

КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ РЕАКТОРОВ НОВЫХ ПОКОЛЕНИЙ, РЕАКТОРОВ НА БЫСТРЫХ НЕЙТРОНАХ И ТЕРМОЯДЕРНЫХ УСТАНОВОК

УДК 539.2:536.42

НЕОДНОРОДНОСТИ РАДИАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ, РАСПУХАНИЯ И КОРРОЗИИ СТАЛИ 12Х18Н10Т ПО ПЕРИМЕТРУ ЧЕХЛОВ ТВС

*О.П. Максимкин, Н.С. Сильягина, Л.Г. Турубарова, К.В. Цай
Институт ядерной физики НЯЦ РК,
Алматы, Республика Казахстан*

В рамках декомиссии атомного реактора БН-350 проведены материаловедческие исследования состояния материалов шестигранных чехлов тепловыделяющих сборок (ТВС), длительное время эксплуатировавшихся, а затем хранившихся в воде бассейна-отстойника. Итогом комплексного изучения чехлов ТВС методами: металлографии, просвечивающей электронной микроскопии, измерений микротвердости, гидростатической плотности, намагниченности и прочее стало накопление большого экспериментального материала, характеризующего изменения структуры и физико-механических свойств промышленных нержавеющей сталей 12Х18Н10Т и 08Х16Н11М3 в необлученном состоянии, а также подвергнутых облучению быстрыми нейтронами в широком диапазоне температур и повреждающих доз [1]. Одним из основных практически важных результатов выполненных исследований явилась обнаруженная ярко выраженная неоднородность структуры и свойств облученных нержавеющей сталей, наблюдаемая как по высоте сборки (что обусловлено перераспределением потока нейтронов и температуры) [2], так и по толщине стенки чехла и ширине грани. Различия еще на старте структуры и свойств сталей на разных участках чехла приводят к тому, что радиационные эффекты упрочнения, набухания и коррозии протекают различным образом на участках ребер и граней и приводят к различным последствиям. В настоящей работе исследовали влияние исходной микроструктуры и параметров облучения на прочностные и коррозионные свойства стали 12Х18Н10Т в областях, прилегающих к ребрам шестигранных чехлов и далеко отстоящих от них.

ВВЕДЕНИЕ

Как известно, технология изготовления шестигранных труб с размером «под ключ» 96x2,0 мм по ТУ 14-3-7-36-78 так называемая механико-термическая обработка (МТО) для ТВС реактора БН-350 включала в себя наряду с холодной деформацией (ХД) (15...20 %) стабилизирующий отжиг (при 800 °С в течение 1 ч) [3]. В результате МТО средний размер зерен в сталях до облучения соответствовал 7...10 баллам при разности зернистости 1...2 балла. Кроме того, как было продемонстрировано в работе [4], средняя величина деформации в приреберных областях могла достигать 50 %. Соответственно микротвердость ребер (350 кг/мм²) была выше твердости в середине грани чехла (250 кг/мм²).

Принимая во внимание результаты работ, в которых изучались закономерности образования и развития мартенситной α' -фазы в деформируемых нержавеющей сталях [5-7], можно заключить, что в ребрах чехлов в условиях ХД протекает бездиффузионное $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение и образуется достаточно много α' -фазы. В результате последующего отжига в ребрах и в прилежащих областях в структуре стали на месте мартенситной α' -фазы будет образовываться фазонаклепанный аустенит [8] – крупнопластинчатые γ -кристаллы,

которые являются вытянутыми субзернами с большим количеством дислокаций ($\sim 5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$), образовавшимися на месте кристаллов линзовидного мартенсита и разориентированных друг относительно друга на углы до нескольких градусов. Этим ребра отличались от граней, структура которых до отжига представляла собой деформированный γ -аустенит, который в результате отжига, в основном, сохранялся.

Таким образом, МТО реакторных нержавеющей сталей приводит к тому, что непосредственно перед облучением их структура разнородна и представляет собой первичный и фазонаклепанный аустенит. Фазонаклепанный аустенит, представляющий собой ГЦК-решетку с плотностью дислокаций до 10^{11} см^{-2} , характеризуется высоким уровнем запасенной (латентной) энергии, которая, по-видимому, и является основной причиной того, что под облучением структура сталей существенно меняется.

В [9] отмечается, что если скорость нагрева чехла в процессе МТО будет достаточно мала (0,3 град/мин), то на завершающей стадии обратного мартенситного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения возможно образование глобулярного или равноосного аустенита. Формирование глобулярного аустенита уменьшает плотность дислокаций до 10^8 см^{-2} и

существенно снижает прочностные свойства сталей. Сравнительно небольшая скорость нагрева может влиять также на то, что обычно быстротекущее сдвиговое $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение может сопровождаться диффузионным процессом перераспределения никеля между остаточным мартенситом и вновь образовавшимися γ -кристаллами. В [8] подчеркивается, что уменьшение скорости нагрева при $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении до определенной критической величины ($\approx 0,4$ град/мин) в аустенитном сплаве типа Н30 приводило к изменению морфологии и ориентации образующегося фазонаклепанного аустенита (при этом наблюдали глобулярный, полиэдрический аустенит). Это, в свою очередь, отражалось на изменении характеристик материала под излучением. В работе [10] установлено, что уменьшение скорости подачи чехловой трубы в печь перед последним обжигом уменьшает величину распухания стали 316, холоднодеформированной на 20 %.

Как отмечают авторы работы [11], исходная структурная неоднородность любого конструктивного элемента, помещенного в активную зону, безусловно, нежелательна. Различие в распухании между ребрами и гранями искажает форму поперечного сечения шестигранника, что, по-видимому, кроме того, является и источником внутренних напряжений, которые следует учитывать при расчете напряженно-деформированного состояния чехла. Анализ литературы свидетельствует также о том, что сведения о влиянии МТО на распухание аустенитных нержавеющих сталей весьма противоречивы [12]. Одни исследователи считают, что определенные режимы МТО могут значительно уменьшить распухание сталей типа AISI 316 и 1,4970, тогда как другие приводят диаметрально

противоположные результаты. Так, при облучении в идентичных условиях распухание стали 316, подвергнутой термомеханической обработке (ХД 15 % + отжиг при 750 °С 100 ч), было в 40 раз выше, чем только после холодной деформации. Показано [11], что после облучения стали 08X16H11M3 в состоянии МТО в БН-600 до повреждающей дозы 33 сна при температуре 460 °С ребра распухают больше, чем грани. Наряду с тем установлено, что степень неравномерности распухания по периметру чехла зависит также от места расположения и ориентировки ТВС в активной зоне реактора.

Согласно результатам проведенных в [11] металлографических исследований материал чехла П-258 (сталь 08X16H11M3 в состоянии МТО) в плоских участках (грани) имеет следы деформации в виде текстурированных зерен и двойников, в то время как в углах шестигранного чехла структура материала характеризуется равноосностью зерен. С точки зрения устойчивости к распуханию, последнее состояние является наименее благоприятным, что и приводит к большему формоизменению ребер.

Таким образом, параметры предварительной (перед облучением) обработки нержавеющей сталей играют большую роль в формировании структуры и свойств материала под облучением, и физические механизмы этого влияния нуждаются в детальном исследовании. В настоящей работе определяли различие плотности, микротвердости и структуры стали в зависимости от местоположения вырезки образца из стенки чехла ТВС реактора БН-350.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Химический состав исследуемой аустенитной стали в состоянии поставки приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав стали 12X18H10T, вес. %

Сталь	Fe	C	Cr	Ni	Ti	Si	Mn	Mo	Другие
12X18H10T	Основа	0,12	17,0	10,66	0,5	0,8	1,67	–	P – 0,032 S – 0,0032

Из стенок шестигранных чехлов отработавших ТВС, отмытых от жидкого натрия, в «горячих» камерах реактора БН-350 (г. Актау) вырезали пластины размером 50×10×2 мм на различных уровнях от центра активной зоны (ц.а.з.) (0, ±500, ±900, ±1200 мм). Отрезанные заготовки транспортировали по железной дороге в ИЯФ (г. Алматы), где в «горячих» камерах реактора ВВР-К на специально разработанном оборудовании была проведена разделка пластин на образцы для комплексных исследований: металлографии, механических испытаний, гидростатического взвешивания, просвечивающей электронной микроскопии и т. д. Средние размеры образцов составляли приблизительно 15×5×2 мм, вес – 0,35 г, мощность дозы в плотную – до 1000 мкР/с. При этом образцы вырезали из различных мест по ширине

грани и толщине стенки чехла. Схема разрезки пластины дана на рис. 1.

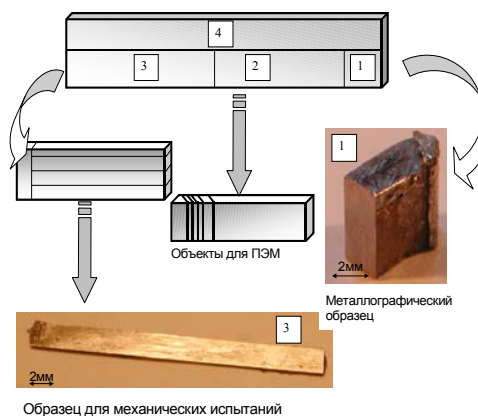


Рис. 1. Схема разделки стальной облученной пластины на образцы

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Измерение микротвердости

Различия механических свойств нержавеющей стали в области граней и ребер чехла особенно сильно проявляются при измерении микротвердости образцов. Так, установлено, что в результате механико-термической обработки стали при изготовлении чехла микротвердость H_{μ} ,

промеренная на поверхности торцевого сечения изделия, неодинакова по периметру шестигранника и принимает максимальное значение в области ребер. В то же время в области, близкой к середине грани, микротвердость ниже на 15...20 % (рис. 2). Кроме того, для стали 12X18H10T в МТО-состоянии до облучения имеет место неодинаковость микротвердости по толщине стенки чехла (рис. 3).

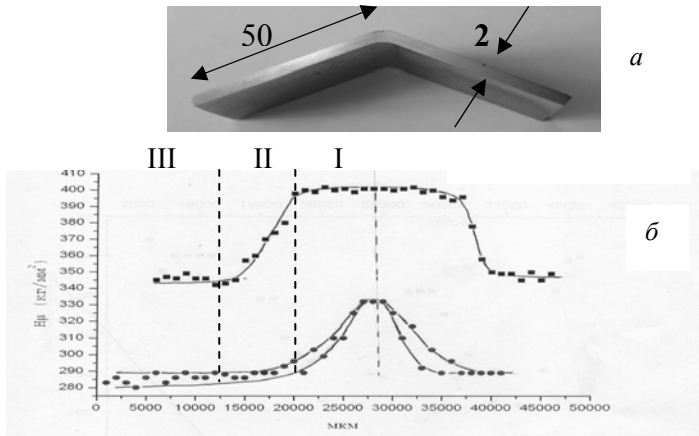


Рис. 2. Фрагмент шестигранной трубы ТВС реактора БН-350 (96×2 мм) (а).

Распределение микротвердости по периметру шестигранной трубы (сталь 12X18H10T, МТО, ■ – облученная, ● – необлученная). Сборка Н-214 (I), отметка «0 мм» (б)

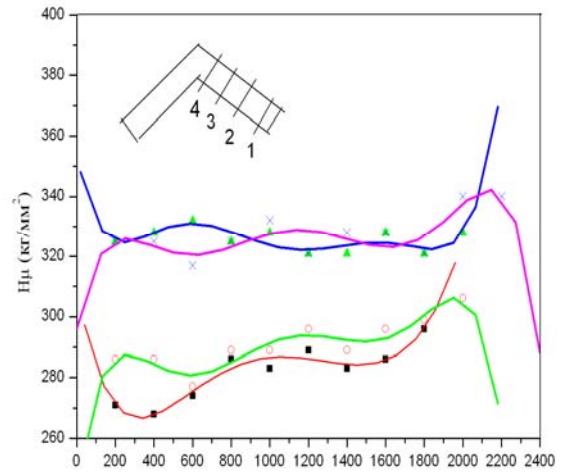


Рис. 3. Изменение микротвердости по толщине стенки чехла (необлученная сталь 12X18H10T, МТО): ■ – 1; ○ – 2; ▲ – 3; × – 4

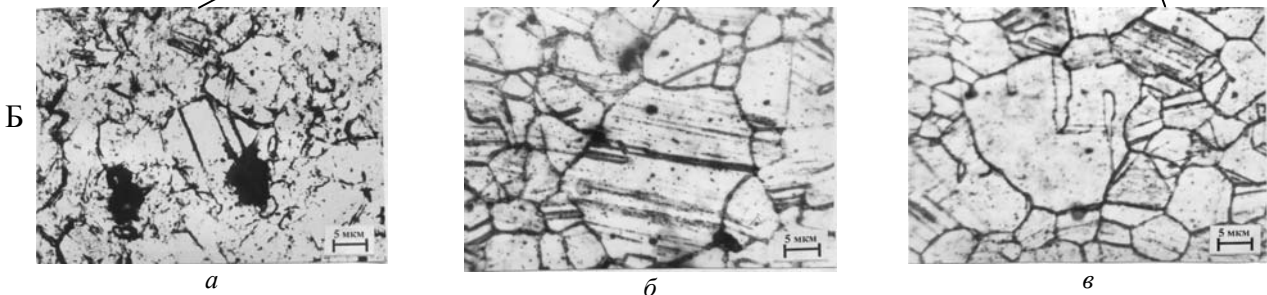
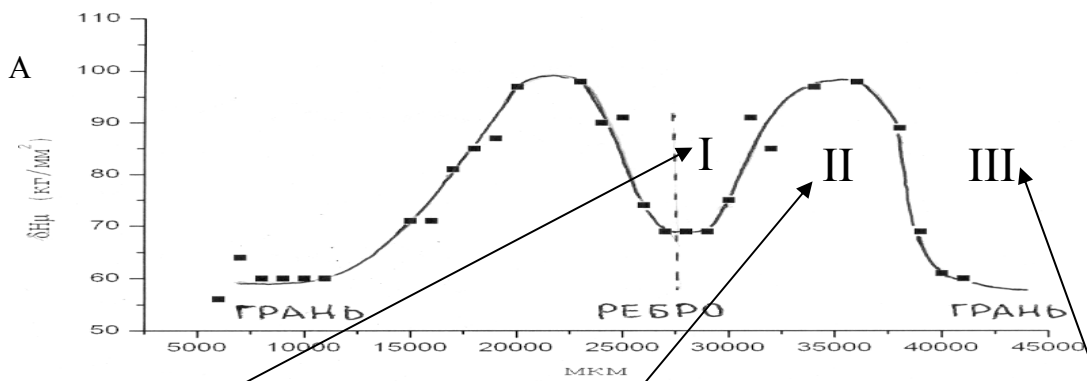


Рис. 4. Различия эффектов упрочнения в областях грани вблизи и вдали от ребра шестигранного чехла (А):

а – участок I (ребро); б – участок II (3...4 мм от ребра); в – участок III (4...6 мм от ребра). Микроструктура образца стали 12X18H10T ТВС Н-214 (I) «0 мм» от ц.а.з. в различных участках (Б). ×500

После облучения до повреждающей дозы 12,3 сна при температуре 313 °С (сборка Н-214/Л, отметка «0 мм») микротвердость стали 12Х18Н10Т увеличилась неоднородно по периметру чехла так, что можно выделить три области: I, II, III (см. рис. 2,б). Непосредственно вблизи ребра и в области, близкой к середине грани чехла, относительное изменение микротвердости оказалось практически одинаковым ~ 22 %. В то же время по обе стороны от ребра имеются две области материала шириной 12...15 мм, в которых микротвердость возросла значительно больше, чем в самом ребре и в середине граней. В максимумах, симметрично расположенных на расстоянии ~ 7 мм от ребра, относительное изменение микротвердости составило ~ 32 % (рис. 4).

Металлографические исследования показали, что структура участка I, соответствующего области чехла, прилегающей к его ребру, характеризуется значительной плотностью двойников. Присутствует также большое количество дисперсных карбидов $M_{23}C_6$. Структура на участке II представляет собой округлые полиэдрические зерна аустенита со средним размером ~15 мкм и хорошо выраженными границами. Количество двойников в этих зернах гораздо меньше, чем на первом участке;

присутствует также небольшое количество деформационных полос. Кроме мелких дисперсных карбидов (< 0,5 мкм) в теле зерна, по границам зерен видны карбидные выделения размером 0,5...2 мкм. Третий участок характеризуется аустенитной структурой с еще меньшим количеством двойников, чем на участках I и II. Деформационные полосы практически не наблюдаются. По границам зерен присутствуют так же, как и на втором участке, карбидные выделения размером 0,5...2 мкм, тогда как в теле зерна крупные (до 2 мкм) выделения практически отсутствуют.

Сравнение структур стали в участках I, II и III позволяет предположить, что основным упрочняющим фактором, за счет которого в области II микротвердость увеличилась больше, чем в областях I и III (см. рис. 2) явились хромо-содержащие карбидные частицы. Их образование, вероятно, обедняет твердый раствор по хрому до содержания его в аустенитной матрице менее 12 % [11]. При длительном хранении в воде это может привести к коррозии нержавеющей стали и снижению ее твердости, а в конечном счете, и к плотности приреберных участков чехла, где выпадение карбидов в материале максимальное.

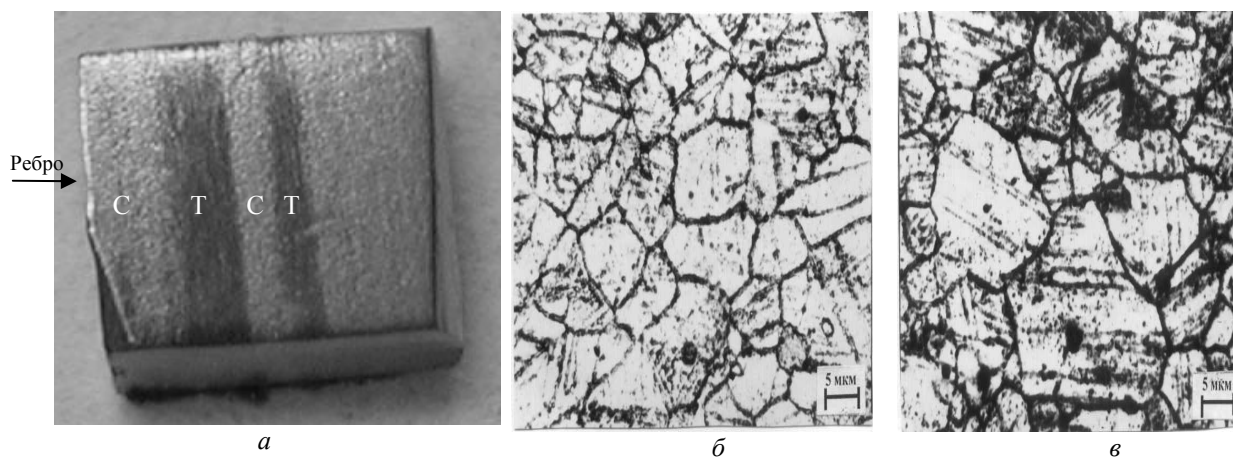


Рис. 5. Темные полосы, образовавшиеся во время приготовления металлографического шлифа на участке, близком к ребру чехла (сталь 12Х18Н10Т, ТВС ЦЦ-19 «+160 мм») (а); микроструктура в светлых (С) и темных (Т) полосах на поверхности шлифа (б, в)

Интересно отметить, что в стали 12Х18Н10Т, облученной до значительно большей дозы – 56 сна (сборка ЦЦ-19, отметка «0 мм»), наблюдали вблизи ребер чехла темные полосы на поверхности шлифов шириной от 0,5 до 2 мм. Аналогичные по виду, но значительно ярче выраженные участки в виде полосок, были обнаружены в стальных образцах, вырезанных из этой же сборки с отметок «+160», «+300», «500 мм». Интересно отметить, что с повышением температуры облучения ширина темных полосок в значительной степени увеличивается. При тщательном рассмотрении металлографических снимков оказалось, что такие

полоски образованы зернами с повышенной травимостью в электролите. Эти «темные» зерна (рис. 5,в) характеризуются наличием сильно протравленных участков и микротвердостью, пониженной на ~ 13 % по сравнению со «светлыми».

Анализ полученных результатов позволяет заключить, что в результате нейтронного облучения соотношение прочностей ребра и грани стальных сборок, подвергнутых предварительной МТО, изменяется в соответствии с параметрами облучения (табл. 2 и рис. 6, 7).

Параметры облучения и величины эффектов радиационного распухания, упрочнения и изменения плотности стали 12Х18Н10Т

Отметка	Повреждающая доза, сна	$T_{\text{обл}}$, °С	$H_{\text{ребро}}$, кг/мм ²	$H_{\text{границы}}$, кг/мм ²	ΔH , кг/мм ²	Распухание грани, %	Плотность, г/см ³
1. Н-214 (I) «0 мм»	12,3	313	410	345	65	0,25	7,850
2. ЦЦ-19 «+300 мм»	46,6	405	215	330	-115	4,8	7,345
3. ЦЦ-19 «+500 мм»	26,5	423	286	310	-24	2,5	7,551
4. Н-214 (I) «-900 мм»	0,65	281	376	358	18	0,03	7,889

Из табл. 2 следует, что, если облучение протекало при низкой (≤ 350 °С) температуре до сравнительно небольшой повреждающей дозы (~ 13 сна), то в результате упрочняются как грани, так и ребра, но прочность ребра при этом остается выше, чем прочность грани ($\Delta H = H_{\text{ребро}} - H_{\text{границы}} > 0$). Если же облучение высокодозное (≥ 25 сна) и протекает при высоких (> 350 °С) температурах, то грань по-прежнему упрочняется (хотя и мало), тогда

как ребра разупрочняются ($\Delta H < 0$). При этом эффект разупрочнения тем больше, чем больше повреждающая доза.

Измеряя микротвердость, обнаружили, что после нейтронного облучения в реакторе ВВР-К аустенизированной стали 12Х18Н10Т приреберная область стала значительно (на 20 %) прочнее, чем материал граней (см. рис. 6).

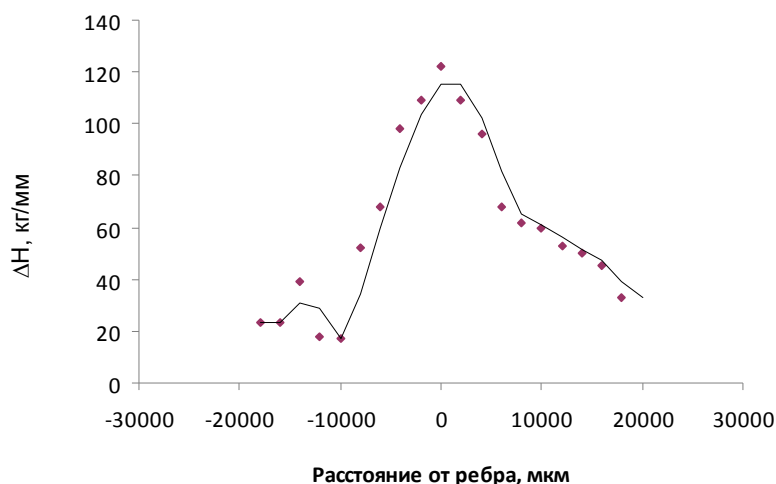


Рис. 6. Радиационное упрочнение стали 12Х18Н10Т, аустенизированной (при 1050 °С в течение 30 мин), а затем облученной нейтронами в реакторе ВВР-К

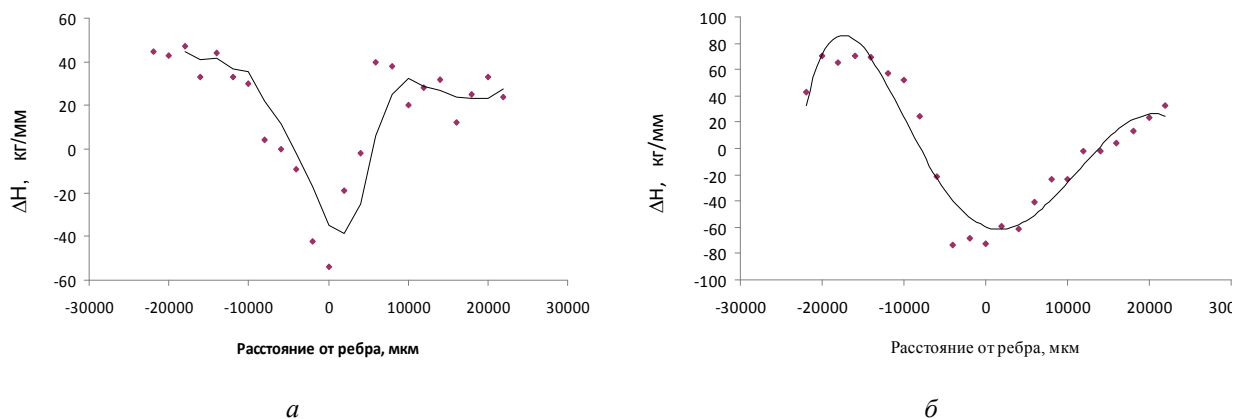


Рис. 7. Неоднородность радиационного упрочнения стали 12Х18Н10Т (МТО) в областях ребра и грани после облучения: а – ТВС ЦЦ-19, «+500 мм»; б – ТВС ЦЦ-19 «+300 мм»

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ГИДРОСТАТИЧЕСКОЙ ПЛОТНОСТИ И ПЭМ-ИССЛЕДОВАНИЯ

В результате определения гидростатической плотности стальных образцов из чехла ТВС ЦЦ-19 (сталь 12X18H10T) установлено, что образцы, вырезанные из области ребер, были, как правило, менее плотными, чем образцы из граней, и это различие усиливалось с ростом температуры облучения (рис. 8), или, другими словами, по мере продвижения от нижней части сборки к верхней.

Из данных ПЭМ следует, что в зависимости от места выборки образцов (грань–ребро) величина распухания значительно изменяется. Так, на отметке «+500 мм» распухание в крупных зернах в приреберных областях достигло 10 % (рис. 9), что

намного превышает распухание в середине грани (2,5 %). Заметим, что микроструктура стали в области ребра и грани содержит одинаковый набор радиационных дефектов: вакансионных пор, выделений вторичных фаз, дислокационных петель Франка и сетки дислокаций. При этом увеличение распухания на ребре достигается, главным образом, за счет увеличения размеров пор, тогда как плотность пор на ребре по сравнению с гранью меняется незначительно. Кроме того, на ребре размерный интервал для пор расширяется в область крупных дефектов: 10...65 нм (максимум распределения по размерам при 35 нм) по сравнению с 10...45 нм (максимум распределения при 19 нм) в середине грани.

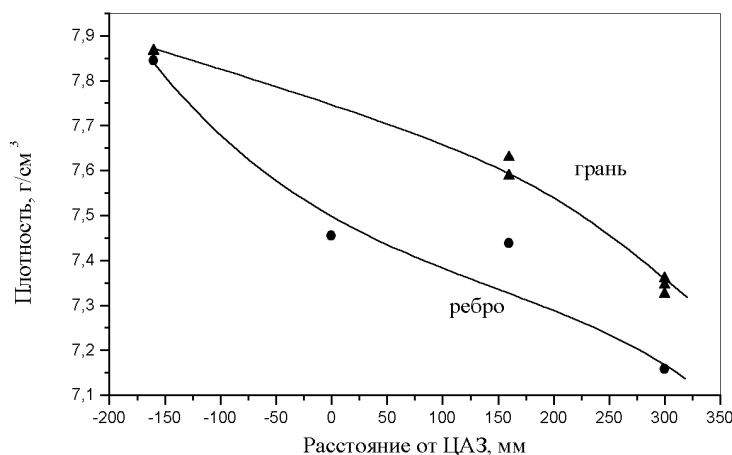


Рис. 8. Гидростатическая плотность стали 12X18H10T (сборка ЦЦ-19) на различных уровнях от центра активной зоны: ● – образцы, вырезанные из области ребра; ▲ – образцы, вырезанные из грани

Измерения количества ферромагнитной фазы M_f в облученной стали, выполненные с помощью зонда, показали, что ее распределение по ширине

грани неоднородно: вблизи ребер M_f значительно больше, чем в середине грани (рис. 10).

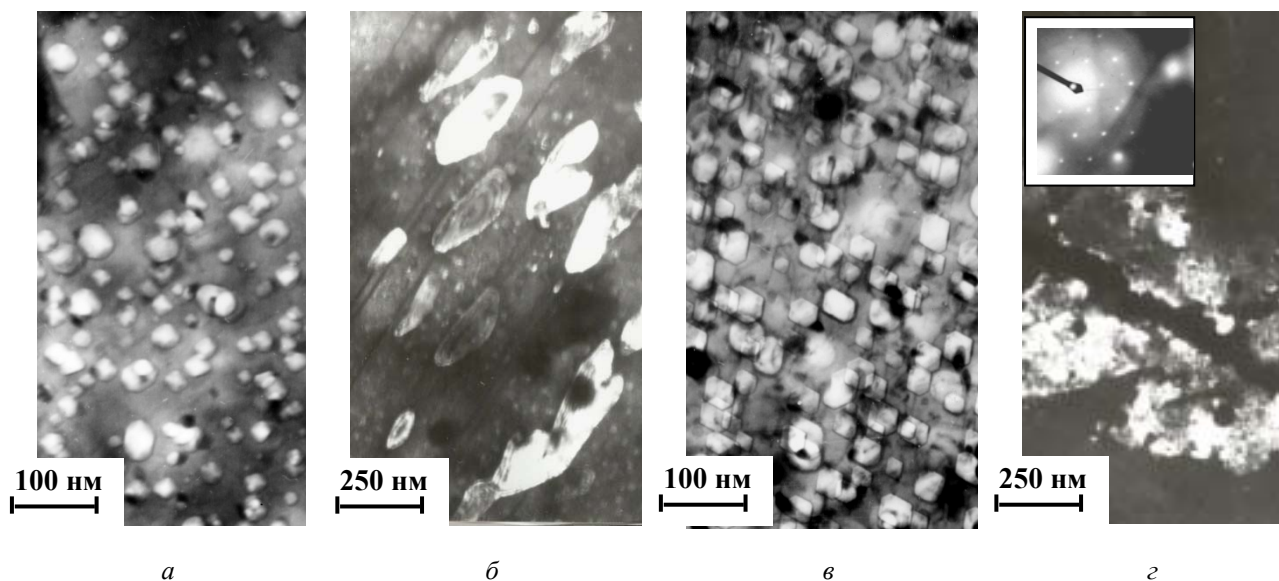


Рис. 9. Микроструктура стали 12X18H10T на отметке «+500 мм» (сборка ЦЦ-19) в области середины грани (а, б) и ребра (в, г) шестигранного чехла; а, в – вакансионная пористость; б, г – крупные вторичные выделения типа $M_{23}C_6$

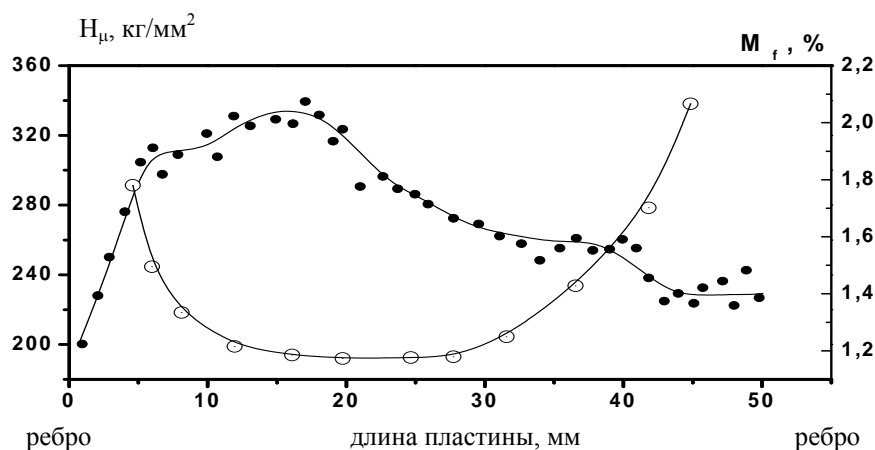


Рис. 10. Изменение микротвердости (●) и количества ферромагнитной фазы (○) в стали 12X18H10T (ТВС ЦЦ-19, отметка «+300 мм») по длине пластины, равной 50 мм (от ребра к ребру)

Коррозия приреберной области чехла ТВС

На фрагменте, вырезанном из стенки чехла ТВС ЦЦ-19 на отметке «+160 мм» (55,6 сна, 370 °С), при металлографическом изучении была обнаружена коррозионная каверна размером 4,5 мм, глубиной 1,6 мм (при толщине стенки чехла ТВС 2 мм), расположенная в области ребра (рис. 11). Известно, что сборка после эксплуатации до выгорания 12,8 % (максимальная доза 58,9 сна) двадцать три года находилась в воде бассейна реактора, а исследуемый фрагмент чехла в дальнейшем был помещен в сухое хранение. Важно отметить, что исследуемая

поверхность образца после облучения не подвергалась химическому воздействию.

Вокруг коррозионной язвы на поверхности образца видны следы межкристаллитной коррозии (МКК). С увеличением времени сухого хранения стальной образец начал расслаиваться по толщине (рис. 12). Помимо увеличения площади коррозии основной каверны за прошедшие 8 лет сухого хранения образца на его внутренней и внешней поверхностях появились новые очаги коррозии (рис. 13).

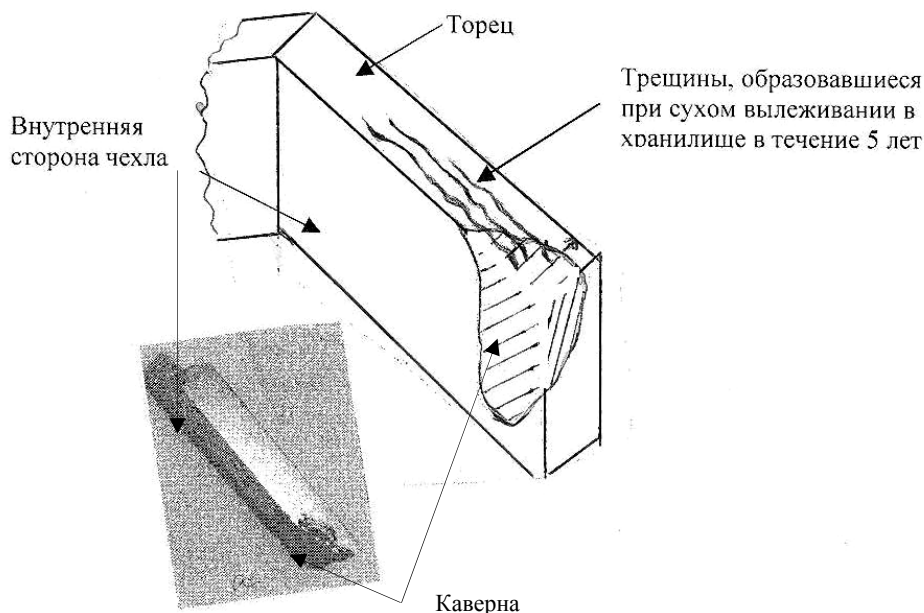


Рис. 11. Коррозионное повреждение в области ребра шестигранного чехла ТВС ЦЦ-19 на отметке «+160 мм»

Одновременно с визуальным освидетельствованием образца проводились периодические замеры микротвердости вблизи зоны с МКК-повреждением. Показано, что $H_{ц}$ стали около зоны с МКК в 2004 году составляла 244 кг/мм², затем уменьшилась до 199 кг/мм² (2009 год) и остается на этом уровне (замеры 2012 года). Для

объяснения данного эффекта, на наш взгляд, недостаточно учета только радиационных дефектов микроструктуры и эффектов старения. Скорее всего, большую роль при этом начинают играть коррозионные процессы или процессы образования гидридов. По-видимому, совместное воздействие деформации, нагрева и радиации приводит к тому,

что в стальных пластинах образуются участки, предрасположенные к коррозии, в которых материал активно взаимодействует с электролитом или просто с окружающей атмосферой. В результате наблюдаются темные области, аналогичные показанным на рис. 12 и 13.

Можно предположить, что темные участки на шлифе – это зерна, в которых при ХД образовалось определенное количество мартенситной α' -фазы. Затем при отжиге 800 °С 1 ч в этих зернах вместо мартенситных пластин зародились дислокации с высокой плотностью (фазовый наклеп аустенита). Эти дислокации под облучением играют роль стоков точечных дефектов и примесных атомов, в частности, атомов хрома, которые уходят из твердого раствора на дислокации, где образуются сначала сегрегации, а затем выпадают карбидные частицы. Данный эффект радиационно-термического старения сопровождается увеличением твердости стали, причем максимум твердости соответствует образованию предвыделений типа зон Гинье-Престона.

Согласно [12] с ростом повреждающей дозы содержание хрома в твердом растворе может стать меньше, чем 12 %. Тогда во время приготовления металлографического шлифа, при воздействии

электролита на участки, они будут интенсивно корродировать. Таким образом, темные полоски (см. рис. 5) – это прокорродировавшие участки материала с небольшим содержанием хрома в твердом растворе. Однако остается неясно, почему, именно, в этой области фазовое превращение происходит столь неординарно и приводит к неоднородностям образующейся структуры и изменениям свойств? Ответ, по-видимому, следует искать в особенностях мартенситного превращения, протекающего при холодной деформации. Известно (см., например, [13]), что кинетика образования и накопления мартенситной α' -фазы в различных участках деформируемого образца неодинакова. Кроме того, она различна и на различных стадиях растяжения. Очевидно, что и морфология мартенситной α' -фазы в деформированном образце должна различаться как по длине образца, так и на всех этапах его растяжения. Наибольшее количество α' -фазы образуется в местах максимальной локализации деформации, и при этом размеры мартенситных пластин и их количество будут отличаться от этих параметров в рядом расположенных менее напряженных участках.

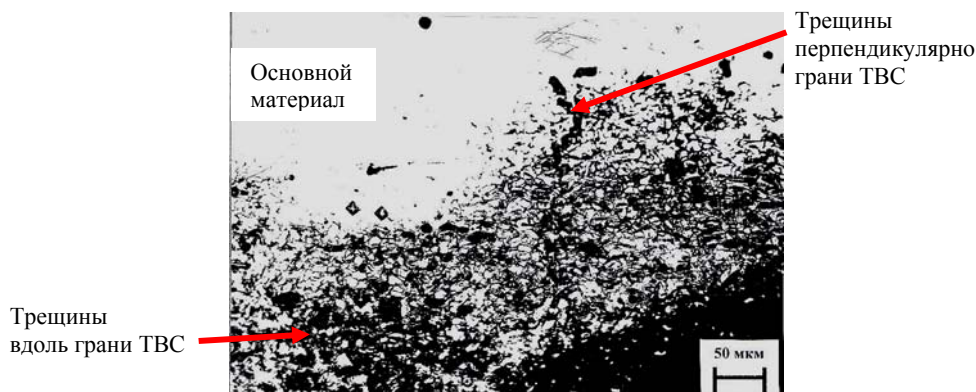


Рис. 12. Трещины и межкристаллитная коррозия вокруг каверны на торцевой поверхности образца ТВС ЦЦ-19, «+160 мм»

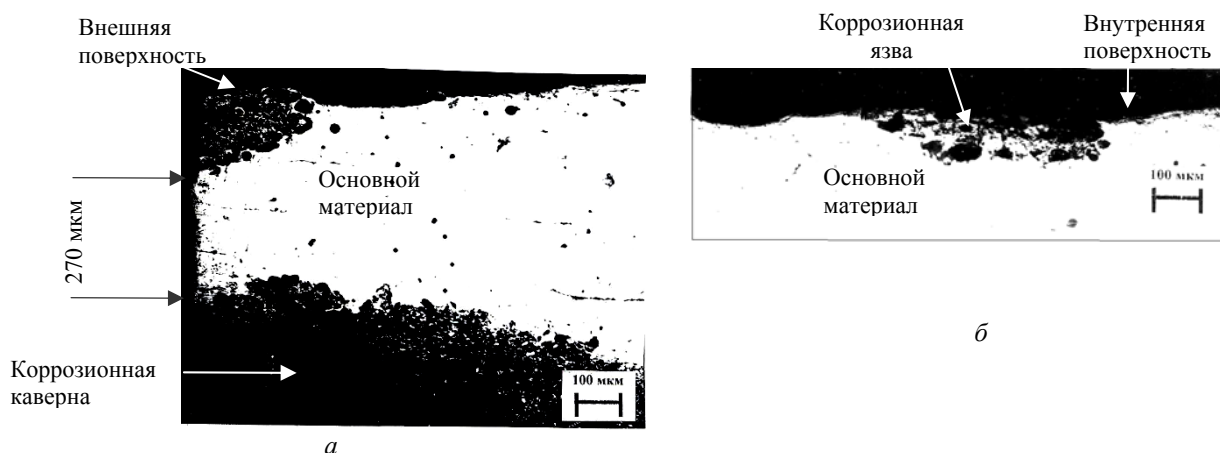


Рис. 13. Коррозионные повреждения внешней (а) и внутренней (б) поверхностей стенки чехла из стали 12Х18Н10Т (ТВС ЦЦ-19, «+160 мм»)

При нагреве до температур, больших, чем 700...800 °С, на месте мартенситных образований остаются скопления дислокаций, характеризующиеся повышенной плотностью. На эти, вновь образовавшиеся при МТО, дислокации в процессе облучения при повышенных температурах будут мигрировать атомы хрома, что и приводит к упрочнению.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Одним из объяснений незначительного упрочнения (а в отдельных случаях разупрочнения) ребер по сравнению с гранями чехла в случае высокодозного облучения и температур > 350 °С может служить более высокий уровень вакансионного распухания ребер (по данным ГВ и ПЭМ). Другое возможное объяснение, по-видимому, следует искать в структурных особенностях различных участков чехла до облучения, формирующихся в ходе МТО. Совместное воздействие деформации, нагрева и нейтронного облучения приводит к тому, что в стальных пластинах образуются участки, предрасположенные к коррозии, в которых материал активно взаимодействует с электролитом или с окружающей средой. В результате на поверхности стенки чехла в приреберной области (на расстоянии нескольких миллиметров от вершины ребра) образуются «темные области» ускоренного травления.

Предположительно «темные области» – это зерна, в которых при ХД образовалось определенное количество мартенсита деформации, переходящего при термообработке (при 800 °С 1 ч) в фазово-наклепанный аустенит. Аустенитные зерна, изначально достаточно мелкие, содержат высокую плотность дислокаций, на которые в ходе облучения активно мигрирует хром, образуя вторичные карбиды, оказывающие упрочняющее действие. С ростом повреждающей дозы и температуры содержание хрома в твердом растворе может стать менее 12 % (в «темных областях»), которые в результате такого обеднения будут подвержены интенсивной коррозии (что и наблюдалось при пострadiационной характеристике материала чехлов) и, как следствие, испытывать облегченное трещинообразование, приводящее к разупрочнению материала чехла.

Исходя из вышеприведенных рассуждений можно косвенно связать последствия неоднородного распухания и упрочнения материала на ребрах–гранях чехлов ТВС с особенностями первичной МТО и возникающей вследствие нее неоднородностью накопления и отжига мартенситной α' -фазы по периметру чехла.

Анализ полученных результатов по исследованию чехлов отработавших ТВС реактора БН-350 свидетельствует о существенной неоднородности структуры и свойств облученных нержавеющих сталей даже в пределах одного уровня (одинаковое расстояние от центра активной зоны). При этом выявлена неоднородность радиационного упрочнения, распухания и коррозии нержавеющей стали 12X18H10T по периметру чехла

ТВС (грань–ребро). Оказалось, что чем больше температура облучения (выше отметка на сборке), тем больше различия структуры и свойств материала на ребрах и в середине грани чехла.

При сравнении изменения микротвердости ребра и грани чехла отработавших ТВС обнаружен новый радиационный эффект, проявившийся в том, что некоторая область материала, отстоящая от ребра на 5...7 мм, в результате облучения упрочнилась сильнее, чем область самого ребра и середина грани. Выказано предположение, что этот эффект связан с упрочняющим действием образующихся частиц карбида хрома. Показано, что уровень распухания стальных образцов, вырезанных из центра активной зоны в области ребер, достигает величин ~ 10 %, критичных для существенного снижения механической прочности аустенитных нержавеющих сталей.

Таким образом, приреберные участки чехла, характеризующиеся высоким уровнем распухания и низким уровнем упрочнения по сравнению с гранями, представляют потенциальную опасность коррозионной деградации и требуют соблюдения особой предосторожности при манипуляциях с отработавшими ТВС.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. О.П. Максимкин. Анализ результатов и новая концепция исследования материалов тепловыделяющих сборок реактора БН-350 // *Сборник материалов Международной конференции «Ядерная и радиационная физика»*. Алматы, 2006. т. 1, с. 98-134.
2. О.П. Максимкин, О.В. Тиванова, Л.Г. Турубарова. Различия структуры и свойств поверхностей шестигранного чехла отработавших ТВС реактора БН-350 // *ВАНТ. Серия ФРМ и РМ*. 2007, №90, с. 142-149.
3. Ф.Г. Решетников, В.В. Романев, О.С. Коростин, Ю.К. Бибилашвин. Состояние и перспективы развития работ по новым конструкционным материалам для активной зоны реакторов на быстрых нейтронах и требования к шестигранным и твзловым трубам // *ВАНТ. Серия «Атомное материаловедение»*. 1985, №1(18), с. 37-40 (для служебного пользования).
4. С.В. Алешин, А.К. Краснов. Состояние и пути совершенствования технологии производства шестигранных труб из сталей различных классов // *ВАНТ. Серия «Атомное материаловедение»*. 1987, №1(24), с. 48-52.
5. Ш.Ш. Ибрагимов, О.П. Максимкин, Д.Х. Садвакасов. Мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение и механические свойства стали 12X18H10T, облученной нейтронами // *ФММ*. 1990, №7, с. 199-201.
6. О.П. Максимкин, Д.Х. Садвакасов. Влияние скорости деформации на мартенситное превращение и механические свойства стали 12X18H10T, облученной нейтронами // *ФММ*. 1991, №9, с. 202-205.

7. О.П. Максимкин, Д.Х. Садвакасов. Влияние температуры деформации и отжига на мартенситное превращение // *ФММ*. 1992, №5, с. 136-139.

8. В.В. Сагарадзе, А.И. Уваров. *Упрочнение аустенитных сталей*. М.: «Наука», 1989, 270 с.

9. К.А. Малышев, В.В. Сагарадзе, И.П. Сорокин и др. *Фазовый наклеп аустенитных сплавов на железоникелевой основе*. М.: «Наука», 1982, 260 с.

10. F.A. Garner // *J. Nucl. Mater.* 1992, v. 189, p. 201-209.

11. А.Г. Вахтин, С.И. Поролло, В.Д. Дмитриев, Ю.И. Александров. Распущение шестигранных чехлов ТВС реактора БН-600 // *Радиационное материаловедение (Труды Международной*

конференции по радиационному материаловедению, Алушта, 22-25 мая 1990 г.). Харьков: ХФТИ АН УССР, 1991, т. 7, с. 189-195.

12. S.M. Bruemer. 10th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, Lake Tahoe, Nevada, USA, 5-9 August 2001) [Electronic resource]- 1 CD-ROM; 12 cm. – Title from display.

13. О.П. Максимкин, Д.Х. Садвакасов. *Кинетика мартенситного превращения, индуцированного деформацией в стали 12X18H10T, облученной нейтронами*. Препринт ФТИ НАН РК-97. Алматы, 1997, 31 с.

Статья поступила в редакцию 24.12.2012 г.

НЕОДНОРІДНОСТІ РАДІАЦІЙНОГО ЗМІЦНЕННЯ, РОЗПУХАННЯ І КОРОЗІЇ СТАЛІ 12X18H10T ПО ПЕРИМЕТРУ ЧОХЛІВ ТВЗ

О.П. Максимкін, Н.С. Сильнягіна, Л.Г. Турубарова, К.В. Цай

У рамках декомісії атомного реактора БН-350 проведені матеріалознавчі дослідження стану матеріалів шестиграних чохлів тепловиділяючих збірок (ТВЗ), що тривалий час експлуатувалися, а потім зберігалися у воді басейну-відстійника. Підсумком комплексного вивчення чохлів ТВЗ методами: металографії, просвічуючої електронної мікроскопії, вимірювань мікротвердості, гідростатичної щільності, намагніченості та ін. стало накопичення великого експериментального матеріалу, що характеризує зміни структури і фізико-механічних властивостей промислових нержавіючих сталей 12X18H10T і 08X16H11M3 у неопроміненому стані, а також підданих опроміненню швидкими нейтронами в широкому діапазоні температур і ушкоджуючих доз [1]. Одним з основних практично важливих результатів виконаних досліджень була виявлена яскраво виражена неоднорідність структури і властивостей опромінених нержавіючих сталей, яка спостерігалась як за висоті збірки (що обумовлено перерозподілом потоку нейтронів і температури) [2], так і по товщині стінки чохла і ширині грані. Відмінність ще на старті структури і властивостей сталей на різних ділянках чохла призводить до того, що радіаційні ефекти зміцнення, розпухання і корозії протікають різним чином на ділянках ребер та граней і приводять до різних наслідків. У роботі досліджували вплив вихідної мікроструктури і параметрів опромінення на міцність і корозійні властивості сталі 12X18H10T в областях, прилеглих до ребер шестиграних чохлів і далеко віддалених від них.

INHOMOGENEITIES OF RADIATION HARDENING, OF SWELLING AND CORROSION OF STEEL 12Cr18Ni10Ti AROUND PERIMETER OF FA WRAPPERS.

O.P. Maksimkin, N.S. Silnyagina, L.G. Turubarova, K.V. Tsay

During the decommission of nuclear reactor BN-350 material science studies of material of hexahedral wrappers of fuel assemblies were carried out; these assemblies were operated during a long term and then were stored in water of setting basin. In result of complex study of FA wrappers by methods of metallography, of transmission electron microscopy, measurements of microhardness, of hydrostatic density, of magnetization and other we have accumulated a wide experimental material which characterizes changes of structure and physical-mechanical properties of stainless steels 12Cr18Ni10Ti and 08Cr16Ni11Mo3 in unirradiated state and also after irradiation by fast neutrons in wide range of temperatures and damaging doses [1]. One of main practical results of performed investigation was the revealed inhomogeneity of structure and characteristics of irradiated stainless steels observed on the assembly height (which is caused by redistribution of neutron flux and temperature) [2] and also on thickness of wrapper wall and on width of the side. Differences on the start of structure and properties of steel on different parts of wrapper produce the situation when radiation effects of hardening, swelling and corrosion proceed differently on the parts of sides and edges and cause different consequences. In the presented paper we have investigated the influence of initial microstructure and irradiation parameters on strength and corrosion properties of steel 12Cr18Ni10Ti in areas adjoining the edges of hexahedral wrappers in and areas removed from them.