

АНАЛИЗ ПРИЧИН РАЗБРОСА СВОЙСТВ ОБОЛОЧЕК ОТРАБОТАВШИХ ТВЭЛОВ БЫСТРОГО РЕАКТОРА

**В.Н. Шемякин, Е.А. Кинев, А.В. Козлов, И.А. Портных, В.Л. Панченко,
М.В. Евсеев**

*Акционерное общество «Институт реакторных материалов» (АО «ИРМ»)
624250, Свердловская обл., г. Заречный*



Исследовано распухание, коррозия и высокотемпературное охрупчивание штатных и экспериментальных оболочек твэлов быстрого натриевого реактора после эксплуатации до повреждающих доз 55 – 69 сна. Для оболочек экспериментальной технологии трубного передела в близких условиях облучения обнаружены чувствительные различия исследованных характеристик. В отличие от штатных оболочки экспериментальных твэлов в процессе изготовления подвергались дополнительному нагреву с целью гомогенизации твердого раствора при разных температурах и времени аустенизации. В целом это привело к повышению сопротивления оболочек повреждающим факторам реакторной среды. Положительный эффект связан с влиянием углерода и морфологией снижающих распухание легирующих элементов, характером выделения карбидных и интерметаллидных фаз. Однако разброс послереакторных свойств, оставшийся значительным и ранее также наблюдавшийся в штатных твэлах, связан с возможными отклонениями технологии термообработки и температуры облучения в условиях трудноконтролируемой скорости потока теплоносителя. Скорость распухания, глубина внутритвэльной коррозии труб штатной технологии составили 0,04 – 0,058%/сна и 20 – 47 мкм соответственно; аналогичные значения для экспериментального материала 0,036–0,056%/сна и 15 – 35 мкм соответственно. При температуре 600°C кратковременные механические свойства экспериментальных твэлов проявили меньшую склонность к высокотемпературному охрупчиванию. Разброс свойств обусловлен химической и структурной неоднородностью, возникающей при изготовлении труб.

Ключевые слова: твэл, оболочка, скорость распухания, коррозия, размер зерна, высокотемпературное охрупчивание, технология изготовления.

ВВЕДЕНИЕ

При исследовании отработавших тепловыделяющих сборок часто выявляется различное по величине изменение диаметра оболочек казалось бы совершенно одинаковых твэлов, изготовленных по одной и той же технологии из металла одной плавки и отработавших в реакторе при очень близких температурно-дозовых режимах [1, 2]. При последующих материаловедческих исследованиях обнаруживается столь же ощутимая разница в свойствах оболочек, таких как величина распухания [3], степень коррозион-

© *В.Н. Шемякин, Е.А. Кинев, А.В. Козлов, И.А. Портных, В.Л. Панченко,
М.В. Евсеев, 2019*

ного повреждения внутренней поверхности, прочность и пластичность при повышенных температурах [4]. Предположительно разброс свойств может быть обусловлен химической (ликвационной) неоднородностью металла либо его структурной неоднородностью, возникающей при изготовлении труб [5, 6]. Для проверки этих положений исследовано состояние экспериментальной сборки с оболочками твэлов, изготовленными по трем разным технологиям.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ

Исследование проведено на твэлах из стали 06X16H15M2ГТФР двух плавок, химический состав которых отвечает ТУ 14-131-960-2001 [7], но имеет относительные различия по содержанию элементов, среди которых наиболее значительны для В, N, P, S и Si (табл. 1).

Таблица 1

Химический состав стали ЧС-68, % масс.

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Ti	V	Al	B	N	Co
Требования ТУ 14-131-960-2001 [7]													
0,05 – 0,08	1,3 – 2	0,5 – 0,8	≤ 0,012	≤ 0,02	15,5 – 17	14 – 15,5	1,9 – 2,5	0,2 – 0,5	0,1 – 0,3	≤ 0,1	0,003 – 0,006	≤ 0,02	≤ 0,02
Удельное соотношение концентрации элементов плавки А к плавке В													
1	1	0,8	0,6	0,7	1	1	0,9	1	0,8	1	0,3	1,6	0,8

Трубный передел всех оболочек выполнен по многостадийной технологии [6, 7], находящейся в стадии совершенствования. Экспериментальная технология изготовления оболочек отличалась от штатной более длительным (примерно в пять раз) временем выдержки при рекристаллизационном отжиге при одинаковой температуре. На стадии готового твэла оболочка подвергалась нагреву до 500 + 50°C в процессе контроля герметичности с выдержкой не более пяти часов [5].

Дополнительный режим экспериментальных оболочек включал в себя в середине трубного передела (промежуточный диаметр заготовки) отжиг при 1180°C в течение трех часов для одной партии труб и при 1060°C с выдержкой 20 минут – для другой.

Таблица 2

Средние значения максимальных изменений диаметров, характеристических температур и доз облучения

Технология изготовления	Штатная	С нагревом 1060°C	С нагревом 1180°C
Прирост диаметра, %	1,36	1,0	1,02
$T_{хар.}$, °C	489	481	475
$D_{хар.}$, сна	61,9	61,5	60,2

В экспериментальную сборку было помещено статистически достоверное количество твэлов с оболочками (плавка В), изготовленными по технологии с дополнительным нагревом до 1060°C, и оболочками той же плавки, изготовленными с дополнительным нагревом до 1180°C. По сечению сборки экспериментальные твэлы равномерно распределялись между штатными с оболочками, изготовленными из плавки А. Сборка отработала в активной зоне реактора БН-600 до повреждающей

дозы около 70 сна. После разделки сборки были определены максимальные относительные изменения диаметров у всех экспериментальных и штатных оболочек (табл. 2). За исходный принимали диаметр оболочки в зоне нижней газовой полости твэла, где под облучением не происходит изменения диаметра.

Пять твэлов сборки детально исследованы в АО «ИРМ». Материаловедческие исследования проведены на твэлах № 1 (ближнего к центру активной зоны периферийного ряда сборки) и № 2 (из центра сборки) с оболочками из плавки А, изготовленными по штатной технологии (с наибольшим и наименьшим изменением диаметра); твэле № 3 (из центра сборки, контактирующего с твэлом № 2) с оболочкой из металла плавки В, изготовленной с нагревом до 1060 °С (наименьшее изменение диаметра); твэлах № 4 (ближнего к центру активной зоны периферийного ряда сборки) и № 5 (дальнего от центра активной зоны периферийного ряда сборки) с оболочками плавки В, изготовленными с нагревом до 1180 °С, наибольшим и наименьшим изменением диаметров соответственно (табл. 3).

Таблица 3

Характеристики исследованных твэлов

№ твэла	Технология изготовления	Изменение диаметра, %	Параметры облучения			
			$T_{хар.}, ^\circ\text{C}$	$T_{макс.}, ^\circ\text{C}$	$D_{хар.}, \text{сна}$	$D_{макс.}, \text{сна}$
1	Штатная	1,9	505	583	68,4	68,6
2	Штатная	1	465	623	54,5	62,8
3	Доп.1060 °С	1	470	620	55,9	62,1
4	Доп.1180 °С	1,4	470	590	63	69,4
5	Доп.1180 °С	0,9	465	571	55,7	59,4

Металлографические исследования проводили на поперечных сечениях оболочек на дистанционном металломикроскопе в условиях защитной камеры. Часть исследований проведена в лабораторных условиях. Структуру выявляли методом электро травления в 10%-ом водном растворе щавелевой кислоты. Такое травление хорошо выявляет границы зерен и карбидную фазу в нержавеющей сталях в области повышенных температур эксплуатации [8].

При подготовке образцов для просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) от оболочки отрезали электроискровым способом фрагмент размером 3,5×3,5 мм, утоняли с обеих сторон на мелкой шлифовальной шкурке до толщины 0,1 мм и затем струйной полировкой до необходимой толщины. Для идентификации фаз применяли методику темнопольного изображения в рефлексе фазы. Межплоскостные расстояния и углы между ними, полученные по электронограммам, сравнивали с табличными для предполагаемых фаз.

Механические испытания кольцевых образцов проводили при температуре 600 °С со скоростью движения активного захвата 1 мм/мин. Характеристики определяли графически по записанной диаграмме растяжения.

Плотность определяли методом гидростатического взвешивания образцов оболочек длиной 30 мм [9], механически и химически очищенных от остатков топлива. Исходную плотность определяли усреднением экспериментальных значений плотности серии образцов каждой оболочки, вырезанных из зоны газовой полости, не испытывающей распухания. Относительное изменение плотности имеет физический смысл объемного радиационного распухания.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Для сечений с максимальным увеличением диаметра были рассчитаны температуры облучения и повреждающие дозы. Усредненные для каждой группы твэлов значения полученных величин приведены в табл. 2, из которой видно, что оболочки с дополнительными нагревами имеют практически одинаковое среднее относительное изменение диаметров, причем значительно меньшее, чем оболочки, изготовленные по штатной технологии. При этом характеристические температуры и дозы на участках максимального формоизменения (распухания) оболочек с нагревом до 1180°C ниже, чем с нагревом до 1060°C или штатных.

В таблице 3 приведены характеристики и формоизменение выбранных твэлов. Наибольшее и наименьшее значения изменений диаметра у оболочек со штатной технологией изготовления различаются в 1,9 раза при разности максимальных доз 6 сна, у оболочек с дополнительным нагревом до 1180°C – в 1,5 раза (разность максимальных доз 10 сна). Формоизменение оболочки с нагревом до 1060°C находится на уровне лучшей штатной оболочки с максимальной дозой ~62 сна. В общем массиве сборки твэлов разброс для всех обработок оказался большим, хотя и несколько уменьшился у оболочек с дополнительными нагревами.

Таблица 4

Результаты воздействия облучения на свойства оболочек

№ твэла	Распухание, %	Скорость распухания	Механические свойства при 600 °С		Глубина коррозии	
		% / сна	σв, МПа	δ _{общ} , %	мкм	T _{обл.} , °С
1	4	0,058	210	0	20	575
2	2,2	0,04	120	0	47	595
3	2	0,036	620	1,5 – 2	35	595
4	3,5	0,056	600	1,5 – 2	25	570
5	2,1	0,038	650	2 – 2,5	15	540

Объемное распухание и рассчитанные по характеристическим дозам, взятым из табл. 3, скорости распухания у оболочек твэлов № 1 и № 4 с максимальными повреждающими дозами заметно выше, чем у остальных (табл. 4). При расчетах скорости распухания полагали линейную зависимость распухания от дозы и не учитывали наличие инкубационного периода распухания. Минимум скорости распухания зарегистрирован для твэла № 3 с максимальными параметрами облучения, более высокими, чем у твэла № 5.

Механические свойства при 600°C оказались самыми неудовлетворительными у оболочек со штатной обработкой (см. табл. 4). Оболочки с дополнительными нагревами обнаружили значительно более высокую прочность и заметную остаточную пластичность, причем положительное влияние на подавление эффекта ВТРО обоих температурных режимов дополнительного нагрева идентично.

Структура стали и характер высокотемпературного физико-химического взаимодействия внутритвэльной среды с оболочкой, наблюдаемые в металломикроскопе отраженного света, показаны на рис. 1. При штатной обработке и ниже 580°C на внутренней поверхности твэла № 1 возникают рыхлые слои продуктов взаимодействия, как при сплошной коррозии (рис. 1б). По мере повышения температуры облучения (рис. 1г), а также для экспериментальных оболочек при 540 – 595°C на фоне сплошной коррозии возникают очаги локального проникновения по границам зерен, как это происходит при межкристаллитной коррозии (МКК).

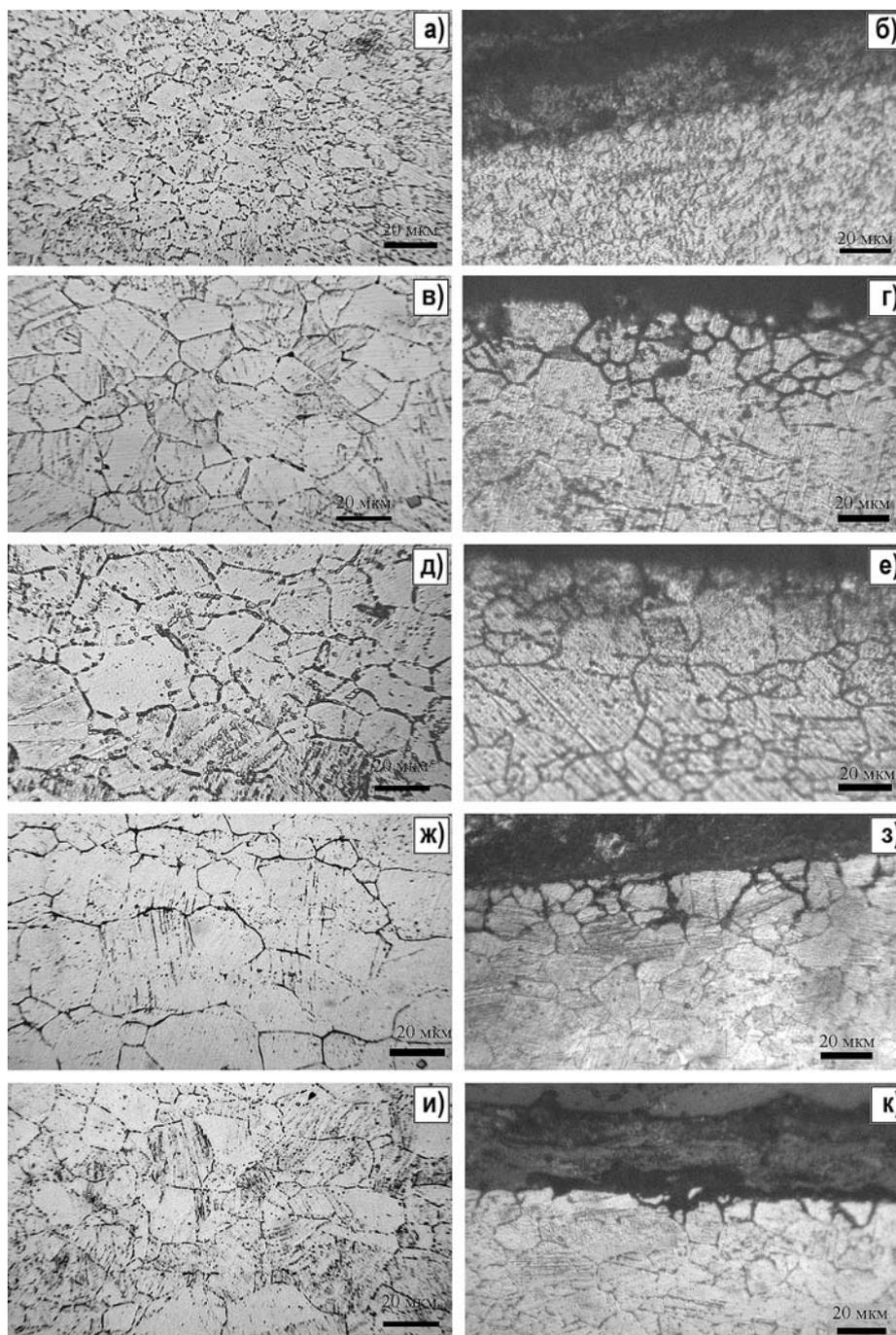


Рис. 1. Структура и повреждения внутренней поверхности оболочек: а), б) – твэл № 1 (штатная технология) $T_{обл.} = 575^{\circ}\text{C}$; в), г) – твэл № 2 (штатная технология) $T_{обл.} = 595^{\circ}\text{C}$; д), е) – твэл № 3 (с нагревом 1060°C) $T_{обл.} = 595^{\circ}\text{C}$; ж), з) – твэл № 4 (с нагревом 1180°C) $T_{обл.} = 570^{\circ}\text{C}$; и), к) – твэл № 5 (с нагревом 1180°C) $T_{обл.} = 540^{\circ}\text{C}$

Появление очагов МКК на оболочках всех твэлов совпадает с выделениями карбидных фаз на границах зерен стали. Исключением является мелкозернистая оболочка твэла № 1, у которой очагов МКК не обнаружено несмотря на наличие карбидных выделений (рис. 1а).

Максимальные значения глубины коррозии, зафиксированные в верхних участках твэлов при указанной температуре облучения, приведены в двух последних столбцах табл. 4. Более глубокие повреждения границ происходят в оболочках твэлов № 2 и № 3 при 595°C, а значительно меньшие и при более низких температурах – в оболочках твэлов № 4 и № 5. У этих же пар твэлов наиболее заметно различается морфология зернограничных карбидных выделений. Наиболее крупные соприкасающиеся частицы карбидов, образующие зернограничные сетки, выделяются в оболочках твэлов № 2 и № 3. Твэл № 1 имеет отличающуюся от остальных морфологию карбидной фазы, частицы которой почти равномерно распределены в металле из-за аномально мелкого зерна, соответствующего 11 номеру стандартной шкалы. В оболочках всех остальных твэлов размер зерна соответствует 8 – 9 номеру, кроме зоны с температурой 570°C у оболочки твэла № 4, в которой зерно увеличено до 6 – 7 номера, а карбидные выделения имеют вид сплошных тонких жгутов (рис. 1ж, з).

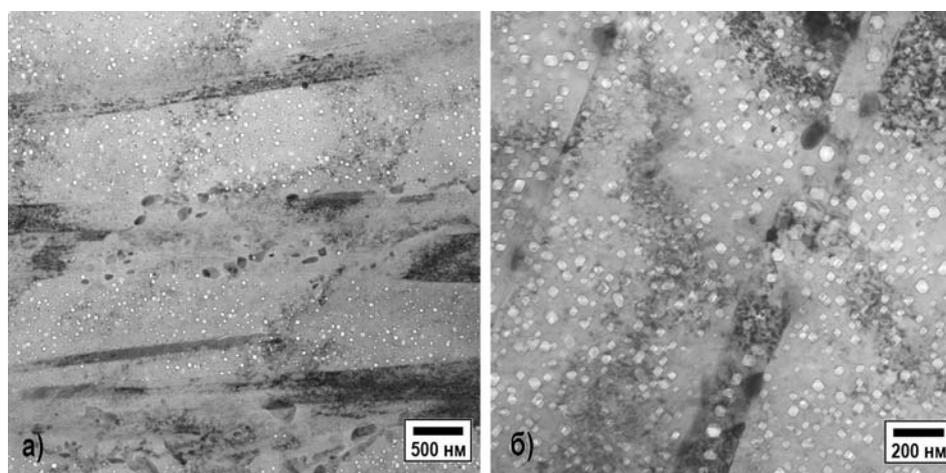


Рис. 2. Неравномерное распределение пор в оболочках с дополнительным нагревом (а) и равномерное в оболочках со штатной технологией (б)

Исследование пористости и выделений вторых фаз с помощью ПЭМ показало следующее. Во всех оболочках при температуре облучения 420°C (при которой распухание составляет 70 – 80% от максимального) наблюдается большое количество пор, а также выделений *G*-фазы по размерам, сравнимых с порами. При этом в металле оболочек со штатной обработкой распределение пор более гомогенное, чем у остальных. Негомогенность в распределении пор выражается в наличии зон, свободных от пор, вблизи границ зерен и в области двойников, возникших в результате предварительной холодной деформации исходных оболочек (рис. 2). По границам зерен встречаются редкие выделения дисперсных карбидов $M_{23}C_6$, и этих выделений меньше в оболочках с дополнительным нагревом 1180°C, т.е. при 420°C в оболочках с дополнительным нагревом больше свободных от пор зон и меньше зернограничных выделений карбидов.

В зоне с максимальным распуханием с температурой около 470°C картина пористости и выделений *G*-фазы сохраняется примерно такой же, как описано выше, но происходит изменение морфологии зернограничной карбидной фазы. Выделения фазы $M_{23}C_6$ становятся крупными, число их возрастает, и на отдельных участках границ формируются цепочки соприкасающихся выделений. Часть карбидов идентифицируется как карбиды типа M_6C . Во всех оболочках более половины всех видимых пор составляют поры малых и самых малых размеров, а концентрация пор заметно выше в оболочках со штатной обработкой.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Мелкое зерно в оболочке твэла № 1 (в два – три раза мельче, чем у остальных) может быть обусловлено только одной причиной – недогревом при аустенитизации на предготовом размере трубы [10]. В условиях быстрого нагрева и кратковременной выдержки это обстоятельство, кроме мелкого зерна, влечет за собой неполное растворение карбидных частиц, неконтролируемо возникших в металле на предварительных этапах трубного передела, а также незавершенность процесса рекристаллизации и связанную с этим структурную неравновесность сплава [11].

В твэле № 4 зерно в верхней части оболочки, наоборот, увеличено до 6 – 7 баллов, имеет «оборванные» границы и заметную разнотернистость (рис. 1ж, з). Это признаки собирательной рекристаллизации, происходящей по механизму «на месте», связанному с исчезновением слаборазориентированных границ за счет поворота зерен. Следовательно, имел место перегрев стали и, по-видимому, на этапе аустенитизации на предготовом размере трубы.

Твэлы № 1 и № 4, каждый в своей группе, являются носителями наибольших изменений диаметра и наибольшего объемного распухания. У этих твэлов заметно большие повреждающие дозы, а у № 4 и более высокая температура. Однако, сравнивая их распухание с распуханием твэлов № 2 и № 5 с аналогичными технологиями изготовления, нельзя почти двукратное увеличение скорости распухания отнести только за счет более «жестких» условий облучения. Неоптимальное состояние металла, вызванное технологическими погрешностями, упомянутыми выше, наверняка внесло свой вклад, величину которого по имеющимся данным оценить сложно. Тем не менее, из проведенного анализа структурного состояния оболочек твэлов № 1 и № 4 можно сделать основополагающий вывод, что главной причиной понижения сопротивления металла повреждающим факторам реакторной среды и разброса свойств облученных оболочек являются нерегламентированные и вовремя не замеченные отклонения в температурном режиме аустенитизации на предготовом размере трубы. Хотя и другие особенности технологии полного передела могут внести свой как положительный, так и отрицательный вклад. Нельзя также полностью исключить и неравномерность температуры облучения в условиях трудноконтролируемой скорости потока теплоносителя вокруг деформирующихся оболочек.

Сравнивая свойства оболочек твэлов № 2, № 3 и № 5, отработавших в близких по дозе и температуре условиях, следует отдать предпочтение технологии, по которой была изготовлена оболочка твэла № 3 (с дополнительным нагревом до 1060 °С). Основанием для этого служит самый лучший комплекс исследованных свойств (см. табл. 4), а также более высокие технологичность и экономичность по сравнению с нагревом до 1180 °С.

Рассмотрим возможные результаты положительного влияния дополнительных нагревов. Нагрев до 1060 °С с выдержкой в течение 20 мин обеспечивает переход в аустенит углерода, связанного в карбидных фазах типа $M_{23}C_6$ и MC , образовавшихся в процессе «металлургической» подготовки трубного производства (от слитка до горячекованной заготовки). При нагреве до 1180 °С с длительной выдержкой, во-первых, в аустенит перейдет дополнительное количество углерода, связанного в карбонитридах, во-вторых, произойдет диффузионное выравнивание химического состава в зонах, обогащенных легирующими элементами, проявляющими склонность к ликвидации, в первую очередь, молибденом. Добавка свободного углерода в аустенит будет незначительной из-за обычно малого содержания карбонитридов в стали, а необходимость гомогенизации по молибдену на этапе заготовки промежуточного диаметра сомнительна при условии правильно проведенной гомогенизации слитка и правильного отбора частей слитка для трубного передела.

Углерод, растворенный в аустените, при эксплуатации оболочек связывается в карбиды и выделяется на большеугловых границах зерен и некогерентных границах двойников. Начало появления зернограницных карбидов металлографически отмечается в оболочках твэлов № 2 и № 3 при температуре облучения 440°C, а в оболочке твэла № 5 при 465°C, что, видимо, обусловлено температурой нагрева (до 1060 или 1180°C) и различной равномерностью распределения углерода в решетке аустенита. Дополнительно об этом же свидетельствует и оболочка твэла № 4 с предполагаемым перегревом, а значит, с еще более высокой гомогенностью по углероду, где первые карбиды появляются при температуре выше 465°C. Осаждение карбидов на границе – это следствие проявления гомофильных свойств углерода [12], а более раннее или более позднее образование карбидов связано с длиной пути диффузии углеродных атомов к границе, т.е. с гомогенностью распределения углерода в решетке аустенита [13]. Следует также отметить положительное влияние на морфологию карбидов регламентированных количеств гомофильных бора и фосфора [14], содержание которых в плавке В выше, чем в А (см. табл. 3).

Из-за близости температур образования зернограницных карбидов и максимума набухания логично ожидать взаимную обусловленность процессов карбидо- и порообразования. Порообразование усиливается при увеличении квазиравновесной концентрации вакансий [15]. Можно предположить, что углерод, растворенный в аустените, выполняет роль нейтральных стоков, а связываясь в карбиды, эту роль утрачивает, и число вакансий, способных к порообразованию, увеличивается. Свой вклад в набухание могут внести и атомы таких легирующих элементов, как молибден и кремний, входящих в состав карбидов типа M_6C . Уходя из аустенита в карбиды, они также утрачивают роль нейтральных стоков, и набухание усиливается. Такую роль Mo и Si можно предположить из анализа данных электронной микроскопии образцов, облученных при температуре 420°C. При этой температуре не наблюдается образования карбидов, но появляются многочисленные частицы G-фазы, соединения с формулой $M_6Ni_{16}Si_7$, где M – атомы Fe, Mo, Cr, Mn, Ti. При этом идет интенсивное образование пор, сравнимых по размерам с частицами G-фазы, и набухание достигает 80% от максимального.

Образование G-фазы происходит и при характеристической температуре максимального набухания 470 - 490°C, причем примерно с одинаковой интенсивностью в оболочках всех типов. Одновременно при этих температурах идет активное карбидообразование, которое интенсифицирует порообразование и усиливает набухание до максимального.

Появление остаточной пластичности при испытаниях 600°C кольцевых образцов может быть обусловлено особенностями распределения пор в структуре. Если предположить, что способность тела зерна к деформированию сведена к нулю многочисленными мелкими порами, а границы зерен утратили прочность вследствие нейтронного воздействия, то при более гомогенном расположении пор в теле зерна будет более сильно выражено охрупчивание с межзерненным типом разрушения, что и наблюдается в оболочке со штатной технологией изготовления (№ 2). В оболочках с другой технологией в теле зерна при облучении сохраняется больше участков структуры, свободных от пор и способных к актам пластической деформации, что сохраняет некоторую пластичность облученного металла.

Прослеживается корреляция глубины развития внутритвэльного повреждения оболочки по типу МКК с морфологией зернограницных карбидов. Более глубокое нарушение целостности границ зерен в поверхностных слоях металла происходит в случае, если по границам расположены карбидные сетки, состоящие из контактирующих между собой продолговатых карбидных частиц, как это наблюдается в

оболочке твэла № 2 со штатной технологией изготовления. Негативное влияние роста зерна на глубину коррозии заслуживает отдельного внимания.

В технологии изготовления труб из плавки А используется быстрый нагрев с короткой выдержкой. Это, по-видимому, и приводит к разнообразно-неравновесному состоянию структуры – неполному переходу связанного углерода в аустенит, менее равномерному распределению свободного углерода в решетке аустенита и, возможно, сохранению зон с химическим составом, близким к составу карбидов – своеобразных «предвыделений». Предвыделения могут выполнять роль подложек, ускоряющих выделение карбидов под облучением, а значит, интенсифицировать порообразование. Существование предвыделений наиболее вероятно в оболочках со штатной обработкой, и, действительно, концентрация пор в оболочке твэла № 1 в зоне максимума распухания в 1,5 раза выше, чем в других оболочках.

Технология производства труб из плавки В с нагревом, обеспечивающим более полное растворение углеродосодержащих фаз, возможно, вообще не нуждается в нагреве до 1060 или 1180°C на промежуточном диаметре заготовки. Но для уменьшения разброса свойств, очевидно, требуется индивидуальная тщательная аустенизация каждой оболочки на предготовом размере со строго контролируемым температурным режимом нагрева и временем выдержки.

ВЫВОДЫ

1. Основной причиной разброса свойств отработавших оболочек твэлов является исходная неоднородность оболочек по углероду, который частично растворен в аустените, а частично находится в состоянии карбидных «предвыделений». Карбидообразование под облучением происходит при разной температуре и с разной интенсивностью, оказывая ускоряющее влияние на распухание и коррозию.

2. Неконтролируемое неоднородное состояние металла по углероду создается как в процессе изготовления слитка и горячей обработки металла на исходную заготовку, так и в процессе трубного передела (при рекристаллизационном отжиге и аустенизации на предготовом размере).

3. Совершенствование трубной технологии однозначно дает более благоприятное состояние исходных оболочек по углероду в отношении устойчивости к радиационному распуханию, однако применяемая схема аустенизационного нагрева на предготовом размере сохраняет значительные вариации исходного состояния труб.

Литература

1. Баканов М.В., Мальцев В.В., Ошканов Н.Н., Чуев В.В. Основные результаты эксплуатации конструкционных материалов в активных зонах реактора БН-600 // Известия вузов. Ядерная энергетика. – 2011. – № 1. – С. 177-186.
2. Баканов М.В., Мальцев В.В., Ошканов Н.Н., Чуев В.В. Основные результаты контроля работоспособности твэлов с оболочками из аустенитных сталей нового поколения // Там же. – С. 187-195.
3. Портных И.А., Глушкова Н.В., Панченко В.Л., Кинев Е.А., Козлов А.В. Различия радиационного распухания оболочек твэлов из стали ЧС-68, происходящего при близких условиях нейтронного облучения // ВАНТ. Сер.: Материаловедение и новые материалы. – 2007. – Вып. 1 (68-69). – С. 377-388.
4. Барсанова С.В., Козлов А.В., Шило О.Б. Влияние облучения быстрыми нейтронами на изменение механических свойств аустенитных сталей ЭК-164 и ЧС-68 // ВАНТ. Сер.: Материаловедение и новые материалы. – 2018. – Вып. 5 (96). – С. 4-12.
5. Баканов М.В., Чуев В.В., Крюков О.В., Лукин А.В., Бычков С.А., Буданов Ю.П., Коростин О.С., Целищев А.В., Тарасюк В.Б. Оптимизация структурного состояния материала оболочечных труб из стали ЧС-68 в холоднодеформированном состоянии // Известия вузов. Ядерная энергетика. – 2005. – № 1. – С. 139-145.

6. Целищев А.В., Агеев В.С., Буданов Ю.П., Иолтуховский А.Г., Митрофанова Н.М., Леонтьева-Смирнова М.В., Шкабура И.А., Забудько Л.М., Козлов А.В., Мальцев В.В., Повстанко А.В. Разработка конструкционной стали для твэлов и ТВС быстрых натриевых реакторов / Атомная энергия, – 2010. – Т.108. – Вып. 4. – С. 217-222.
7. Спицын Е.В., Целищев А.В., Буданов Ю.П. Исследование влияния режимов аустенизирующего отжига на структурное состояние и характеристики длительной прочности и ползучести твэльных труб из аустенитной стали ЧС68-ИД. // ВАНТ. Сер.: Материаловедение и новые материалы. – 2015. – Вып.2 (81). – С. 4-14.
8. Кинев Е.А. Корреляция высокодозового радиационного набухания стали класса 16Cr-15Ni с размером зерна. // Перспективные материалы. – 2019. – Вып. 3. – С. 39-46.
9. ГОСТ 9553-2017. Стекло и изделия из него. Метод определения плотности. Введ. 2018-03-27. – М.: Изд-во Стандартов, 2018. – 7 с.
10. Гуляев А.П. Материаловедение. – М.: Металлургия. 1977, 646 с.
11. Целищев А.В., Агеев В.С., Буданов Ю.П., Митрофанова Н.М., Новиков В.В. Развитие и применение микроструктурного подхода для создания радиационноустойчивых сталей аустенитного класса. // ВАНТ. Сер.: Материаловедение и новые материалы. – 2006. – Вып.1 (66). – С. 304-312.
12. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.
13. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
14. Ватулин А.В., Целищев А.В. Конструкционные стали для активной зоны реакторов на быстрых нейтронах // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2004. – № 11. – С. 13-18.
15. Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М., Черняева Т.П. Радиационные дефекты и набухание металлов. – Киев: «Наукова думка», 1988. – 296 с.

Поступила в редакцию 04.06.2019 г.

Авторы

Шемякин Валерий Николаевич, научный сотрудник, канд. техн. наук
E-mail: irm@irmatom.ru

Кинёв Евгений Александрович, ведущий научный сотрудник, канд. техн. наук
E-mail: kinev007@yandex.ru; irm@irmatom.ru

Козлов Александр Владимирович, эксперт, д-р техн. наук
E-mail: irm@irmatom.ru

Портных Ирина Александровна, руководитель проекта, канд. техн. наук
E-mail: irm@irmatom.ru

Панченко Валерий Леонидович, ведущий специалист
E-mail: irm@irmatom.ru

Евсеев Михаил Васильевич, ведущий специалист
E-mail: irm@irmatom.ru

ANALYZING THE CAUSES FOR THE DISPERSION OF THE FAST REACTOR SPENT FUEL PIN CLADDING PROPERTIES

Shemyakin V. N., Kinev E.A., Kozlov A.V., Portnyh I.A., Panchenko V.L., Evseev M.V.

Institute of Nuclear Materials
POB 29, Zarechny, Sverdlovsk reg., 624250 Russia

ABSTRACT

The swelling, corrosion and high-temperature embrittlement behavior of the fast-neutron sodium-cooled reactor standard and test fuel pin cladding was studied following the operation up to a damaging dose of 55 to 69 dpa. The tested characteristics were found to differ sensitively in conditions similar to irradiation for the claddings of the experimental tube conversion technology. Unlike the standard fuel pin claddings, the test pin claddings were additionally heated in the process of fabrication to homogenize the solid solution at different temperatures and austenitization times. On the whole, this led to an increased cladding resistance due to the damaging factor of the reactor environment. The positive effect is explained by the influence of carbon and the morphology of swelling-reducing alloying elements, as well as by the nature of the carbide and intermetallide phase separation. However, the dispersion of the post-irradiation properties which remained significant and was also earlier observed in the standard pins, is explained by potential differences in the heat treatment technology and the irradiation temperature in conditions of a hard-to-control coolant flow velocity. The swelling rate and the in-fuel corrosion depth for the test technology tubes were respectively 0.04 to 0.058 %/dpa and 20 to 47 μm ; similar values for the test material are 0.036 to 0.056 %/dpa and 15 to 35 μm respectively. The short-term mechanical properties of the test fuel pins at a temperature of 600°C showed a smaller tendency towards high-temperature embrittlement. The dispersion of the properties was caused by the chemical and structural heterogeneity as the result of the tube fabrication.

Key words: fuel pin, cladding, swelling rate, corrosion, grain size, high-temperature embrittlement, fabrication technology.

REFERENCES

1. Bakanov M.V., Maltsev V.V., Oshkanov N.N., Chuev V.V. The main results of operation of structural materials in active zones of the BN-600 reactor. *Izvestia Vysshikh Uchebnykh Zawedeniy. Yadernaya Energetika*. 2011, no. 1, pp. 177-186 (in Russian).
2. Bakanov M.V., Maltsev V.V., Oshkanov N.N., Chuev V.V. The main results of workability control of fuel rods with new generation austenitic steel claddings. *Ibid*, pp. 187-195 (in Russian).
3. Portnykh I.A., Glushkova N.V., Panchenko V.L., Kinev E.A., Kozlov A.V. Radiation swelling differences of pin covers from steel CHS-68 under close conditions of a neutron irradiation. *VANT. Ser. Materialovedenie i novye materialy*. 2007, no. 1 (68-69), pp. 377-388 (in Russian).
4. Barsanova S.V., Kozlov A.V., Shilo O.B. Irradiation influence by fast neutrons on change of austenitic EK-164 and CHS-68 steels mechanical properties. *VANT. Ser. Materialovedenie i novye materialy*. 2018, no. 1 (96), pp. 4-12 (in Russian).
5. Bakanov M.V., Chuev V.V., Kryukov O.V., Lukin A.V., Bychkov S.A., Budanov Yu.P., Korostin O.S., Tselishev A.V., Tarasyuk V.B. Structural condition optimizations of cover pipe material from steel CHS-68 in cold working condition. *Izvestia Vysshikh Uchebnykh Zawedeniy. Yadernaya Energetika*. 2005, no. 1, pp. 139-145 (in Russian).

6. Tselischev A.V., Ageev V.S., Budanov Yu.P., Ioltukhovskij A.G., Mitrofanova N.M., Leont'eva-Smirnova M.V., Shkabura I.A., Zabud'ko L.M., Kozlov A.V., Mal'tsev V.V., Povstyanko A.V. Working out of constructional steel for pins and assemblages of fast sodium reactors. *Atomnaya Energiya*. 2010, v.108, iss. 4, pp. 217-222 (in Russian).
7. Spitsyn E.V., Tselischev A.V., Budanov Yu.P. Research of influence of austenitic heating modes on structural condition and characteristics of long durability and creep of pin pipes from austenitic steel CHS68-ID. *VANT. Ser. Materialovedenie i novye materialy*. 2015, no. 2 (81), pp. 4-14 (in Russian).
8. Kinev E.A. Correlation of high dose radiating swelling of a 16Cr - 15Ni steel class with the size of grain. *Perspektivnye materialy*. 2019, no. 3, pp. 39-46 (in Russian).
9. State Standard 9553-2017. *Glass and Products from it. A Method of Definition of Density*. Moscow. Izdatel'stvo Standartov Publ., 2018 (in Russian).
10. Gulyaev A.P. *Material Science*. Moscow. Metallurgiya Publ., 1977, 646 p. (in Russian).
11. Tselischev A.V., Ageev V.S., Budanov Yu.P., Mitrofanova N.M., Novikov V.V. Development and application of the microstructural approach for creation of radiation proof austenitic steels. *VANT. Ser. Fizika radiatsionnykh povrezhdenij i radiatsionnoe materialovedenie*. 2006, no. 1 (66), pp. 304-312 (in Russian).
12. Novikov I.I. *The Theory of Thermal Processing of Metals*. Moscow. Metallurgiya Publ., 1986, 480 p. (in Russian).
13. Goldshteyn M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.G. *Special Steels*. Moscow. Metallurgiya Publ., 1985, 408 p. (in Russian).
14. Vatulin A.V., Tselischev A.V. Constructional steels for active zone of reactors on fast neutrons. *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*. 2004, no. 11, pp. 13-18 (in Russian).
15. Zelenskiy V.F., Neklyudov I.M., Chernyaeva T.P. *Radiating Defects and Swelling of Metals*. Kiev, Naukova dumka Publ., 1988, 296 p. (in Russian).

Authors

Shemyakin Valerij Nicolaevich, Research Officer, Cand. Sci. (Engineering)

E-mail: irm@irmatom.ru

Kinev Evgenii Aleksandrovich, Leading Scientist, Cand. Sci. (Engineering)

E-mail: kinev007@yandex.ru; irm@irmatom.ru

Kozlov Alexander Vladimirovich, Expert, Dr. Sci. (Engineering)

E-mail: irm@irmatom.ru

Portnyh Irina Aleksandrovna, Project Manager, Cand. Sci. (Engineering)

E-mail: irm@irmatom.ru

Panchenko Valeriy Leonidovich, Leading Specialist

E-mail: irm@irmatom.ru

Evseev Mihail Vasilievich, Leading Specialist

E-mail: irm@irmatom.ru