}_{He3} \end{bmatrix} \quad (5)$$

Так как скорость реакции для бериллия зависит от величины нейтронного потока с энергией выше 0,7 МэВ, а скорости реакций для ^{6}Li, ^{3}H и ^{3}He от величины потока тепловых нейтронов, то концентрация гелия и трития сильно зависит от спектра нейтронов в бериллии. Учет изменения потока нейтронов в коэффициентах уравнения $\{RR\}$ делает задачу нелинейной. При проведении данного расчета сделано допущение, что скорость реакции постоянна.

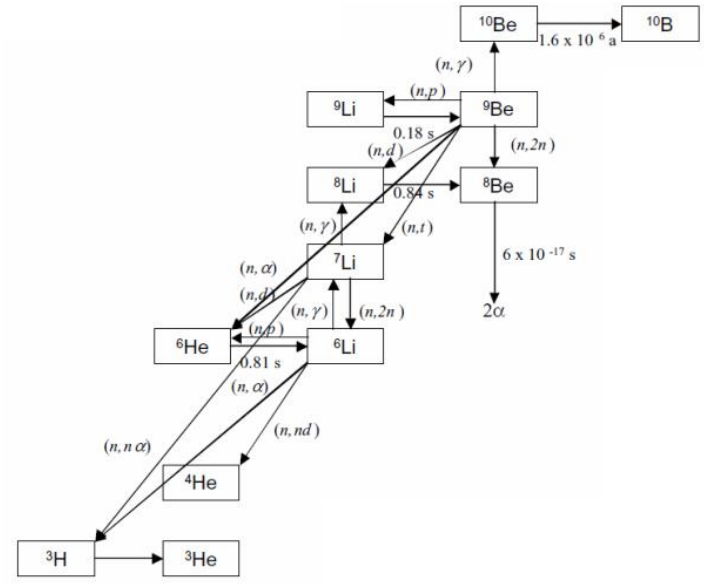


Рисунок 3. Схема цепочек реакций, происходящих при облучении бериллия

В уравнениях (3-5) не учитывается реакция ^{9}Be(*n*, 2*n*). Поэтому образование ^{4}He в результате этой реакции определяется отдельно. Для уравнения (2) образование ^{4}He решается следующей системой уравнений

$$\frac{dN_{Be}}{dt} = -N_{Be}\cdot\{RR\}_{Be}$$
$$\frac{dN_{He4}}{dt} = N_{Be}\cdot\{RR\}_{Be} - N_{He4}\cdot\{RR\}_{He4} \quad (6)$$

Матрица коэффициентов системы (6) имеет следующую форму

$$\begin{bmatrix} -\{RR\}_{Be} & 0 \\ +\{RR\}_{Be} & -\{RR\}_{He4} \end{bmatrix} \quad (7)$$

1.2. Методы и инструменты вычислений

Решение задачи состояло из двух частей: на первом этапе были выполнены нейтронно-физические расчеты скоростей реакции и плотности потока нейтронов с помощью программы MCNP5; на втором этапе для решения систем 3 и 6 с известными начальными величинами концентраций для бериллия, лития, трития и гелия были использованы соотношения (8)-(10), приведенные в [3, 4], была разработана программа на языке программирования Visual Basic в среде Excel.

$$N_L(t) = N_L(0)\cdot\exp\{-RR_L\cdot t\} + \frac{A}{RR_L}\cdot(1-\exp\{-RR_L\cdot t\}), \quad (8)$$

где $A = N_{Be}\cdot RR_{Be}$, N_{Be} – константа;

Уравнения для расчета концентраций трития и гелия имеют следующий вид:

$$N_T(t) = a_1 + a_2\cdot\exp\{-(\lambda_T + RR_{He})\cdot t\} + \frac{A\cdot RR_{He}}{\lambda_T + RR_{He}}\cdot t + \frac{(RR_{He} - RR_L)\cdot(N_L(0) - A/RR_L)}{(RR_L - \lambda_T - RR_{He})}\cdot\exp\{-RR_L\cdot t\} \quad (9)$$

$$N_{He}(t) = \frac{\lambda_T}{RR_{He}}\cdot a_1 - a_2\cdot\exp\{-(\lambda_T + RR_{He})\cdot t\} + \frac{A\cdot\lambda_T}{\lambda_T + RR_{He}}\cdot(t - 1/RR_{He}) + \frac{\lambda_T\cdot(N_L(0) - A/RR_L)}{(RR_L - \lambda_T - RR_{He})}\cdot\exp\{-RR_L\cdot t\} \quad (10)$$

α_1 и α_2 – два дополнительных коэффициента:

$$a_1 = \frac{1}{(1+\lambda_T/RR_{He})}[N_L(0) + N_T(0) + N_{He}(0) - \frac{A}{RR_{Li}} + \frac{(\lambda_T\cdot A/RR_{He})}{(\lambda_T + RR_{He})}];$$

$$a_2 = \frac{1}{(1+RR_{He}/\lambda_T)}\cdot[\frac{RR_L}{(RR_L - \lambda_T - RR_{He})}\cdot(N_L(0) - A/RR_L) + N_T(0) - \frac{RR_{He}}{\lambda_T}\cdot N_{He}(0) - \frac{A}{(\lambda_T + RR_{He})}];$$

где N_{Be} – концентрация бериллия;

$N_T(0)$ – концентрация трития в начальный момент времени;

$N_{He}(0)$ – концентрация гелия в начальный момент времени;

$N_L(0)$ – концентрация лития в начальный момент времени;

$N_T(t)$ – концентрация трития в момент времени *t*;

$N_{He}(t)$ – концентрация гелия в момент времени *t*;

$N_L(t)$ – концентрация лития в момент времени *t*;

RR_{Li} – скорость реакции для лития;

RR_{He} – скорость реакции для гелия;

λ_T – постоянная распада трития.

1.3. Расчет количества гелия и трития

Массовая доля бериллия в блоках составляет не менее 97,8 %. Массовая доля примесей в бериллии приведена в таблице 1.

В качестве начальных условий принято, что литий, тритий и гелий имеют нулевую концентрацию $N_{Li}(0)=N_H(0)=N_{He}(0)=0$, а концентрация бериллия соответствует технической характеристике бериллиевых образцов $N_{Be}(0)=0{,}1206003$. Для последующих периодов времени использовались как начальные величины концентрации, рассчитанные на конец предшествующего периода.

Для оценки общего количества трития и гелия в бериллиевых блоках использовались сведения о работе реактора с 1975 по 2013 год. При проведении расчетов использовалась модель АЗ реактора ИВГ.1М (с водяным теплоносителем).

Программа для расчета рассчитана на произвольное количество шагов. В каждом шаге точно определяется количество часов работы реактора, за которым следуют часы простоя. Расчет изменения ядерной концентрации лития, трития и гелия проводился для бериллиевых блоков отражателя и вытеснителей. Облучение проводилось с 07.03.1975.

В таблице 2 приведены скорости реакций бериллия, лития, трития и гелия в блоках отражателя и вытеснителей, принятые при решении системы уравнений (3).

Таблица 1. Массовая доля примесей в бериллии

Массовая доля примесей не более, %								
Fe	**Al**	**Si**	**Cr**	**F**	**O**	**C**	**Ti**	**Сумма Mg, Mn, Ni, Cu**
0,25	0,03	0,04	0,05	0,002	1,3	0,12	0,04	0,08

Таблица 2. Скорость реакций в бериллиевых блоках

	Скорость реакций *RR*, $с^{-1}см^{-3}$			
	Be	**Li**	**^{4}He**	**^{3}He**
Отражатель	$1{,}2835\cdot10^{-13}$	$1{,}05114\cdot10^{-8}$	$2{,}75826\cdot10^{-8}$	$5{,}93592\cdot10^{-8}$
Регулирующие барабаны	$1{,}01014\cdot10^{-13}$	$7{,}61473\cdot10^{-9}$	$2{,}01145\cdot10^{-8}$	$4{,}30012\cdot10^{-8}$
Центральный вытеснитель	$1{,}29476\cdot10^{-12}$	$1{,}35066\cdot10^{-7}$	$3{,}54822\cdot10^{-7}$	$7{,}62731\cdot10^{-7}$
Боковой вытеснитель	$8{,}41708\cdot10^{-13}$	$8{,}20287\cdot10^{-8}$	$2{,}17644\cdot10^{-7}$	$4{,}63225\cdot10^{-7}$
Малые межканальные треугольные вытеснители	$1{,}89539\cdot10^{-12}$	$2{,}06592\cdot10^{-7}$	$5{,}57057\cdot10^{-7}$	$1{,}16665\cdot10^{-6}$
Межканальные треугольные вытеснители	$1{,}45091\cdot10^{-12}$	$1{,}56001\cdot10^{-7}$	$4{,}22042\cdot10^{-7}$	$8{,}80953\cdot10^{-7}$
Межканальные вытеснители	$1{,}83924\cdot10^{-12}$	$1{,}97866\cdot10^{-7}$	$5{,}29051\cdot10^{-7}$	$1{,}11737\cdot10^{-6}$

В качестве примера был выбран блок, находящийся в центральном вытеснителе, который подвергался сильному влиянию облучения. Все графики изменения концентрации построены для него.

Изменение ядерной концентрации лития и трития, имеющее место во время облучения бериллиевых блоков представлено на рисунке 4.

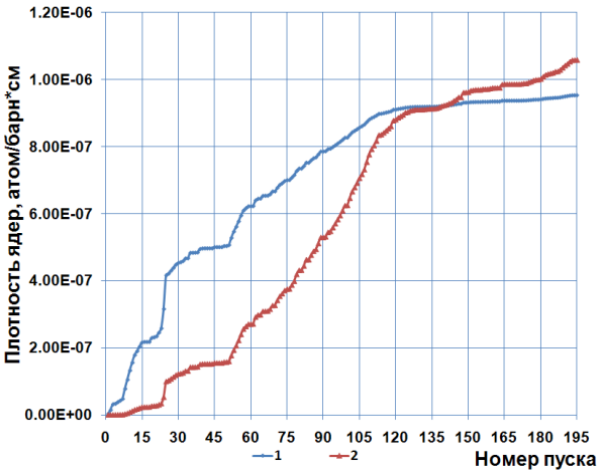


Рисунок 4. Изменение ядерной концентрации лития и трития в течение длительной работы реактора без учета распада (1 – литий; 2 – тритий)

На рисунке 5 представлено изменение ядерной концентрации наработанного ^{4}He в течение длительной работы реактора.

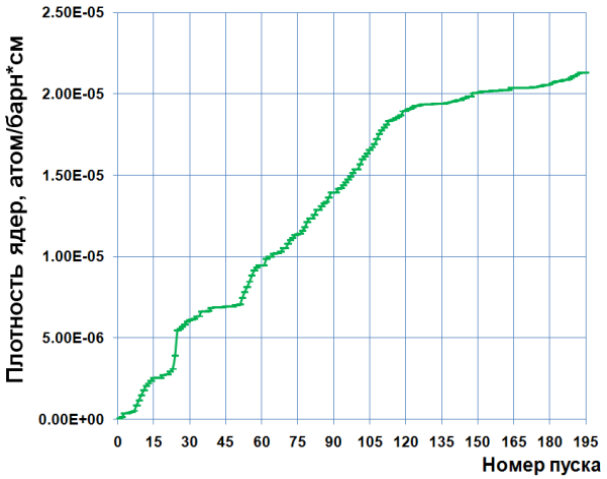


Рисунок 5. Распределение ядерной концентрации ^{4}He в течение длительной работы реактора

Из распределений, приведенных на рисунках 4 и 5, видно, что плотность ядер в течение приблизительно первых 120 пусков резко возрастает, а затем рост снижается. Это связано с тем, что мощности и

время проведения первых пусков были достаточно большими, по сравнению с последующими пусками.

На рисунке 6 представлено изменение ядерной концентрации наработанного трития во время длительной работы реактора без учета распада (линия 1) и изменение ядерной концентрации с учетом распада трития в периоды простоя реактора (линия 2).

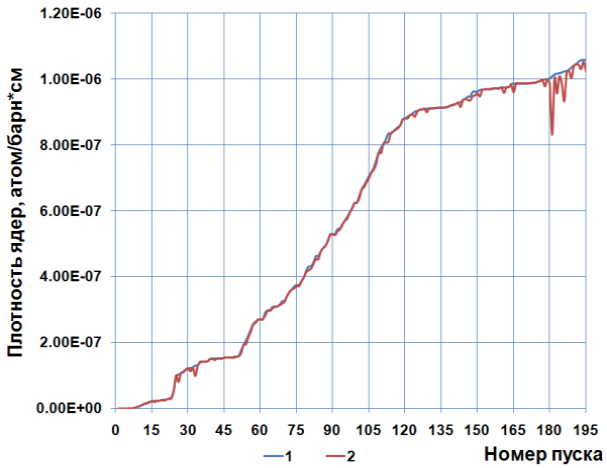


Рисунок 6. Изменение ядерной концентрации ядер трития в течение длительной работы реактора с учетом и без учета распада (1 – без учета распада; 2 – с учетом распада)

На рисунке 7 представлено изменение ядерной концентрации наработанного ^{3}He во время длительной работы реактора без учета распада (линия 1) и изменение ядерной концентрации с учетом распада ^{3}He в периоды простоя реактора (линия 2).

Из распределений, представленных на рисунках 6 и 7, видно, что учет распада трития и гелия в течение длительной работы реактора влияет на изменение их ядерных концентраций. Видно, что на протяжении длительного останова реактора между 181 и 182 пусками количество ^{3}He увеличилось более чем в семь раз.

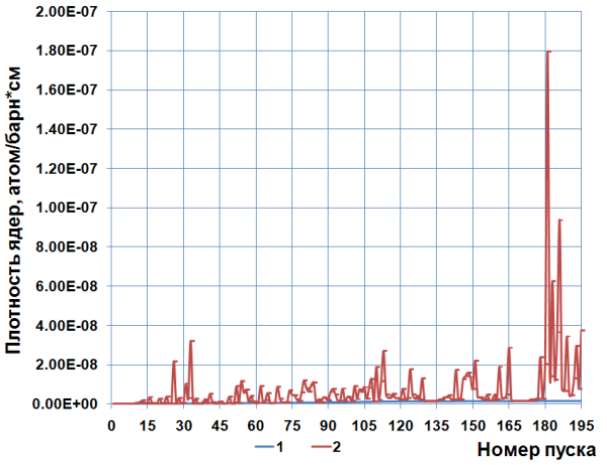
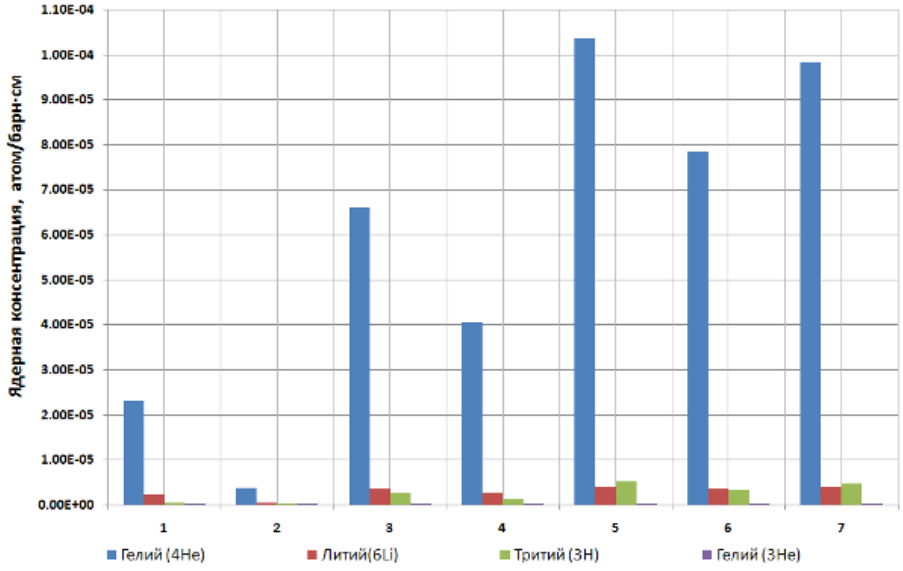


Рисунок 7. Распределение плотности ядер ^{3}He в течение длительной работы реактора с учетом и без учета распада (1 – без учета распада; 2 – с учетом распада)

Результаты оценки атомной концентрации лития, трития и гелия в бериллиевых блоках отражателя и вытеснителей реактора ИВГ.1М на 2013 год приведены в виде графика на рисунке 8.

Из распределений, представленных на рисунке 8, видно, что наибольшая концентрация элементов приходится на межканальные вытеснители и треугольники, которые находятся непосредственно рядом с ВОТК.



1 – отражатель, 2 – РБ, 3 – центральный вытеснитель, 4 – боковой вытеснитель, 5 – малые межканальные треугольные вытеснители, 6 – межканальные треугольные вытеснители, 7 – межканальные вытеснители

Рисунок 8. Атомная концентрация лития, трития и гелия на 2013 год

Таблица 3. Результаты нейтронно-физических расчетов

Угол разворота РБ	$K_{эф}$		Запас реактивности, $\beta_{эф}$		Эффективность РБ, $\beta_{эф}$	
	1	2	1	2	1	2
79°	1,00026±0,00018	1,00887±0,00020	0,04	1,37	13,83	13,61
0°	0,95879±0,00018	0,95975±0,00021	-6,73	-6,55		
180°	1,04771±0,00015	1,04734±0,00017	7,12	7,06		

2. НЕЙТРОННО-ФИЗИЧЕСКИЕ РАСЧЕТЫ

Нейтронно-физические расчеты были проведены с помощью программы MCNP5, с целью определения эффективного коэффициента размножения $K_{эф}$ и запаса реактивности и эффективности РБ в реакторе ИВГ.1М.

В расчетной модели по результатам оценки заданы необходимые примеси в материалах бериллиевых блоков вытеснителей и отражателей с учетом работы реактора ИВГ.1М до 2013 года. Результаты нейтронно-физических расчетов с уточнениями примесей в материалах бериллиевых блоков (2) приведены в таблице 3. Для сравнения там же приведены данные расчетной модели (1) без уточнения примесей.

По результатам расчета, приведенным в таблице 3, видно, что уточнение данных для материалов бериллиевых блоков приведет к изменению запаса реактивности при развороте РБ 79° на 1,33 $\beta_{эф}$, при 0° на 0,18 $\beta_{эф}$, при 180° на 0,06 $\beta_{эф}$, при этом эффективность РБ снижается приблизительно на 1,6 %.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

За время эксплуатации с 1975-1988 г.г. в реакторе ИВГ.1 было испытано 4 комплекта ТВС опытных АЗ, отличающихся размерами, загрузкой по урану 235, максимальной мощностью. Их основное отличие от нынешней АЗ – использование газообразного теплоносителя. По нашим оценкам, расчетный эффект от отравления бериллиевых блоков, вероятнее всего, получен заниженный, в связи с тем, что вся история пусков моделировалась водоохлаждаемой АЗ реактора.

Исследовательский реактор эксплуатируется с перерывами. Результаты, показывают, что периоды останова реактора сильно влияют на накопление ^{3}He в бериллиевых блоках, при этом время останова не оказывают непосредственное влияния на концентрацию ^{6}Li. Однако накопление ^{3}He изменяет спектр нейтронов и, следовательно, скорость реакции. Это изменение скорости реакции, в свою очередь, влияет на содержание ^{6}Li в последующие периоды работы реактора.

Отравление бериллия интересно главным образом из-за его влияния на реактивность реактора. Другими словами, важно знать, какое количество ^{3}He и ^{6}Li может привести к значительному изменению реактивности реактора и очевидно, что этот эффект сильно зависит от периодов простоя реактора.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Создана расчетная модель реактора ИВГ.1М, в которой учтены характерные особенности конструкции. Разработана программа для расчета концентраций трития и гелия в бериллиевых блоках.
2. Выполнены расчеты и сделана оценка влияния отравления бериллиевых блоков на реактивность реактора ИВГ.1М с учетом времени наработки и распада в течение длительной работы реактора (с 1975 года).
3. Проведенные расчетные исследования позволяют сделать вывод о том, что отравление бериллиевых блоков приведет к изменению запаса реактивности при развороте РБ 79° на 1,33 $\beta_{эф}$, при 0° на 0,18 $\beta_{эф}$, при 180° на 0,06 $\beta_{эф}$, при этом эффективность РБ снижается приблизительно на 1,6 %.
4. Показано, что на изменение ядерных концентраций гелия (^{3}He) большое влияние оказывают периоды останова реактора.
5. Определены бериллиевые блоки АЗ с наибольшей концентрацией отравляющих элементов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Briesmeister, J. F. MCNP — a general Monte-Carlo Code for neutron and photon Transport / J.F. Briesmeister [et al.].– Los Alamos, 1997.– LA-7396M.
2. Серняев, Г. А. Радиационная повреждаемость бериллия / Г.А. Серняев.– Екатеренбург : Екатеренбург, 2001.– 396 с.
3. MCNP burn up lithium Hughes, D.J., Schwartz R.B. US . // Comm. Rep. BNL-325, 1958.
4. M.M. Bretscher, J.L. Snelgrove: The whole-core LEU U3Si2-Al fuel demonstration in the 30-MW Oak Ridge Research Reactor, ANL/RERTR/TM-14, 1997.

БЕРИЛЛИЙ БЛОКТАРЫНЫҢ УЛАНУЫНЫҢ ИВГ.1М РЕАКТОРЫНЫҢ РЕАКТИВТІЛІГІНЕ ӘСЕРІ

Жұмаділова Ұ.А., Прозорова И.В.

ҚР ҰЯО РМК «Атом энергиясы институты» филиалы, Курчатов, Қазақстан

Мақалада 1975 жылдан 2013 жылға дейінгі іске қосылған және жұмыссыз тұрған уақыттары ескерілген ИВГ.1М реакторының бериллий блоктарының материалын анықтау бойынша жүргізілген нейтронды-физикалық есептеулерінің нәтижелері берілген. Есептеу нәтижелерін реактордың ұзақ уақыт бойындағы нейтронды-физикалық сипаттамаларын бағалау үшін қолдануға болады, қоспалары анықталған бериллий ығыстырғыштары және шағылдырғышы бар есептік моделін есептеулер кезінде тиянақты нәтиже алу үшін қолдануға болады.

BERYLLIUM BLOCKS POISONING EFFECT ON IVG.1M REACTOR REACTIVITY

U.A. Zhumadilova, I.V. Prozorova

Branch "Institute of Atomic Energy" RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

The article presents the results of neutron-physical calculations to data qualification for materials of beryllium blocks of IVG.1M reactor core since 1975 to 2013 taking into account startups periods and down the time between startups, and the results to determine effect of beryllium poisoning on the reactivity. Calculation data can be used to estimate the neutron-physical characteristics of the reactor for a long time, the calculation model with improved impurities for materials of beryllium displacers and reflector can be used to obtain more accurate results during the calculations.

УДК 621.039:620.193/.197

КОНТРОЛЬ КОРРОЗИОННОГО СОСТОЯНИЯ ДЕТАЛЕЙ РЕАКТОРА ИВГ.1М ПО ИХ ОБРАЗЦАМ-СВИДЕТЕЛЯМ

Дерявко И.И., Коянбаев Е.Т., Даулеткелдыев А.Д., Кожахметов Е.А.

Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

Представлены результаты выполненных в 1982, 1989, 1994, 2001, 2004, 2007, 2010 и 2013 годах восьми периодических освидетельствований коррозионного состояния эксплуатирующихся в дистиллированной воде деталей исследовательского реактора ИВГ.1М по их образцам-свидетелям. Зафиксированы высокие качественные и количественные показатели коррозионной стойкости в воде образцов-свидетелей, отслеживающих состояние основных деталей реактора и его водоохлаждаемых технологических каналов ВОТК.

ВВЕДЕНИЕ

В целях обеспечения требований по безопасной эксплуатации ядерных установок на модернизированном реакторе ИВГ.1М (а до модернизации – и на реакторе ИВГ.1) проводились и проводятся периодические проверки их технического состояния, причем для отслеживания коррозионного состояния деталей центральной сборки как реактора ИВГ.1, так и реактора ИВГ.1М использовались и используются одни и те же стержневые образцы-свидетели из стали марки 08Х18Н10Т, бериллия, титан-гадолиниевого сплава ТГ702 (Ti+9%Gd) и циркоций-ниобиевого сплава Э110 (Zr+1%Nb), установленные в ячейки бериллиевого вытеснителя реактора ИВГ.1 еще в 1975 году. Последнее обусловлено тем, что конструкция центральной сборки реактора ИВГ.1 практически полностью сохранена в реакторе ИВГ.1М. Форма образцов-свидетелей, установленных в реактор в 1975 году, – цилиндрические и полуцилиндрические стержни длиной около 56 мм. Бериллиевые образцы-свидетели защищены одним из трех типов покрытий: белым эматалевым, черным оксидным или серым оксидным (покрытия созданы методами анодирования).

После замены в модернизированном реакторе ИВГ.1М газоохлаждаемых технологических каналов на водоохлаждаемые технологические каналы ВОТК в 1990 году состав образцов-свидетелей реактора был расширен: для отслеживания коррозионного состояния деталей каналов ВОТК в специальном канале водяного контура КВК-300 (размещенном вне корпуса реактора) были установлены пластинчатые образцы-свидетели из стали марки 12Х18Н10Т и алюминий-магниевого сплава АМг6М (Al+6%Mg). Образцы-свидетели в канале КВК-300 были вырезаны из 12Х18Н10Т-трубы ∅72×2 мм и АМг6М-трубы ∅76×2 мм, поэтому их форма – слегка изогнутые прямоугольные пластины (размерами примерно 50×20×2 мм) с центральным отверстием под стержни крепления в кассете канала КВК-300.

Поскольку и детали центральной сборки реактора, и детали каналов ВОТК в межпусковые периоды постоянно находятся в неподвижной дистиллированной воде при комнатной температуре (а в кратковременные пусковые периоды – в протоке дистиллированной воды при температуре до 80 °С), то находящиеся в этой же воде образцы-свидетели позволяют надежно отслеживать коррозионное состояние деталей реактора из нержавеющих сталей, бериллия и титан-гадолиниевого, цирконий-ниобиевого и алюминий-магниевого сплавов; само же отслеживание осуществляется периодическими освидетельствованиями состояния образцов-свидетелей путем их визуального обследования и измерения коррозионных изменений масс.

СОДЕРЖАНИЕ ПРОВЕДЕННЫХ ОСВИДЕТЕЛЬСТВОВАНИЙ ОБРАЗЦОВ

К настоящему времени проведено восемь освидетельствований образцов-свидетелей реакторов ИВГ.1 и ИВГ.1М. Поскольку в 1975 году образцы-свидетели были установлены в реактор ИВГ.1 без измерения исходных значений масс, то в первом освидетельствовании в мае 1982 года было проведено только визуальное обследование 08Х18Н10Т-, Be-, (Ti,Gd)- и (Zr,Nb)-образцов, выгруженных из ячейки Е вытеснителя реактора. После этого все образцы в ячейке Е были заменены свежими гантелевидными стержневыми Be-образцами (длиной ~28 мм) в количестве 32 штук, у которых перед загрузкой в реактор были измерены индивидуальные значения их исходных масс. Во втором освидетельствовании в сентябре 1989 года было снова проведено только визуальное обследование всех Be-, 08Х18Н10Т-, (Ti,Gd)- и (Zr,Nb)-образцов, выгруженных из ячеек Д, Ж и К вытеснителя реактора. Менее чем через год этот реактор был модернизирован в реактор ИВГ.1М, к водяному контуру которого был подсоединен канал КВК-300, укомплектованный аттестованными по исходной массе 12Х18Н10Т- и (Al,Mg)-образцами.

В третьем освидетельствовании в ноябре 1994 года было проведено визуальное обследование всех 08Х18Н10Т-, Be-, (Ti,Gd)- и (Zr,Nb)-образцов, выгруженных из ячеек Д, Ж и К вытеснителя реактора ИВГ.1М, и всех 12Х18Н10Т- и (Al,Mg)-образцов, выгруженных из канала КВК-300. После этого 12 Be-образцов в ячейках Д, Ж и К были заменены 12 свежими Be-образцами (по четыре образца в каждой ячейке), аттестованными по исходной массе. Кроме

того, у всех 12Х18Н10Т- и (Al,Mg)-образцов из канала КВК-300 были выполнены измерения коррозионных изменений масс.

В четвертом освидетельствовании в ноябре 2001 года было проведено визуальное обследование всех 08Х18Н10Т-, Be-, (Ti,Gd)-, (Zr,Nb)-, 12Х18Н10Т- и (Al,Mg)-образцов, выгруженных из всех четырех ячеек Д, Е, Ж и К вытеснителя реактора и из канала КВК-300, а также измерение коррозионных изменений масс у всех 12Х18Н10Т- и (Al,Mg)-образцов из канала КВК-300 и у тех тридцати двух и двенадцати Be-образцов из вытеснителя, которые были ранее аттестованы по исходной массе. Содержание пятого освидетельствования образцов в сентябре 2004 года полностью повторило содержание четвертого освидетельствования.

Сразу после пятого освидетельствования испытания были приостановлены на полгода (с декабря 2004 года по июнь 2005 года) для выполнения ревизии всех образцов во всех ячейках вытеснителя, в ходе которой были проведены частичные замены отдельных испытанных Be-образцов свежими. После таких замен ячейки Д, Е, Ж и К оказались заполненными бериллиевыми образцами, имеющими существенно различные длительности испытаний: 22 свежих аттестованных образца, 12 аттестованных образцов после 10-летних испытаний, 32 аттестованных образца после 22,5-летних испытаний и 31 неаттестованный образец после 29,6-летних испытаний.

После этого в связи с размещением на испытания 22 свежих аттестованных образцов были дважды проведены (в июле 2006 года и в мае 2007 года) дополнительные визуальные освидетельствования и измерения масс всех Be-образцов, основной целью которых являлось уточнение характера изменения их коррозионного состояния на начальной (в первые один-два года) стадии испытаний в воде.

В шестом освидетельствовании в ноябре 2007 года было проведено визуальное обследование всех 08Х18Н10Т-, Be-, (Ti,Gd)-, (Zr,Nb)-, 12Х18Н10Т- и (Al,Mg)-образцов, а также измерение изменений масс у всех Be-, 12Х18Н10Т- и (Al,Mg)-образцов. После этого в июле 2009 года было проведено дополнительное измерение коррозионных изменений масс Be-образцов из ячейки Е и всех 12Х18Н10Т- и (Al,Mg)-образцов в канале КВК-300. (Основной целью этих измерений являлось уточнение наличия смыва продуктов коррозии с Be-образцов при испытаниях длительностью более 20 лет.)

В седьмом освидетельствовании в сентябре 2010 года, как и в шестом освидетельствовании, было проведено визуальное обследование всех Be-, 08Х18Н10Т-, (Ti,Gd)-, (Zr,Nb)-, 12Х18Н10Т- и (Al,Mg)-образцов, а также измерение коррозионных изменений масс у всех Be-, 12Х18Н10Т- и (Al,Mg)-образцов. Содержание восьмого освидетельствования образцов в сентябре 2013 года полностью повторило содержание обоих предыдущих (седьмого и шестого) освидетельствований.

Из сказанного в этом разделе видно, что в ходе выполнения периодических освидетельствований у одних образцов определялись как качественные показатели коррозии (состояние поверхностей), так и количественные (привесы образцов), а у других – только качественные или только количественные. Так, у всех образцов из стали и сплавов в вытеснителе реактора определялись только качественные показатели (в освидетельствованиях до 2005 года то же самое относится и к неаттестованным по массе Be-образцам). Наоборот, у всех образцов в канале КВК-300 определялись и качественные, и количественные показатели коррозии (то же самое относится и ко всем аттестованным по массе Be-образцам, а в освидетельствованиях после 2005 года – и к неаттестованным Be-образцам).

СОСТОЯНИЕ ОБРАЗЦОВ В ВЫТЕСНИТЕЛЕ

Состояние поверхностей образцов

Так как в ходе коррозионных испытаний образцов в вытеснителе проводились и другие (кроме уже указанных) замены образцов, то к моменту проведения последнего освидетельствования в 2013 году четыре ячейки вытеснителя реактора содержали в общей сложности 113 образцов (101 образец из бериллия и 12 образцов из стали и сплавов).

При визуальном обследовании выгруженных образцов (после их обезвоживания в спирте, просушки и раскладывания рядом с ними исходных образцов того же материального состава) было в очередной раз зафиксировано, что у 08Х18Н10Т-, (Ti,Gd)- и (Zr,Nb)-образцов (цилиндрических и полуцилиндрических образцов длиной ~56 мм) после 37,5-летних испытаний обнаруживаются весьма незначительные коррозионные изменения цвета их поверхностей: светлая блестящая поверхность образцов приобрела слегка матовый налет светло-серого или неяркого белого оттенков. Типичный вид этих образцов представлен на рисунке 1. У всех образцов налет имел прочное сцепление с поверхностью образца: налет нельзя было удалить, например, путем протирки образцов бязевой тканью.

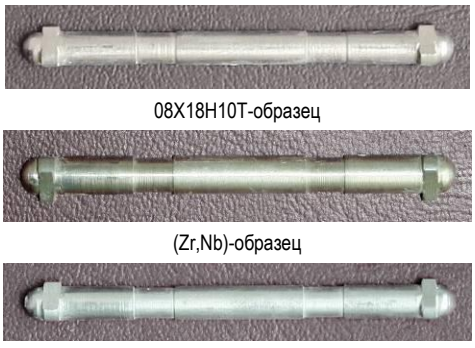


Рисунок 1. Внешний вид 08Х18Н10Т-, (Ti,Gd)- и (Zr,Nb)-образцов после 37,5-летних испытаний в воде

Полученный результат стабильно повторялся во всех восьми визуальных обследованиях этих образцов, когда длительность их испытаний в воде увеличивалась с 7,2 лет в 1982 году до 37,5 лет в 2013 году.

При таком же обследовании Be-образцов (как коротких (~28 мм) гантелевидных, так и длинных (~56 мм) цилиндрических и полуцилиндрических) фиксировались более заметные коррозионные изменения цвета их покрытий, причем и характер, и интенсивность этих изменений были различными у покрытий различного типа. Поскольку в визуальном обследовании 2013 года участвовали образцы с существенно различной длительностью испытаний в воде (2,5, 3,4, 8,0, 18,0, 30,5 и 37,5 лет), то в очередной раз была подтверждена следующая ранее обнаруженная тенденция коррозионного изменения цвета каждого из типов покрытий [1-3] с увеличением длительности испытаний τ (наработок τ).

У образцов с серым оксидным покрытием (именно таким типом покрытия защищены бериллиевые детали центральной сборки реактора ИВГ.1М) изменение цвета покрытия с увеличением τ (см. рисунки 2 и 3) было наименее заметным: исходный серый цвет лишь частично искажался налетом белого или светло-серого оттенка (при этом видимых изменений сплошности покрытия обнаружено не было).

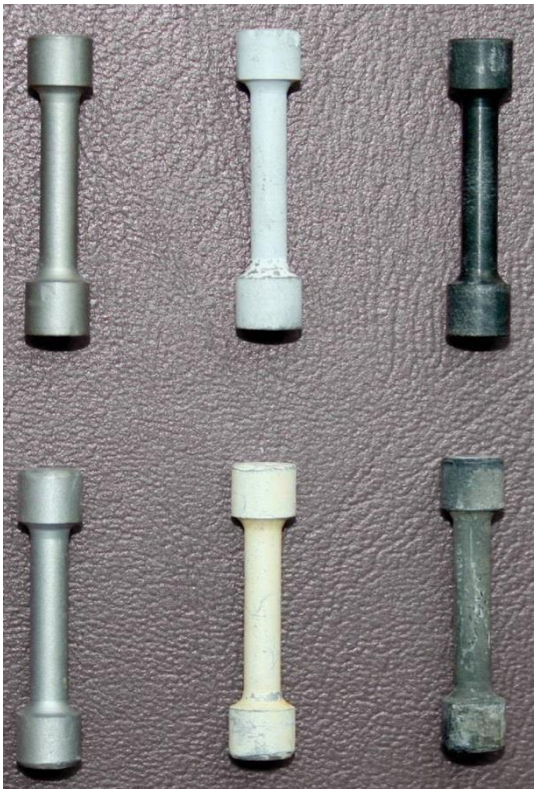


Рисунок 2. Короткие (~28 мм) Be-образцы до (вверху) и после (внизу) 30,3 -летних испытаний в воде

У образцов с эмалевым покрытием исходный молочно-белый матовый цвет эмаля с увеличением τ переходил в серый матовый с участками желто-коричневого оттенка, а затем в почти сплошной желто-коричневый оттенок (причем несплошности этого оттенка были видны как цепочки темных точек и/или темных узких полос, ориентированных вдоль длины образца). А у образцов с черным оксидным покрытием изменение цвета было максимально заметным: на исходной черной блестящей поверхности сначала появлялся сплошной светло-серый матовый налет, который со временем переходил в почти белый, оставаясь иногда сплошным, а иногда приобретая несплошности в виде цепочек темных точек и/или темных узких полос, ориентированных вдоль длины образца.



Рисунок 3. Длинные (~56 мм) Be-образцы до (вверху) и после (внизу) 37,5-летних испытаний в воде

В целом визуальное обследование указало на вполне удовлетворительное коррозионное состояние поверхностей всех бериллиевых образцов. При этом следует иметь в виду, что коррозионному повреждению подвергается не столько сам материал образца, сколько материал его защитного покрытия.

Определение коррозионных привесов Be-образцов

Количественные показатели коррозии образцов определялись по изменениям Δm их исходных масс m_o с увеличением наработки τ. Во взвешиваниях образцов в освидетельствовании 2013 года участвовали все Be-образцы из вытеснителя реактора, хотя исходные значения масс были только у 72 образцов (66 коротких гантелевидных и 6 длинных стержневых) а у 29 бериллиевых образцов, установленных на испытания в 1975 году, такие данные отсутствовали.

Очевидно, что из всех результатов определения удельных привесов $\Delta m/S$ (S – площадь поверхности образца) Be-образцов наибольший интерес для определения их коррозионной стойкости представляли данные у тех аттестованных 66 коротких гантелевидных образцов, которые были установлены на испытания в 1982, 1994 и 2005 годах, т.е. у 32 образцов в ячейке Е (с наработками 30,5 лет), 12 образцов в ячейках Д, Ж и К (с наработками 18 лет) и 22 образцов в ячейке К (с наработками 8 лет).

Результаты определения $\Delta m/S$ именно у этих 66 образцов представлены на рисунке 4, причем в этот рисунок внесены также и данные, полученные у них во всех предыдущих освидетельствованиях. В частности, для 32 образцов ячейки Е – это данные по их освидетельствованиям в 2001, 2004, 2005, 2006, 2007 (дважды), 2009 и 2010 годах после испытаний длительностями соответственно 19,5, 22,3, 22,5, 23,6, 24,3, 24,7, 26,3 и 27,5 лет (правая группа точек); для 12 образцов ячеек Д, Ж и К – это данные по их освидетельствованиям в 2001, 2004, 2005, 2006, 2007 (дважды) и 2010 годах после испытаний длительностями соответственно 7,0, 9,8, 10,0, 11,1, 11,8, 12,2 и 15,0 лет (средняя группа точек); для 22 образцов ячейки К – это данные по их освидетельствованиям в 2006 (дважды), 2007 (дважды) и 2010 годах после испытаний длительностями соответственно 0,6, 1,1, 1,8, 2,2 и 5,0 лет (левая группа точек).

Как видно из рисунка 4, привесы образцов имеют устойчивую тенденцию к повышению с увеличением длительности испытаний только при сравнительно небольших (не более 22 лет) наработках, после чего наблюдается их снижение. Зафиксированное снижение привесов образцов следует рассматривать как результат превалирования процессов смыва продуктов коррозии с образцов над процессами их образования на образцах. Последнее подтверждается тем, что у 29 длинных стержневых Be-образцов, испытывающихся с 1975 года и имеющих высокие (на уровне 38 лет) наработки, в последние 8 лет испытаний фиксируется вполне заметная потеря масс (см. таблицу 1).

Можно также предположить, что превалирование процессов смыва продуктов коррозии над процессами их образования обусловлено не столько интенсификацией процессов смыва, сколько снижением интенсивности процессов образования продуктов коррозии.

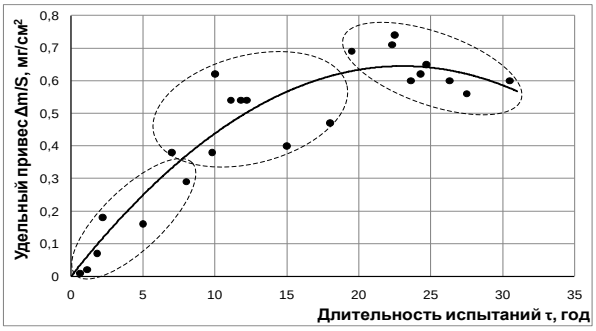


Рисунок 4. Кинетика коррозионного изменения масс у Be-образцов из вытеснителя реактора

В любом случае данные, представленные на рисунке 4, указывают на высокую коррозионную стойкость бериллиевых образцов с покрытиями. Действительно, скорость коррозии $K_M = \Delta m/(S\tau)$ у бериллиевых образцов, которая, как легко определить из кривой на этом рисунке, является невысокой (менее 0,05 мг/(см^2·год)) даже на начальной (в первые 10 лет) стадии испытаний, убывает далее значительным образом: после 20 лет скорость K_M составляет ~0,03 мг/(см^2·год), а к концу испытаний падает до ~0,02 мг/(см^2·год).

Таблица 1. Изменения масс у 29 не аттестованных в исходнос состоянии Be-образцов из ячееек Д, Ж и К

Дата проведенного освидетельствования	Июнь 2005 г.	Июль 2006 г.	Май 2007 г.	Ноябрь 2007 г.	Сентябрь 2010 г.	Сентябрь 2013 г.
Наработка τ, год	29,5	30,6	31,3	31,7	34,5	37,5
Прирост наработки Δτ, год	0	+1,1	+1,8	+2,2	+5,0	+8,0
Масса образца m, г	1,2846	1,2841	1,2845	1,2840	1,2837	1,2838
Коррозионный привес Δm, мг	0	-0,5	-0,1	-0,6	-0,9	-0,8
Удельный привес Δm/S, мг/см²	0	-0,06	-0,01	-0,07	-0,10	-0,09

Состояние образцов в канале КВК-300

Состояние поверхностей образцов

Освидетельствование 50 стальных и 155 алюминий-магниевых образцов из канала КВК-300, проведенное в сентябре 2013 года, в методическом плане полностью повторило сделанное в шести предыдущих освидетельствованиях, что позволило выполнить совместный анализ результатов длительных (общей продолжительностью 22,9 года) коррозионных испытаний этих образцов в воде.

При визуальном обследовании образцов было установлено, что состояние поверхностей как у 12Х18Н10Т-образцов (рисунок 5), так и у пассивированных (Al,Mg)-образцов (рисунок 6) после испытаний 22,9-летних испытаний осталось вполне удовлетворительным.

Эти образцы содержали в основном только неяркие следы местной коррозии в виде пятен двух цветовых оттенков – от слабого светло-желтого до слабого светло-серого у стальных и от серого матового до желто-коричневого у пассивированных алюминий-магниевых образцов. В целом степень коррозионного повреждения поверхностей (количество и размеры пятен, а также интенсивность окраски пятен) у пассивированных (Al,Mg)-образцов визуально воспринималась как более высокая, чем у 12Х18Н10Т-образцов.

Степень коррозионного повреждения поверхностей у всех непассивированных (Al,Mg)-образцов (рисунок 7) была, если судить по интенсивности желто-коричневой окраски поверхности, заметно выше, чем у пассивированных, причем практически у всех непассивированных образцов имела место общая коррозия.



Рисунок 5. Типичный внешний вид 12Х18Н10Т-образца после 22,9-летних испытаний в воде



Рисунок 6. Типичный внешний вид пассивированного (Al,Mg)-образца после 22,9-летних испытаний в воде



Рисунок 7. Типичный внешний вид непассивированного (Al,Mg)-образца после 22,9-испытаний в воде

Полученные результаты визуального обследования 12Х18Н10Т- и (Al,Mg)-образцов практически полностью совпадали с результатам аналогичных обследований во всех предыдущих освидетельствованиях [4]. Это косвенным образом указало на то, что основные процессы коррозионного повреждения как 12Х18Н10Т-, так и (Al,Mg)-образцов прошли еще до первого освидетельствования, выполненного в 1994 году после их 4,5-летних испытаний, то есть в первые один-три года нахождения в воде.

Определение коррозионных привесов 12Х18Н10Т- и (Al,Mg)-образцов

Для количественного определения показателей коррозии 12Х18Н10Т- и (Al,Mg)-образцов в освидетельствовании 2013 года, как и в шести предыдущих, были выполнены изменения их удельных привесов $\Delta m/S$ и скоростей коррозии K_M. Во взвешиваниях участвовали, как и в освидетельствованиях 2007. 2009 и 2010 годов, не все 205 образцов, установленных на испытания в канал КВК-300 в 1990 году, а на 33 образца меньше, так как в конце 2005 года 10 стальных, 10 непассивированных и 13 пассивированных алюминий-магниевых образцов после 15,3-летних испытаний оказались выключен-ными из дальнейших испытаний в связи с тем, что с их поверхностей при определении глубинных показателей коррозии $K_П$ были удалены (страв-лены) накопившиеся продукты коррозии.

Вычисленные из результатов взвешивания 40 стальных и 132 пассивированных алюминий-магниевых образцов значения удельных привесов в очередной раз подтвердили тот зафиксированный во всех предыдущих освидетельствованиях факт, что максимальной коррозионной стойкостью в воде обладают 12Х18Н10Т-образцы, а минимальной – непассивированные (Al,Mg)-образцы. Последнее хорошо иллюстрирует рисунок 8 с совместными данными по результатам всех испытаний образцов в канале КВК-300.

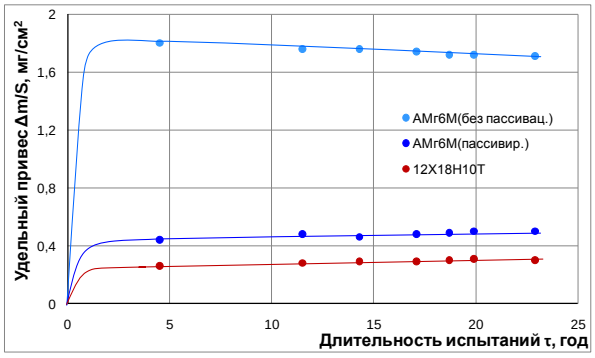


Рисунок 8. Кинетика коррозионных изменений масс у 12Х18Н10Т- и (Al,Mg)-образцов из канала КВК-300

На рисунке видно, что основные процессы коррозионного повреждения у образцов всех типов прошли в первые один-два года испытаний, то есть еще до первого их освидетельствования. Видно также,

что скорости коррозии $\Delta m/(S\tau)$ после первых 4,5 лет испытаний в воде являются весьма невысокими у образцов всех трех типов (0,06, 0,10 и 0,40 мг/(см^2·год) соответственно у 12Х18Н10Т- и у пассивированных и непассивированных (Al,Mg)-образцов), а поскольку привесы образцов в дальнейшем почти не изменялись, то эти скорости после первых 11,5, 14,3, 17,1, 18,7, 19,9 и 22,9 лет становились все ниже и ниже, упав к концу испытаний до значений соответственно 0,01, 0,02 и 0,08 мг/(см^2·год). Таким образом, результаты освидетельствований всех образцов канала КВК-300 указали на их достаточно высокую коррозион-ную стойкость в конкретных условиях испытаний.

В дополнение к уже представленным результатам остается указать на результаты измерений глубинных показателей коррозии $К_П$ [5, 6] у образцов канала КВК-300. Эти результаты представляют собой дополнительное свидетельство высокой коррозионной стойкости 12Х18Н10Т- и (Al,Mg)-образцов в воде: после испытаний длительностью 15,3 лет глубинные показатели $К_П$ у стальных и алюминий-магниевых (пассивированных и непассивированных) образцов составили [7] соответственно 0,0001, 0,0008 и 0,0018 мм/год. Это означает, что средние значения глубин П коррозионного разрушения поверхностей у образцов этих трех типов за более чем 15 лет испытаний весьма незначительны: 1,5 мкм у 12Х18Н10Т- образцов и 12 мкм у пассивированных и 28 мкм у непассивированных (Al,Mg)-образцов.

Заключение

Обобщены результаты восьми периодических освидетельствований коррозионного состояния образцов-свидетелей из бериллия, нержавеющих сталей, цирконий-ниобиевого, титан-гадолиниевого и алюминий-магниевого сплавов, отслеживающих коррозионное состояние основных деталей реактора ИВГ.1М и его водоохлаждаемых технологических каналов.

Методами визуального обследования образцов и методами измерения их коррозионных привесов Δm, показателей коррозионного изменения массы $К_М$ и глубинных показателей коррозии $К_П$ выявлена высокая стойкость образцов-свидетелей в дистиллированной воде реактора (о высокой коррозионную стойкость образцов-свидетелей в воде свидетельствовали, прежде всего, их невысокие скорости коррозии $К_М$ и $К_П$).

В целом представленные результаты периодических освидетельствований состояния образцов-свидетелей конструкционных деталей реактора указали на возможность дальнейшей безопасной эксплуатации реактора ИВГ.1М.

Литература

1. Контроль состояния узлов, деталей и материалов реактора ИВГ.1М / И. И. Дерявко [и др.] // – 20 лет энергетического пуска реактора ИВГ.1 : материалы Научно-практич. конф., Курчатов, Казахстан, 26-28 апр. 1995. – Курчатов, ИАЭ НЯЦ РК, 1995. – С. 48-51.
2. Радиационная и коррозионная стойкость бериллиевых образцов-свидетелей реактора ИВГ.1М / В. В. Бакланов [и др.] // Вестник НЯЦ РК. – 2004. – Вып. 4. – С. 85-89.
3. Контроль состояния деталей активной зоны реактора ИВГ.1М / В. Н. Белоус [и др.] // – Исследовательские реакторы в 21 веке : докл. Междунар. конф., Москва, 20-23 июня 2006. – М., ФГУП НИКИЭТ, 2006. – Докл. №98.
4. Жук, Н. П. Курс теории коррозии и защиты металлов / Н. П. Жук. – М. : Металлургия, 1976. – 472 с.
5. Бакланов, В. В. Коррозионная стойкость в воде образцов алюминиевого сплава и нержавеющей стали / В. В. Бакланов, И. И. Дерявко, Е. В. Малышева // Вестник НЯЦ РК. – 2005. – Вып. 1. – С. 19-22.
6. Фокин, М. Н. Методы коррозионных испытаний / М. Н. Фокин. – М. : Металлургия, 1986. – 342 с.
7. Отработка методик определения скоростей коррозии алюминий-магниевых образцов в воде / В. В. Бакланов [и др.] // Вестник НЯЦ РК. – 2005. – Вып. 1.– С. 29–33.

ИВГ.1М РЕАКТОР БӨЛШЕКТЕРІНІҢ КОРРОЗИЯЛЫҚ ЖАҒДАЙЫН ОЛАРДЫҢ ҮЛГІЛЕР-АЙҒАҚТАРЫ БОЙЫНША БАҚЫЛАУ

Дерявко И.И., Коянбаев Е.Т., Даулеткелдыев А.Д., Кожахметов Е.А.

Қазақстан, Курчатов, ҚР ҰЯО РМК «Атом энергиясы институты» филиалы

ИВГ.1М зерттеу реактор бөлшектерін тазартылған суда пайдаланатын коррозиялық жағдайдың сегіз кезеңдік күәландыру олардың үлгілер-айғақтары бойынша 1982, 1989, 1994, 2001, 2004, 2007, 2010 және 2013 жылдарда орындалған нәтижелер ұсынылды. Реактордың негізгі бөлшектерінің және оның суды салқындататын технологиялық каналдар ССТК жағдайын қадағалайтын үлгілер-айғақтар суында коррозиялық тұрақтылықтың жоғары сапалы және санды көрсеткіштері белгіленді.

CORROSION STATE CONTROL OF IVG.1M REACTOR PARTS BY ITS WITNESS SAMPLES

I.I. Deryavko, E.T. Koyanbaev, A.D. Dauletkeldyev, E.A. Kozhahmetov

Branch "Institute of Atomic Energy" RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

The results of eight periodical inspections of corrosion state of IVG.1M research reactor parts operated in distilled water by its witness samples, which were carried out in 1982, 1989, 1994, 2001, 2004, 2007, 2010 and 2013 were presented. The high qualitative and quantitative characteristics of corrosion stability of witness samples in water, controlling the status of major parts of the reactor and its water-cooled fuel channels WCTC were recorded.

УДК 621.791; 621.9.047/048

ВОЗДЕЙСТВИЕ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ И АЗОТИРОВАНИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т

Скаков М.К., Коянбаев Е.Т., Курбанбеков Ш.Р.

Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

В настоящей работе изучен фазовый состав поверхностного модифицированного слоя, а также коррозионно-стойкость аустенитной стали 12Х18Н10Т после электролитно-плазменной нитроцементации и азотирования. Определено, что при нитроцементации и азотировании с последующей закалкой в поверхностных слоях образуются частицы карбидных и нитридных фаз. Появление частиц упрочняющих фаз – карбидов Fe_3C и нитридов $Fe_{2-3}N$, CrN – изменяет структурно-фазовое состояние поверхностного модифицированного слоя. Выявлено, что сталь 12Х18Н10Т после электролитно-плазменной обработки обладает более высокой твердостью и коррозионной стойкостью. За счет образования частиц мартенсита, крупных и мелких частиц карбидов и нитридов железа уменьшилась скорость коррозии и увеличилась стойкость к питтинговой коррозии.

Введение

Известно, что состояние поверхности во многом определяет уровень прочности и эксплуатационные свойства деталей. Именно поверхность изделия испытывает повышенный износ, контактные нагрузки, и в наибольшей степени разрушается вследствие коррозии [1, 2]. Технологии поверхностного упрочнения, а именно электролитно-плазменное упрочнение физико-химическими методами, основаны на модифицирующем воздействии на поверхность стали, что радикально меняет ее структуру и практически важные свойства [3-5]. Электролитно-плазменная нитроцементация и азотирование улучшают ряд механических свойств поверхностного слоя стали, в том числе его износостойкость и сопротивление коррозии.

Целью данного исследования является – изучение фазового состава поверхностного слоя и коррозионностойкости стали 12Х18Н10Т после электролитно-плазменной нитроцементации и азотирования с последующей закалкой.

Для исследования изготовили пластинчатые образцы размером 30×30×5 мм^3 из листового проката стали 12Х18Н10Т, содержащей, % (масс.): 0,12 C; 17,2 Cr; 10,7 Ni; 0,5 Ti; 1,07 Mn; 0,032 P; 0,013 S. Электролитно-плазменную нитроцементацию и азотирование проводили на разработанной нами установке [6] следующим образом: сначала нагревали образец при напряжении 320 В и силой тока 20-25 А в пределах температур 700-900 °С и выдерживали 10-12 с. Нагрев образцов осуществляли плазмой электролита, при этом образцы частично погружали в электролит на глубину 4-5 мм, затем снижали напряжение до 170 В и силу тока до 10-12 А, выдерживали при температуре в течение 5-7 минут, после чего осуществляли закалку в потоке охлажденного электролита. Для нитроцементации: раствор, содержащий карбамид 15 % NH_2CONH_2, 10 % глицерин ($C_3H_8O_3$) и 10 % карбонат натрия (Na_2CO_3), для азотирования: раствор, содержащий карбамид 20% NH_2CONH_2, и 10 % карбонат натрия (Na_2CO_3). Температуру электролита поддерживали 25±5 °С на входе в рабочую камеру. Температуру нагрева измеряли с помощью цифрового измерителя температуры ATE-9380.

Методы исследования

Рентгеноструктурный анализ поверхностного слоя образцов изучали в центре коллективного пользования при ТГУ на дифрактометре XRD-6000 с использованием CuK_α-излучения. Морфологию структуры поверхности изучали на оптическом микроскопе Альтами МЕТ 1М в НИИ «Нанотехнологии и новые материалы» ВКГТУ им. Д. Серикбаева. Скорость коррозии V, г/(м^2·ч) определяли по уменьшению массы образца после удаления продуктов коррозии [7]:

$$V = (m_0\text{-}m_1)/S\cdot t,$$

где m_0 – масса образца до испытаний, г; m_1 – масса образца после удаления продуктов коррозии, г; S – площадь поверхности образца, м^2; t – время испытаний, час.

Результаты исследований и их обсуждение

На рисунке 1 приведен фрагмент микроструктуры поверхности стали 12Х18Н10Т после травления раствором 10%-ой щавелевой кислоты в течение 30-90 с. Результаты металлографических исследований свидетельствуют о том, что в исходном состоянии микроструктура является аустенитом (рисунок 1а). Поверхность образца после обработки электролитно-плазменной нитроцементацией при температуре 850 °С в течение 7 минут представлена на рисунке 1б. Видно, что после обработки на границах зерен образовались частицы карбида железа. Известно, что образование карбидов по границам зерен аустенита оказывает непосредственное влияние на механические свойства стали.

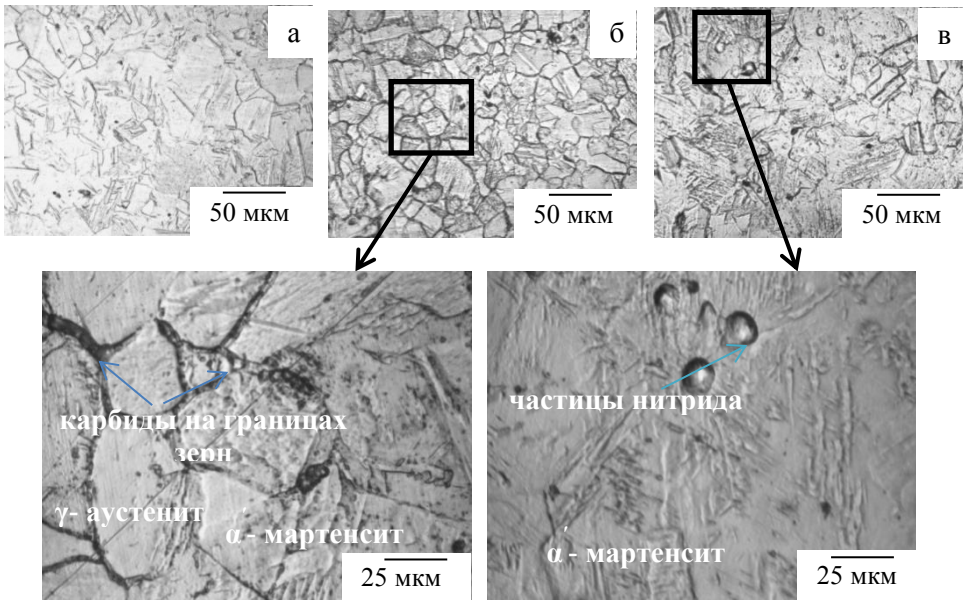


Рисунок 1. Микроструктура поверхности стали 12Х18Н10Т
а) исходная, б) после электролитно-плазменной нитроцементации при температуре 850 °С в течение 7 мин, в) после электролитно-плазменной азотирования при температуре 750 °С в течение 7 мин.

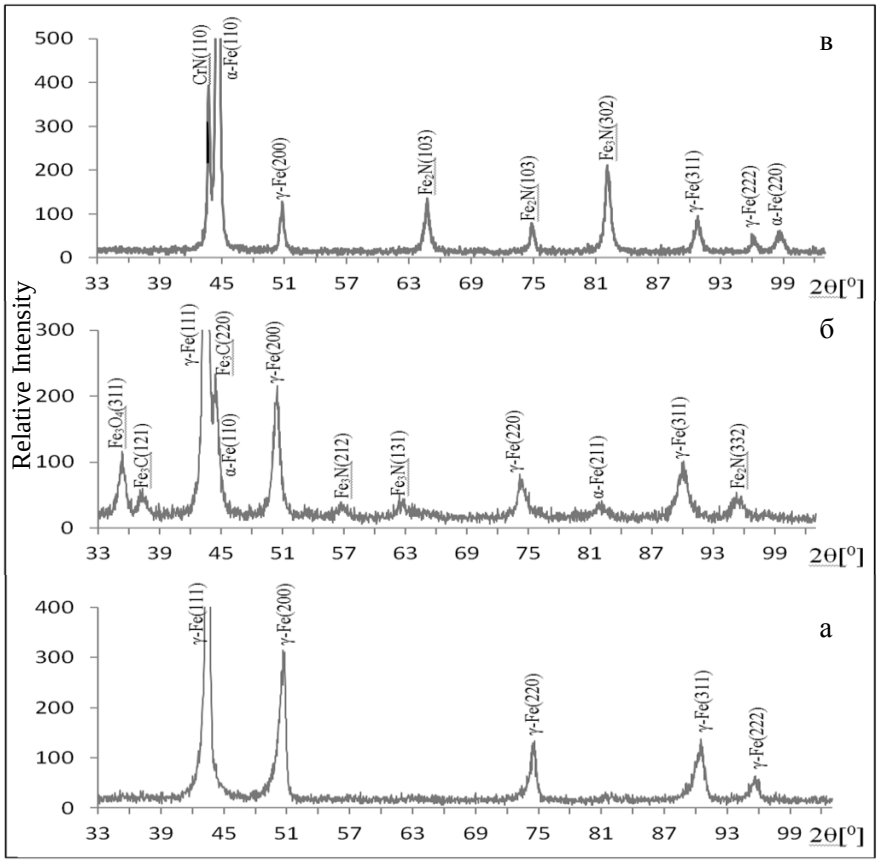


Рисунок 2. Рентгеновские дифрактограммы стали 12Х18Н10Т
а) в исходном состоянии, б) после нитроцементации в течение 7 минут при температуре 850 °С в) после азотирования в течение 7 минут при температуре 750 °С.

На рисунке 1в представлена микроструктура после электролитно-плазменного азотирования при температуре 750 °С в течение 7 мин, где видны частицы нитридов. Таким образом, микроструктура модифицированной поверхности в обоих случаях представляет собой структуру мартенсита и остаточного аустенита. Модифицированная поверхность с мартенситной структурой, содержащей частицы карбида и нитридов, обладает высокой коррозионной устойчивостью к воздействию агрессивной среды.

На рисунке 2 представлены рентгеновские дифрактограммы, показывающие изменения фазового состава модифицированной поверхности стали. Видно, что после электролитно-плазменной нитроцементации в микроструктуре поверхности образцов имеются упрочняющие фазы Fe_3C (карбиды), $Fe_{2\text{-}3}N$ (нитриды), и α'-фаза на основе Fe, которая свидетельствует о появлении мартенсита закалки (рисунок 2б). После электролитно-плазменного азотирования на поверхности образцов обнаружены также фазы $Fe_{2\text{-}3}N$ (нитриды), CrN (нитрид хрома), α'-мартенсит и остаточный γ-аустенит (рисунок 2в). По данным рентгеноструктурного анализа установлены наиболее оптимальные режимы для нитроцементации и азотирования. Оптимальным параметром электролитно-плазменной нитроцеменации является температура 850 °С с выдержкой в течение 7 минут, а для электролитно-плазменного азотирования – температура 750 °С в течение 7 минут.

В таблице 1 представлены данные по коррозионным испытаниям до и после обработки образцов стали 12Х18Н10Т при периодическом погружении в водный раствор $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ с выдержкой в течение 500 и 1000 часов. Сравнивая полученные результаты можно сказать, что после нитроцементации и азотирования скорость коррозии снижается, коррозионная стойкость стали 12Х18Н10Т повышается почти в 1,5-2 раза по сравнению с исходным состоянием.

На рисунке 3 представлены фрагменты микроструктуры питтинговой коррозии, которые сформировались на модифицированной поверхности образцов.

Таблица 1. Коррозионные испытания образцов стали 12Х18Н10Т в водном растворе $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ с концентрацией 1 и 5 %

Образцы для испытаний	Продолжительность коррозионных испытаний			
	500 ч (20,8 сут)		1000 ч (41,6 сут)	
	потеря массы, г/м²	скорость коррозии, г/(м²·ч)	потеря массы, г/м²	скорость коррозии, г/(м²·ч)
Исходный	39,61	0,0792	71,83	0,0718
После нитроцементации (850 °С, 7 мин)	26,57	0,0531	43,08	0,0430
После азотирования (750 °С, 7 мин)	17,23	0,0344	38,92	0,0389

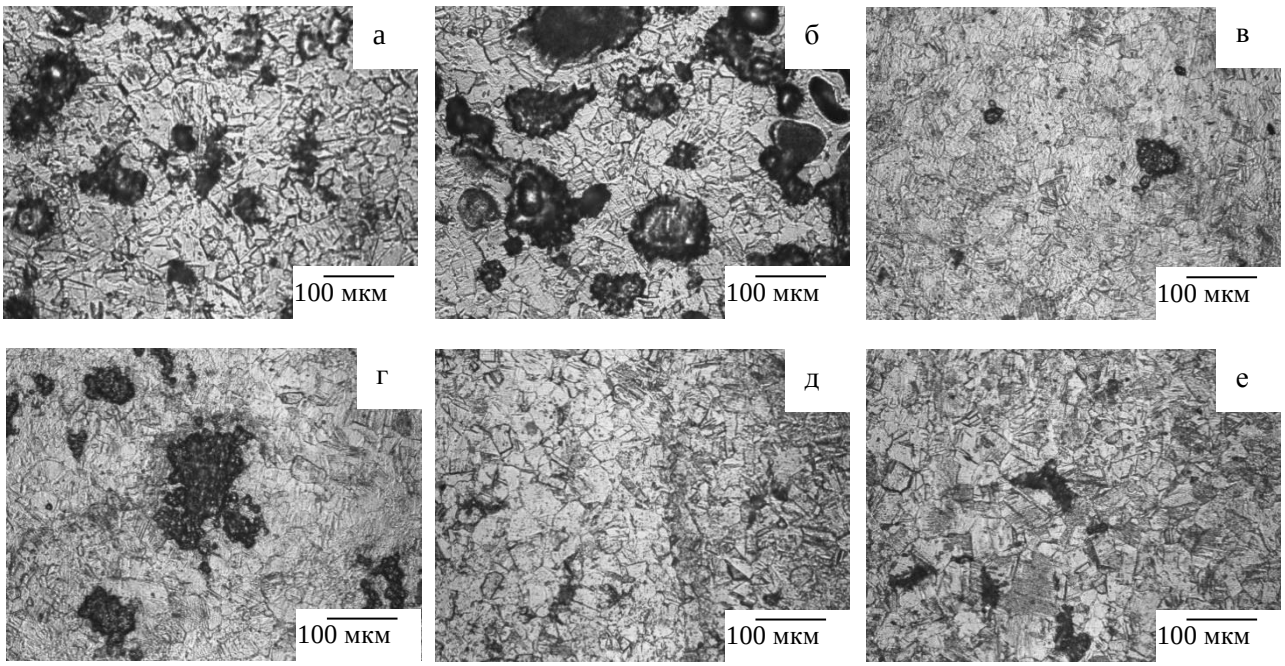


Рисунок 3. Микроструктура поверхности стали 12Х18Н10Т с питтинговыми точками а) исходная после 500 час, б) исходная после 1000 час, в) после электролитно-плазменной нитроцементации при температуре 850 °С в течение 7 мин, 500 час, г) 1000 час, д) после электролитно-плазменного азотирования при температуре 750 °С в течение 7 мин. 500 час, е) 1000 час

Данными металлографических исследований подтверждается то, что на поверхности стали, не прошедшей обработку после 500 и 1000 часовых выдержек в водном растворе $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ образуются зоны коррозионной язвы, которые приводят к разрушению кристаллической решетки, или же растворению границ зерен, а затем – к межкристаллитному распаду. Увеличение времени выдержки соответственно привело к увеличению коррозионной язвы. Установлено, что коррозионная стойкость образцов стали, обработанных на оптимальных режимах нитроцементации и азотирования, увеличилась с уменьшением объема коррозионной язвы. Исходя из этого, можно предположить, что изменяя структурные составляющие за счет образования мартенсита, крупных и мелких частиц карбидов и нитридов железа можно значительно увеличить сопротивление материала к питттинговой коррозии.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

На основании анализа полученных результатов можно сделать следующие выводы:

– Установлено, что после электролитно-плазменной нитроцементации при температуре 850 °С в течение 7 минут и электролитно-плазменном азотировании при температуре 750 °С в течение 7 минут на поверхности стали 12Х18Н10Т формируется модифицированная структура, в которой основной состав представлен γ-фазой, также содержатся отдельные частицы оксидов Fe_3O_4, и α′-мартесита. Появление частиц упрочняющих фаз – карбидов Fe_3C и нитридов $Fe_{2-3}N$, CrN – после электролитно-плазменной обработки стали изменяет структурно-фазовое состояние модифицированной поверхности, повышает коррозионную стойкость к воздействию агрессивной среды;

– Обнаружено, что после нитроцементации и азотирования скорость коррозии уменьшается, увеличивается стойкость к питтинговой коррозии за счет образования частиц мартенсита, крупных и мелких частиц карбидов и нитридов железа.

Работа выполнена при финансированной поддержке АО «НАТР» РК на 2012-2014 гг.

ЛИТЕРАТУРА

1. Суминов И.В., Белкин П.Н. и др. . Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов. – Т.1. – М.: Техносфера, 2011. –464 с..
2. Skakov M., Kurbanbekov Sh., Scheffler M., Naltaev A. Changes of mechanical properties of steel 12Cr18Ni10Ti after electrolytic-plasma cementation // Advanced Materials Research – 2013 –Т. 601. – pp 59-63.
3. Skakov M., Sheffler M., Kurbanbekov Sh. Influence of Plasma Carbonitriding and Nitriding on the Phase Composition and Mechanical Properties of the 12Cr18Ni10Ti Stainless Steel // Surface Materials testing. – 2013 Vol. 55.– P.852–855.
4. Skakov M.K., Kurbanbekov Sh.R. Influence of Electrolytic Plasma Cementation on the Microhardness and Wear Resistance of Steel 12Cr18Ni10Ti // Tribologiya, Polond, – 2012. – С 155-163.
5. Saraev Y.N., Bezborodov V.P., Shtertser A.A., Ulyaniyskii V.Y., Orishich A.M., Il'yushchenko A.F., Skakov M.K. Modification of coatings by refractory compound to increase the service reliability of components // Welding International. – 2012 – Т.26 – pp. 881-886.
6. Установка электролитно-плазменной обработки: Патент на полезную модель Республики Казахстан: KZ (13) C21D 1/78 / Скаков М.К., Парунин С.В., Веригин А.А., Фурсов А.В., Сапатаев Е.Е., Курбанбеков Ш.Р. - № 75478 / Заявл. 31.01.2012; Опубл. 15.11.12, Бюл. № 11.
7. ГОСТ 9.905-82. Методы определения показателей коррозии и коррозионной стойкости. М.: Изд-во стандартов, 1999. 18 с.

12Х18Н10Т БОЛАТЫН ЭЛЕКТРОЛИТТІК ПЛАЗМАЛЫҚ НИТРОЦЕМЕНТАЦИЯЛАУ ЖӘНЕ АЗОТТАУДЫҢ ӘСЕРІНЕН КЕЙІНГІ ФАЗАЛЫҚ ҚҰРЫЛЫМЫН, МЕХАНИКАЛЫҚ ҚАСИЕТІН, ЖӘНЕ БЕТКІ ҚАБАТЫНЫҢ КОРРОЗИЯҒА ТӨЗІМДІЛІГІН ЗЕРТТЕУ

Скаков М.К., Коянбаев Е.Т., Курбанбеков Ш.Р.

ҚР ҰЯО РМК «Атом энергиясы институты» филиалы, Курчатов, Қазақстан

Макалада 12Х18Н10Т болатын электролиттік плазмалық нитроцементациалау және азоттаудан кейінгі модификацияланған беттік қабатының фазалық құрылымы, сондай-ақ 12Х18Н10Т аустениттік болаттының коррозиаға төзімділігі зерттелген. Нитроцементация және азоттаудан кейнгі шынықтыру үдерісі кезінде оның беттік қабатында карбидтік және нитридтік фазалары бөлшектерінің пайда болатындығы зерттелді. Пайда болған карбиттар Fe_3C және нитридтар $Fe_{2-3}N$, CrN шынықтырушы фазалар бөлшектері модификацияланған беткі қабатты айтарлықтай өзгертеді. Электролиттік плазмалық өндеуден кейн 12Х18Н10Т болаты айтарлықтай жоғары беріктікке ие болатындығы және коррозия төзімділігі артатындығы анықталды. Сонымен қатар, 12Х18Н10Т болатының құрамында ірі және майда темір карбидтары мен нитридтарының бөлшектері бар мартенсит бөлшегінің пайда болу салдарынан жүретін питтингтік коррозияға тұрақтылығы артатындығы анықталды.

THE EFFECT OF ELECTROLYTIC-PLASMA NITROGEN CASE-HARDENING AND NITRIDE HARDENING ON PHASE COMPOSITION, MECHANICAL PROPERTIES AND CORROSION STABILITY OF 12X18H10T STAINLESS STEEL SURFACE

M.K. Skakov, E.T. Koyanbaev, Sh.R. Kurbanbekov

Branch "Institute of Atomic Energy" RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

In this paper the phase composition of modified layer surface and stainless property of 12X18H10T austenic steel after electrolytic-plasma nitrogen case-hardening and nitride hardening were studied . It was determined that, the particles of carbide and nitride phases are formed during nitrogen case-hardening and nitride hardening followed by hardening in the surface layers. The appearance of precipitate particles – Fe_3C carbides and $Fe_{2-3}N$, CrN nitrides – changes the structure-phase state of surface-modified layer. It was detected that 12X18H10T steel after electrolytic-plasma treatment acquires higher hardness and corrosion stability. The corrosion rate decreased but resistance to pitting corrosion increased due to formation of stress-assisted martensite particles, large and small particles of carbides and nitrides of iron..

УДК 621.039.51

РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ КИНЕТИКИ РЕАКТОРА ИВГ

Мурзагалиева А.А., Иркимбеков Р.А., Жагипарова Л.К.

Филиал ‹‹Институт атомной энергии›› РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

В статье приведено описание модели кинетики реактора ИВГ. Программа кинетики основана на решении системы уравнений, описывающих перенос тепла между твэлами и теплоносителем, и системы уравнений точечной кинетики с шестью группами запаздывающих нейтронов с учетом изменения реактивности за счет движения органов регулирования и изменения поля температуры в активной зоне реактора. Результаты данной работы могут быть использованы также для изучения физики реактора ИВГ.1М и для описания параметров реактора при проведении пуска.

Введение

В филиале ИАЭ РГП НЯЦ РК ведутся работы по теме «Исследование возможности снижения обогащения в реакторах ИГР и ИВГ.1М». Создание математической модели кинетики реактора ИВГ.1М и ее программная реализация является необходимым этапом в обосновании возможности замены существующего топлива на низкообогащенное.

Цель работы на данном этапе – получить программный продукт, с помощью которого можно описать переходные процессы в реакторе при изменении мощности реактора, а также дать прогноз развития мощности реактора при нештатных событиях, связанных с вводом положительной реактивности.

При выполнении работы [1] была разработана модель кинетики реактора ИГР. Создана и апробирована ее программная реализация. Данная модель была принята за основу для создания модели кинетики реактора ИВГ.1М с некоторыми усовершенствованиями. Основные усовершенствования направлены на учет различий в характеристиках реакторов и в условиях их эксплуатации.

Если в реакторе ИГР все процессы происходят без принудительного охлаждения активной зоны, и температурное поле в активной зоне в процессе пуска реактора, в основном, зависит от распределения источников энерговыделения, то в реакторе ИВГ.1М перенос тепла осуществляется теплоносителем, и, соответственно, температурное поле в активной зоне определяется как параметрами теплоносителя, так и распределением источников энерговыделения. В общем случае, температурное поле в активной зоне является неравномерным, что определяет необходимость учета частных коэффициентов реактивности в зависимости от локальных значений температуры различных пространственных областей реактора.

Таким образом, определяющими элементами модели кинетики реактора ИВГ.1М являются блоки, позволяющие вычислять температуру элементов активной зоны и реактивность в зависимости от этой температуры.

Описание модели

Реактор ИВГ представляется в виде нескольких элементов, усредняющих в себе характеристики, от которых зависит реактивность.

Первая группа элементов это материалы, входящие в состав активной зоны. Изменение температуры или плотности этих элементов вызывает изменение размножающих свойств реактора. Элементы имеют либо нулевую (точечную), либо одномерную размерность. Точечные элементы усредняют в себе параметры описываемых материалов по всему объему активной зоны. Одномерные элементы усредняют параметры описываемых материалов только по сечению активной зоны на определенной высоте и поэтому имеют распределение некоторых параметров по высоте. Всего было выделено 5 элементов:

– вода в петлевом канале (точечный элемент);

– бериллиевый вытеснитель (точечный элемент);

– вода в межканальном пространстве (точечный элемент);

– вода в ВОТК (одномерный элемент);

– топливо (одномерный элемент).

Данные элементы изменяют реактивность реактора при изменении своей температуры посредством температурного эффекта реактивности или посредством парового эффекта реактивности в критическом случае.

Температура элементов определяется следующими условиями.Температура бериллия и воды в межканальном пространстве изменяется при непосредственном выделении мощности в них. Мощность в этих элементах выделяется при замедлении нейтронов и поглощении гамма квантов. Температура воды в петлевом канале не зависит от внутренних условий в активной зоне. Температура твэла и воды в ВОТК определяются при решении задачи переноса тепла.

Вторая группа элементов описывает характеристики органов регулирования реактора. Всего имеется 2 типа органов регулирования: стержни компенсации реактивности (СКР) и регулирующие барабаны (РБ). СКР не имеет технической возможно-

сти использоваться при управлении реактором, поэтому они не будут описаны в модели кинетики. РБ регулируют реактивность реактора посредством шагового разворота и имеют следующие параметры:

– зависимость угла поворота от количества шагов;
– угол поворота;
– регулировочная характеристика.

Третья группа элементов описывает продукты деления, которые имеют большое влияние на реактивность:

– I – йод-135
– Xe – ксенон-135

Параметры влияют на реактивность при изменении концентрации Xe. Скорость изменения, которого зависит от текущей концентрации I и текущей мощности реактора.

Таким образом, при изменении температуры элементов, положения органов регулирования и изменении концентрации Xe можно получить данные об изменении реактивности и решать точечное уравнение кинетики.

Математическое описание задачи кинетики

Для моделирования кинетики ИВГ решалось уравнение точечной кинетики с шестью группами запаздывающих нейтронов:

$$\begin{cases} \dfrac{dn(t)}{dt} = \dfrac{\rho(t)-1}{l}\cdot n(t) + \sum\limits_{i=1}^{6}\lambda_i \cdot c_i(t) + s, \\ \dfrac{dc_i(t)}{dt} = \dfrac{\beta_i}{l}\cdot n(t) - \lambda_i \cdot c_i(t), \end{cases} \quad (1)$$

$$d\rho = \rho(t+dt) - \rho(t) = \\ = d\rho_{CD} + d\rho_{temp} + d\rho_{Xe} + d\rho_{event}, \quad (2)$$

Ввод реактивности с помощью РБ моделируется с учетом реального закона движения РБ и с учетом расчетного значения температурного эффекта реактивности:

Изменение реактивности за отрезок времени ***dt***:

$$d\rho_{CD} = \frac{d\rho}{d\theta}\cdot\frac{d\theta}{dt}\cdot dt, \quad (3)$$

где $\dfrac{d\rho}{d\theta}$ – дифференциальная характеристика эффективности РБ в зависимости от положения;

$\dfrac{d\theta}{dt}$ – угловая скорость вращения РБ.

Изменение реактивности при изменении температуры является суммой частных температурных эффектов связанных с изменением температуры отдельных элементов активной зоны:

$$d\rho_{temp} = \sum_i d\rho_{temp\ i} \quad (4)$$

$$d\rho_{temp\ \ i} = \alpha_i(T,i)\cdot\frac{dT}{dt}dt, \quad (5)$$

где $\alpha(T,z)$ – температурный коэффициент реактивности i-го элемента;

$\dfrac{dT}{dt}$ – скорость роста температуры, зависит от мощности реактора и условий переноса тепла в данный момент времени;

Мощность реактора пропорциональна потоку тепловых нейтронов:

$$W(t) = K\cdot n(t). \quad (6)$$

Таким образом, решение задачи по определению мощности реактора ИВГ в зависимости от введенной реактивности сводится к решению уравнения кинетики (1) с учетом изменения реактивности за счет изменения температуры элементов активной зоны, изменения концентрации ксенона и поворота РБ (2).

Описание задачи переноса тепла от топлива к теплоносителю

Имеются два одномерных элемента, которые соответствуют топливному столбу и водяному столбу в ячейке твэла реактора ИВГ. Элементы могут обмениваться энергией на границе взаимодействия, которая формируется из точек элементов находящихся на равной высоте. Закон теплообмена описывается параметрами на границе взаимодействия:

T_T – температура твэла в области взаимодействия

$T_Ж$ – температура воды в области взаимодействия

S_n – площадь взаимодействия

α – коэффициента теплопередачи, зависит от температуры элементов на границе теплообмена.

На рисунке 1 показан элементарный слой $d\ell$, при прохождении которого вода нагревается на температуру $dT_Ж$.

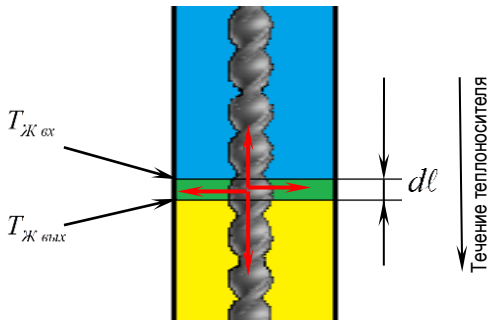


Рисунок 1. Схема переноса тепла

При этом происходит выделение мощности на элементарном участке твэла, теплообмен с соседними участками твэла, нагретыми в большей или мень-

шей степени, и перенос тепла теплоносителю посредством теплоотдачи через площадь

$$dS_n = K \cdot d\ell \tag{7}$$

где K – коэффициент, связывающий площадь поверхности взаимодействия с длиной соответствующего участка.

Разогрев воды при прохождении участка $d\ell$ описан уравнением теплового баланса. Мощность теплового потока через элементарную площадь поверхности взаимодействия разогревает воду на некоторую температуру:

$$GC_P dT_Ж = \alpha K(T_T - T_{Ж\,вх})d\ell \tag{8}$$

где G – расход теплоносителя через ячейку;

C_P – теплоемкость теплоносителя;

$\alpha = f(T_T, T_Ж)$ – коэффициент теплоотдачи.

Считая, что все коэффициенты уравнения (8) сохраняют свои значения на участке $d\ell$, получим:

$$dT_Ж = \frac{\alpha K(T_T - T_{Ж\,вх})d\ell}{GC_P} = \frac{\alpha K(T_T - T_{Ж\,вх})Vdt}{GC_P} \tag{9}$$

где V – средняя скорость теплоносителя.

Разогрев твэла описывается уравнением теплового баланса. Мощность, выделенная на участке твэла, расходуется на поддержание теплового потока от твэла к теплоносителю и на разогрев самого участка твэла с учетом теплообмена с соседними участками.

$$\vartheta(\tau)S_T d\ell = \alpha K(T_T - T_Ж)d\ell + C_{PT}\rho_T S_T d\ell \frac{dT_T}{d\tau} - \\ - \frac{\lambda_T S_T}{d\ell}\left(\frac{dT_{T\,i+1}}{d\ell} - \frac{dT_{T\,i-1}}{d\ell}\right) \tag{10}$$

где $\vartheta(\tau) = \frac{dQ}{d\tau} = f(\phi)$ – удельная мощность является функцией потока нейтронов;

Q – объемное энерговыделение, Дж/м ^{3};

$d\tau$ – отрезок времени;

S_T – площадь сечения твэла;

$C_{PT} = f(T_T)$ – теплоемкость материала твэла;

ρ_T – плотность материала твэла;

λ_T – теплопроводность материала твэла.

Принимая, что все составляющие коэффициенты уравнения сохраняют свои значения на участке $d\ell$, найдем изменение температуры твэла за некоторое время:

$$dT_T = \frac{\vartheta(\tau)}{C_{PT}\rho_T}d\tau - \frac{\alpha K(T_T - T_Ж)}{C_{PT}\rho_T S_T}d\tau + \\ + \frac{\lambda_T}{C_{PT}\rho_T d\ell}\left(\frac{dT_{T\,i+1}}{d\ell} - \frac{dT_{T\,i-1}}{d\ell}\right)d\tau \tag{11}$$

Для программной реализации решения задачи необходимо привести формулы (9) и (11) в конечно-разностный вид:

$$\Delta T_Ж = \frac{\alpha K(T_T - T_{Ж\,вх})V}{GC_P}\Delta\tau = \\ = \frac{\alpha K(T_T - T_{Ж\,вх})}{\rho S_T C_P}\Delta\tau \tag{12}$$

$$\Delta T_T = \left(\vartheta(\tau) - \frac{\alpha K(T_T - T_Ж)}{S_T} + \right. \\ \left. + \lambda_T \frac{T_{T\,i+1} - 2T_{T\,i} + T_{T\,i-1}}{(\Delta\ell)^2}\right)\frac{\Delta\tau}{C_{PT}\rho_T} \tag{13}$$

Уравнения (12) и (13) являются решением задачи переноса тепла в модели кинетики реактора ИВГ и использованы для нахождения распределения температуры по твэлу и по теплоносителю в ВОТК.

Результаты расчетов

На основе описанных выше моделей была разработана программа “KineticsIVG”, написанная на языке VisualBasic, которая позволяет рассчитать кратковременные изменения мощности реактора при изменении реактивности.

В качестве исходных данных в программе задаются начальная реактивность реактора, коэффициент, связывающий мощность реактора с потоком нейтронов, время жизни мгновенных нейтронов, эффективная доля запаздывающих нейтронов и уровень отравления ксеноном.

Для подключения различных зависимостей, можно менять ссылки на текстовые файлы или вносить изменения в формулы.

Проверка моделирования переноса тепла по результатам ANSYS CFD

В первичном тестировании модели на корректность получаемых результатов проверялась модель переноса тепла.

Из-за того, что процесс разогрева твэла будет вызывать инерционность разогрева теплоносителя, для проверки модели можно сравнивать временную зависимость изменения температуры воды на выходе из активной зоны и изменения температуры на тонком слое, находящемся на некоторой высоте.

Для проверки результатов были приняты следующие начальные данные расчетов:

– Реактор ИВГ работает на стационарной мощности 1,724 МВт;

– Температура воды на входе в активную зону 309,25 К;

– Расход через активную зону реактора 62,37 кг/с;

– В результате некоторого события мощность реактора в один момент увеличивается на 0,5 МВт. Это допустимо, потому что на данном этапе проверке подвергается только модель переноса тепла и подобное событие технически легче моделировать в ANSYS CFD.

На рисунке 2 представлены данные зависимости изменения температуры теплоносителя на выходе и средней температуры слоя твэла толщиной 1 мм на отметках 100 мм, 300 мм, 500 мм и 700 мм. Отметка “0” соответствует нижнему торцу твэла. Сплошной линией показаны результаты расчета в ANSYS CFD, пунктирной линией расчет по модели переноса тепла в программе кинетики реактора ИВГ.

На графике видно, что характер роста температуры и выхода его на стационарную зависимость при расчете в ANSYS CFD и в программе кинетики реактора ИВГ совпадает. На верхнем участке температура твэла по расчету в модели кинетики получается выше. Это следствие учета выделения мощности в межканальном пространстве. Динамика роста температуры твэлов на отметках 300 мм и 500 мм полностью совпадает.

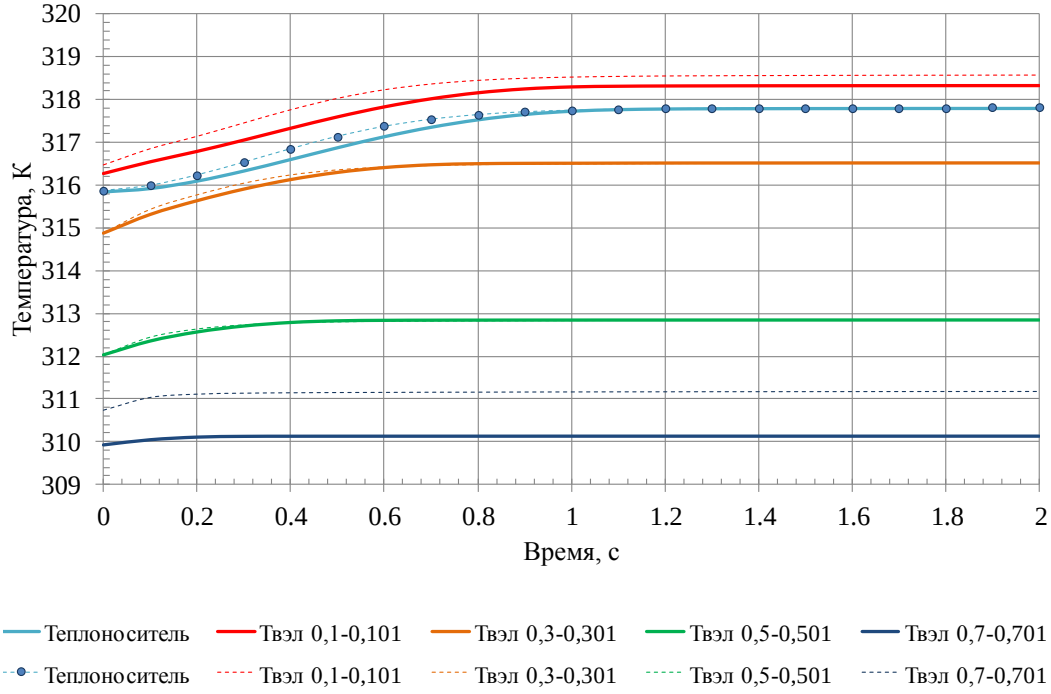


Рисунок 2. Изменение температуры теплоносителя и твэла в контрольных точках

МОДЕЛИРОВАНИЕ СОБЫТИЯ С УВЕЛИЧЕНИЕМ РЕАКТИВНОСТИ

Данный этап является проверкой реалистичности получаемых результатов. Моделируется некоторое заданное движение РБ и проверяется работа обратных связей связанных с разогревом теплоносителя и замедлителя.

Для тестирования модели были приняты следующие начальные данные:

– Реактор ИВГ работает на стационарной мощности 1,724 МВт в течение часа;

– Расход через активную зону реактора 62,37 кг/с;

– Температура воды на входе в активную зону 309,25 К;

– В таблице 1 представлена шаговая диаграмма движения РБ.

Таблица 1. Шаговое движение РБ

Время, с	1	2	10	40	46.5	99
Положение РБ	4500	4500	4590	4590	4525	4525

В результате реализации шаговой диаграммы РБ моделируется ввод 0,12β положительной реактивности. При этом происходит увеличение мощности до 3.1 МВт в течение 38 секунд. Увеличение температуры вызывает падение введенной положительной реактивности (рисунок 3) и, как следствие, РБ возвращаются в иное положение после завершения подъема мощности.

На рисунках 3 и 4 показано как растет температура твэла и температура теплоносителя на выходе при моделировании данного события. По вспомогательным осям показаны рост мощности и изменение реактивности. Можно видеть падение мощности при уменьшении реактивности до нуля (40-45 с). Это происходит из-за нехватки запаздывающих нейтронов, которые не успели достигнуть соответствующего числа.

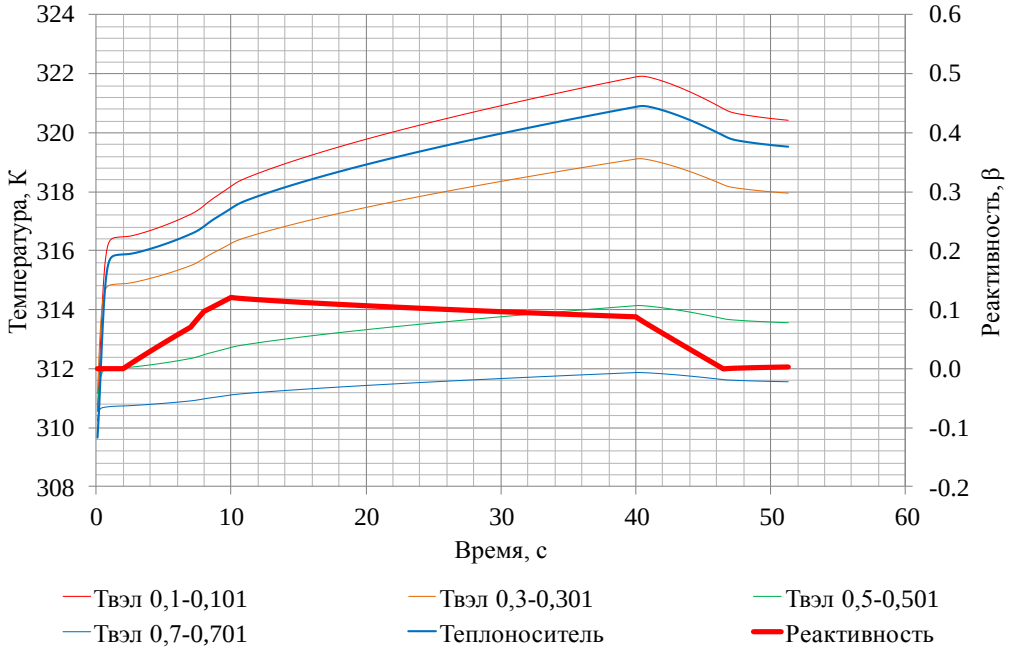


Рисунок 3. Изменение температуры и реактивности в процессе моделирования события

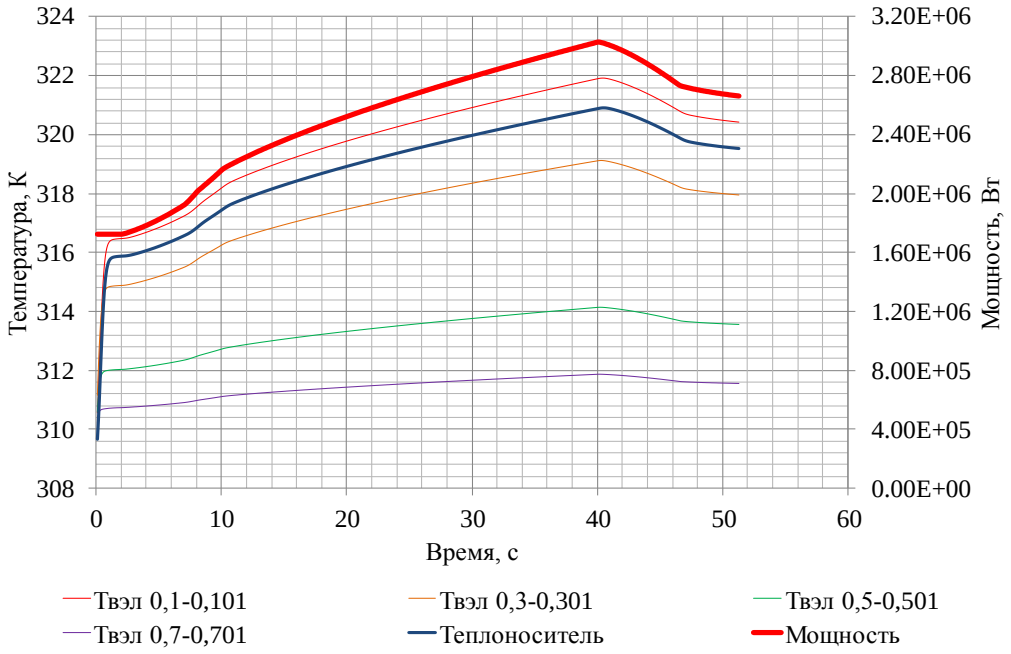


Рисунок 4. Изменение температуры и мощности в процессе моделирования события

По данным результатам можно вычислить температурный коэффициент реактивности по температуре воды на выходе из активной зоны. Для этого на временном интервале,,на котором движение РБ было остановлено, возьмем любые рядом стоящие значения реактивности и температуры воды на выходе:

$$A = \frac{0.08804 - 0.09759}{320.870 - 319.870} = -0.00955\ \beta / K \qquad (14)$$

Экспериментальное значение данной величины $-0.0065 \pm 0.001\ \beta / K$ [4].

Расхождение может объясняться тем, что в модели не учтен перенос тепла из ВОТК в межканальное пространство. Дополнительный разогрев теплоносителя в межканальном пространстве дает положительный эффект реактивности и при учете этого эффекта рассчитанный коэффициент реактивности должен снизиться по модулю.

Заключение

В результате работы была разработанапрограмма для расчета кинетики реактора ИВГ.1М. При разработке математической модели кинетики были учтены особенности переноса тепла в активной зоне реактора, что позволяет получить пространственное распределение поля температуры по активной зоне. Учет влияния разогрева и изменения плотности отдельных элементов активной зоны позволяет адекватно оценивать реактивность в различных режимах работы реактора. В частности модель качественно верно рассчитывает значения изменения реактивности при изменении мощности реактора и изменении температуры теплоносителя на входе. Также модель правильно прогнозирует изменение коэффициента реактивности при изменении расхода теплоносителя.Количественно оценить сходимость результатов не представляется возможным, поскольку на данный момент существуют ограничения по частоте вывода результатов эксперимента в ходе реального пуска.

Программа создана для описания реактора ИВГ.1М в переходных режимах для проведения расчетов в обоснование безопасности. Целевое назначение программы – расчет реактора ИВГ.1М и расчет реактора ИВГ с топливом пониженного обогащения при различных событиях ввода положительной реактивности. Особенности программы также позволяют применять ее для теоретического исследования физики реактора ИВГ.

Литература

1. Исследование динамических параметров реактора ИГР с топливом пониженного обогащения: отчет (Deliverable 5.2 under Contract 0J-30461-0001A) / ДГП ИАЭ РГП НЯЦ РК. рук. А.Д. Вурим, А.А. Колодешников, В.А. Гайдайчук – Курчатов, 2012. – 31 с.
2. Чиркин, В. С. Теплофизические свойства материалов ядерной техники / В. С. Чиркин. – М. : Атомиздат, 1968. – 484 с.
3. О проведении пуска П-13-03 на ИР ИВГ.1М: Акт / ДГП ИАЭ РГП НЯЦ РК., А.А. Колодешников, В.С. Гныря, Е.Б. Бейсембаев и др. – Курчатов, 2013 – 9с
4. Исследование эксплуатационных характеристик реакторной установки 300 МВт: отчет/ инв К33636/ НПО ЛУЧ, Ш.Т. Тухватулин, О.С. Пивоваров, Л.Н. Тихомиров – от 21 мая 1992.

ИВГ РЕАКТОРЫНЫҢ КИНЕТИКА МІНДЕТІН ШЕШУ

Мурзагалиева А.А., Иркимбеков Р.А., Жагипарова Л.К.

ҚР ҰЯО РМК «Атом энергиясы институты» филиалы, Курчатов, Қазақстан

Мақалада ИВГ реакторының кинетика моделін сипаттау келтірілді. Кинетика бағдарламасы твэлдар және жылу тасымалдағыш арасындағы жылу тасымалдауды сипаттайтын теңдеу жүйесін және реактордың активті аймағында температура өрісін өзгерту және реттеу органдар қозғалысын есепке алуда реактивтіліктің өзгеруін есепке алумен кешігіп қалған нейтрондардың алты тобымен дәлдік кинетика теңдеуінің жүйесін шешуге негізделген.

Осы жұмыстың нәтижелері ИВГ.1М реакторының физикасын зерттеу үшін және іске қосуды жүргізуде реактор параметрларын сипаттау үшін пайдалануы мүмкін.

IVG REACTOR KINETICS ISSUE SOLUTION

A.A. Murzagalieva, R.A. Irkimbekov, L.K. Zhagiparova

Branch "Institute of Atomic Energy" NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

The article describes the model of IVG reactor kinetics. The kinetics program is based on combined equation solution, describing heat transfer between fuel elements and coolant, and combined equations of point kinetics with six groups of delayed neutrons, taking into account changes in reactivity due to regulating units movement and temperature field change in reactor core. Results of this work can also be used to study IVG.1M reactor physics and description of reactor specifications during start-up.

УДК 621.785.53

ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 40Х ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ В ЭЛЕКТРОЛИТНОЙ ПЛАЗМЕ

Скаков М.К., Батырбеков Э.Г., Сапатаев Е.Е.

Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

Представлены результаты исследования изменений структурно-фазового состояния и трибологических свойств низколегированной стали 40Х после обработки в электролитной плазме. Установлено, что модифицированный поверхностный слой стали, возникающий в результате обработки в электролитной плазме, состоит из верхнего подслоя из нитридов железа, нижнего переходного диффузионного подслоя и зоны термического влияния, постепенно переходящей в структуру основного металла. Показано, что процесс азотирования в электролитной плазме позволяет значительно повысить износостойкость поверхности стали 40Х.

Введение

Как известно, одной из важных задач современного машиностроения является интенсификация химико-термических процессов упрочнения сталей, наиболее успешно решаемая применением скоростных методов обработки. Одним из них является обработка в электролитной плазме, при которой обрабатываемая деталь является катодом относительно раствора электролита [1].

Способ обработки в электролитной плазме, в котором при определенном пороговом напряжении и силе электрического тока образуется низкотемпературная плазма (газопаровая рубашка) вблизи поверхности катода. За счет выделения большого количества тепла непосредственно у поверхности металла (катода) происходит очень быстрое его насыщение ионами азота и/или углерода с образованием химических соединений (карбидов и нитридов железа). При отключении напряжения осуществляется закалка и/или нитрозакалка, структура слоя состоит из поверхностной зоны и азотистого мартенсита, что вызывает существенное повышение микротвердости поверхностного слоя материала. Преимущества процесса заключаются в сокращении времени насыщения поверхности азотом и/или углеродом до десятки минут, снижении расхода газа и отсутствии необходимости герметизации камеры насыщения, в отличие от традиционных методов.

Способ обработки в электролитной плазме нашел свое применение в легкой промышленности для скоростного упрочнения малогабаритных деталей невысокой точности или технологической оснастки. Но недостатком данного метода является проблема равномерного и контролируемого нагрева более сложных деталей, связанная с недостаточно изученным явлением нагрева в электролитной плазме. Такое положение не дает возможности расширить класс обрабатываемых деталей и управлять технологическим процессом.

Целью данной научно-исследовательской работы является исследование изменения структурно-фазового состояния и трибологических свойств низколегированной стали 40Х при воздействии электролитной плазмы.

Методика исследования

Материалом исследования был выбран конструкционная низколегированная сталь 40Х перлитного класса. Прямоугольные образцы высотой 7 мм и длиной ребра 2.8×2.8 мм вырезали из прутка диаметром 40 мм, а затем подвергали шлифовке и полировке на алмазных пастах до зеркального блеска.

Сталь 40Х – низколегированная конструкционная сталь, широко применяемая для изготовления деталей ответственного назначения в автомобилестроении, такие как оси, коленчатые и кулачковые валы, плунжеры, зубчатые венцы и другие улучшаемые детали повышенной прочности. Заменитель – стали: 45Х, 38ХА, 40ХН, 40ХС, 40ХФ, 40ХР. Зарубежные аналоги стали 40Х являются стали марки 5140 (США), 40Cr4 (Китай), SCr3H (Япония), 37Cr4 (Германия) [2]. Подробный химический состав показан в таблице 1.

Процесс азотирования образцов стали 40Х проводили на автоматизированной опытно-лабораторной установке электролитно-плазменной обработки материалов [3]. Схема основных узлов опытно-лабораторной установки электролитно-плазменной обработки материалов показана на рисунке 1.

Установка включает следующие основные узлы: источник питания; камера электролитной плазмы; система подачи электролита; система охлаждения электролита; система управления процессом.

Таблица 1. Химический состав стали 40Х

Марка стали	Химический состав, %									
	C	Si	Mg	Cr	Mo	Ni	V	S	P	Ti
40Х	0,35-0,42	0,17-0,37	0,5-0,8	0,8-1,1	<0,15	<0,3	<0,15	<0,025	<0,025	<0,03

В качестве источника питания используется регулируемый мощный выпрямитель с выходными параметрами: U_{max}=360 В; I_{max}=60 А, на основе трехфазного трансформатора с тиристорным управлением. Выходные параметры источника питания полностью регулируется системой управления процессом. В системе подачи электролита расположен основной сосуд с электролитом, в котором расположен погружной центробежный насос для циркуляции электролита. В ходе циркуляции электролит охлаждается в системе охлаждения и подается в камеру электролитной плазмы. В камере электролитной плазмы обрабатываемый образец установлен горизонтально в виде катода, а струя электролита, проходя через анодную сетку (из нержавеющей стали), направляется к образцу. При подаче напряжения на электроды вблизи поверхности образца образуется низкотемпературная плазма электролита.

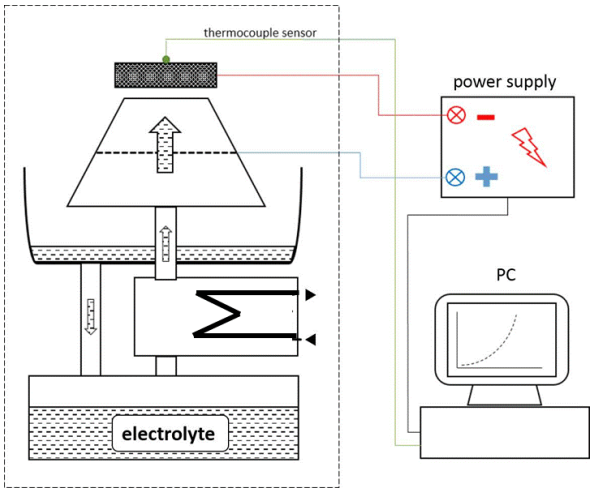


Рисунок 1. Схема основных узлов опытно-лабораторной установки электролитно-плазменной обработки материалов

Металлографические исследования исходных и обработанных образцов стали 40Х выполняли на оптических инвертированных микроскопах ЛОМО ММР-4 и ALTAMI MET 1M.

Рентгеноструктурный анализ выполнялся на дифрактометре Shimadzu XRD-6000. Съемки проводили в монохроматизированном CuK_{α} излучениях при ускоряющем напряжении 40 кВ и анодном токе 30 мА. Рентгеновская съемка осуществлялись с фокусировкой геометрии Брега-Брентано в режиме сканирования со скоростью 2°/мин с шагом 0,02° и временем набора импульсов на точку, равном 1,0 с. Количественный анализ фазового состава проведен с использованием баз данных PDF 4+ (ICDD), а также программы полнопрофильного анализа POWDER CELL.

Определение микротвердости образцов стали 40Х проводили на приборе ПМТ-3М в соответствии с ГОСТ 9450–76, при нагрузках на индентор P=0,98 Н и временем выдержки при этой нагрузке 10 сек. В качестве индентора при измерении микротвердости использовали правильную четырехгранную алмазную пирамиду с углом при вершине между противолежащими гранями 136°, аналогично определению твердости по Виккерсу.

Для исследования трибологических характеристик использовали автоматизированную машину трения (ТНТ, CSM Instruments, Швейцария) при схеме испытания "шарик-диск". В качестве контртела использовали сертифицированный корундовый шарик диаметром 6 мм с микротвердостью 19 ГПа. Испытания проводили на воздухе в режиме сухого трения при нагрузке на держатель контртела 5 Н и скорости вращения образца 2 см/с. При этом путь трения составлял 31,4 м. С целью обеспечения равных условий испытаний образцов поддерживали температуру в диапазоне 30±5°С. Методика испытания соответствовали международным стандартам: ASTM G99-959 и DIN 50324.

Полученные результаты и их обсуждение

Сталь 40Х в исходном нормализованном состоянии имеет структуру пластинчатого перлита с ферритной сеткой по границам зерен и соотношение перлита и феррита составляет 85/15. Перлит является мелкопластинчатым и его дисперсность оценивается в 4 балла (по ГОСТ 8233-56) (рисунок 2).

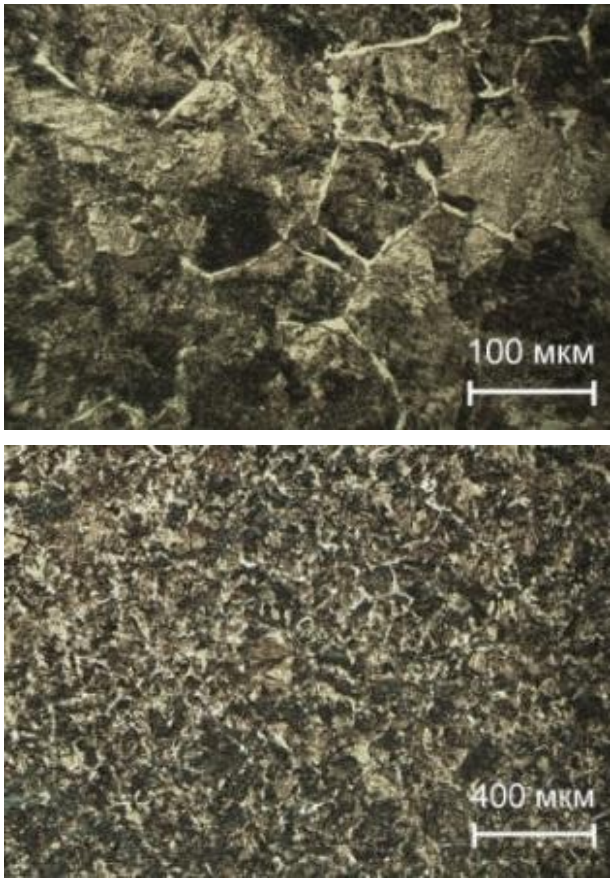


Рисунок 2. Микроструктура стали 40Х в исходном состоянии при разных увеличениях

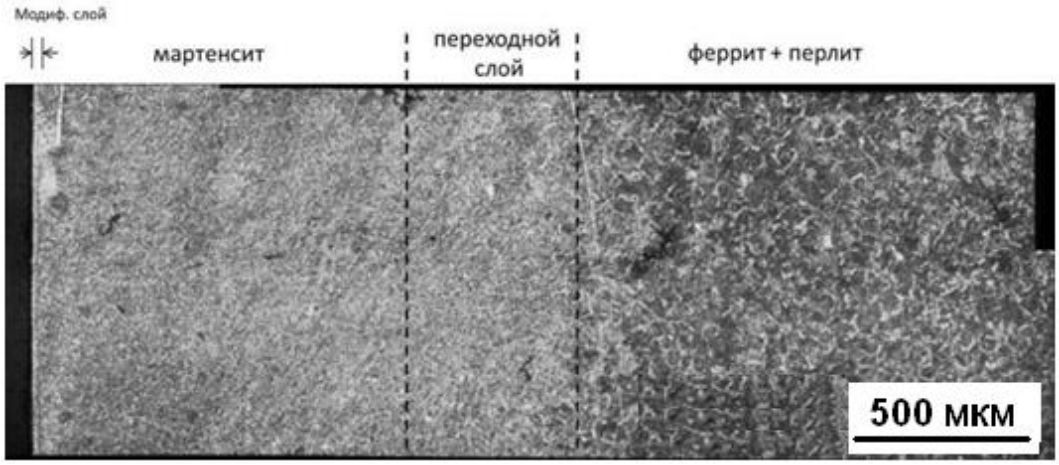
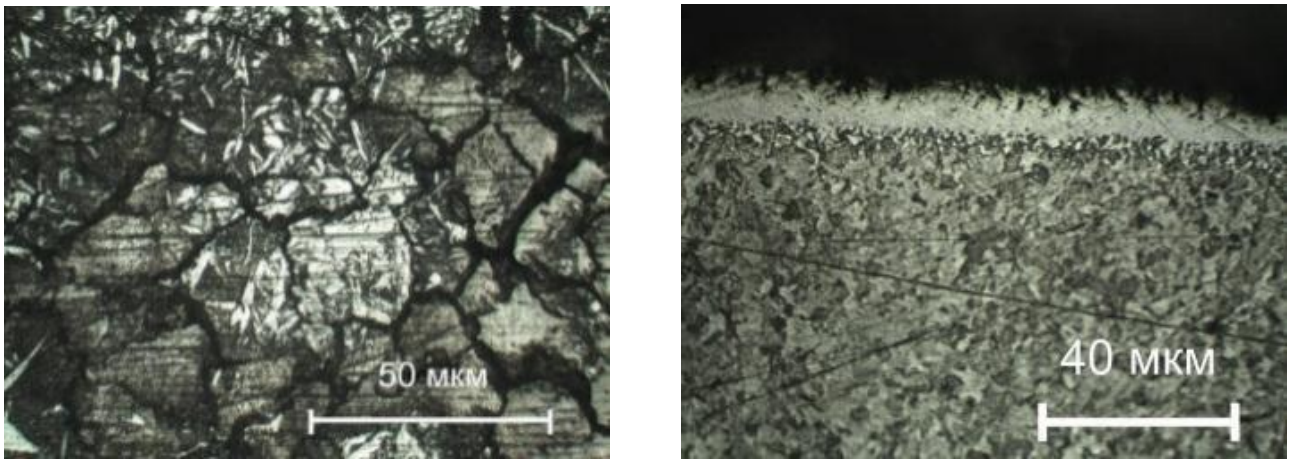
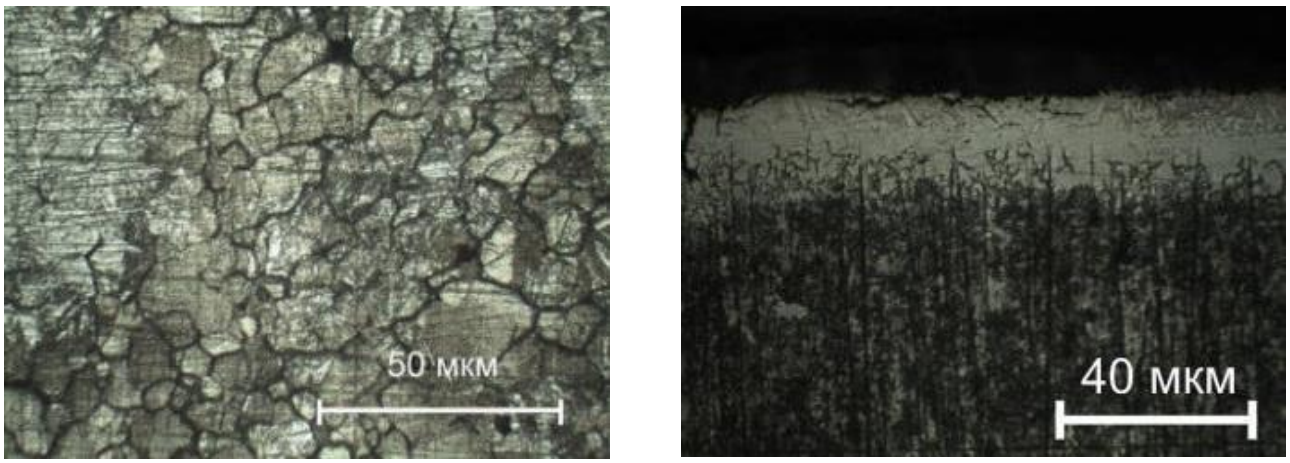


Рисунок 3. Принципиальный микрофотографический снимок поперечного шлифа модифицированного слоя на поверхности стали 40Х при воздействии электролитной плазмы



а) поверхность б) поперечное сечение

Рисунок 4. Микроструктура стали 40Х, обработанной при t=750 °С



а) поверхность б) поперечное сечение

Рисунок 5. Микроструктура стали 40Х, обработанной при t=850 °С

Модифицированный слой, возникающий в результате обработки в электролитной плазме, состоит из верхнего «белого» нетравящегося слоя из нитридов железа, нижнего переходного диффузионного слоя и зоны термического влияния постепенно переходящей в структуру основного металла (рисунок

3), что соответствует с результатами авторов [4]. Вследствие быстрого охлаждения обработанных образцов в потоке электролита на верхнем слое зоны термического влияния возникает мартенсит закалки, который повышает твердость поверхностного слоя.

В результате обработки в электролитной плазме стали 40Х удалось существенно повысить поверхностную микротвердость при всех исследуемых температурах обработки. Азотирование при температуре 750°С позволяет получить микротвердость поверхности 5250 МПа и сформировать модифицированный слой глубиной до 20 мкм (рисунок 4).

Проведение процесса ЭПО при температуре 850 °С приводит к увеличению микротвердости в два раза и формированию модифицированного слоя толщиной до 30 мкм (рисунок 5).

При глубоком травлении модифицированного слоя можно заметить, что поверхностный белый слой состоит из очень мелких зерен, что благоприятно воздействует на эксплуатационные свойства поверхности обработанных образцов (рисунок 6).

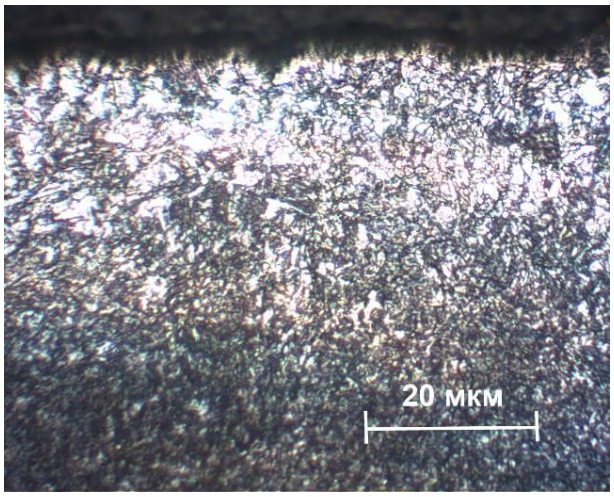


Рисунок 6. Микроструктура модифицированного слоя азотированного образца стали 40Х при t=850 °С после глубокого травления

Полученные данные о толщинах модифицированных слоев согласуются с данными измерения распределения микротвердости на поперечных шлифах (рисунок 7).

На рентгеновских дифрактограммах образцов стали 40Х в исходном состоянии присутствуют рефлексы фазы α-железа с параметром а=2.872 Å (рисунок 8).

Рентгеноструктурный анализ обработанных образцов стали 40Х показал, что в поверхностных слоях азотированных при температуре 750 °С образцов присутствуют фазы – феррит, мартенсит и азотистый аустенит. При температуре насыщения 850 °С дополнительно присутствуют рефлексы нитрида железа (рисунок 8). Фазовый состав поверхности стали 40Х в исходном и обработанном состояниях приведены в таблице 2.

После азотирования в электролитной плазме образцов стали 40Х на дифрактограммах наблюдается уширение дифракционных линий (α-Fe)-матрицы и увеличение параметра решетки относительно исходного состояния, что свидетельствует о напряженном состоянии вследствие термического воздействия. Из расчетных данных, количество углерода в тетрагональном мартенсите (α'-FeC) после обработки при 750 °С и 850 °С составляют 1,207% и 1,095% соответственно (таблица 2).

При трибологических испытаниях образцов скорость изнашивания корундового шарика по сравнению с образцом, составляет менее 1 %, поэтому при расчете количественного значения износа системы «шар-диск» износом шарика пренебрегали.

Анализ изображений дорожки трения образцов в исходном состоянии показал, что основным механизмом изнашивания является абразивное изнашивание с адгезионной составляющей, о чем свидетельствует наличие следов пластического течения материала [5]. Это подтверждается образованием на поверхности трения характерных канавок и наплывов, возникающих при пластическом оттеснении материала вследствие воздействия частиц абразива (рисунок 9).

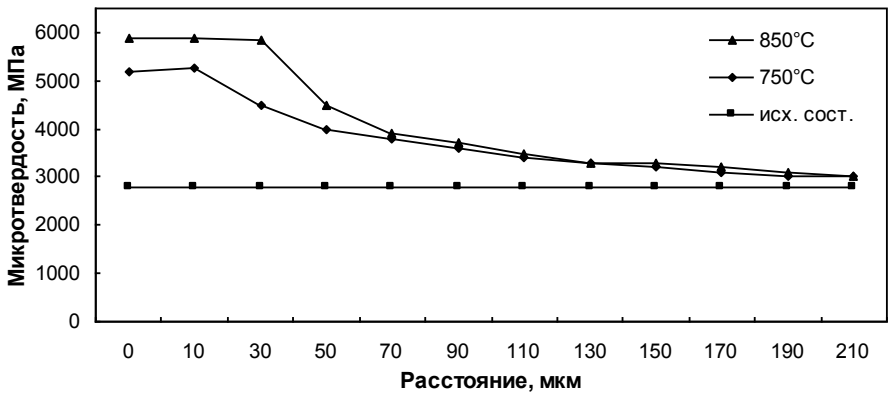


Рисунок 7. Распределение микротвердости на поперечном шлифе образцов исходного состояния и обработанных при температурах 750°С и 850°С

Таблица 2. Кристаллическая структура и фазовый состав образцов стали 40Х в исходном и обработанном состояниях

Материал и вид обработки	Фаза	Объемная доля фазы, V, %	Сингония и период кристаллической решетки a, b, c	ОКР, нм	Остаточная деформация, $\Delta d/d \cdot 10^{-3}$
Сталь 40Х Азотирование при 750°С	γ-Fe,C - аустенит	<1.5	ГЦК a= 3.591	-	-
	α-Fe – феррит	17.2	ОЦК a= 2.885	24	1.7
	α'-FeC - мартенсит	21.8	Тетрагон. a= 2.856; c=3.017	14	5.3
	γ-$FeN_{0.095}$ – азотистый аустенит	65.2	ГЦК a= 3.614	11	5.9
Сталь 40Х Азотирование при 850°С	γ-Fe,C - аустенит	<1.5	ГЦК a= 3.614	-	-
	γ''-FeN – нитрид железа	19.9	ГЦК a= 4.288	15	0.7
	α-Fe – феррит	33.9	ОЦК a= 2.887	13	5.1
	α'-FeC - мартенсит	18.9	Терагон. a= 2.854; c= 3.000	23	3.5
	γ-$FeN_{0.095}$ – азотистый аустенит	26.3	ГЦК a= 3.600	14	0.3
Сталь 40Х в исходном состоянии	α-Fe – феррит	>98	ОЦК a= 2.872	65	2,6

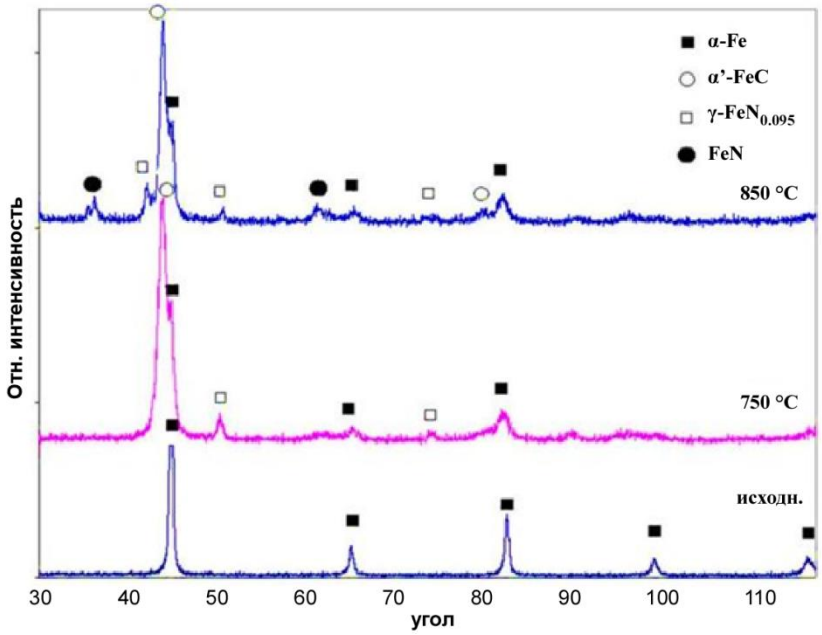
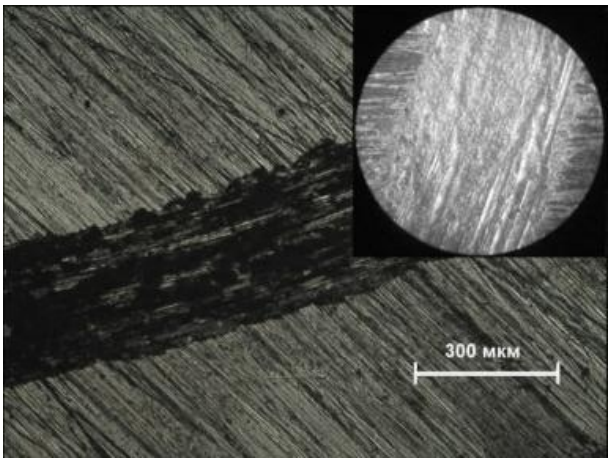
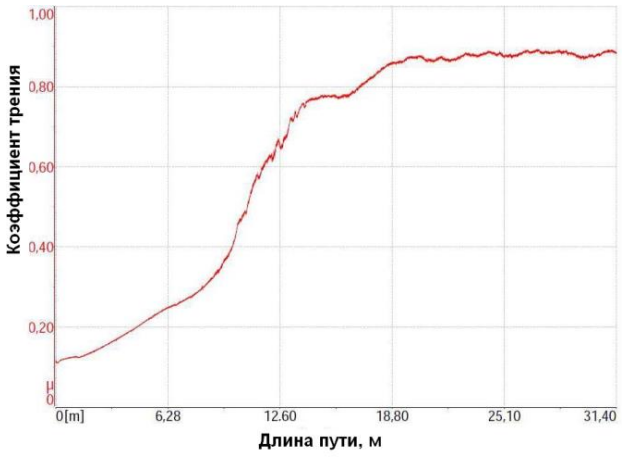


Рисунок 8. Дифрактограммы поверхности образцов стали 40Х в исходном и обработанном состояниях



а) микрофотографии поверхности износа в светлом и темном поле



б) график изменения коэффициента трения в процессе испытания

Рисунок 9. Результаты трибологических испытаний необработанного (исходного) образца

Как известно, для процесса трения есть три стадии изнашивания [6]. Начальный период изнашивания, продолжительность которого невелика, характеризуется нестационарным состоянием трибосистемы. Этот этап называется приработкой трибосистемы, в течение которого устанавливаются равновесная шероховатость и постоянный коэффициент трения, а также понижается износ. На графике зависимости коэффициента трения от пути трения, можно видеть, что этап приработки заканчивается при расстоянии 18 м (рисунок 9). Затем наступает вторая стадия изнашивания, характеризующаяся стабильным коэффициентом трения и относительно низким износом. В ходе ее развития постепенно износ возрастает и приводит к значительным повреждениям и катастрофическому износу. Следует отметить, что для всех исследуемых образцов стадия разрушения при данных условиях испытания не наступила.

Процесс азотирования в электролитной плазме позволяет значительно повысить износостойкость исследуемых образцов. Из представленной гистограммы (рисунок 10) можно видеть, что наименьшая скорость износа наблюдается после азотирования при температурах 750 °С и 850 °С. Такое улучшение износостойкости объясняется формированием нитридного слоя, который, как известно, помимо значительного повышения твердости способствует также увеличению износостойкости.

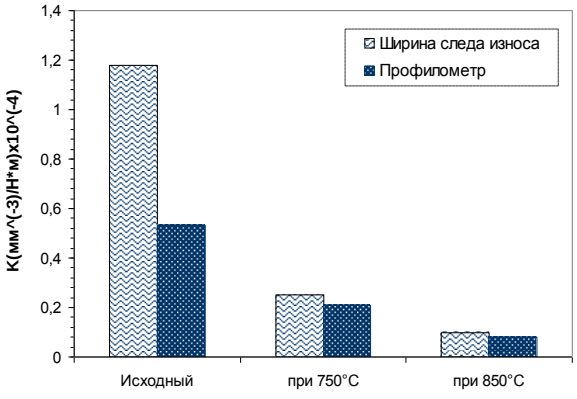
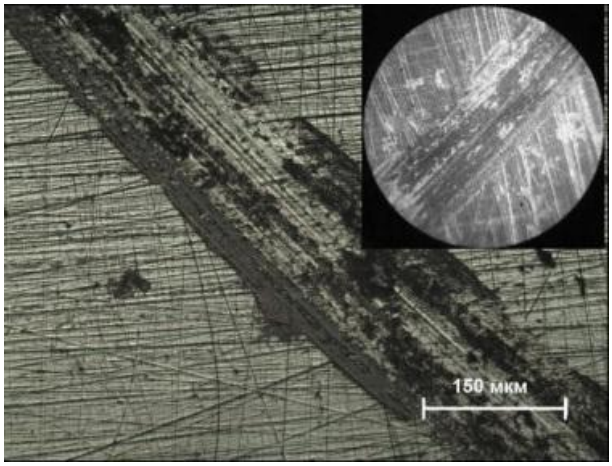
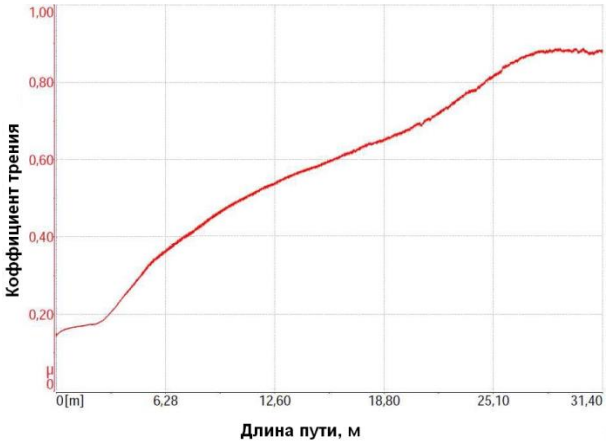


Рисунок 10. Скорость изнашивания поверхности стали 40Х до и после азотирования в электролитной плазме

Вторая стадия изнашивания, характеризующаяся стабильным коэффициентом трения и относительно низким износом для азотированных образцов, наступает позже. Например, на азотированных образцах при температуре 750 °С, вторая стадия наступает при расстоянии 26 м, а при температуре 850 °С не наступила до конца испытания (рисунки 11–12). Представленные данные свидетельствуют о повышении износостойкости азотированных образцов по сравнению с исходным состоянием.



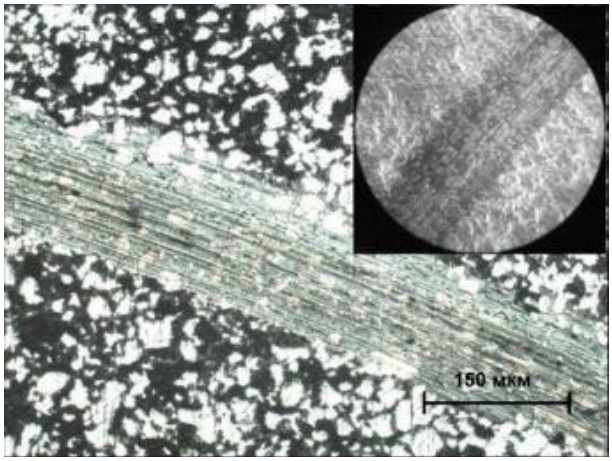
а) микрофотографии поверхности износа в светлом и темном поле



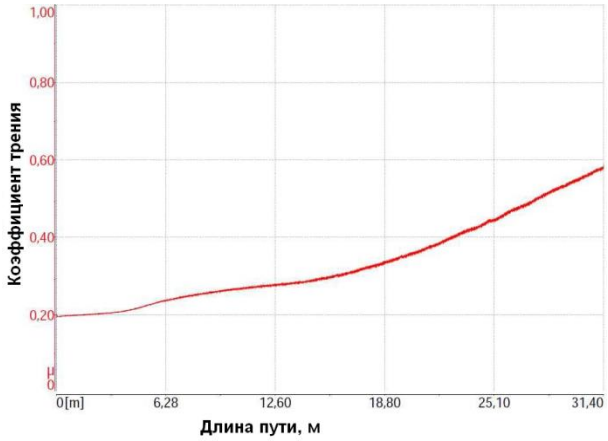
б) график изменения коэффициента трения в процессе испытания

Рисунок 11. Результаты трибологических испытаний азотированного образца при t=750 °С

Улучшение трибологических свойств после азотирования связано с дополнительным упрочнением поверхности и изменением механизма износа. Наличие на поверхности азотированного слоя позволяет уменьшить влияние адгезионной составляющей [3]. На первых этапах изнашивания контакт происходит между контртелом и нитридным слоем, затем под воздействием нагрузки и накоплением в поверхностном слое макро- и микронапряжений происходит разрушение нитридного слоя. Подтверждением данного явления является наличие характерных канавок на поверхности дорожки трения, возможно связанных с формированием дополнительных твердых частиц, которые выступают в роли абразива (рисунки 11–12). Наличие мелких абразивных частиц позволяет также предотвратить контактное схватывание. Таким образом, после азотирования в механизме изнашивания адгезионная составляющая меняется на абразивный износ.



а) микрофотографии поверхности износа
в светлом и темном поле



б) график изменения коэффициента трения
в процессе испытания

Рисунок 12. Результаты трибологических испытаний азотированного образца при t=850 °C

Заключение

В процессе выполнения настоящей работы получены данные об изменениях структурно-фазового состояния и трибологических свойств в поверхностных слоях низколегированной стали марки 40Х после обработки в электролитной плазме. Полученные результаты можно обобщить следующими выводами:

– установлено, что модифицированный слой, возникающий в результате обработки в электролитной плазме, состоит из верхнего «белого» нетравящегося слоя из нитридов железа, нижнего переходного диффузионного слоя и зоны термического влияния, постепенно переходящей в структуру основного металла;

– рентгеноструктурный анализ обработанных образцов стали 40Х показал, что в поверхностных слоях азотированных образцов при температуре 750 °C присутствуют фазы – феррит, мартенсит и азотистый аустенит, а при температуре насыщения 850 °C дополнительно присутствуют частицы нитрида железа;

– показано, что процесс азотирования в электролитной плазме позволяет значительно повысить износостойкость исследуемых образцов стали 40Х. Такое улучшение износостойкости объясняется формированием нитридного слоя на поверхности образцов стали;

– обнаружено, что после азотирования в механизме изнашивания адгезионная составляющая меняется на абразивный износ. Подтверждением данного явления является наличие характерных канавок на поверхности дорожки трения, возможно связанные с появлением дополнительных твердых частиц нитрида железа, которые выступают в роли абразива.

Литература

1. Суминов И.В., Белкин П.Н., Эпельфельд А.В. и др, Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов, Т. 1, Изд.: Техносфера, 2011. – 464 с.
2. Шишков М.М., Марочник сталей и сплавов. Справочник, Изд. 3-доп. – Донецк: Юго-Восток, 2002. – 456 с.
3. А.с. 75477. Установка для электролитно-плазменной обработки материалов / Скаков М.К., Веригин А.А., Сапатаев Е.Е. и др. – 878; заявлено 31.01.12; опубл. 15.11.12, Бюл. 11. – С.2.
4. Karaoglu S., Structural characterization and wear behavior of plasma-nitrided AISI 5140 low-alloy steel // Materials Characterization 49 (2003) P.349– 357.
5. Skakov M, Sheffler M, Sapatayev Y, Influence Nitriding in the Electrolytic Plasma on the Tribological Properties of Low-alloy 40Cr Steel// Advanced Materials Research Vols. 785-786 (2013) Trans Tech Publications. - Switzerland pp 848-851.
6. Гаркунов Д.Н. Триботехника. Износ и безызносность. - М.: Изд-во МСХА, 2001. 616 с.

ЭЛЕКТРОЛИТТІ ПЛАЗМАДА ӨНДЕУДЕН КЕЙІН 40Х БОЛАТ БЕТІНІҢ ҚАСИЕТТЕРІ ЖӘНЕ ҚҰРЫЛЫМДЫ-ФАЗАЛЫҚ ЖАҒДАЙЫНЫҢ ӨЗГЕРУІ

Скаков М.К., Батырбеков Э.Г., Сапатаев Е.Е.

ҚР ҰЯО РМК «Атом энергиясы институты» филиалы, Курчатов, Қазақстан

Электролитті плазмада өндеуден кейін 40Х төмен қоспалы болаттың трибологиялық қасиеттерін және құрылымды-фазалық жағдайын өзгертуді зерттеу нәтижелері ұсынылды. Электролитті плазмада өндеу нәтижесінде пайда болатын модификациялық беткі қабаты, үстінгі қабат асты темір нитридінен, төменгі ауыспалы диффузиялық қабатасты және біртіндеп негізгі металл құрылымына ауысатын термиялық әсерінің аймақтарынан тұратыны белгіленді. Электролитті плазмада азоттау үдерісі 40Х болат бетінің тозуға төзімділігін біраз арттыруға рұқсат ететіні көрсетілді.

CHANGES OF PHASE-STRUCTURAL STATE AND PROPERTIES OF 40X STEEL SURFACE AFTER TREATMENT IN ELECTROLYTE PLASMA

M.K. Skakov, E.G. Batyrbekov, E.E. Sapataev

Branch "Institute of Atomic Energy" RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

Research results after change of the phase-structural state and tribological properties of 40X low-alloy steel after treatment in electrolytic plasma are presented. It has been established that the modified steel surface layer occurring as a result of the processing in the electrolyte plasma, consists of an upper sublayer made of iron nitrides, lower intermediate diffusion sublayer and heat-affected areas, graduating to the structure of base metal. It is shown that the nitration process in electrolytic plasma significantly enables to improve the enduring quality of 40X steel surface.

УДК 621.039

РАСЧЕТ ХАРАКТЕРИСТИК ГАЗООХЛАЖДАЕМОГО РЕАКТОРА С ВОДНЫМ ЗАМЕДЛИТЕЛЕМ

Котов В.М., Сураев А.С.

Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

Проведены нейтронно-физические расчеты активной зоны реактора и теплофизические расчеты различных вариантов ТВС и теплообменных аппаратов. Отличиями рассматриваемого реактора от реактора ВВЭР-1000 является наличие не одного, а пяти теплообменных аппаратов, от тяжеловодных канальных реакторов – использование энергии замедления нейтронов и утечек тепла из каналов в замедлитель, а также подача пара на три ступени турбины с максимальной температурой в цикле с прямым подогревом.

Введение

Развитие энергетики всегда связано с поисками новых решений. В последнее время достаточно большую нишу заняла энергетика на возобновляемых источниках энергии, повысила экономические характеристики энергетика на органическом топливе. Ядерная энергетика, в свою очередь, столкнулась с проблемами безопасности.

Более того, в работе [1] говорится о том, что современные схемы ядерной энергетики, как на тепловых нейтронах, так и на быстрых, не имеют будущего. По экономическим характеристикам она проигрывает энергетике на органических видах топлива, несмотря на ряд потенциальных преимуществ. Нужны инновационные решения.

В работах [1, 2] отмечается, что лучшими по экономическим характеристикам среди современных реакторов являются водо-водяные реакторы. В работе [2] рассматривается возможность улучшения их технических и экономических характеристик. Показано, что предельные параметры таких реакторов, изначально определенные материальным составом активной зоны и контурами теплопередачи, уже достигнуты. В качестве возможной альтернативы указывается на реакторы канального типа, в которых достижение высоких параметров пара не вызывает однозначную необходимость повышения давления в корпусе реактора.

В работах [3 – 6] рассмотрены канальные реактор с газовым теплоносителем и водным замедлителем, обеспечивающие повышение к.п.д. до 45 – 50 %. Решения [4 – 6] имеют хорошее обоснование по ряду параметров. В настоящей работе рассматривается сравнение характеристик основных теплообменников предлагаемых канальных реакторов с теплообменниками реакторов ВВЭР-1000, и оценка различий экономических характеристик этих реакторов.

Показаны преимущества предлагаемой схемы реактора.

Газоохлаждаемый реактор с водным замедлителем

Газоохлаждаемые реакторы в современной ядерной энергетике не имеют широкого распространения. Это связано со множеством нерешенных задач, обусловленных спецификой такого рода теплоносителя. Однако именно газоохлаждаемые реакторы канального типа могут выступать в роли перспективных разработок и даже превосходят по ряду характеристик популярные сегодня – водо-водяные корпусные реакторы. Эффективность достигается за счет включения в контур теплопередачи тройного перегрева пара, использования энергии замедления нейтронов, применения известных кожухотрубных теплообменников и снижения капитальных затрат на строительство.

Реактор тепловой мощностью 1000 МВт – канального типа, что обусловлено наличием разнородных теплоносителя (газ) и замедлителя (вода). Большая замедляющая способность легкой воды делает шаг решетки размещения каналов небольшим (12 см). Активная зона реактора состоит из 549 ТВС с внешним диаметром корпуса 10 см. Диаметр активной зоны 3 м, высота топливного сердечника в ТВС – 2,2 м. Каждая ТВС содержит 59 твэлов с внешним диаметром 6,8 мм. Давление замедлителя (воды) при температуре на входе 170 °С – 2,5 МПа, теплоносителя (водорода) на входе в ТВС – 6 МПа.

Принципиальная схема контуров передачи тепла в рассматриваемом газоохлаждаемом реакторе с водным замедлителем представлена на рисунке 1. Данная схема включает в себя: газоохлаждаемый реактор, промежуточный теплообменник, парогенератор, пароперегреватели, турбину, конденсатор, циркуляционные насосы. Рассмотрим более подробно параметры реакторной установки.

Схематически активная зона реактора показана на рисунке 2. Теплоноситель в каналы подается снизу вверх с помощью коллекторов.

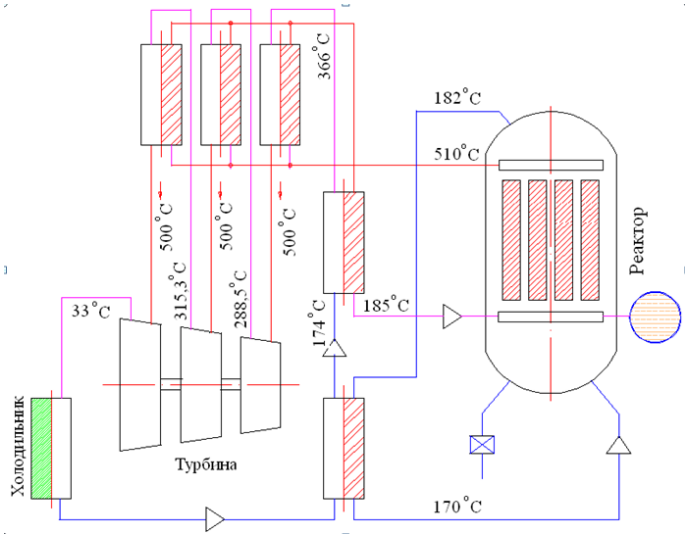


Рисунок 1. Принципиальная схема АЭС с ГО реактором и циклом Ренкина

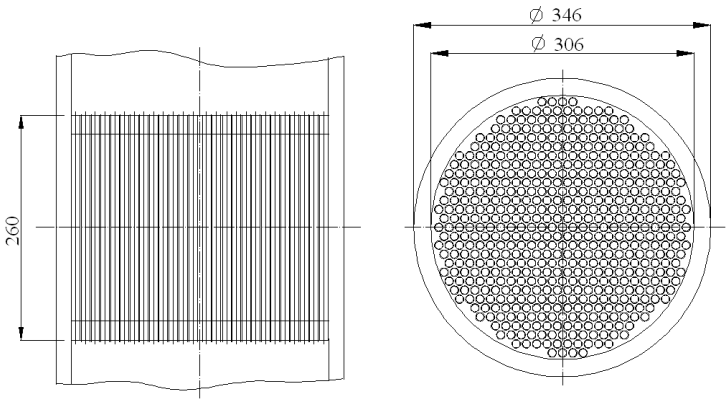


Рисунок 2. Схема активной зоны легководного реактора

Над верхним коллектором размещается цилиндрическая камера, диаметр которой равен диаметру активной зоны, а высота – высоте ТВС, что обеспечивает возможность перестановки ТВС. Регулирующие стержни размещаются внизу активной зоны. Аналогом такого решения является система регулирования кипящего ABWR [7]. Также возможна и обратная компоновка, когда камера перестановки ТВС размещается под активной зоной, система регулирования над ней. Однако, в таком варианте потребуется большая высота подреакторных помещений.

ХАРАКТЕРИСТИКИ ГО РЕАКТОРА

Проведены необходимые нейтронно-физические расчеты модели реактора с помощью расчетного кода [8]. Так же по программе [9] просчитана кампания реактора. Получены данные о наработке Pu^{239} и выгорании U^{235}. Расчеты проведены для работы реактора с многократной перестановкой ТВС и замещением частей топлива с максимальным выгоранием на свежее. Выгорание топлива достигает 22,06 МВт·сут/кг. При однократной загрузке топлива длительность кампании сокращается до 140 сут (выгорание до 5,6 МВт·сут/кг). Плотность топлива из металлического урана принята равной 8,8 г/см^3, что обеспечивает равную загрузку реакторов обоих типов. Подробно результаты расчетов представлены в работах [5, 6]

Теплофизические характеристики двух вариантов ТВС рассчитаны по программе [10]. Первый из них выполнен по традиционной схеме ТВС канальных реакторов с теплоизоляцией газового тракта теплоносителя, с помощью экрана и газового зазора между трактом теплоносителя и корпусом ТВС. Второй вариант выполнен по упрощенной схеме и не содержит экрана. В нем поток теплоносителя непосредственно соприкасается с корпусом ТВС. В каждом варианте ТВС рассмотрена возможность использования твэлов с топливом в виде диоксида и металлического урана. Исходные данные и результаты расчетов приведены в работах [5, 6].

Температура теплоносителя на выходе ТВС 500 °С достигается без превышения допустимой температуры сердечников твэлов и их оболочек. ТВС упрощенного типа передает до 6 % мощности в замедлитель, при этом экономится энергия на прокачку теплоносителя в реакторе на уровне ~1,7 МВт.

Мощность ТВС без теплоизоляции, которая может быть передана в замедлитель без прокачки теплоносителя и достижении максимума температуры одного из элементов ТВС, составила ~10 кВт, что соответствует энерговыделению продуктов деления спустя 2 суток после останова реактора.

Особенности выбора теплообменных аппаратов реактора

Теплообменные аппараты и парогенераторы сегодня имеют низкий КПД. Это связано с тем, что используемые конструкционные материалы накладывают ограничения на допустимые критические параметры. Следовательно, повышение эффективности паротурбинного узла за счет увеличения параметров газа не возможно. Единственным решением может служить промежуточный ступенчатый подогрев газа. Именно такая схема тройного перегрева пара в цикле турбинной установки используется совместно с вышеописанным газоохлаждаемым реактором.

Как известно на АЭС с реакторами ВВЭР-1000 используют четыре парогенератора мощностью 800 МВт. В газоохлаждаемом реакторе схема передачи тепла от реактора к турбине реализована пятью теплообменными аппаратами различной мощности и назначения. Такой подход обеспечивает распределение нагрузки и способствует повышению надежности всего контура.

Подогреватель. Данный теплообменник мощностью 150 МВт предназначен для предварительного подогрева питательной воды перед производством пара. Особенность этого теплообменника заключается в том, что для подогрева используется энергия замедления нейтронов.

Парогенератор. Мощность парогенератора 414 МВт, выполнен кожухотрубного типа. В отличие от парогенератора ВВЭР-1000 в данном отсутствуют сепарационные узлы, что уменьшает его габариты и, следовательно, массу.

Пароперегреватели. Три пароперегревателя мощностью 204, 135 и 99 МВт реализуют ступенчатый перегрев пара до рабочей температуры 500 °С. Так же в первом пароперегревателе происходит полное осушение пара, поступающего из парогенератора.

Таким образом, контур передачи тепла в рассматриваемом реакторе состоит из: подогревателя, парогенератора и трех пароперегревателей. Основные характеристики которых представлены в таблице 1.

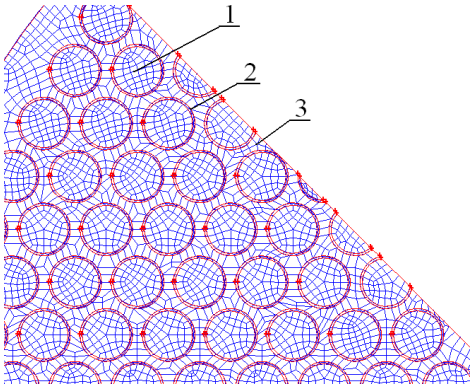
Таблица 1. Характеристики теплообменных аппаратов

Параметр	Значение				
	Подогреватель	Парогенератор	Пароперегреватели		
			1	2	3
Мощность, МВт	150	414	204	135	99
Греющий теплоноситель	Вода	Гелий	Гелий		
Нагреваемый теплоноситель		Вода	Водяной пар		
Температура греющего теплоносителя: – на входе – на выходе	 182 170	 320 185	 510 320	 510 320	 510 320
Температура нагреваемого теплоносителя: – на входе – на выходе	 33 174	 174 366	 366 500	 288,5 500	 315,3 500
Расход теплоносителя, кг/с	2883	570	206	136	100

Расчет характеристик теплообменников

На основе методики, представленной в [12], проведены оценочные расчеты всех теплообменных аппаратов. Полученные характеристики полностью удовлетворяют требованиям, предъявляемым к теплообменникам газоохлаждаемого реактора: обеспечение заданной производительности, простота исполнения, малозатратность, малый вес конструкции (по сравнению с теплообменниками ВВЭР-1000). Результаты представлены в таблице 2.

Результаты оценочных расчетов подтверждены с помощью программы [10]. Для этого построены масштабные сеточные модели теплообменных аппаратов, заданы условия течения теплоносителей, проведен теплофизический и гидравлический расчет трубного пучка. Фрагмент сеточной модели представлен на рисунке 3.



1 –трубное пространство; 2 – труба 7×0,3 мм;
3 – межтрубное пространство

Рисунок 3. Фрагмент конечно-элементной модели участка трубного пучка

Таблица 2. Характеристики теплообменных аппаратов ГОР

Параметр	Значение				
	Подогреватель	Парогенератор	Пароперегреватели		
			1	2	3
Исходные данные					
Мощность, кВт	150000	414000	204000	135000	99000
Греющий теплоноситель	Вода	Гелий			
Температура на входе, °С	182	320	510		
Температура на выходе, °С	170	185	320		
Нагреваемый теплоноситель	Вода	Вода	Водяной пар		
Температура на входе, °С	33	174	366	288,5	315,3
Температура на выходе, °С	174	366	500		
Давление в трубках, МПа	1,0	6,0	6,0		
Давление в кожухе, МПа	1,0	20,0	20,0	5,0	1,5
Расчетные данные					
Мощность расчетная, кВт	152638	415683	211434	139588	102638
Паропроизв-ность, т/ч	-	756,5	-	-	-
Расход общий, кг/с	2883	570	206	136	100
Материал трубок	Сталь 12Х18Н10Т				
Количество трубок, шт	4500	42313	30000	20000	20000
Длина трубок, м	7,42	14	9,7	8,7	20,3
Внешний диаметр, мм	7				
Толщина стенки, мм	0,3				
Шаг треугольной решетки	8,25				
Масса трубок, кг	1670	29626	14553	8702	20305
Материал кожуха	Сталь 12Х18Н10Т				
Внутренний диаметр, м	0,64	1,88	1,6	1,3	1,3
Толщина стенки, мм	5	100	90	20	10
Масса кожуха, кг	595	68971	36709	5715	6616
Масса теплообменника, кг	2265	98597	51262	14417	26921

Таблица 3. Сравнение масс теплообменников ВВЭР-1000 и ГОР

	ВВЭР-1000	Газоохлаждаемый реактор с водным замедлителем				
		Подогреватель воды	Парогенератор	Пароперегреватели		
				1й	2й	3й
Мощность, МВт	4×800	152,6	415,6	211,4	139,6	102,6
Давление, МПа	16.0	1	20		5	1,5
Масса, кг	4×264 000	2 265	98597	51262	14417	26921
Сумм. масса, кг	1056000	193462				
Удельная масса (отн.ед.), отнесенная к:						
– тепловой мощности	1	0,6				
– электрической мощности	1	0,4				

Конструкционный расчет заключался в определении габаритов и масс теплообменников. Эти параметры напрямую влияют на ресурсоемкость конструкций. В таблице 3, для сравнения, приведены значения массы парогенераторов реактора ВВЭР-1000 и теплообменников газоохлаждаемого реактора. Данные свидетельствуют о том, что при нормировке мощности реакторов, теплообменные аппараты газоохлаждаемого реактора имеют массу почти вдвое меньшую, чем парогенераторы, используемые на ВВЭР-1000.

На рисунке 4 схематически изображен парогенератор используемый с реактором ВВЭР. На рисунке 5 – теплообменные аппараты газоохлаждаемого реактора с водным замедлителем.

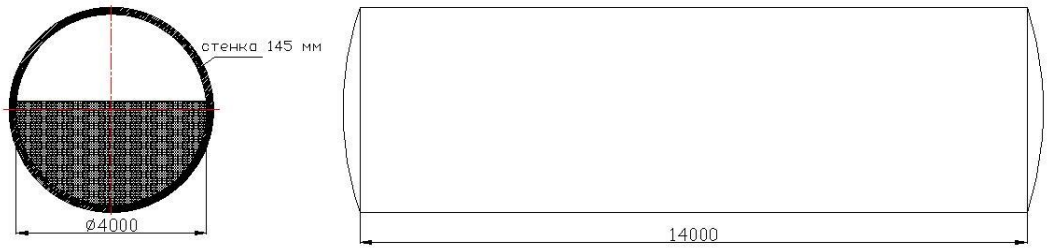


Рисунок 4. Габариты одного из 4-х парогенераторов ВВЭР-1000

а)

б)

в)

г)

д)

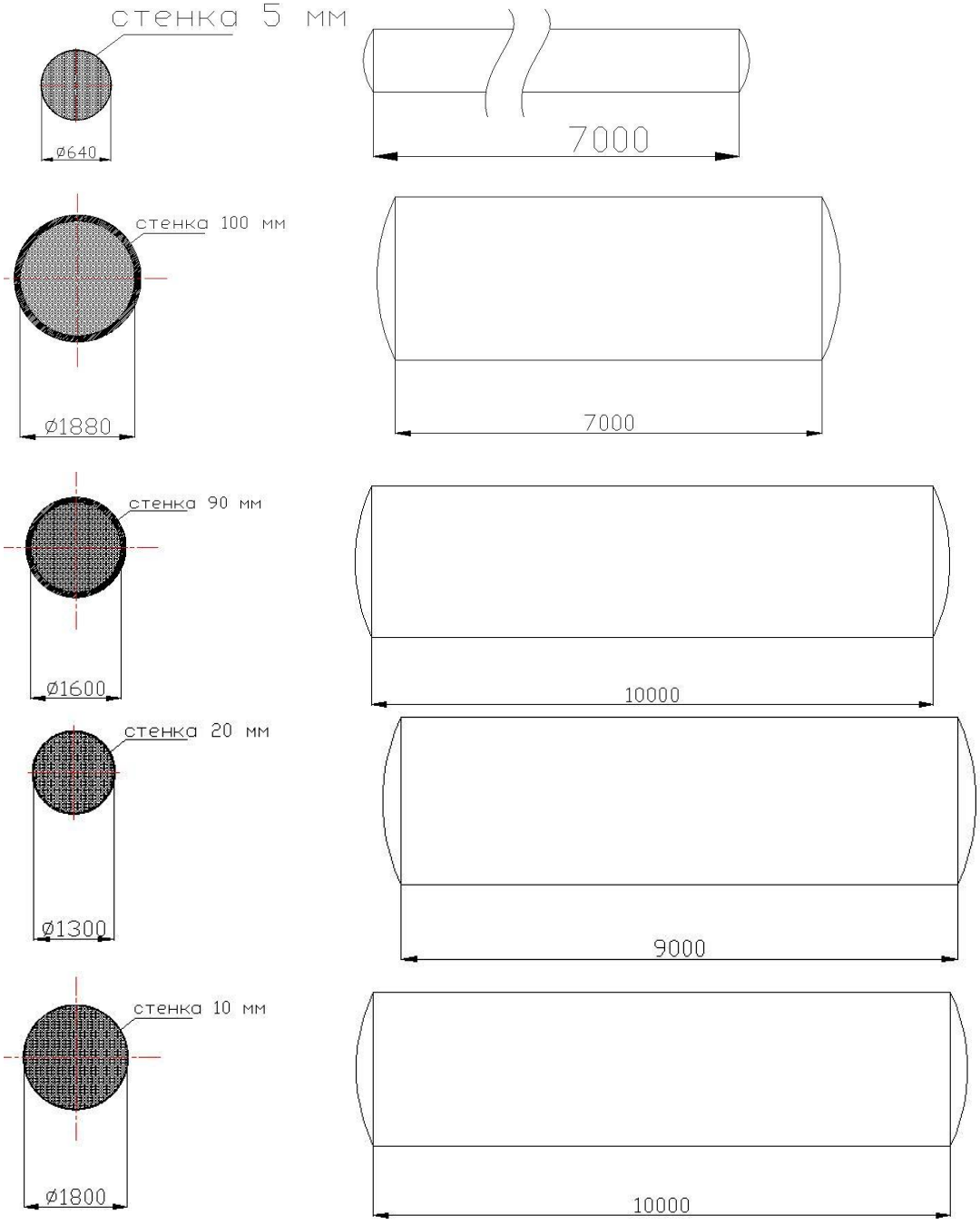


Рисунок 5. Габариты теплообменников ГОР с ВЗ
а – водоподогреватель, б – парогенератор, в – пароперегреватель №1,
г – пароперегреватель №2, д – пароперегреватель №3

Явное уменьшение габаритов парогенератора газоохлаждаемого реактора стало возможным за счет следующих факторов:

– отсутствие сепарационных узлов (окончательное осушение пара происходит в первом пароперегревателе)

– использование тонкостенных трубок (улучшает теплопередачу и обеспечивает достаточную прочность)

– заполнение всего объема кожуха трубными пучками (уменьшение диаметра кожуха, что напрямую влияет на его массу).

Оценка экономической эффективности

Как отмечается в работе [1] АЭС становятся нерентабельны при эффективных ставках более 10 % годовых. Сегодня коммерческие банки предлагают займы под 15 – 17 % годовых, тем самым делая строительство АЭС не прибыльным.

Большая часть расходов приходится на капитальные вложения, связанные со строительством и монтажом самого реактора, теплообменных аппаратов и турбин. Повысить приемлемые годовые ставки можно, во-первых, за счет уменьшения материалоемкости и использования эффективных технологий производства и, во-вторых, за счет роста доходов при эксплуатации АЭС.

Рассматриваемый реактор по всем показателям способен выполнить данные условия.

По оценке, возможно снижение затрат на строительство на 10 – 15 % и повышение годовых доходов при эксплуатации на 25 – 30 %. Таким образом, АЭС с газоохлаждаемым реактором будет рентабельна даже при эффективных ставках превышающих 25 %.

Выводы

Предложенная схема реактора и включения его элементов в цикл Ренкина обеспечивает получение термодинамического КПД на уровне 46 % при температуре нагрева газа 500 °С, максимальном давлении пара 20,0 МПа, использовании хорошо отработанных стержневых твэлов.

Теплообменные аппараты кожухо-трубного типа выполнены по типу применяемых в ТЭС. Такой подход объединяет в себе надежность, компактность и эффективность конструкции.

Использование гелия в качестве теплоносителя позволяет существенно уменьшить площадь теплообмена, так как его теплопроводность в несколько раз выше, чем у других газов (кроме водорода).

Турбина парового контура может быть построена с минимальным применением легированных материалов её лопаток, т.к. на выходе турбины достигается высокая сухость пара.

Удельная масса теплообменных аппаратов газоохлаждаемого реактора, приходящаяся на 1 МВт тепловой энергии, составляет 60 % массы парогенераторов реактора ВВЭР.

Экономические оценки показывают, что газоохлаждаемый реактор с водным замедлителем будет рентабельным при эффективных годовых ставках превышающих 25 %.

Таким образом, газоохлаждаемый реактор с водным замедлителем и тройным перегревом пара в цикле Ренкина заслуживает внимания как вариант перспективного реактора.

Литература

1. Клименко А.В. Ядерная энергетика, у которой есть будущее / Нейтронно-физические проблемы атомной энергетики / Сборник докладов XXIII Межведомственного семинара «Нейтронно-физические проблемы атомной энергетики с замкнутым топливным циклом (Нейтроника-2012)». В 2-х томах. – Обнинск, ФГУП ГНЦ РФ&ФЭИ. 2013.– Том 1. С.107–124.
2. Щепетина Т. Д. О повышении КПД энергоблоков с водо-водяными реакторами (ВВР) // Энергия: экономика, техника, экология. - 2010. - N 12. - С. 21-29 . - ISSN 0233-3619.
3. Котов В.М., Зеленский Д.И. Газоохлаждаемый реактор с высоким коэффициентом полезного действия. Межотраслевая межрегиональная научно-техническая конференция «Перспектива развития атомных станций малой мощности в регионах, не имеющих централизованного электроснабжения».Москва, 11-12 ноября 2010 г.
4. Котов В.М., Витюк Г.А., Иркимбеков Р.А., Мухаметжарова Р.А. Сопряжение тяжеловодного газоохлаждаемого реактора с циклом Ренкина. // Алматы. International Conference “Nuclear and Radiation Physics”, 20-23 September 2011.
5. Котов В. М. Возможности газоохлаждаемых реакторов с водным замедлителем / Котов В.М., Витюк Г.А, Сураев А.С // Вестник НЯЦ РК – 2012. – Вып. 4. – С. 20–27.
6. Котов В. М. Возможности газоохлаждаемых реакторов с водным замедлителем / Котов В.М., Витюк Г.А, Сураев А.С // Атомная энергия. – 2014.– Т.116. – Вып. 1.– С. 6-10.
7. Advanced Boiling Water Reactor (ABWR). Plant General Description - General Electric Nuclear Energy.-1999.-p. 149.
8. MCNP/5: General Monte Carlo N-Particle Transport Code, Version 5, 2003.
9. Программа MC-Delta для расчета характеристик кампании энергетических реакторов: пояснительная записка/ инв. № 257 вн/13-220-01 ДГП ИАЭ РГП НЯЦ РК, В.М. Котов, Р.А. Иркимбеков; Курчатов, Республика Казахстан – 13 февраля 2013.
10. Fluent version 6.3.26 User Reference; Fluent, Inc.; 2006.
11. Новиков В.Н., Радовский И.С., Харитонов В.С. Расчет парогенераторов АЭС: Пособие к курсовому проектированию. Ч. 2. М.: МИФИ, 2001. 68 с.
12. Рассохин Н.Г. Парогенераторные установки атомных электростанций: Учебник для вузов. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Энергоатомиздат, 1987. – 384 с.: ил.

СУЛЫ БАЯУЛАТҚЫШПЕН ГАЗДЫ САЛҚЫНДАТАТЫН РЕАКТОРДЫҢ СИПАТТАМАЛАРЫН ЕСЕПТЕУ

Котов В.М., Сураев А.С.

ҚР ҰЯО РМК «Атом энергиясы институты» филиалы, Курчатов, Қазақстан

Реактор активті аймағының нейтронды-физикалық есептері және жылу алмасу аппараттары және ЖШЖ түрлі нұсқаларының жылу физикалық есептері жүргізілді. Қарастырылатын реактордың ВВЭР-1000 реакторынан айырмашылықтары ауыр сулы каналдық реакторлардан бер емес бес жылу алмасу аппараттарының бары болады – нейтрондардың баяулату энергиясын пайдалану және баяулатқышқа каналдардан жылудың кемуін, және де тура жылытумен циклде максимальды температурамен турбинаның үш сатысына бу беру.

PERFORMANCE PREDICTION FOR GAS-COOLED REACTOR WITH WATER MODERATOR

V.M. Kotov, A.S. Suraev

Branch "Institute of Atomic Energy" RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

Neutronic calculations on reactor core as well as thermophysical calculations of different options of FA and heat interchange apparatus were performed. Differences of concerned reactor from VVER-1000 reactor include presence of not only one, but five heat exchangers; from heavy water channel-type reactors – use of neutron moderation energy and heat leakage from channels to the moderator, as well as steam supply to three turbine stages with maximum temperature in direct heating cycle.

УДК 621.039.55

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВЫДЕЛЕНИЯ ИОНОВ ГЕЛИЯ ИЗ ПРИПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ЛИТИЙСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ ТЯР

Тулубаев Е.Ю., Понкратов Ю.В., Кульсартов Т.В., Гордиенко Ю.Н., Барсуков Н.И., Кожахметов Е.А., Заурбекова Ж.А.

Филиал «Институт атомной энергии»РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

В данной работе были исследованы процессы выделения ионов гелия из приповерхностного слоя литийсодержащих материалов, находящихся в твердом фазовом состоянии, таких как: литий; литий, стабилизированный в КПС; свинцово-литиевая эвтектика; литиевая керамика.

Была проведена оценка выхода ионов гелия из приповерхностного слоя литийсодержащих материалов в условиях реакторного излучения.

В результате проведённых исследований был обнаружен эффект резкого выделения ионов гелия при охлаждении литийсодержащих материалов ниже температуры кристаллизации в условиях реакторного излучения. Данный эффект был объяснен тем, что при переходе в твердое фазовое состояние на поверхности свинцово-литиевой эвтектики образуются поры и трещины, причем при увеличении скорости охлаждения пористость материала увеличивается. Следовательно, при охлаждении литийсодержащих материалов выделение ионов гелия идет по системе открытых путей (пор и трещин).

Введение

Предполагается, что на первом этапе реакция в термоядерных реакторах будет идти не на чистом дейтерии, а на смеси дейтерия с тритием. Но в природе нет трития в достаточных количествах, его предполагается получить в реакторе искусственно из лития. Для этого в термоядерной установке будут использоваться литийсодержащие материалы, разделённые на два класса. К первому классу относятся жидкие или твердые металлические литийсодержащие материалы Li_2BeF_4, $LiBeF_3$; FLiNaBe, жидкая свинцово-литиевая эвтектика PbLi, ко второму – твердые керамические литийсодержащие материалы $LiAl_2O_3$, Li_4SiO_4, Li_2SiO, Li_2TiO_3.

Каждый из этих классов материалов обладает своими специфическими преимуществами и недостатками, когда их сравнивают друг с другом:

Жидкие металлические материалы:

– высокая скорость воспроизводства трития;

– низкое содержание трития в бланкете, при не большом давлении;

– меньшая, чем у лития, химическая активность с водой, воздухом и бетоном;

– большее, чем у лития, коррозионное воздействие на материалы;

– более высокая, чем у лития, температура плавления;

– малая растворимость при низких температурах (трудности с очисткой).

Твердые керамические материалы:

– возможность получения больших значений коэффициента воспроизводства трития без размножителей нейтронов;

– главным критерием возможности использования является приемлемое извлечение трития;

– ограниченная термическая и радиационная устойчивость;

– необходимость мер против радиационного распухания.

Но общим для них является возможность осуществление ядерной реакции на изотопах лития с образованием трития и гелия (см. рисунок 1). В связи с этим, при проектировании термоядерного реактора возникают задачи, связанные с выделением трития и гелия из литийсодержащих материалов [1, 2].

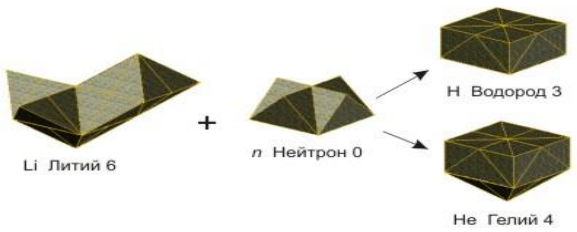


Рисунок 1. ^{6}Li Литий + ^{1}n Нейтрон

В течение десяти лет в Институте атомной энергии проводились исследования по наработки и выделению трития и гелия в следующих материалах: литиевая эвтектика, литиевой керамики, литий, литий стабилизированный в литиевой КПС. Данные исследования показали, что процессы выделения трития из образца зависят от многих факторов: температуры образца, скорости генерации, состояния поверхности образца, фазового состояния образца. Важными процессами выделения трития и гелия являются: диффузия трития и гелия в образе, выход на поверхность из объёма, десорбция, выход из приповерхностного слоя. Данная работа посвящена изучению процесса образования ионов гелия в приповерхностном слое литийсодержащих материалов в условиях реакторного излучения и процессу их без диффузионного выхода за счет собственной высокой энергии.

1. Исследуемый материал

В данной работе были исследованы процессы выделения ионов гелия из приповерхностного слоя следующих материалов:

1.1. Литий

Образец лития массой 0,85 г (см. рисунок 2) со следующими свойствами. Плотность лития в твердом состоянии составляет 0,533 г/см3. Температура плавления 180 °С. В природном литии доля изотопа Li6 составляет 7,52%.



Рисунок 2. Образец лития

1.2. Литиевая КПС

Образец литиевой КПС представляет собой металлическую структуру, заполненную жидким литием, массой 0,5 г (см. рисунок 3). Металлической структурой служит сетка из стали марки 12Х18Н10Т толщиной 0,1 мм и размером ячейки около 100 мкм. Литиевая КПС имеет площадь 100 мм^2 и толщину 1 мм. Подробное описание метода создания литиевой КПС приведено в работе [3].



Рисунок 3. Образец литиевой КПС

1.3. Метатитанат лития Li_2TiO_3

Масса образцов составляет 2 г (см. рисунок 4). Температура плавления 1535 °С. Обогащение по литию-6 составляет до 96%. Плотность Li_2TiO_3 составляет 1,64 г/см^3 [4].



Рисунок 4. Образец облученной литиевой керамики

1.4. Свинцово-литиевая эвтектика Pb83Li17

Образец свинцово-литиевой эвтектики массой 30 г (см. рисунок 5) (в атомных долях 83% свинца и 17% лития). Температура плавления свинцово-литиевой эвтектики 234,7 °С. Плотность Pb83Li17 при температуре плавления в жидком состоянии 9,56 г/см^3.



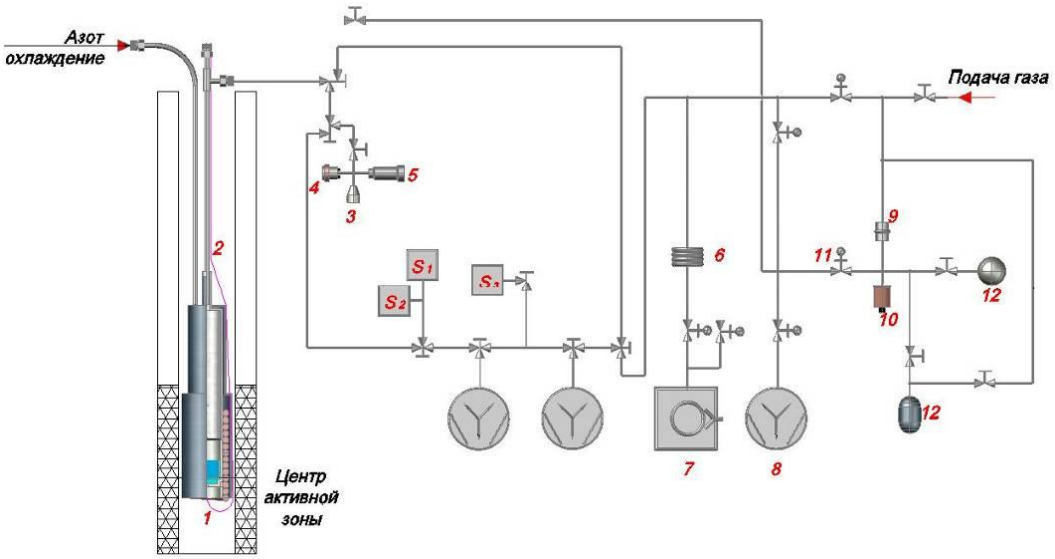
Рисунок 5. Образец свинцово-литиевой эвтектики

2. Экспериментальный стенд

Исследования по выделению ионов гелия генерируемых в процессе реакторного излучения из литийсодержащих материалах, проводились на экспериментальном стенде ЛИАНА (см. рисунок 6). Значение потока нейтронов на мощности реактора ИВГ.1М 6 МВт приведено в таблице 1. Экспериментальный стенд ЛИАНА включает в себя: вакуумную систему, измерительную систему, систему подачи газа, систему очистки водорода и сменное ампульное устройство, в которое помещается исследуемый образец. Исходя, из индивидуальных свойств исследуемых образцов для каждого из них применялась определённое ампульное устройство.

Таблица 1. Поток нейтронов в центре активной зоны реактора ИВГ.1М на мощности 6 МВт

Энергетическая группа	до 0,67 эВ	от 0,67 эВ до 0,1 МэВ	от 0,1 до 10 МэВ	**Интегральный поток**
Нейтронный поток 1/(см^2·с)	(0,87±0,06)·10^{14}	(0,42±0,03) 10^{14}	(0,22±0,01)·10^{14}	(1,50±0,10)·10^{14}



1 – ампула с образцом литиевой КПС; 2 – термопары; 3, 4, 5 – датчики давления;
7 – форвакуумный насос; 8 – высоковакуумный насос; S1, S2, S2 – масс-спектрометры

Рисунок 6. Схема экспериментального стенда ЛИАНА

3. Методика экспериментов

Для проведения исследований в экспериментальную ампулу помещался исследуемый образец. После этого проводилась проверка герметичности ампульного устройства и достигались необходимые вакуумные условия. Ампульное устройство помещалось в центр активной зоны реактора. В дальнейшем реактор выходил на установленную мощность.

Эксперименты проводились на различной мощности реактора при различных температурах. Изменения парциального давления ионов гелия над образцом лития, литиевой КПС, литиевой эвтектики, измерялось с помощью квадрупольного масс-спектрометра RGA 100 для литиевой керамики с помощью омегатрона.

4. Результаты экспериментов

На основе данной методики было проведено множество исследований по выделению ионов гелия и атомов трития из литийсодержащих материалов на разных уровнях мощности и температурных режимах, каждые исследования имели свои определенные задачи (см. рисунки 7–10).

Причем данные по выделению ионов гелия из жидких материалов анализировались только в жидком состоянии, выделение из твердого фазового состояния не рассматривалось вообще. Поэтому целью данной работы является выделение ионов гелия из литийсодержащих материалов, находящихся в твердом фазовом состоянии.

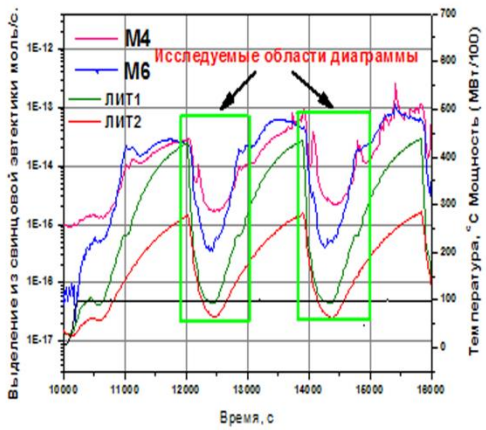


Рисунок 7. Диаграмма реакторного эксперимента по исследованию газовыделения из образца свинцово-литиевой эвтектики

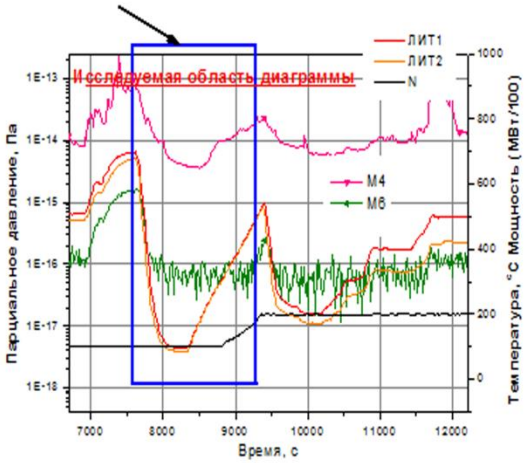


Рисунок 8. Диаграмма реакторного эксперимента по исследованию газовыделения из образца литиевой КПС

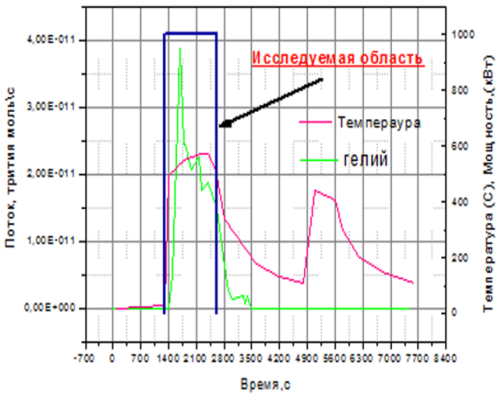


Рисунок 9. Диаграмма реакторного эксперимента по исследованию газовыделения из образца литиевой керамики

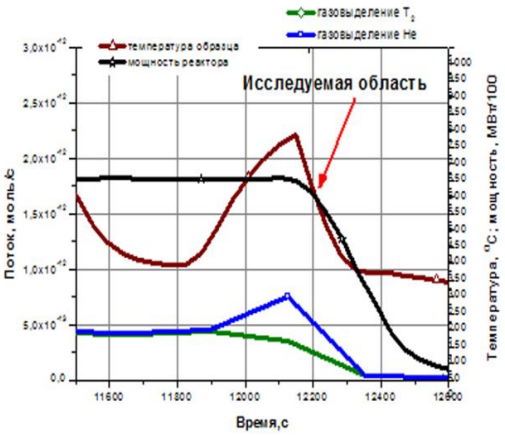


Рисунок 10. Диаграмма реакторного эксперимента по исследованию газовыделения из образца лития

Проведенный анализ выделения ионов гелия из исследуемых литийсодержащих материалов показал, что при переходе в твердое фазовое состояние наблюдается падение потока ионов гелия из образца. Это можно объяснить тем, что находясь, в жидком фазовом состоянии выделение ионов гелия происходит благодаря таким процессам как диффузия, выход на поверхность из объёма, десорбция. При переходе из жидкого фазового состояния в твердое фазовое состояние данные процессы не играют заметной роли в выделении ионов гелия, так как процессы диффузии, десорбции, выхода на поверхность из объёма в твердом фазовом состоянии значительно ниже, чем в жидком фазовом состоянии.

Был обнаружен эффект резкого выделения ионов гелия при охлаждении литийсодержащих материалов ниже температуры кристаллизации в условиях реакторного излучения. В данном состоянии выделение гелия возможно только из приповерхностного слоя или по системе открытых путей (пор и трещин) образовавшихся при кристаллизации.

Для объяснения данного эффекта была исследована наработка и выделение ионов гелия из приповерхностного слоя литийсодержащих материалов находящихся в твердом фазовом состоянии в условиях реакторного излучения.

5. Определение размеров приповерхностного слоя литийсодержащих материалов

Для описания процесса выделения ионов гелия и трития необходимо определить толщину приповерхностного слоя, которые они преодолевают за счет своей начальной энергии от ядерной реакции. Толщина приповерхностного слоя равна длине свободного пробега ионов гелия и трития в исследуемых материалах. Длина свободного пробега была определена с помощью программы LISE++ на основании формулы Бете-Блоха [5]:

$$-\frac{dE}{dx} = \frac{4\pi n Z^2 e^4}{mv^2} \cdot \left(ln \frac{2mv^2}{I\left(1-\frac{v^2}{c^2}\right)} - \frac{v^2}{c^2} \right) \qquad (1)$$

где m – масса электрона; c – скорость света; v – скорость частицы; $\beta = v/c$; Z – заряд частицы в единицах заряда позитрона; n – плотность электронов в веществе; I – средний ионизационный потенциал атомов вещества среды, через которую проходит частица.

Физический смысл этой формулы в следующем образовавшаяся частица, в веществе с определённой энергией пролетая сквозь вещество, «расталкивает» атомные электроны своим кулоновским полем. За счет этого частица постепенно теряет энергию, а атомы либо ионизируются, либо возбуждаются. Растеряв свою энергию, частица останавливается. Сама пролетающая частица при столкновении с отдельным электроном мало отклоняется от своего пути из-за ее большой массы (сравнительно с массой электрона). К тому же и эти малые отклонения почти целиком компенсируют друг друга при огромном числе хаотически ориентированных столкновений. Поэтому траектория частицы в веществе практически прямолинейна.

На основании формулы 1 была рассчитана длина свободного пробега для ионов гелия и трития в литии, литиевой керамики и свинцово-литиевой эвтектики. Рассчитав длину свободного пробега, был найден объем приповерхностного слоя для каждого исследуемого материала.

Таблица 2. Объем приповерхностного слоя исследуемых материалов

Материал	Объем приповерхностного слоя трития $V_т$, м³	Объем приповерхностного слоя гелия V_{He}, м³
Li	$1{,}9\cdot10^{-8}$	$5{,}2\cdot10^{-9}$
Литиевая КПС	$8{,}3\cdot10^{-9}$	$2{,}3\cdot10^{-9}$
Li17Pb83	$6{,}5\cdot10^{-9}$	$2{,}0\cdot10^{-9}$
Li_2TiO_3	$1{,}9\cdot10^{-6}$	$4{,}6\cdot10^{-7}$

6. Скорость наработки гелия и трития в приповерхностном слое литийсодержащих материалов

Также для описания диффузии из приповерхностного слоя литийсодержащих материалов находящихся в твердом фазовом состоянии необходимо определить скорость наработки гелия в литии-6 в условиях реакторного излучения.

Для расчета скорости наработки ионов гелия в литии и литийсодержащих материалах применяется следующая формула:

$$R_{He} = \dot{V}_{Li6}\sigma\phi, \qquad (2)$$

где R_{He} – скорость наработки гелия в эвтектике, моль/с; $\dot{V}_{Li6}$ – количество вещества лития 6 в материале, моль; σ – усредненное сечение взаимодействия $9{,}45\cdot10^{-22}$ см^2; ϕ – поток нейтронов, 1/(см^2·с).

На основании данной формулы была рассчитана скорость наработки ионов гелия в литийсодержащих материалах.

Полученные параметры были использованы для оценки выделения ионов гелия из приповерхностного слоя литийсодержащих материалов.

7. Оценка потока выделения ионов гелия из литийсодержащих материалов

Для лучшего понимания механизма выделения ионов гелия из литийсодержащих материалов проведем оценку его потока из приповерхностного слоя.

Поток ионов гелия из литийсодержащих материалов складывается из потока ионов гелия за счет диффузии $D\frac{\partial C}{\partial x}$ и потока ионов гелия из приповерхностного слоя.

$$\Phi(t) = D\frac{\partial C}{\partial x} + \frac{\lambda}{2}S_0 R_{He}\Delta t \qquad (3)$$

где R_{He} – скорость наработки ионов гелия в приповерхностном слое в условиях реакторного излучения моль/м^{3}с; S_0 – площадь приповерхностного слоя образца, м^2; λ – длина свободного пробега иона гелия в материале, м; Δt – промежуток времени, с.

В нашем случае эвтектика находится в твердом состоянии. Следовательно, поток ионов гелия из объёма $D\frac{\partial C}{\partial x} = 0$,

$$\Phi(t) = \frac{\lambda}{2}S_0 R_{He}\Delta t \qquad (4)$$

Для лития, стабилизированного в КПС, с учетом пористости стальной сетки η формула примет следующий вид:

$$\Phi(t) = \eta\frac{\lambda}{2}S_0 R_{He}\Delta t \qquad (5)$$

На основе формул 4, 5 было рассчитано выделение ионов гелия из приповерхностного слоя литийсодержащих материалов. На диаграмме (рисунок 11) приведено выделения ионов гелия из приповерхностного слоя исследуемых материалов (рассчитанное и полученное в экспериментах).

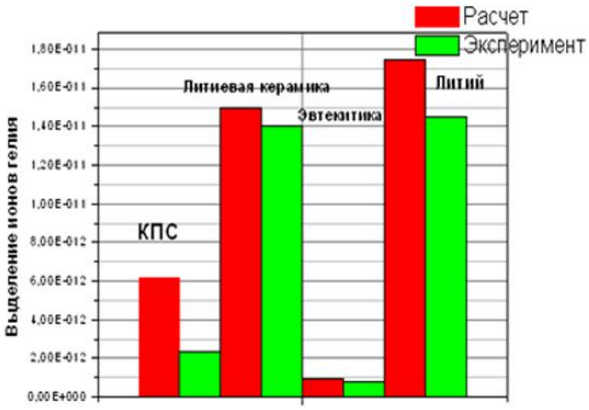


Рисунок 11. Выделение ионов гелия из приповерхностного слоя исследуемых материалов (рассчитанное и полученое из экспериментов)

Таким образом, на основании формул 4, 5 видно, что выделение ионов гелия из приповерхностного слоя зависит от площади взаимодействия, поэтому нужно оценить состояние поверхности литийсодержащих материалов при переходе в твердое фазовое состояние при разных температурных режимах. Для этого на примере свинцово-литиевой эвтектики рассмотрим влияние скорости охлаждения на состояние ее поверхности.

8. Эксперименты по определению влияния скорости охлаждения на состояние поверхности свинцово-литиевой эвтектики

Эксперименты были проведены на установки ВИКА. Суть экспериментов заключалась в следующем: в экспериментальную ампулу помещался исследуемый образец в металлическом стаканчике (см. рисунок 12). Затем ампула монтировалась на установку «ВИКА» и откачивалась до давления 10^{-4} Па

(см. рисунок 13). После достижения данного давления проверялась герметичность ампулы.

Затем производился термический отжиг образца при температуре 320 °С в течение часа при непрерывной откачке (давление остаточных газов в измерительном тракте на конец отжига составляло $5 \cdot 10^{-5}$ Па). После отжига образец выдерживался при температуре 320 °С в течении трех часов. После этого прекращали нагрев и производили охлаждение ампулы с образцами до 20 °С: в первом эксперименте ампула с образцом охлаждалась медленно, во втором эксперименте ампула с образцом охлаждалась быстро (см. рисунок 14).

После проведения данных экспериментов (условия приведены ниже) образцы были подвергнуты металлографии на предмет влияния скорости охлаждения на поверхность.

Условия проведения экспериментов по охлаждению образцов свинцово-литиевой эвтектики до 20 °С*:*

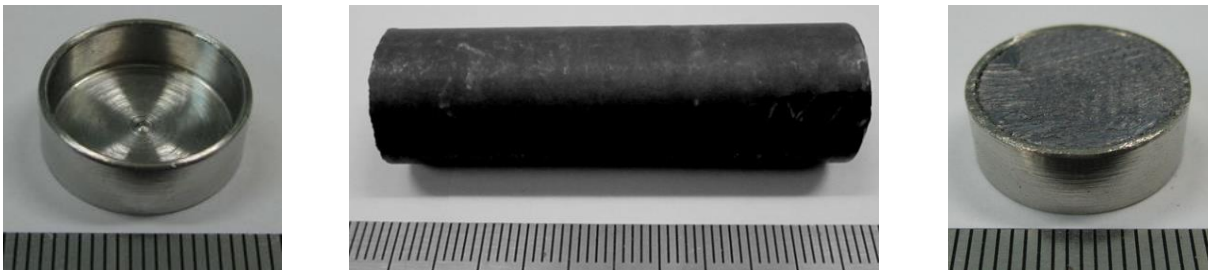
Температура образца в момент охлаждения ....320 °С

Температура кристаллизации .....235 °С

Температурный интервал.....320 – 20 °С

Скорость остывания:
– при медленом охлаждения.....8 град/мин
– при быстром охлаждении .....600 град/мин

Остаточное давление в системе регистрации
при проведении эксперимента ..... 10^{-5} Па.



а) б) в)

Рисунок 12. Подготовка образца к эксперименту: а) металлический стаканчик, б) исходный образец свинцово-литиевой эвтектики, в) исследуемый образец – свинцово-литиевая эвтектика, помещённая в металлический стаканчик



Рисунок 13. Экспериментальная установка ВИКА

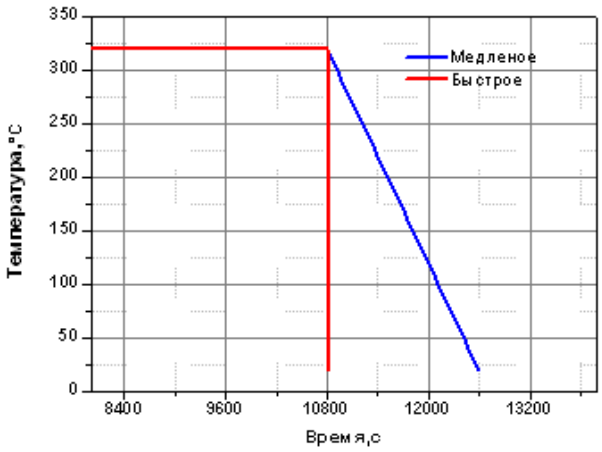


Рисунок 14. График остывания при быстром и медленном охлаждении образца свинцово-литиевой эвтектики

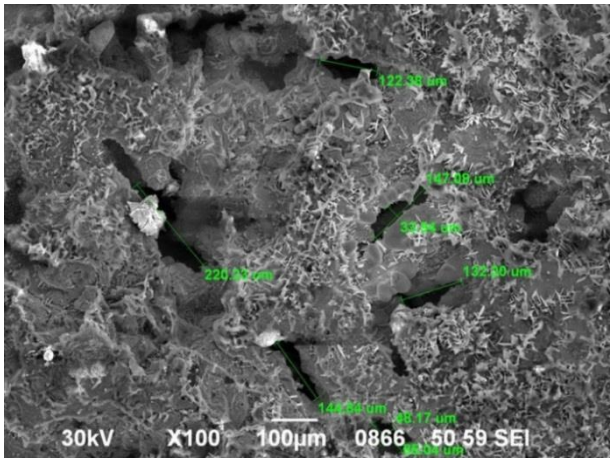


Рисунок 15. Поверхность свинцово-литиевой эвтектики, образовавшаяся при быстром охлаждении

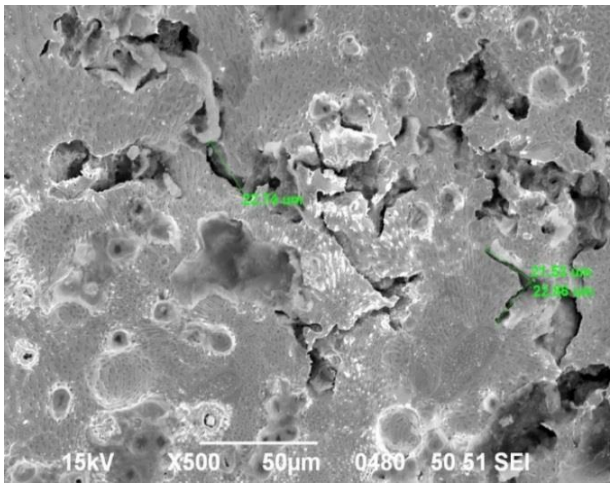


Рисунок 16. Поверхность свинцово-литиевой эвтектики, образовавшаяся при медленном охлаждении

При сравнении поверхности образцов получили (см. рисунок 15, 16) следующее: при быстром охлаждении средний размер пор составил 150 мкм, при медленном – 20 мкм. Общая площадь пор при быстром охлаждении составила 10^{-7} м^2, при медленном охлаждении – 10^{-9} м^2. Таким образом, при увеличении скорости охлаждения увеличивается площадь взаимодействия, и соответственно, скорость выделения из образца и поток газа.

Благодаря проведённой металлографии можно объяснить эффект резкого выделения гелия при охлаждении литийсодержащих материалов тем, что при переходе в твердое фазовое состояние на поверхности образцов образуются поры и трещины, благодаря которым увеличивается выделение гелия.

Заключение

Таким образом, были собраны данные по выделению ионов гелия из литийсодержащих материалов находящихся в твердом фазовом состоянии таких как: литий; литий, стабилизированный в КПС; литиевая эвтектика; литиевая керамика. Проведен анализ механизма выделения ионов гелия из приповерхностного слоя литийсодержащих материалов, находящихся в твердом фазовом состоянии, в условиях реакторного излучения.

Была рассчитана длина свободного пробега ионов гелия в исследуемых материалах и их объём приповерхностного слоя. Рассчитаны скорости наработки гелия в исследуемых материалах.

Была проведена оценка выхода ионов гелия из приповерхностного слоя литийсодержащих материалов в условиях реакторного излучения. На основе проведённой оценки было рассчитано выделения ионов гелия из приповерхностного слоя исследуемых материалов.

Проведена металлография состояния поверхности свинцово-литиевой эвтектики при разной скорости охлаждения. Металлография показала, что при быстром охлаждении средний размер пор составил 150 мкм, при медленном – 20 мкм; общая площадь пор при быстром охлаждении составила 10^{-7} м^2, при медленном охлаждении – 10^{-9} м^2. На основании этого можно сделать вывод: при быстром охлаждении плотность пористости поверхности образца увеличивается.

Был объяснён эффект резкого выброса ионов гелия при охлаждении свинцово-литиевой эвтектики в условиях реакторного излучения. В условиях реакторного излучения эффект объясняется тем, что при переходе в твердое фазовое состояние на поверхности свинцово-литиевой эвтекетики образуются поры и трещины, причем при увеличении скорости охлаждения пористость материала увеличивается. Таким образом, при увеличении скорости охлаждения выделение идет по системе открытых путей (пор и трещин).

Литература

1. Tazhibayeva, I.L. Effects of reactor irradiation on sorption capacity of tungsten as regards hydrogen isotopes / I. Tazhibayeva, E. Kenzhin, T. Kulsartov [et al.]. – Abstracts 14th Intern. conf. on plasma-facing materials and components for fusion applications, 14th PFMC, May 13th - 17th, 2013, Forschungszentrum, Juelich, Germany.
2. Kulsartov, T.V. Tritium migration in the materials proposed for fusion reactors / T.V. Kulsartov, Yu.N. Gordienko, I.L. Tazhibayeva, E.A. Kenzhin [et al.] // J. Nucl. Mater. – 2013. – Vol. 442. – P. 740 -745.
3. Тулубаев, Е.Ю. Исследование сорбционных характеристик литиевых КПС / Е.Ю. Тулубаев // XI конференция-конкурс НИОКР молодых ученых и специалистов РГП НЯЦ РК. Казахстан, Курчатов, 11 - 13 мая 2011.
4. Тажибаева, И.Л. Использование реактора ВВР-К для длительных радиационных испытаний литиевой керамики Li_2TiO_3 для бланкета ТЯР / И.Л. Тажибаева, Е.А. Кенжин, П.В. Чакров [и др.] // ВАНТ, Серия Термоядерный синтез. – 2007. – Вып. 2. – С. 3-10.
5. Матвеев, В.И.. Непертурбативные методы в теории столкновений быстрых тяжелых ионов с атомами и молекулами: монография / В.И. Матвеев, Д.Н. Макаров; Сев. (Арктич.) федер. ун-т. - Архангельск: ИПЦ САФУ, 2012. – 153 с.

ҚҰРАМЫНДА ЛИТИЙ БАР ТЕРМО-ЯДРОЛЫҚ РЕАКТОРЛАР МАТЕРИАЛДАРЫНЫҢ БЕТІНІҢ АСТЫНДАҒЫ ҚАБАТТАН ГЕЛИЙ ИОНДАРЫНЫҢ БӨЛІНУ ҮДЕРІСТЕРІН ЗЕРТТЕУ

Тулубаев Е.Ю., Понкратов Ю.В., Кульсартов Т.В., Гордиенко Ю.Н., Барсуков Н.И., Кожахметов Е.А., Заурбекова Ж.А.

ҚР ҰЯО РМК «Атом энергиясы институты» филиалы, Курчатов, Қазақстан

Берілген жұмыста құрамында литий бар мынадай: литий, КПЖ-де тұрақталған литий, қорғасын-литийлік эвтектика, литийлік керамика сияқты қатты фазалық күйдегі материалдардың бетінің астындағы қабатынан гелий иондарының бөліну үдерістері зерттелді.

Реакторлық сәулелену кезіндегі құрамында литий бар материалдардың бетінің астындағы қабатынан гелий иондарының бөлінуіне баға берілді.

Өткізілген зерттеу жұмыстарының нәтижесінде реакторлық сәулелену кезіндегі кристалдану температурасынан төмен салқындату жағдайында гелий иондарының күрт бөліну эффектісі табылды. Аталған эффектіні осылайша түсіндіруге болады: қатты фазалық күйге өткенде қорғасын-литийлік эвтектиканың бетінде кеуектер және жарықшақтар пайда болады, ал егер салқындатудың жылдамдығын артатын болсақ, материалдың кеуектігі ұлғаяды. Демек, құрамында литий бар материалдарды салқындатқанда гелий иондарының бөлінуі ашық жолдар (кеуектер және жарықшақтар) жүйесімен іске асады.

STUDY THE PROCESS OF HELIUM IONS RELEASE FROM NEAR-SURFACE LAYER OF LITHIUM-CONTAINING MATERIALS FR

E.Ju. Tulubaev, Ju.V. Ponkratov, T.V. Kulsartov, Ju.N. Gordienko, N.I. Barsukov, E.A. Kozhahmetov, Zh.A. Zaurbekova

Branch "Institute of Atomic Energy" RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

Processes of helium ions release from near-surface layer of lithium-containing materials being in a solid phase condition such as: lithium, the lithium stabilised in CPS, lead-lithium eutectic, lithium ceramics were investigated in the current work.

Assessment of helium ions release from near-surface layer of lithium-containing materials in the conditions of reactor radiation was carried out.

As a result the effect of high release of helium ions was found out during lithium materials cooling below crystallization temperature in the conditions of reactor radiation. The current effect was explained by the fact that during transition to solid phase condition pores and cracks were formed on lead-lithium surface, at that during cooling speed increase the material porosity increased as well. Accordingly, at lithium-containing materials cooling helium ions release occurs along open-way system (pores and cracks).

УДК 691.039.61; 533.9.08

СИСТЕМА ВИЗУАЛИЗАЦИИ ПЛАЗМЕННОГО ШНУРА ТОКАМАКА КТМ

Чектыбаев Б.Ж., Шаповалов Г.В.

Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

В работе описана разработанная эндоскопическая система визуализации токамака КТМ для наблюдения за плазмой через длинный экваториальный патрубок. Система предназначена для наблюдения за процессами, происходящими в плазме, а также при взаимодействии плазма-стенка.
Система визуализации построена на основе специального оптоволоконного световода для передачи изображения и входного широкоугольного объектива, которые позволяют наблюдать оба полусечения вакуумной камеры и дивертор через довольно длинный экваториальный патрубок.
В работе обсуждаются преимущества и недостатки системы по сравнению с классическими эндоскопами на основе линз, рассказывается о дизайне системы и приводятся первые экспериментальные результаты.

Введение

Системы видеонаблюдения за плазмой являются неотъемлемой частью диагностического комплекса установок типа токамак. Такие системы являются одними из первых по очереди внедрения и основными как на стадии запуска токамака, так и в последующей эксплуатации установки. Системы видеонаблюдения имеют в своем составе, как правило, не менее двух видеокамер, одна из которых является высокоскоростной, а другая медленной – высокого разрешения. Первая позволяет проводить исследования быстропротекающих процессов, а вторая иметь четкое цветное изображение плазмы и первой стенки, проводить сравнительный анализ с быстрой камерой и другими диагностиками, а также вести наблюдения за плазмой в реальном масштабе времени.

В целом системы видеонаблюдения позволяют проводить:

– визуальное наблюдения за плазменным шнуром;

– исследовать стадии развития плазменного шнура: пробой, рост тока плазмы;

– наблюдения различных МГД неустойчивостей плазмы – типа ELM, MARFE, срывы;

– наблюдения и изучения образования и миграцию пыли в плазме, краевые эффекты;

– наблюдения взаимодействия плазма-стенка;

– контроль положения плазменного шнура.

Однако в силу конструктивных и технологических особенностей – длинные диагностические патрубки (ограничивающих угол обзора), электромагнитное и нейтронное воздействие, непосредственная установка видеокамер у патрубков со смотровыми окнами затруднена или невозможна. В связи с этим приходиться разрабатывать специальные оптические тракты (эндоскопические системы) для передачи изображения от входного объектива на матрицу видеокамеры. Таким образом, системы видеонаблюдения за плазмой становятся сложным комплексом технических средств, имеющим в своем составе большой набор различных оптических элементов.

В токамаке КТМ так же имеются подобные ограничения. Поскольку каждая новая создающаяся установка является уникальной и имеет свои особенности, то в каждом случае приходится решать свои отдельные проблемы по разработке и созданию диагностических систем. В данной работе рассказывается о системе визуализации плазменного шнура недавно разработанной для токамака КТМ.

1. Дизайн системы визуализации токамака КТМ и требования

В токамаке КТМ имеются относительно длинные экваториальные патрубки, ограничивающие проведение визуальных наблюдений за плазмой и процессами в ней. На рисунке 1 показано полусечение вакуумной камеры токамака КТМ с экваториальным патрубком. А на рисунке 2 показано изображение, получаемое при размещении видеокамеры непосредственно у смотрового окна, расположенного в заглушке экваториального патрубка. Как видно из рисунка 2 экваториальный патрубок достаточно сильно ограничивает угол обзора, виден лишь центральный цилиндр вакуумной камеры и небольшие зазоры по краям от него.

Таким образом, существует необходимость в создании эндоскопической системы, которая позволит поместить собирающий объектив как можно ближе к плазменному шнуру и уменьшить ограничивающее влияние экваториального патрубка. Данный подход не редко применяется в современных токамаках [1-9]. Такой же метод планируется использовать в создающемся сейчас международном экспериментальном термоядерном токамаке реакторе ИТЕР [10-12], а также токамаке JT-60SA [13].

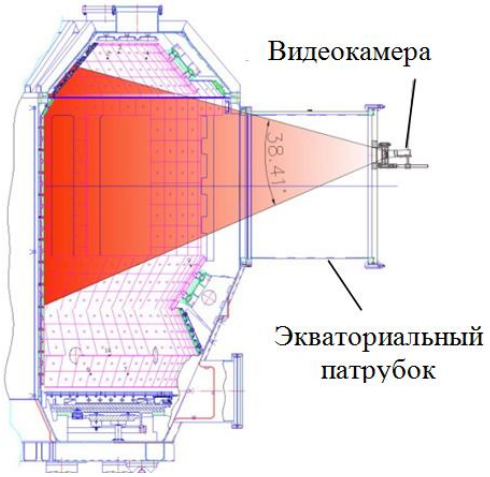


Рисунок 1. Сечение вакуумной камеры

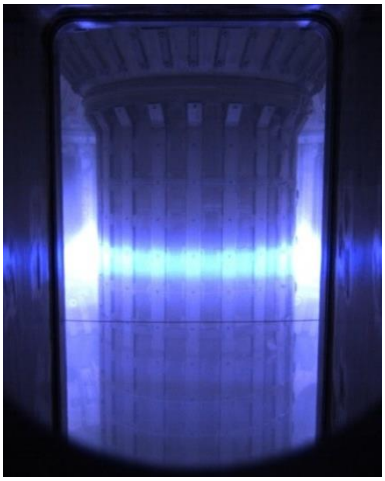


Рисунок 2. Изображение, получаемое при установке видеокамеры на заглушке экваториального патрубка

При разработке системы визуализации плазменного шнура для токамака КТМ были сформулированы следующие основные требования, предъявляемые к ней:

– обеспечение максимально возможного угла обзора, позволяющего проводить наблюдения за как можно большим объемом вакуумной камеры и плазменного шнура;

– получение качественного изображения с высоким разрешением;

– возможность одновременной регистрации изображения быстрой и медленной видеокамерами;

– возможность использования оптических фильтров;

– использование усилителя яркости изображение для наблюдения быстрых процессов с использованием скоростной видеокамеры;

– гибкость и функциональность системы;

– максимальная унификация элементов и минимизация стоимости всей системы;

– формат изображения 1/2" (4,8×6,4 мм), тип крепления элементов системы C-mount.

Принципиально возможны два варианта исполнения эндоскопической системы:

– на основе системы линз для транспортировки изображения;

– с использованием оптоволоконного световода для передачи изображения.

Каждая из этих систем имеет свои преимущества и недостатки. В системе на основе линз возможно достижения высокого коэффициента передачи и хорошего разрешения. Однако проблемным местом в такой системе является организация больших углов обзора и получения качественного изображения из-за возможных оптических искажений, связанных как с неточностью проектирования оптической системы, изготовления и сборки, так и несовершенством оптических элементов. Также к недостатку можно отнести сложность юстировки системы. Стоимость разработки и изготовления такой системы будет высока. К тому же такая система будет жестко привязана к месту расположения.

Системы на основе оптоволоконного световода обладают гибкостью и позволяют: транспортировать изображение на большие расстояния без потери качества изображения, использовать стандартные серийные широкоугольные и ультра широкоугольные объективы и снизить затраты на проектные работы. К недостаткам оптоволоконных световодов можно отнести относительно невысокий коэффициент передачи – не более 50-60%, и ограничение по разрешению связанное с размерами единичного волокна в мультиэлементной структуре световода. Однако на сегодняшний день технология изготовления оптоволоконных световодов позволяет производить световоды с диаметром единичного оптоволокна от 3 до 11 мкм, что дает разрешение от 40 до 100 пар штр./мм и более, что уже сравнимо с разрешением хорошего объектива. К тому же, такие же размеры ячейки имеют матрицы современных видеокамер. Таким образом, теоретически можно достичь высококачественного изображения.

С учетом последних достижений в области производства оптоволоконных световодов, их гибкости, относительно невысокой стоимости, перспективности использования, а также минимизации затрат на разработку было решено создать эндоскопическую систему на основе оптоволоконного световода.

Проведенный анализ производителей показал, что на сегодняшний день наилучшим вариантом доступным на рынке являются оптоволоконные световоды для передачи изображения от компании SCHOTT Inc. (США). Основные характеристики оптоволоконных световодов компании SCHOTT Inc. приведены в таблице 1 [14].

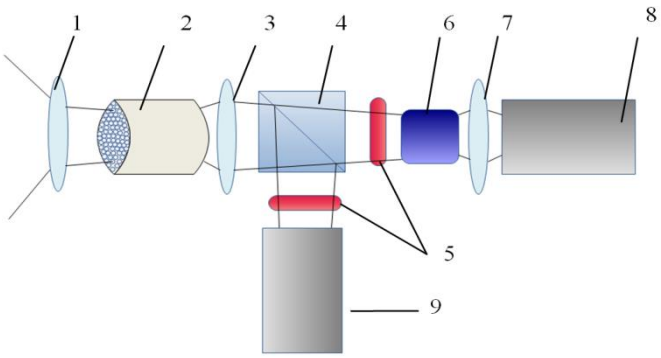
Таблица 1. Технические характеристики оптоволоконного световода для передачи изображения компании SCHOT Inc.

Характеристика	Значение
Разрешение	50 пар штр./мм
Числовая аппертура	60
Размер единичного волокна	10 мкм
Коэффициент передачи	50 %
Максимально допустимая температура прогрева	120 °C

Световоды фирмы SCHOTT на сегодняшний день являются лучшим предложением, соответствующим необходимым техническим требованиям. Как видно из таблицы 1 размер единичного оптоволокна в жгуте составляет 10 мкм. Следует отметить, что есть производители световодов изготавливающих оптоволокна с меньшими диаметрами единичного волокна, однако технологически не имеющих возможность изготовить шнур диаметром передающей области больше 3 мм. Фирма SCHOTT имеет возможность производить световоды размером передающей области вплоть до 25×25 мм.

Исходя из того, что формат изображения на имеющихся в распоряжении медленной видеокамере JAI CB-140GE и высокоскоростной Fastec Inline составляет 1/2", что соответствует размеру матрицы 4,8×6,4 мм, была выбранна стандартная модель оптоволоконного световода IG-567-48 с размером рабочей области 5×6,7 мм и длиной 1200 мм. Следует отметить, что данные световоды оснащаются присоединительными концевиками типа C-mount, что даёт возможность использовать стандартные и широко распространенные телевизионные объективы и другие оптические элементы.

На рисунке 3 показана принципиальная оптическая схема системы визуализации плазменного шнура. Как видно из рисунка 3 изображение с выхода оптоволоконного световода при помощи специального объектива передающего изображение без увеличения, пройдя через оптический разветвитель, проецируется на матрицу медленной видеокамеры и фотокатод электронно-оптического преобразователя (ЭОП). С выхода ЭОП усиленное изображение будет передаваться на матрицу быстрой видеокамеры с помощью оборачивающего объектива с увеличением 1:1. Следует отметить, что использование электронно-оптического преобразователя (ЭОП) вызвано необходимостью усиления яркости изображения, чтобы получить контрастное и четкое изображение с быстрой видеокамеры. Предварительные эксперименты показали, что при непосредственном наблюдении за плазмой с частотой регистрации 500-1000 кадров/с изображение получается блеклым и слабо видным. Это связано с короткой экспозицией (1-2 мс) и возможно не лучшим показателем чувствительности матрицы видеокамеры. Учитывая будущее использование световода в системе, коэффициент передачи которого составляет 50 %, а также деление изображения пополам, при прохождении оптического разветвителя, то использование ЭОП является необходимым условием для проведения наблюдений за плазмой с использованием скоростной видеокамеры. Медленная видеокамера в использовании ЭОП не нуждается, так как яркости свечения плазмы должно быть достаточно для 30 мс экспозиции.



1 – входной объектив; 2 – оптоволоконный световод; 3 – проецирующий объектив; 4 – оптический разветвитель; 5 – фильтры; 6 – ЭОП; 7 – оборачивающий объектив; 8 – быстрая видеокамера; 9 – медленная видеокамера

Рисунок 3. Принципиальная оптическая схема системы визуализации плазменного шнура

Схема с разделением изображения позволит проводить одновременную видеосъемку быстрой и медленной видеокамерами с одним и тем же ракурсом и полем зрения. Такая схема дает несколько возможностей:

– проводить сравнительный анализ изображений и всегда иметь картинку в неискаженном видимом спектре на медленной видеокамере;

– выводить изображение с медленной видеокамеры в реальном времени на панель коллективного пользования и проводить послепусковой анализ данных с быстрой видеокамеры;

– всегда иметь идентичное полноразмерное изображение с медленной видеокамеры, так как быстрая видеокамера на частоте 500 и 1000 к/с работает с уменьшенным видеокадром, что приводит к уменьшению размера поля изображения.

После выработки требований и концептуального дизайна системы были выбраны оптические комплектующие необходимые для ее построения.

Основные оптические компоненты системы:

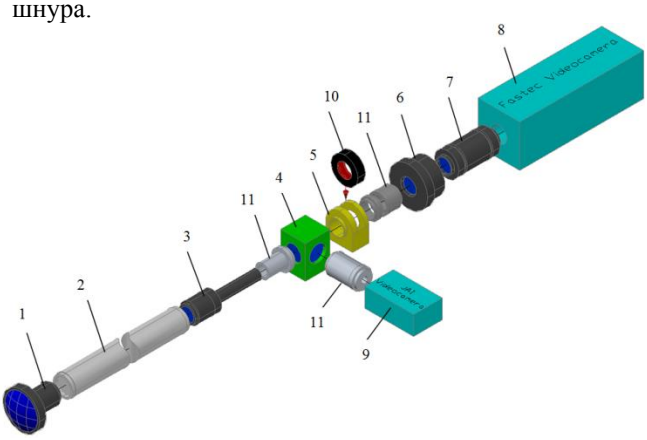
– входной объектив «рыбий глаз» Fujinon FE185C086HA-1 с углами обзора (Г×В) 136º×102º;

– проецирующий телевизионный объектив Infinistix компании Edmund optics для передачи изображения с выхода оптоволоконного световода на медленную камеру и экран ЭОП. Имеет рабочее расстояние 94 мм, увеличение 1:1, форматом изображения 1/2" и C-mount креплением. Объектив имеет разрешение равное 150 пар штр./мм [15];

– ЭОП поколения 2+ с мультищелочным катодом S-25, микроканальной пластиной, люминофором типа Р-43 и стеклянным входом/выходом. Разрешение ЭОП 50-60 пар штр./мм [16];

– оптический разветвитель с половинным отражением падающего света на 90º и прямым пропусканием второй части светового потока.

Так же были выбраны оборачивающие объективы и оптические трубки, предназначенные для соединения и юстировки основных оптических элементов. На рисунке 4 показана компоновка оптических элементов системы визуализации плазменного шнура.

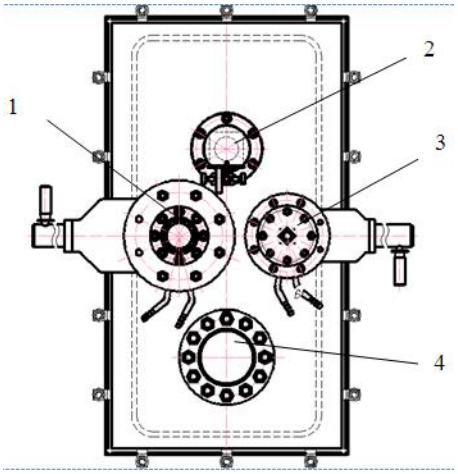


1 – входной объектив; 2 – оптоволоконный световод; 3 – проецирующий объектив Infinistix (1:1); 4 – оптический разветвитель; 5 – держатель фильтров в оправе; 6 – ЭОП; 7 – оборачивающий объектив (1:1); 8 – быстрая видеокамера; 9 – медленная видеокамера; 10 – оправа для фильтров; 11 – оптические соединительные трубки

Рисунок 4. Компоновка оптических элементов системы визуализации плазменного шнура

Компоненты оптической схемы подобраны таким образом, чтобы обеспечить максимальную гибкость системы. Так, в оптическом тракте возможно использование сменных оптических фильтров, для чего в схеме предусмотрена возможность установки специального держателя фильтров. Разработанная оптическая схема позволит, в случае необходимости, производить установку держателя фильтров непосредственно за оптическим разветвителем для каждой из камер, или же непосредственно на входе оптического разветвителя. Так же в случае необходимости можно исключить из схемы оптический разветвитель и присоединить одну из видеокамер непосредственно к выходу световода, что приведет к увеличению яркости изображения в два раза. Такая схема будет необходима на стадии поэтапной настройки и тестировании оптической схемы и, при необходимости, в будущем.

Для установки системы был выбран один из экваториальных патрубков 360×720 мм, который расположен в восьмом секторе вакуумной камеры КТМ. В данном патрубке предусмотрено смотровое окно с диаметром на просвет 80 мм. В этом же патрубке установлены: монитор профиля энергетических потерь плазмы (AXUV), болометр и зондовая диагностика. На рисунке 5 показан внешний вид заглушки экваториального патрубка.



1 – AXUV монитор; 2 – смотровое окно; 3 – болометр; 4 – зонд

Рисунок 5. Вид заглушки экваториального патрубка № 8 с диагностическими портами

В месте расположения смотрового окна было решено поместить патрубок для установки волоконно-оптического световода с широкоугольным объективом. Эскиз вакуумного патрубка со смотровым окном и установленным объективом с оптоволоконным световодом показан на рисунке 6.

Исходя из задачи получения оптимального угла обзора и организации достаточного зазора плазма – смотровое окно, для ограничения воздействия тепловых потоков на смотровое окно зазор между границей плазмы и фланцем со стеклом был выбран равным 200 мм.

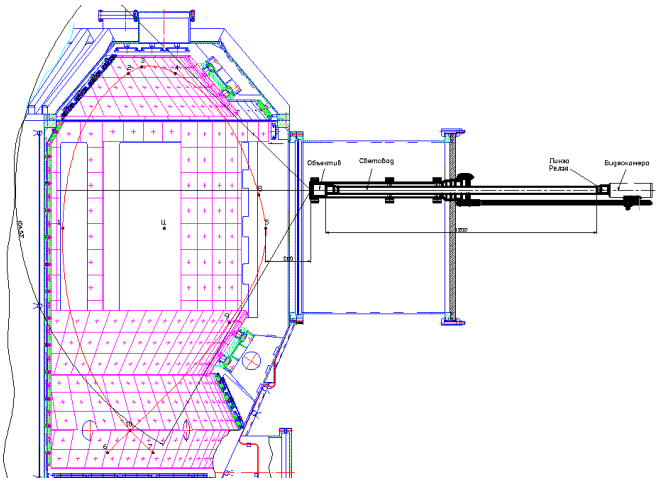


Рисунок 6. Эскиз размещения системы визуализации плазменного шнура в ВК КТМ

2. Сборка и настройка системы

После завершения комплектации всех необходимых оптических элементов системы визуализации плазменного шнура, в лабораторных условиях была проведена ее сборка, настройка, тестирование и проверка рабочих характеристик. На рисунке 7 показана система в сборе.

На данном этапе после настройки и тестирования системы в лабораторных условиях она была установлена в изготовленный и размещенный ранее на вакуумной камере смотровой патрубок. На рисунке 8 показан изготовленный вакуумный патрубок со смотровым окном. Смотровое окно оснащено шторкой предназначенной для защиты стекла от напыления в технологических режимах подготовки первой стенки – тлеющий разряд, индукционно плазменный разряд, прогрев.

На рисунке 9 изображена система визуализации, установленная на вакуумную камеру токамака КТМ.

После установки системы в смотровом патрубке была проведена юстировка и настройка системы. В процессе настройки была проверена работа системы и качество получаемого изображения. На рисунке 10 (а-б) показаны видеокадры изображений, полученных во время проведения настройки с быстрой и медленной камер.

На рисунке 10 (в) также показано поле зрения, получаемое при повороте матрицы видеокамеры на 90º с использованием объектива Fujinon. Это позволяет увеличить угол обзора по вертикали и увидеть ближнюю часть дивертора.



Рисунок 7. Система визуализации плазменного шнура в сборе на оптическом столе



Рисунок 8. Смотровой вакуумный патрубок для размещения системы визуализации

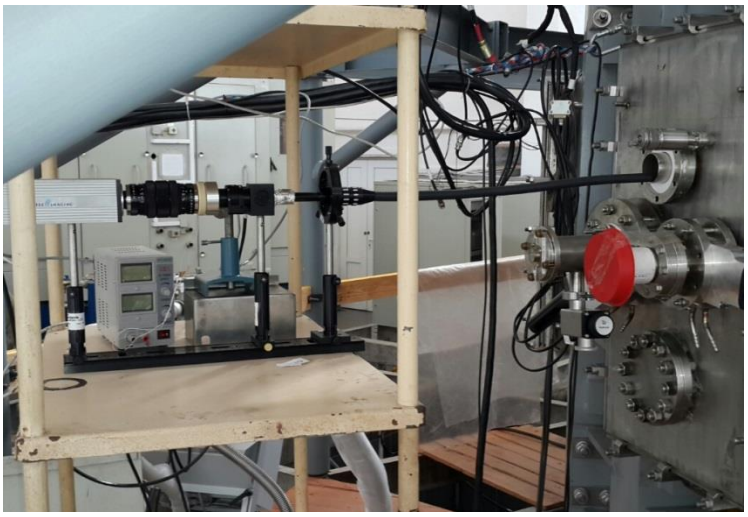
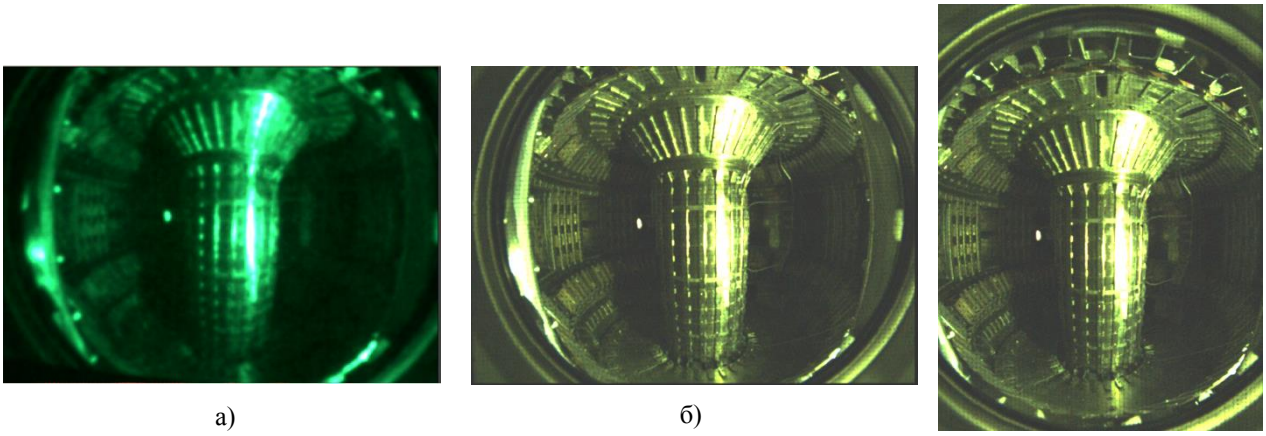


Рисунок 9. Система визуализации, смонтированная на вакуумную камеру



а) б) в)

Рисунок 10. Изображение вакуумной камеры КТМ с системы визуализации плазменного шнура

3. ПЕРВЫЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

После установки и настройки системы на вакуумную камеру были проведены первые эксперименты.

В связи с техническими работами на источниках питания провести эксперименты на плазменном разряде на момент написания работы не представлялось возможным. В силу чего, было проведено тестирование системы визуализации во время работы системы предионизации, когда наблюдается свечение рабочего газа.

Свечение газа наблюдается вследствие ионизации газа за счет возникновения электронно-циклотронного резонанса при зондировании СВЧ излучением на частоте 2,45 ГГц и включении тороидального магнитного поля. На рисунках 11, 12 показаны видеокадры изображения, снятые быстрой и медленной камерами.

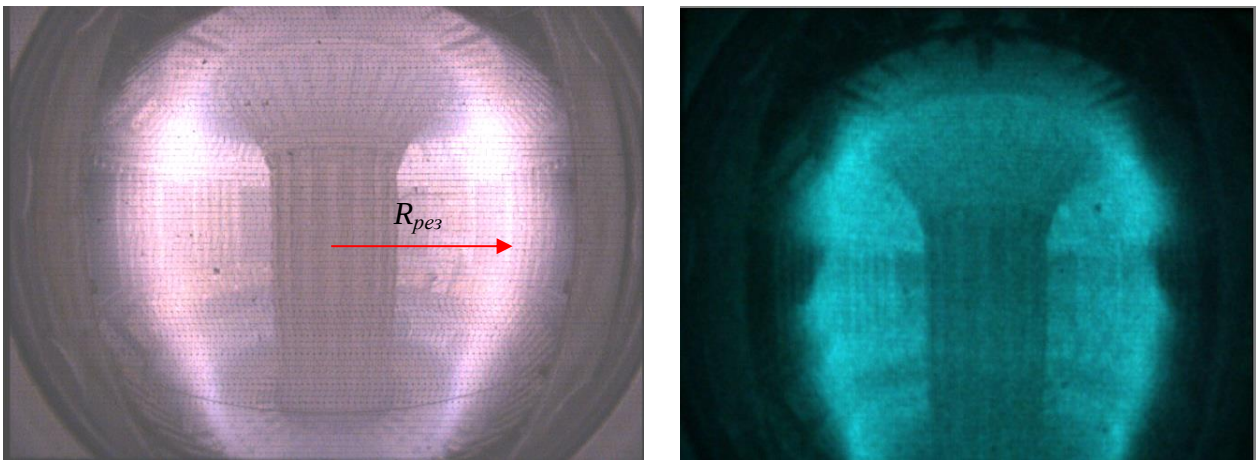
Тестирование системы проводилось при разном уровне тока питания тороидальной обмотки, что приводит к смещению радиуса зоны свечения (ионизации). Это связано с тем, что для используемой частоты СВЧ излучения предионизации – 2,45 ГГц, значение резонансного магнитного поля составляет $B_{рез}$=875 Гаусс, и при изменении тока в тороидальной катушке магнитное поле с данным значением смещается радиально.

Положение резонансного магнитного поля $R_{рез}$ можно определить из простого соотношения для определения тороидального магнитного поля:

$$R_{рез} = \mu_0 \frac{NI_t}{2\pi B_t} \qquad (1)$$

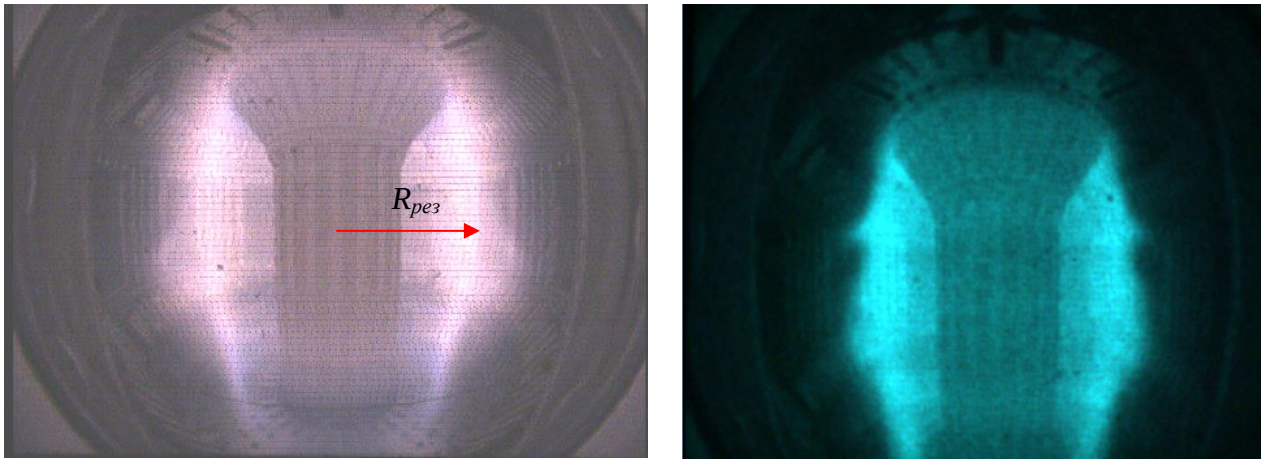
где μ_0 – магнитная постоянная; NI_t – ток тороидальной обмотки, Ампер·витков; B_t – тороидальное магнитное поле (в данном случае резонансное поле 875 Гс).

Как видно из соотношения (1) радиус резонанса прямо пропорционален току в тороидальной катушке. На рисунках 6, 7 хорошо видно как изменяется радиус области свечения при разном токе в тороидальной катушке.



а) медленная камера – 30 к/с б) скоростная камера – 250 к/с

Рисунок 11. Свечение рабочего газа во время работы системы предионизации при токе в тороидальной катушке 4,4 кА.



а) медленная камера – 30 к/с б) скоростная камера – 250 к/с

Рисунок 12. Свечение рабочего газа во время работы системы предионизации при токе в тороидальной катушке 3,8 кА.

Для тока тороидальной катушки I_t =4,4 кА радиус резонанса равен 80 см, а для тока I_t =3,8 кА радиус резонанса равен 70 см.

Некоторое отличие изображений с быстрой и медленной камеры связано с разной частотой регистрации и экспозицией.

Также можно отметить небольшое отличие в поле изображении камер, что, по всей видимости, связано с наличием небольшого отклонения от оптической оси трактов передачи изображения видеокамер и было устранено после проведения первых экспериментов.

В целом по результатам тестирования системы визуализации плазменного шнура можно сказать, что получающееся изображение имеет приемлемое качество. На изображении видны все процессы, протекающие в вакуумной камере. Требования, предъявляемые к системе, выполнены.

Заключение

Разработанна широкоугольная эндоскопическая система визуализации для наблюдения за плазмой через длинный экваториальный патрубок вакуумной камеры токамака КТМ, значительно расширяющая возможности наблюдения за процессами, происходящими в плазме, а также при взаимодействии плазма-стенка для материаловедческих исследований на токамаке КТМ.

Система передачи изображения от входного объектива построена на основе специального оптоволоконного световода для передачи изображения, который позволяет приблизить входной объектив к плазменному шнуру и увеличить обзор внутри вакуумной камеры, наблюдая оба полусечения вакуумной камеры и дивертор.

В системе реализована одновременная регистрация двумя видеокамерами: быстрой и медленной. В состав быстрой видеокамеры входит усилитель яркости изображения, позволяющий получить отчетливое изображение при проведении сверхскоростной съемки, а также проводить съемку на отдельных спектральных линиях, для чего в системе предусмотрена возможность использования оптических фильтров.

В составе системы использованы промышленно выпускаемые, стандартные элементы C-mount типа, что позволило значительно снизить стоимость разработки и создания системы.

Одним из преимуществ системы является ее гибкость. В системе предусмотрена возможность оперативного извлечения/установки эндоскопа из/в вакуумного патрубка, замены объектива или же установки в диверторный патрубок для более детального наблюдения за диверторной областью. Использование гибкого оптоволоконного световода позволяет отнести регистрирующее оборудование (видеокамеры) на максимально дальнее расстояние, уменьшив тем самым влияние воздействующих факторов со стороны токамака КТМ.

В дальнейшем планируется экспериментальная отработка системы визуализации на плазменном разряде токамака КТМ.

Литература

1. Эндоскоп для измерений в видимой области спектра на токамаке Т-10. Конструкция и результаты первых экспериментов / А.А. Медведев, Е.В. Александров, Д.К. Вуколов, К.Ю. Вуколов, А.В. Горшков // Вопросы Атомной Науки и Техники. Сер. Термоядерный синтез.– Выпуск 4.– 2007.– С. 50-56.
2. Модернизированная эндоскопическая оптическая система токамака Т-10. Первые экспериментальные результаты / В.А. Вершков, Д.К. Вуколов, Э.О. Кулешин, А.А. Медведев // Вопросы Атомной Науки и Техники. Сер. Термоядерный синтез.– Выпуск 4.– 2012.– С. 80-86.

3. Fast visible camera installation and operation in JET / J. A. Alonso, P. Andrew, A. Neto, J. L. de Pablos, E. De La Cal, H. Fernandes, J. Gafert, P. Heesterman, C. Hidalgo, G. Kocsis, A. Manzanares, A. Murari, G. Petravich, L. Rios, C. Silva, P. D. Thomas // AIP Conference Proceedings.– Volume 988.– Issue 1.– 2008.– P.185.
4. Fast camera imaging of dust in the DIII-D tokamak / J.H. Yu, D.L. Rudakov, A.Yu. Pigarov, R.D. Smirnov, S.H. Muller, N.H. Brooks, W.P. West // Journal of Nuclear Materials.– Volumes 390-391.– 15 June 2009.– P. 216-219.
5. Imaging System and Plasma Imaging on HL-2A Tokamak / Zheng Yinjia et.al. // Plasma Science and Technology.– Volume 6.– 2004.– P. 2353.
6. The high resolution video capture system on the alcator C-Mod tokamak / A. J. Allen, J. L. Terry, D. Garnier, J. A. Stillerman, G. A. Wurden // Review of Science Instruments.– Volume 68.– 1997.– P. 947.
7. Fast imaging system on Tore Supra / A. Géraud, S. Salasca, J. M. Verger, T. Alarcon, G. Agarici, S. Bremond, J. P. Chenevois, M. Geynet, J. B. Migozzi, and C. Reux // Review of Science Instruments.– Volume 80.– 2009.– P. 33504.
8. Observation of ELM structures in MAST and AUG using a fast camera / B. Koch, A. Herrmann, A. Kirk, H. Meyer, J. Dowling, J. Harhausen, J. Neuhauser, H.W. Müller, W. Bohmeyer, G. Fussmann // Journal of Nuclear Materials.– Volumes 363–365.– 15 June 2007.– Pages 1056-1060.
9. N. Asakura. Measurement of dust movement by fast TV camera in JT-60U. 10th meeting of ITPA «SOL and divertor physics» Topical Group. January 7-10, 2008, Avila.
10. Jean-Marcel Travere. The IR and Visible Wide Angle Viewing System for ITER: Overview and challenges. ITER Business forum 2007. Nice, France. 10-12 December 2007.
11. Visible and Infrared optical Design for the ITER Upper Ports / C.J. Lasnier, M. Groth [et all.] // Report of the U.S. Department of Energy by University of California, Lawrence Livermore National Laboratory under Contract W-7405-Eng-48. March 2007.
12. Design of a Wide-Angle Infrared Thermography and Visible View Diagnostic for JET / E. Gauthier, P. Chappius [et all.] // Preprint of paper to be submitted for publication in Proceedings of the EPS Conference, Tarragona, Spain 27-th June – 1-st July 2005.
13. Design study of a wide-angle infrared thermography and visible observation diagnostic on JT-60SA.Report of QIRT 2012 ID-220.– 2010.
14. Интернет сайт компании SCHOTT Inc.: www.schott.com/lightingimaging/english/defenseproducts/imaging/wound.html.

КТМ ТОКАМАГЫНЫҢ ПЛАЗМАСЫ ВИЗУАЛИЗАЦИЯ ЖҮЙЕСІ

Чектыбаев Б.Ж., Шаповалов Г.В.

ҚР ҰЯО РМК «Атом энергиясы институты» филиалы, Курчатов, Қазақстан

Жұмыста плазманы ұзын экваторлық түтікше арқылы бақылауға арналған жасалынған КТМ токамагының визуализациясының эндоскопиялық жуйесі туралы айтылған. Бұл жүйе плазмадағы, сонымен қатар плазма-қабырғаның өзара әсерлесу үрдістерін бақылауға арналған.

Визуализация жүйесі ұзын экваторлық түтікше арқылы вакуум камерасының екі бірдей жартылай қимасы мен дивертордың бақылауға мүмкіндік беретін кірістегі кең бұрышты объектив пен арнайы оптикалық-талшықтық жарық өткізгіші негізінде құрылған.

Жұмыста жүйенің линза негізіндегі классикалық эндоскоптармен салыстырғандағы артықшылықтары мен жетіспеушіліктері талқыланған, жүйенің дизайны туралы айтылған және алғашқы эксперимент қорытындылары келтірілген.

PLASMA VISUALIZATION SYSTEM OF KTM TOKAMAK

B.Zh. Chektybayev, G.V. Shapovalov

Branch "Institute of Atomic Energy" RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

Endoscopic visualization system at KTM tokamak developed for plasma observation through long equatorial port is described in the paper. The system was designed to observe processes inside plasma as well as during plasma-wall interactions.

Visualization system is based on special image fiberscope beamguide, which enables to transfer image and wide-angle lens to observe both half-sections of the vacuum chamber and divertor through rather long equatorial port.

Advantages and disadvantages of such a system in comparison with conventional endoscopes based on lens system and design of visualization system are discussed in the paper, and first experimental results was shown.

СПИСОК АВТОРОВ

Аксенова Т.И., 17
Бакланов В.В., 40
Барсуков Н.И., 94
Батырбеков Э.Г., 79
Бекмагамбетова Б.Е., 36
Витюк В.А., 36
Гордиенко Ю.Н., 94
Гречаник А.Д., 40
Даулеткелдыев А.Д., 61
Дерявко И.И., 61
Ермолаев В.Н., 17
Ермолаев Ю.В., 17
Ерыгина Л.А., 47
Жагипарова Л.К., 73
Жумадилова У.А., 54
Заурбекова Ж.А., 94
Иркимбеков Р.А., 36, 73
Карпиков А.Н., 23
Кислицин С.Б., 23
Кожахметов Е.А., 61, 94
Козырева М.С., 23
Котов В.М., 47, 87
Коянбаев Е.Т., 61, 68
Кукушкин И.М., 40
Кульсартов Т.В., 94
Курбанбеков Ш.Р., 68
Максимкин О.П., 5, 11, 29
Мережко Д.А., 29
Мережко М.С., 29
Мунасбаева К.К., 17
Мурзагалиева А.А., 73
Пахниц А.В., 36
Понкратов Ю.В., 94
Прозорова И.В., 54
Сапатаев Е.Е., 79
Сеитов А.С., 17
Скаков М.К., 47, 68, 79
Сураев А.С., 87
Тулубаев Е.Ю., 94
Тусеев Т., 17
Хромушин И.В., 17
Чектыбаев Б.Ж., 102
Шаповалов Г.В., 102

ТРЕБОВАНИЯ К ОФОРМЛЕНИЮ СТАТЕЙ

Статьи предоставляются в электронном виде (на CD, DVD диске или по электронной почте присоединенным [attachment] файлом) в формате MS WORD и печатной копии.

Текст печатается на листах формата А4 (210×297 мм) с полями: сверху 30 мм; снизу 30 мм; слева 20 мм; справа 20 мм, на принтере с высоким разрешением (300-600 dpi). Горизонтальное расположение листов не допускается.

Используются шрифт Times New Roman высотой 10 пунктов для обычного текста и 12 пунктов для заголовков. Пожалуйста, для заголовков используйте стили (Заголовок 1, 2…) и не используйте их для обычного текста, таблиц и подрисуночных подписей.

Текст печатается через одинарный межстрочный интервал, между абзацами – один пустой абзац или интервал перед абзацем 12 пунктов.

В левом верхнем углу должен быть указан индекс УДК. Название статьи печатается ниже заглавными буквами. Через 3 интервала после названия, печатаются фамилии, имена, отчества авторов и полное наименование, город и страна местонахождения организации, которую они представляют. После этого, отступив 2 пустых абзаца или с интервалом перед абзацем 24 пункта, печатается основной текст.

Максимально допустимый объем статьи – 10 страниц.

При написании статей необходимо придерживаться следующих требований:

- Статья должна содержать аннотации на казахском, английском и русском языках (130-150 слов) с указанием названия статьи, фамилии, имени, отчества авторов и полного названия организации, города и страны местонахождения, которую они представляют;
- Ссылки на литературные источники даются в тексте статьи цифрами в квадратных [1] скобках по мере упоминания. Список литературы следует привести по ГОСТ 7.1-2003;
- Иллюстрации (графики, схемы, диаграммы) должны быть выполнены на компьютере (ширина рисунка 8 или 14 см), либо в виде четких чертежей, выполненных тушью на белом листе формата А4. Особое внимание обратите на надписи на рисунке – они должны быть различимы при уменьшении до указанных выше размеров. На обороте рисунка проставляется его номер. В рукописном варианте на полях указывается место размещения рисунка. Рисунки должны быть представлены отдельно в одном из форматов *.tif, *.gif, *.png, *.jpg, *.wmf с разрешениями 600 dpi.
- Математические формулы в тексте должны быть набраны как объект Microsoft Equation или MathType. Химические формулы и мелкие рисунки в тексте должны быть вставлены как объекты Рисунок Microsoft Word. Следует нумеровать лишь те формулы, на которые имеются ссылки.

К статье прилагаются следующие документы:

- рецензия высококвалифицированного специалиста (доктора наук) в соответствующей отрасли науки;
- выписка из протокола заседания кафедры или методического совета с рекомендацией к печати;
- акт экспертизы (экспертное заключение);
- сведения об авторах (в бумажном и электронном виде): ФИО (полностью), наименование организации и ее полный адрес, должность, ученая степень, телефон, e-mail.

Текст должен быть тщательным образом выверен и отредактирован. В конце статья должна быть подписана автором с указанием домашнего адреса и номеров служебного и домашнего телефонов, электронной почты.

Статьи, оформление которых не соответствует указанным требованиям, к публикации не допускаются.

Ответственный секретарь к.ф.-м.н. У.П. Козтаева
тел. (722-51) 2-33-35, E-mail: KOZTAEVA@NNC.KZ

Технический редактор И.Г. Перепелкин
тел. (722-51) 2-33-33, E-mail: IGOR@NNC.KZ

Адрес редакции: 071100, Казахстан, г. Курчатов, ул. Красноармейская, 2, зд. 054Б
http://www.nnc.kz/vestnik

© Редакция сборника «Вестник НЯЦ РК», 2014

Регистрационное свидетельство №1203-Ж от 15.04.2000 г.
Выдано Министерством культуры, информации и общественного согласия Республики Казахстан

Тираж 300 экз.

Выпуск набран и отпечатан в типографии
Национального ядерного центра Республики Казахстан
071100, Казахстан, г. Курчатов, ул. Красноармейская, 2, зд. 054Б

