

# СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛИ 12Х18Н10Т ИЗ ГРАНИ И РЕБРА ШЕСТИГРАННОГО ЧЕХЛА ТВС РЕАКТОРА БН-350

**К.В. Цай**

*Институт Ядерной Физики НЯЦ РК, г. Алматы*

Представлены результаты сравнительных исследований микроструктуры и свойств стали 12Х18Н10Т - материала чехла тепловыделяющей сборки ЦЦ-19, облученной до 26.5 сна. Образцы вырезали с одной отметки по высоте сборки из области грани и ребра чехла. Использовались методики просвечивающей электронной микроскопии, металлографии и измерения микротвердости. Установлено, что вакансионное распухание ребра чехла в несколько раз превышает распухание грани, обсуждаются возможные причины этого явления.

## **Введение**

Результаты исследований микроструктуры и физико-механических свойств материалов отработанных шестигранных чехлов тепловыделяющихборок (ТВС) реакторов на быстрых нейтронах демонстрируют ярко выраженную анизотропию радиационного повреждения (вакансионного распухания) в зависимости от места вырезки образца [1-3], наблюдаемую как по высоте сборки (при изменении дозно-температурных параметров облучения), так и по толщине стенки чехла (от внутренней поверхности чехла к наружной), а также по ширине грани (от середины грани к ребрам). Установлено, что степень неравномерности распухания по периметру чехла может зависеть от места расположения и ориентировки ТВС в активной зоне реактора. Различие в распухании между ребрами и гранями искажает форму поперечного сечения шестигранника, что, по-видимому, является источником внутренних напряжений, влияющих на радиационную стойкость и механическую устойчивость конструкции при эксплуатации.

В настоящей работе приведены результаты микроструктурных исследований материала чехла ТВС ЦЦ-19 (сталь 12Х18Н10Т), вырезанного на отметке «+500мм» от центра активной зоны (ц.а.з.), на двух участках - в середине грани и в области ребра чехла. Необходимость проведения детальных микроструктурных исследований стали чехла отдельно в середине грани и в области ребра была обусловлена предварительными результатами изучения материала указанной сборки, полученными при измерении плотности (методом гидростатического взвешивания) и микротвердости стали на нижележащих отметках по высоте сборки [1]. Так измерение плотности стальных образцов на отметках «0мм», «+160мм» и «+300мм» от ц.а.з. показало, что образцы, вырезанные из области ребра, как правило, менее плотные по сравнению с образцами из середины грани. Причем с ростом температуры облучения данное различие усиливалось. Измерение микротвердости облученной стали 12Х18Н10Т также демонстрировало заметное различие в величине  $H_{\mu}$  на ребре и на грани чехла на отметках «0мм» и «+160мм» от ц.а.з.: максимум  $H_{\mu}$  достигался в середине грани, тогда как на ребрах наблюдалось значительное уменьшение  $H_{\mu}$ . Для лучшего понимания обнаруженных изменений плотности и микротвердости стали на ребре и грани, необходимо привлекать более детальные микроструктурные исследования методами металлографии и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Кроме того, принимая во внимание тот факт, что исходное состояние стали, во многом, определяет развитие радиационной микроструктуры под облучением и интенсивность радиационно-стимулированных процессов в зернах, необходимо дополнительно проводить анализ микроструктуры стали необлученного чехла.

## **Детали эксперимента**

Объектом исследования в данной работе являлась нержавеющая сталь 12Х18Н10Т -материал шестигранного чехла отработавшей ТВС ЦЦ-19, облучавшейся в течение длительного времени в

реакторе БН-350. Химический состав стали в состоянии поставки следующий (в вес.%): С-0.12; Cr-17.00; Ni –10.66; Ti – 0.50; Si –0.34; Mn – 1.67; P – 0.032; S – 0.013; Fe – основа. Предварительное состояние стали до облучения - МТО (термо-механическая обработка): 15-20% деформации + отжиг при 800°C 1 час.

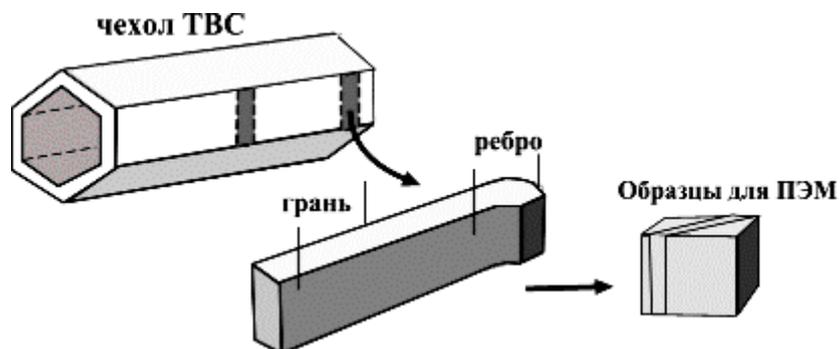


Рис.1 Фрагмент шестигранного чехла и схема вырезки пластин для ПЭМ-исследований

Материал для исследования был вырезан с отметки «+500мм» от ц.а.з., которой соответствовали следующие дозовые и температурные характеристики облучения: 26.5сна,  $54.1 \times 10^8$  сна/с и 423°C. Вырезка образцов для исследования проводилась в два этапа: первоначально из стенки чехла вырезался сегмент в виде пластины длиной 50мм, шириной 10мм и толщиной до 2 мм, из которого затем отрезались образцы для металлографии и заготовки для приготовления объектов ПЭМ. Методика ПЭМ применялась с целью характеристики тонкой микроструктуры стали (электронный микроскоп JEM-100СХ при ускоряющем напряжении 100 кВ). Пластины для ПЭМ толщиной ~300мкм вырезались из плоской заготовки с помощью электроискровой резки (под небольшим углом 15-20° к боковой поверхности) из середины грани и из области ребра чехла. Из пластин с помощью штампа выбивались диски диаметром 3 мм. Утонение ПЭМ-объектов проводилось с помощью механической шлифовки и струйной электрополировки в электролите: 20%НСlO<sub>4</sub> + 80%С<sub>2</sub>Н<sub>5</sub>ОН. Непосредственно перед приготовлением образцов для ПЭМ-исследований проводилось металлографическое исследование стали на грани и ребре чехла (с помощью микроскопа НЕОРНОТ-2) и измерение микротвердости по всей длине пластины-заготовки (от ребра до ребра). Измерения микротвердости проводилось по методике Виккерса с помощью микротвердомера ПМТ-3 с индентором в форме алмазной пирамидки с углом при вершине 136° при нагрузке на индентор 50г.

### Экспериментальные результаты

Анализ результатов измерений микротвердости облученной стали на отметке «+500мм», проведенных от середины грани к ребрам, показал (см. рис.2а), что  $H_u$  на ребре чехла, как правило меньше, по сравнению с гранью: средняя величина  $H_u$  в середине грани составляет 290-310 кг/мм<sup>2</sup>, а на ребрах - 280 и 244 кг/мм<sup>2</sup>. Таким образом, величина микротвердости облученной стали на ребре ниже (в 1.2 и 1.4 раза, соответственно), чем микротвердость необлученной стали на ребре после МТО-обработки (см. рис.2б). Сопоставление кривых распределения  $H_u$  от грани к ребрам на рис.2а и рис.2б, показывает некоторое упрочнение (или неупрочнение) под облучением отдельных участков грани и, наоборот, существенное разупрочнение ребер чехла.

ПЭМ-снимки, показывающие изменение плотности и размеров наблюдаемых радиационных дефектов в образцах стали, вырезанной из середины грани и ребра чехла на отметке «+500мм», представлены на рис.3. Количественные параметры дефектов, рассчитанные из ПЭМ-снимков, приведены в таблице 1. Микроструктура стали характеризуется наличием радиационных дефектов следующих типов: вакансионных пор, выделений вторичных фаз, дефектных дислокационных петель (петель Франка), а также

мелких комплексов дефектов (мк-дефектов) и дислокаций. Под дислокациями понимается сетка дислокаций и выросшие полные петли, потерявшие дефект упаковки.

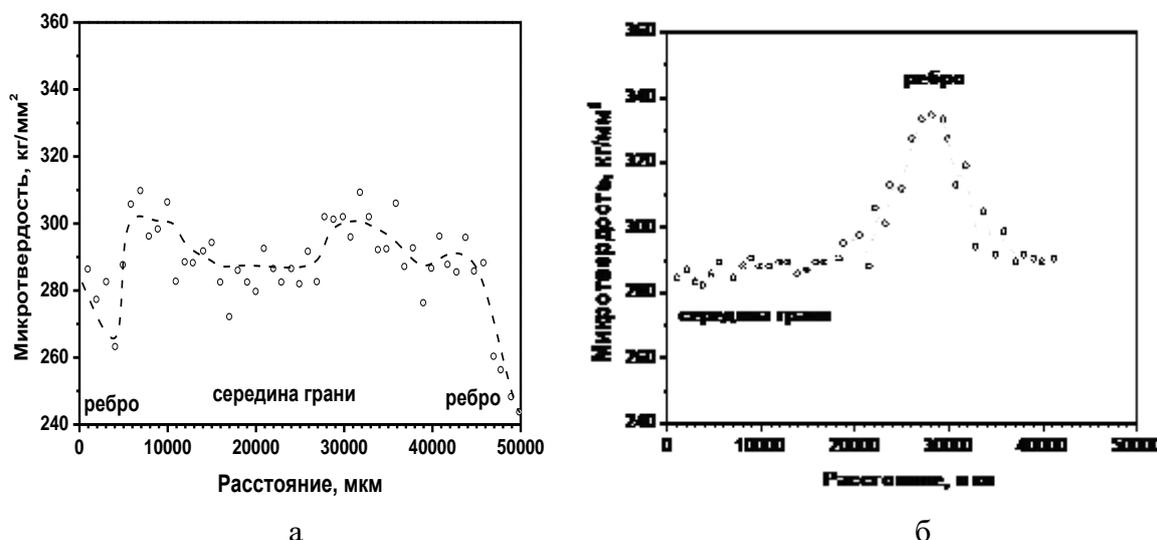


Рис.2 Распределение микротвердости от середины грани чехла к ребру для стали 12X18H10T; а) для облученной сборки ЦЦ-19 на отметке «+500мм»; б) для необлученного чехла в состоянии МТО [1]

Таблица 1. Сравнение характеристик радиационных дефектов для стали с отметки «+500мм», вырезанной из ребра шестигранного чехла и середины грани

Место выборки материала	Тип дефектов	Размеры, нм	Средний размер, нм	Плотность, $\times 10^{21} \text{ м}^{-3}$	Распухание, %
«+500мм» от ц.а.з. середина грани	Вакансионные поры	10 ÷ 45	21.3	3.66	2.5
	Мелкие выделения	19 ÷ 77	26.5	0.81	
	Дефектные петли	15 ÷ 60	27.5	1.0	
	мк-дефекты	2 ÷ 5	3.0	0.8	
	Дислокации	$1.85 \times 10^{14} (\text{м}^{-2})$			
«+500мм» от ц.а.з. ребро	Вакансионные поры	10 ÷ 65	33.72	4.15	10.1
	Мелкие выделения	10 ÷ 70	26.1	0.95	
	Дефектные петли	10 ÷ 65	25.1	2.7	
	мк-дефекты	2 ÷ 5	3.0	8.1	
	Дислокации	$4.3 \times 10^{14} (\text{м}^{-2})$			

Уровень вакансионного распухания оценивается по формуле  $S = \sum_i \Delta V_i / V_0$  (где  $\sum_i \Delta V_i$  - суммарный объем пор диаметром  $d_i$  на выбранном участке ПЭМ-изображения, а  $V_0$  - объем необлученного материала на таком же участке). Из приведенных данных ПЭМ видно, что в зависимости от места выборки образцов (грань-ребро) величина распухания может значительно изменяться. Так распухание в большинстве крупных зерен на ребре превышает распухание в крупных зернах в середине грани в 4 раза. При этом увеличение распухания на ребре достигается, главным образом, за счет сильного роста размеров пор. Значения плотности вакансионных пор на ребре по сравнению с гранью меняется незначительно.



чехла, которые могут быть как вторичной, так и первичной природы. Крупные частицы наблюдаются в микроструктуре стали на отметке «+500мм» в матрице и на границах зерен. Нужно отметить, что гомогенность в распределении вторичных фаз в стали отсутствует: некоторые зерна вообще лишены крупных выделений, а в других наблюдаются скопления частиц больших размеров. Как правило, в таких зернах присутствуют частицы одного типа: либо сферические (непрозрачные для электронного пучка), либо глобулярные и пластиновидные. Сферические частицы, вероятнее всего, являются карбонитридами  $M(C,N)$ . Расшифровка электронограмм, полученных с крупных пластиновидных частиц по границам зерен и двойников показывает, что это преимущественно карбиды  $M_{23}C_6$  (где  $M$  - Cr, Ti, Fe) с кубической структурой ( $Fm\bar{3}m$ ) и параметром решетки 1.06нм [5]. В материале грани чехла практически все границы зерен и даже когерентные границы двойников покрыты карбидными выделениями. Содержание крупных карбидных выделений по границах зерен и в матрице в стали на ребре ниже.

Поскольку температура облучения на отметке «+500мм» (423°C) намного превышает температуру отжига мелких кластеров дефектов типа «black dots» [6], то наблюдаемые на ПЭМ-снимках мк-дефекты, имеющие вид темных точек при съемке в «светлом поле», вероятнее всего, являются предвыделениями вторичных фаз типа  $MC$ . Чаше всего мк-дефекты образуются на дислокациях и полных дислокационных петлях. Их размеры меняются в узком интервале значений 2-5 нм, а плотность от ребра к середине грани уменьшается на 2 порядка. Последнее может быть связано с более высокой плотностью дислокаций на ребре чехла по сравнению с гранью.

Перевод плотности дефектных петель в единицы измерения плотности сетки дислокаций осуществляется умножением плотности петель на их средний размер и на число  $\pi$ . Полная плотность дислокаций  $\rho_{tot}$  находится как сумма плотности сетки дислокаций и вклада от дислокационных петель. Сравнение величин  $\rho_{tot}$  на отметке «+500мм» в материале середины грани ( $2.7 \times 10^{14} \text{м}^{-2}$ ) и области ребра ( $6.4 \times 10^{14} \text{м}^{-2}$ ) показывает, что плотность дислокаций на ребре в 2.4 раза превышает плотность дислокаций в середине грани. При этом основной вклад в прирост  $\rho_{tot}$  на ребре вносят сетка дислокаций и полные петли (67%), тогда как доля дефектных петель в два раза меньше (33%). Как видно из таблицы 1, рост  $\rho_{tot}$  на ребре чехла обеспечивается за счет более высоких значений плотностей петель Франка и сетки дислокаций по сравнению с серединой грани. Заметим, что более высокая плотность дислокаций на ребре наблюдается в зернах с меньшим содержанием вакансионных пор.

Таким образом, с помощью ПЭМ-исследований показано, что более высокое вакансионное распухание на ребре по сравнению с гранью на отметке «+500мм» хорошо согласуется с результатами измерения плотности стали (менее плотной на ребре по сравнению с гранью) на нижележащих отметках сборки. Что касается измерений микротвердости, то если исходить только из представлений модели «дисперсных барьеров» [7], более высокая концентрация радиационных дефектов крупных размеров на ребре по сравнению с гранью должна была бы привести к большему упрочнению реберной области, однако эксперимент показывает обратное. Возможные причины этого будут обсуждены в следующем параграфе статьи.

### **Обсуждение результатов**

Факты несовпадения среднего распухания чехлов ТВС на ребрах и в середине грани наблюдались ранее в отработанных сборках из аустенитных сталей разного типа и обсуждался в работах [1-3]. Например, в [2] при исследовании материала облученного чехла П-258 (сталь 08X16H11M3, состояние МТО) было обнаружено преимущественное распухание ребер чехла по сравнению с гранями. Металлографические исследования показали следы деформации в виде текстурированных зерен и двойников на участках грани,

в то время как в углах чехла (на ребрах) структура материала характеризовалась равноосностью зерен. По мнению авторов работы, с точки зрения устойчивости к распуханию последнее состояние является наименее благоприятным и приводит к большему формоизменению ребер.

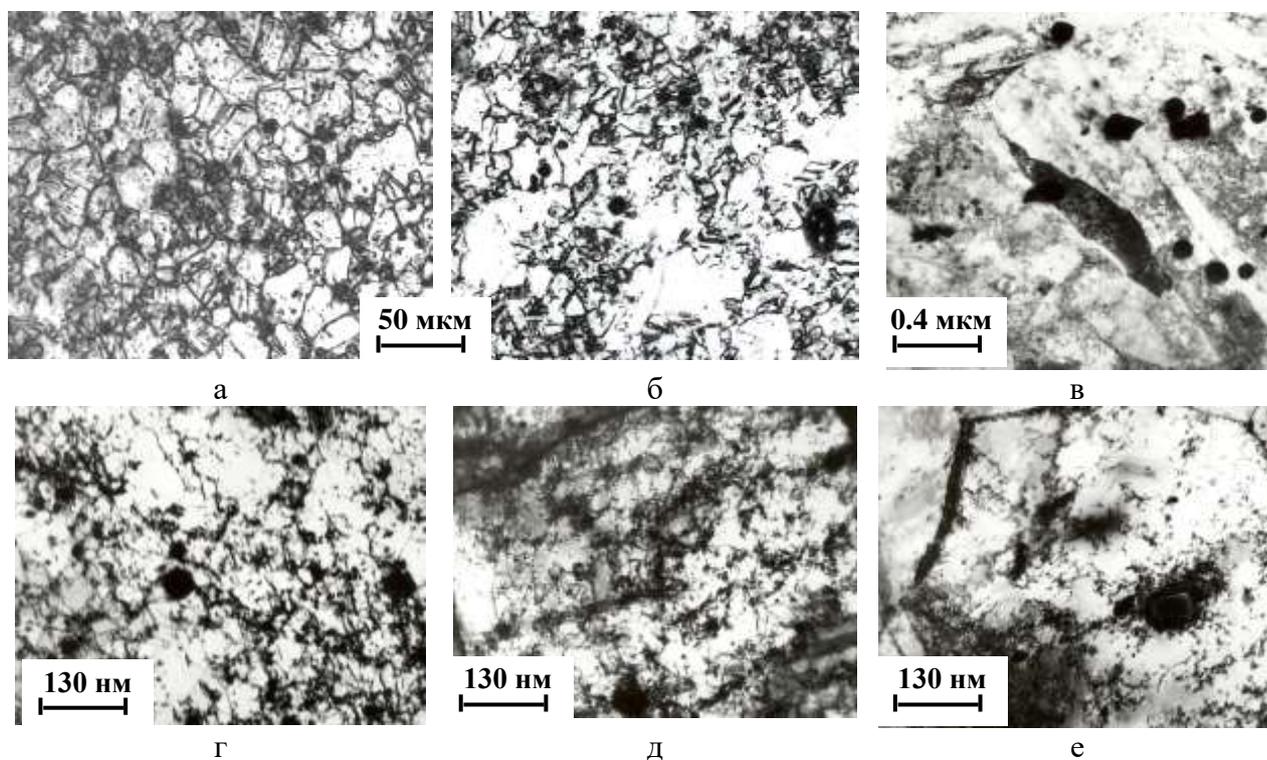


Рис. 4. Микроструктура стали 12X18H10Т (после МТО) необлученного шестигранного чехла. Металлография структуры зерен грани (а) и ребра (б) чехла. Фазонаклепанный аустенит на ребре (в). Дислокационная структура в равноосных зернах на грани (г), в крупных (д) и мелких зернах (в) на ребре чехла

Результат равноосности зерен на ребрах чехла может быть обусловлен особым режимом термической обработки стали (в [1] предполагается, что скорость подачи чехла в печь при этом могла быть невелика  $\sim 0.3-0.4$  град/с, что, согласно [8-9] могло обеспечить не только исчезновение мартенсита деформации на ребрах в результате  $\alpha' \rightarrow \gamma$  обратного мартенситного превращения, но и равномерный рост аустенитных зерен). Подобная исходная структура должна показывать более низкий уровень  $N_{\mu}$  на ребрах чехла по сравнению с гранью, отличающийся от стандарта [10]. Можно, однако, показать, что и в случае МТО-обработки, в результате которой ребра чехла обычно упрочнены более сильно, чем грань (рис.2б), в ряде случаев можно ожидать более высокое распухание на ребрах. С этой целью было проведено ПЭМ- исследование необлученной стали 12X18H10Т, вырезанной из области середины грани и ребра необлученного шестигранного чехла в состоянии МТО с распределением  $N_{\mu}$  от грани к ребрам, аналогичным рис.2б.

Типичная микроструктура образцов стали с ребра и грани необлученного чехла, приведена на рис.4. Заметим, что после механической обработки ребра чехла содержат значительно больше мартенсита деформации по сравнению с гранью, что, в свою очередь, определяет результаты последующего термического отпуска стали на этих участках. Для рассмотренного образца необлученного чехла материал грани после МТО характеризовался наличием равноосных зерен с размерами  $5 \div 50$  мкм, с плотностью дислокаций  $(2 \div 3) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ .

В зернах наблюдаются множественные двойники деформации и дефекты упаковки. В материале ребра структура зерен более неоднородная, свидетельствующая о протекании вторичной рекристаллизации. Наблюдаются области скоплений мелких зерен, субзерен и двойников отжига, вытянутых вдоль произвольных направлений с длиной от 1 мкм и выше и шириной от 0,3 мкм и выше. Такая микроструктура характерна для фазонаклепанного аустенита [8], который образуется в области ребра чехла на месте мартенситных кристаллов. Одновременно в материале ребра наблюдаются области значительно выросших зерен с размерами до  $20 \div 50$  мкм, плотность дислокаций в которых достигает  $(3 \div 5) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Заметим, что тонкая структура мелких зерен и двойников роста характеризуется чуть более низкой плотностью дислокаций по сравнению с крупными зернами,  $(2 \div 3) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Отсюда видно, что размеры выросших зерен на ребре, в среднем, могут превышать размеры равноосных зерен в середине грани, а плотность дислокаций в них сравнима друг с другом. И в том, и в другом случае в стали наблюдается высокая плотность первичных карбонитридов титана. Таким образом, более крупные зерна на ребре имеют более сильные предпосылки к развитию вакансионной пористости по сравнению с равноосными зернами грани при сходных условиях облучения. Так как доля выросших зерен на ребре сравнима или, местами, больше доли мелких зерен, то распухание в них, по-видимому, будет определять величину среднего распухания ребра.

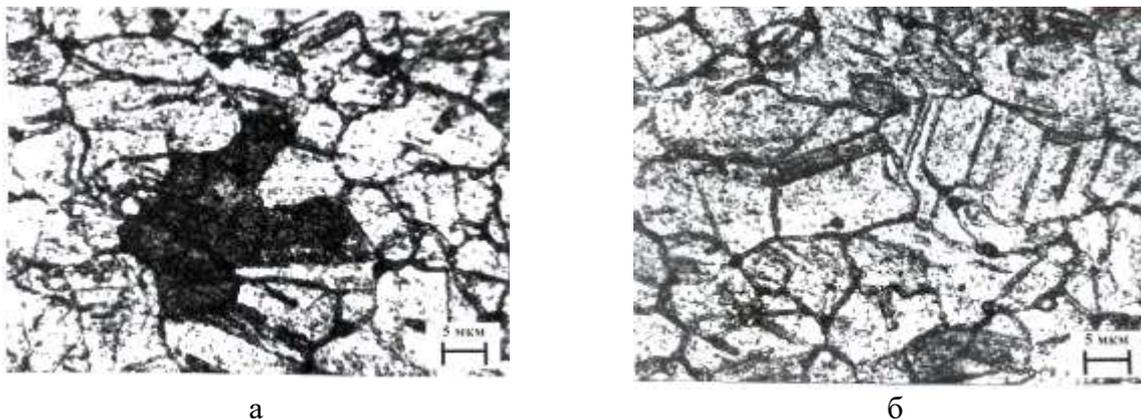


Рис.5. Микроструктура стали чехла ТВС ЦЦ-19 с отметки «+500мм»:  
а) ребро, б) грань.

Металлография материала чехла на отметке «+500мм» (рис.5) показывает, что после долговременного облучения при средней температуре  $423^\circ\text{C}$  в стали на ребре уже не наблюдается скоплений мелких зерен, т.е. упрочняющий эффект от мелкозернистой структуры на ребре после облучения отсутствует. Размеры зерен и двойников отжига выросли, исчезли многие субзеренные границы. В результате структура зерен стала более однородной, размеры зерен на ребре, в среднем, мало отличаются от зерен в середине грани. Плотность дислокаций в облученной стали, состоящих из сетки дислокаций и выросших полных петель, сравнима по величине с плотностью дислокаций в необлученной стали после МТО.

Наряду с высоким уровнем распухания в крупных зернах ребра имеет место ускоренная сегрегация твердого раствора аустенита. В частности, из раствора «уходят» титан, углерод, кремний, уменьшается содержание никеля и хрома. Часть атомов указанных элементов переходит в растущие вторичные выделения (G-фаза,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , MC) в матрице и на границах зерен, другая часть образует зоны обогащения, локализованные на поверхности растущих пор. В результате сегрегационных процессов и обеднения твердого раствора упрочняющими элементами возможно снижение сопротивляемости матрицы деформации, несмотря на то, что сами поры создают основной упрочняющий эффект. Это, в свою очередь, может

привести к большей подверженности приповерхностных слоев стали коррозионным процессам и даже локальному образованию выделений  $\alpha$ -феррита и  $\alpha'$ -мартенсита деформации (Выделение  $\alpha$ -фазы в аустените под облучением рассматривалось в работах [11,12]). Последнее возможно из-за обеднения матрицы сильными аустенито-образующими элементами (Ni, C, Ti), в результате чего уменьшается энергия дефекта упаковки и  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение осуществить значительно легче. По-видимому, на это указывает увеличение содержания ферромагнитной фазы на ребрах чехла по сравнению с гранью на отметке «+500мм» и нижележащих отметках сборки ЦЦ-19 [13]. Однако, как следует из данных измерения  $H_c$  упрочнения стали на ребре не происходит, напротив, наблюдается разупрочнение. Это может быть связано с конкурирующей ролью нескольких факторов, ответственных за изменение упрочнения стали. Факторы, способствующие снижению упрочнения после облучения, следующие: а) рост зерен под облучением и потеря упрочняющего эффекта от скоплений зерен малых размеров; б) обеднение твердого раствора стабилизирующими элементами при росте вакансионных пор и вторичных выделений, некогерентность выделений. С другой стороны, факторами, повышающими микротвердость стали, является а) развитие радиационной микроструктуры: высокая плотность вакансионных пор, вторичных выделений и дислокаций; б) возможность образования в стали под облучением частиц  $\alpha$ -фазы. Какие факторы окажутся преобладающими после облучения, по-видимому, и будет определять поведение микротвердости по ширине грани чехла.

### **Заключение**

В работе представлен сравнительный анализ данных по микроструктуре и свойствам стали 12X18H10T – материала чехла ТВС ЦЦ-19, вырезанной с отметки «+500мм» от ц.а.з. из области ребра и грани. Получены следующие результаты:

Показано, что вакансионное распухание материала ребра в несколько раз превышает распухание материала грани. Это достигается за счет более высоких значений средних размеров пор на ребре. Более высокое распухание ребра по сравнению с гранью, выявленное ПЭМ, хорошо согласуется с результатами измерений плотности облученной стали чехла (менее плотной на ребрах) на нижележащих отметках по высоте сборки.

Показано, что предпосылкой образования при долговременном облучении более высокого распухания ребер чехла по сравнению с гранями является исходная структура необлученного чехла на участках ребер и граней после МТО. В результате вторичной рекристаллизации при температурной фазе МТО помимо конгломератов мелких зерен в структуре ребра появляются значительные области крупных зерен, размеры которых могут в несколько раз превышать размеры равноосных зерен на грани, а исходная плотность дислокаций в крупных зернах ребра и грани сравнима по величине. По-видимому, именно в крупных зернах ребра под облучением формируется более высокое распухание по сравнению с гранью.

Предполагается, что наблюдаемое разупрочнение под облучением реберной области чехла по сравнению с состоянием МТО (до облучения) обусловлено, главным образом, исчезновением упрочняющего вклада от конгломерата мелких зерен и двойников (фазонаклепанный аустенит) на ребрах из-за интенсивного роста зерен под облучением.

В заключении автор выражает благодарность сотрудникам лаборатории радиационного материаловедения Турубаровой Л.Г., Сильнягиной Н.С., Щербининой Н.В. за их содействие в выполнении настоящей работы.

### **Литература**

1. Максимкин О.П. Анализ результатов и новая концепция исследования материалов тепловыделяющих сборок реактора БН-350 // Сб. материалов международной конференции «Ядерная и радиационная физика», (26-29 сентября 2005г). Алматы. 2006.Т.1. С. 98 - 134.

2. Вахтин А.Г., Поролло С.И., Дмитриев В.Д., Александров Ю.И. Распухание шестигранных чехлов ТВС реактора БН-600. //Радиационное материаловедение, Труды международной конференции по радиационному материаловедению, Алушта, 22-25 мая 1990. Харьков.1991. Т. 7. С. 189-195.
3. Porollo S.I., Konobeev Yu.V., Dvoriashin A.M. et.al. Void swelling at low displacement rates in annealed 12X18H9T stainless steel at 4-56 dpa and 280-332°C // J. Nucl. Mater. 2002. V. 307-311. P. 339-342.
4. Воеводин В.Н., Неклюдов И.М. Эволюция структурно-фазового состояния и радиационная стойкость конструкционных материалов. Киев: Наукова Думка.2006. 376с.
5. Lee E.H., Mansur L.K. Relation between phase stability and void swelling in Fe-Cr-Ni alloys during irradiation // Metallurgical Transactions A. 1992. V.23A. P.1977-1986.
6. Zinkle S.J., Masiasz P.J., Stoller R.E. Dose dependence of the microstructural evolution in neutron irradiated austenitic stainless steel // J.Nucl. Mater.1993. V.206. P.266-286.
7. Lucas G.E. The evolution of mechanical property change in irradiated austenitic steels // J. Nucl. Mater. 1993. V. 206. P.287.-305.
8. Малышев К.А., Сагарадзе В.В., Сорокин И.П. и др. Фазовый наклеп аустенитных сплавов на железоникелевой основе. М.: Наука. 1982. 260 с.
9. Сагарадзе В.В., Уваров А.И. Упрочнение аустенитных сталей. М.:Наука.1989. 270с.
10. Алешин С.В., Краснов А.К. Состояние и пути совершенствования технологии производства шестигранных труб из сталей различных классов // ВАНТ, сер. Атомное материаловедение. 1987. №1 (24). С.48-52.
11. Porter D.L., Wood E.L. In-reactor precipitation and ferritic transformation in neutron-irradiated stainless steels // J. Nucl.Mater. 1979.V.83. P.90-97.
12. Stanley J.T., Hendrickson L.E. Ferrite formation in neutron – irradiated austenitic stainless steel // J. Nucl.Mater. 1979. V.80. P.69-78.
13. Максимкин О.П., Тиванова О.В., Турубарова Л.Г. Различие структуры и свойств поверхностей шестигранного чехла отработавших ТВС реактора БН-350 // ВАНТ, сер. Физика радиац. повреждений и радиационное материаловедение. 2007. Т.90. №2. С.142-149.

### **БН-350 РЕАКТОРЫНЫҢ ЖШЖ АЛТЫ ҚЫРЛЫ ҚАБЫНЫҢ ҚЫРЫНАН ЖӘНЕ ҚАБЫРҒАСЫНАН АЛЫНҒАН 12Х18Н10Т БОЛАТТЫҢ МИКРОҚҰРЫЛЫМЫН САЛЫСТЫРМАЛЫ ЗЕРТТЕУ**

**К.В. Цай**

25.6 аж-ға дейін сәулелендірілген, ЦЦ-19 жылушығарушы жинамасы қабының материалы – 12Х18Н10Т болаттың микроқұрылымы мен қасиеттерін салыстырмалы зерттеудің нәтижелері келтірілген. Үлгілер жинама биіктігі бойындағы бір белгіден қаптың қыры мен қабырғасы тұсынан кесіп алынды. Сәлелендіруші электрондық микроскопия, металлография және микроқаттылықты өлшеу әдістемелері пайдаланылды. Қап қабырғасының вакансиялық ісінуі қырдың ісінуінен бірнеше есе асып түсетіні табылған, осы құбылыстың мүмкін болатын себептері талқыланды.

### **COMPARISON STUDY OF 12CR18NI10TI STEEL MICROSTRUCTURE FROM FACE AND RIB REGION OF A FUEL ASSEMBLY HEXAGONAL SHROUD IRRADIATED IN THE BN-350 REACTOR**

**K.V. Tsay**

The results of comparison investigations of both microstructure and properties of 12Cr18Ni10Ti steel – the material of CC-19 fuel assembly shroud irradiated up to 26.5 dpa – are presented. Specimens were cut from the same height level from face and rib regions of the shroud. The techniques of transmission electron microscopy, metallography and microhardness measurement were used. It was found that the rib's vacancy swelling is greater by several fold than the face one, the possible reasons of this phenomenon are discussed.