

К.В.ЦАЙ

РАСПУХАНИЕ СТАЛИ 12Х18Н10Т, ОБЛУЧЕННОЙ ДО ПОВРЕЖДАЮЩИХ ДОЗ 26-59 СНА В РЕАКТОРЕ БН-350

Методом просвечивающей электронной микроскопии проведено исследование стали 12Х18Н10Т – материала чехла отработавшей тепловыделяющей сборки ЦЦ-19 реактора БН-350, облученной до доз 26-59сна. Рассмотрены особенности вакансационного распухания и образования вторичных выделений в интервале температур облучения 330-423°С.

Известно, что условия нейтронного облучения (доза, температура и скорость набора дозы) практически обуславливают характер радиационного повреждения аустенитных сталей, служащих конструкционными материалами активных зон атомных реакторов, влияя на микроструктуру радиационных дефектов и изменение физико-механических свойств. Вакансационное распухание относится к числу радиационных явлений, необратимо изменяющих состояние металлических материалов и сильно сокращающих срок их безопасной эксплуатации. В случае аустенитных сталей в результате вакансационного распухания нарушается размерная стабильность деталей активных зон и имеет место формоизменение, а также могут существенно изменяться некоторые основные физические свойства, например, прочностные (модули Юнга и сдвига), электрические (проводимость) [1-2] и др. При больших значениях распухания, как показано в работах [3-5], возможно резкое падение пластичности в стали,

сопровождающееся хрупким разрушением.

Согласно микроструктурным исследованиям [6] распухание тесно связано с проявлением эффекта радиационно-индуцированной сегрегации атомов легирующих или примесных элементов (РИС), возникающей вследствие обратного эффекта Киркендалла. В сложных многокомпонентных системах, такими являются аустенитные стали, зарождение пор носит гетерогенный характер, а локальное изменение элементного состава на стоках точечных дефектов (дислокациях, порах, петлях, выделениях, границах зерен и двойников) в результате РИС может оказывать влияние как на зарождение, так и на рост пор. В частности, экспериментально показано, что поры предпочтительно зарождаются в микрообъемах с пониженным содержанием Ni и Si [6]. Влияние повышенного уровня концентраций Cr и пониженного – Ni – на ускоренное развитие пор обсуждается в работах [7-8]. Образование в облучаемой стали выделений вторичных фаз также ока-

Изменение параметров облучения по высоте ТВС ЦЦ-19

Расстояние от центра активной зоны, мм	Доза, сна	Скорость набора дозы, 10^{-8} сна/с	Температура облучения, °C
-160	55.7	114	330
0	58.9	120	349
+160	55.4	113	370
+300	46.7	95.3	405
+500	26.5	54.1	423

зывают сильное воздействие на зарождение и развитие вакансационных пор. Так, в работах [9, 6] показано, что начало порообразования и скорость роста пор связаны с типом вторичных фаз, который, в свою очередь, определяется (помимо условий облучения) в значительной степени элементным составом стали. Полагают, что выделения карбидов МС, фосфидов Fe_2P и фаз Лавеса повышают радиационную стабильность аустенитных сталей и препятствуют распуханию. Интенсивность формирования частиц G-фазы или M_6C служит показателем спада твердого раствора, способствующим вакансационному распуханию.

В настоящей работе изложены результаты микроструктурных исследований особенностей вакансационного распухания нержавеющей стали 12Х18Н10Т – материала чехла тепловыделяющей сборки (ТВС) ЦЦ-19, в течение длительного времени эксплуатировавшейся в реакторе БН-350. Развитие вакансационной пористости рассматривается в условиях образования различных вторичных фаз при изменении температуры облучения и повреждающей дозы.

ДЕТАЛИ ЭКСПЕРИМЕНТА

Объектом исследования в данной работе являлась аустенитная нержавеющая сталь 12Х18Н10Т – материал шестигранного чехла отработавшей тепловыделяющей сборки ЦЦ-19, находившейся в центральной части активной зоны реактора БН-350. Максимальная повреждающая доза, набранная за все время эксплуатации сборки, составила 58.9 сна при средней скорости набора дозы 1.2×10^{-6} сна/с. 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 – термомеханическая обработка (МТО) (15-20% деформации + отжиг при 800°C 1 ч).

Образцы для исследования вырезались из стенки чехла с пяти отметок по высоте сборки в

зависимости от расстояния от центра активной зоны (ц.а.з.), которым соответствовали различные дозовые и температурные характеристики облучения (см. таблицу). При этом для двух крайних отметок оценочное изменение температуры составило от 330°C до 423°C.

На отметке «+500мм» проводились сравнительные микроструктурные исследования образцов стали, вырезанных из середины грани чехла и из области ребра. Для характеризации микроструктуры облученной стали 12Х18Н10Т применялась методика просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) (электронный микроскоп JEM-100CX). Утонение ПЭМ-объектов проводилось с помощью механической шлифовки и полировки с последующей электрополировкой в электролите: 20% HClO_4 + 80% $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$.

ПОЛУЧЕННЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ
И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Согласно результатам ПЭМ-исследований микроструктура стали 12Х18Н10Т чехла сборки ЦЦ-19 после облучения нейтронами характеризовалась наличием дефектов следующих типов: вакансационных пор, дефектных дислокационных петель, вторичных выделений, а также мелких комплексов дефектов и сетки дислокаций. В данной работе основное внимание сконцентрировано на двух типах радиационных дефектов: порах и вторичных выделениях.

ПЭМ-снимки, показывающие развитие дефектной микроструктуры на разных отметках от ц.а.з., представлены на рис. 1. Плотности и средние размеры пор и выделений, рассчитанные из ПЭМ-снимков, в зависимости от температуры облучения (T_{irr}) приведены на рис. 2. По отдельности были определены ПЭМ-характеристики для подсистем «поры с фазой» (т.е. поры, связанные с вторичными выделениями), обособленные «поры без фазы» и «все поры». Уровень вакансационного распухания оценивался по формуле $S = \sum_i \Delta V_i / V_0$ (где $\sum_i \Delta V_i$ – суммарный объем пор

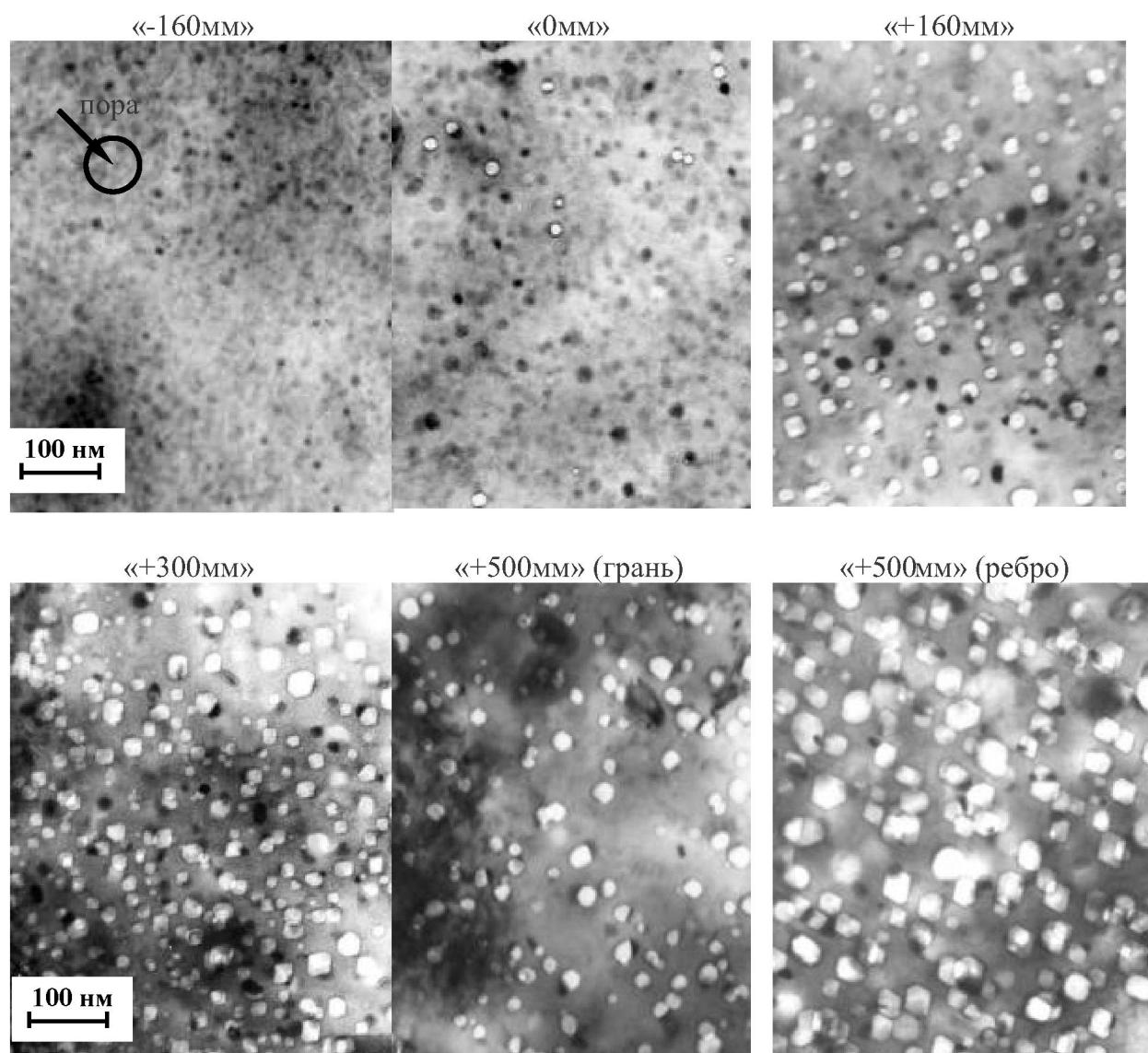


Рис. 1. Поры и вторичные выделения в облученной нейтронами стали 12Х18Н10Т – материале чехла ТВС ЦЦ-19 на отметках «-160мм»... «+500мм» от ц.а.з ($\times 100000$)

диаметром d_i на выбранном участке ПЭМ-изображения, а V_o – объем необлученного материала на таком же участке). Изменение распухания с ростом T_{irr} представлено на рис.3.

Как видно из представленных данных, в стали на отметке «-160мм», которой отвечают следующие параметры облучения: 55.7 сна, 330°C и 114×10^{-8} сна/с, – наблюдались только единичные поры небольшого размера (до 5-7 нм), а величина распухания близка к нулю. Данную отметку можно условно считать началом порообразования в стали 12Х18Н10Т сборки ЦЦ-19. Ранее при исследовании стали 12Х18Н10Т – материала чехла экранной сборки Н-214(1) – на нижней от-

метке «-900мм» от ц.а.з. было установлено, что при параметрах облучения 0.65сна, 281°C и 0.12×10^{-8} сна/с в микроструктуре наблюдались вакансационные поры, с которыми связано распухание ~0.03% [10]. Из сопоставления микроструктурных данных для образцов стали 12Х18Н10Т сборки Н-214(1) на отметке «-900мм» и сборки ЦЦ-19 на отметке «-160мм» можно сделать вывод, что, несмотря на гораздо более низкие значения дозы и температуры облучения в материале сборки Н-214(1), вакансационная пористость в ней развивалась более интенсивно. Это может быть обусловлено низкой скоростью набора дозы в экранной сборке и свидетельству-

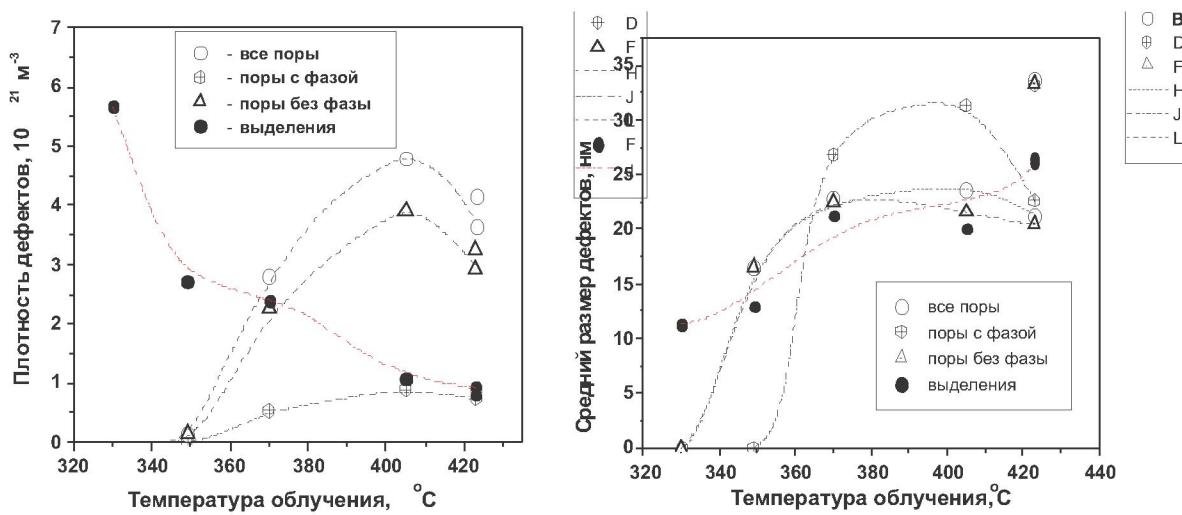


Рис.2. Изменение плотностей (а), средних размеров (б) пор и вторичных выделений в стали 12Х18Н10Т с ростом температуры облучения в интервале изменения повреждающих доз 26.5-59 сна

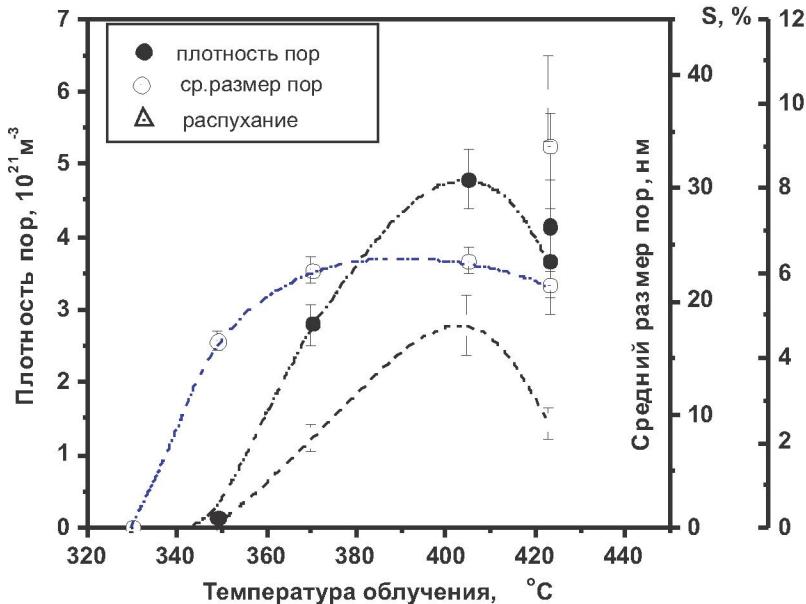


Рис.3. Взаимосвязь величины вакансационного распухания с величинами плотности и средних размеров (диаметров) пор в интервале изменения повреждающих доз 26.5-59 сна

ет в пользу известных выводов [11-12] об определяющей роли скорости радиационного повреждения в процессах начала порообразования и развития распухания в аустенитной стали.

Незначительное вакансационное распухание (0.04%) было зафиксировано выше – на отметке «0мм» при $T_{irr} = 349^{\circ}\text{C}$ и максимальной по длине сборки повреждающей дозе (58.9сна). На отметке «+160мм» от ц.а.з. распухание составляет 2.1%. На отметках «-160 мм», «0 мм» и «+160 мм» от ц.а.з. повреждающие дозы различаются незна-

чительно, а T_{irr} изменяется от 330 до 370°C . Отсюда следует, что с увеличением температуры облучения уровень вакансационного распухания стали возрастает.

Для материала средней части грани чехла максимум вакансационного распухания (4.8%) достигается на отметке «+300мм» при $T_{irr} = 405^{\circ}\text{C}$ (рис.3). При этом максимальных значений из всех рассмотренных проб принимают величины плотности и среднего размера вакансационных пор.

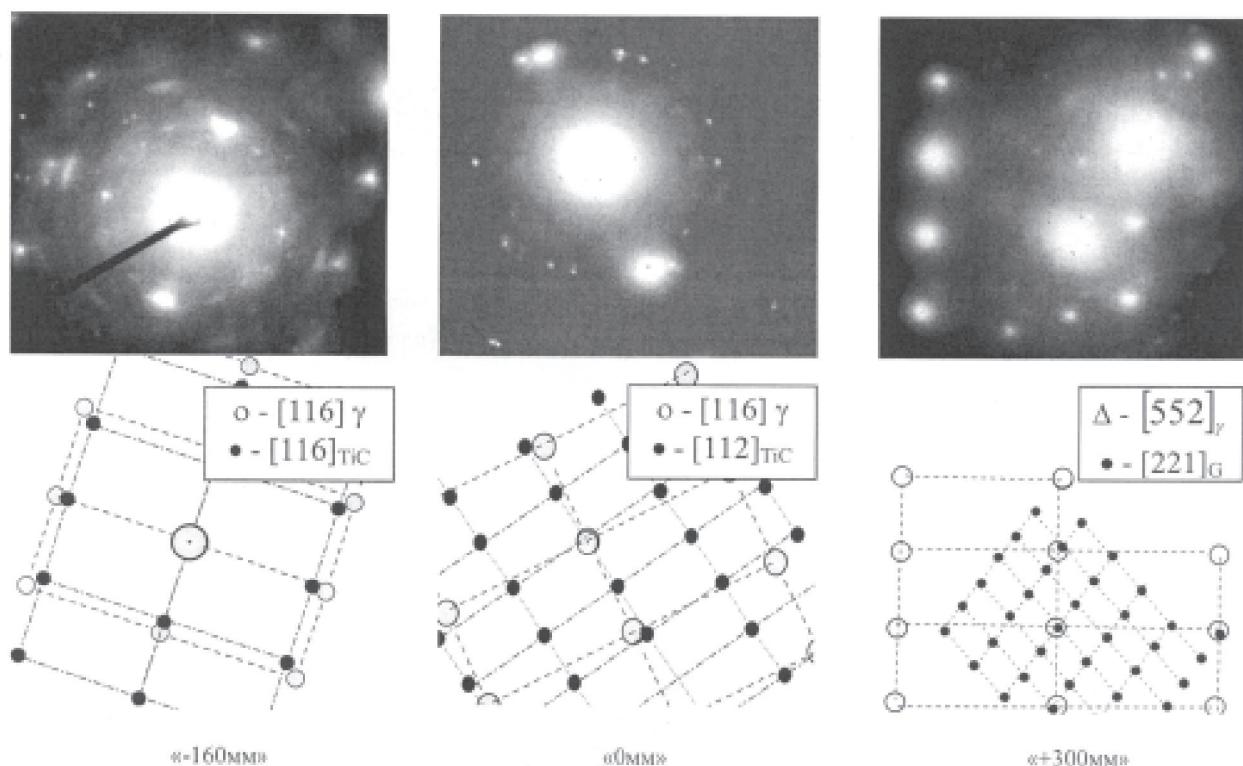


Рис.4. Примеры расшифровки типичных электронограмм от вторичных выделений в стали 12Х18Н10Т – материале чехла сборки ЦЦ-19

На отметке «+500мм» от ц.а.з. наблюдается сильное различие в состоянии вакансационной пористости для стальных образцов, вырезанных из середины грани и области ребра. На ребре материал характеризуется более высокими значениями плотности и среднего размера пор. При этом уровень вакансационного распухания на ребре (10.1%) в четыре раза превышает распухание грани (2.5%).

На рис.4 приведены примеры расшифровки электронограмм от вторичных выделений в austenитной матрице образцов, вырезанных с разных отметок по высоте сборки. Из расшифровки следует, что при $T_{irr} \leq 370^{\circ}\text{C}$ основным типом вторичных выделений являются мелкодисперсные карбиды МС. Для стали 12Х18Н10Т, стабилизированной титаном, это карбиды, близкие по составу к TiC с ГЦК-структурой и параметром решетки $\sim 0.43\text{нм}$ [6,13]. В пользу этого также свидетельствует морфология наблюдаемых частиц вторичных фаз (см. рис.1): выделения МС, индуцированные облучением в сборке ЦЦ-19, имеют небольшие размеры и сферическую (или эллипсоидную) форму. В качестве примера на-

блюдения частиц МС (TiC) в облученных austenитных сталях можно привести работы [14,15] для стали JPCA (аналог AISI 316), модифицированной титаном и облученной нейтронами до 57сна при $T_{irr} = 300^{\circ}\text{C}$, и [16] – для близкой по составу облученной стали 12Х18Н9Т после проведения часовых пострадиационных отжигов в интервале температур $750\text{--}950^{\circ}\text{C}$.

На нижних отметках сборки ЦЦ-19 (<-160мм, «0мм») выделения МС имеют высокую плотность и сравнительно небольшие размеры (см. рис.2). Частицы МС чаще всего высаживаются на дислокациях и призматических петлях (рис.5) и отличаются высокой когерентностью с austenитной матрицей. Об этом, в частности, свидетельствует наличие муарового узора на изображении многих выделений. Аналогичные картины осцилляции контраста на выделениях типа МС наблюдались в работе [15] в сталях, обогащенных добавками Ti.

Отчетливая система рефлексов вторичной фазы, которую можно было бы идентифицировать как G-фазу (возможной альтернативой расшифровки являются карбиды M_6C и $M_{23}C_6$), появля-

ется на электронограммах на отметках «+300мм» и «+500мм» от ц.а.з. G-фаза является двойным силицидом типа $A_6M_{16}X_7$, где A – Ti, Cr; M – Ni, Fe; X – Si, B, C [6, 13]. Фаза имеет кубическую решетку Fm3m с параметром решетки, изменяющимся в пределах 1.102÷1.145 нм в зависимости от элементного состава. Для G-фазы, $M_{23}C_6$, M_6C дифракционные рефлексы дают одни и те же системы плоскостей, поэтому для точного определения необходимо применение микронализа. В данной работе анализ проводился на основании расшифровки электронограмм с привлечением результатов аналогичных работ на близких по составу облученных сталях. В частности, образование крупных частиц фазы M_6C (часть которых росла вместе с порами) отмечалось в работах на модифицированной Ti стали JPCA, облученной до 57 сна в реакторе HFIR при температуре 500°C [15]. Карбид $M_{23}C_6$ наблюдался при температуре ~570°C в стали типа 316, модифицированной Ti после облучения в реакторе FRJ2 на быстрых нейтронах [17]. При этом также обнаруживали некоторое количество выделений типа МС, плотность которых падала значительно с повышением температуры. В случае стали 12Х18Н10Т данных, подтверждающих массовое выделение мелкодисперсных частиц M_6C или $M_{23}C_6$ с формой, близкой к сферической, в сходных условиях облучения нет [6, 18-20]. В области температур 300-500°C более вероятно обнаружить крупные частицы карбида $M_{23}C_6$, локализованные по границам зерен [13, 19]. Напротив, для сталей типа Х18Н10 известно [20], что вторичной фазой, «сопровождающей» высокой распухание, является G-фаза, которая часто образуется и растет на поверхности вакансационных пор. Согласно EDS-анализу стали Х18Н10Т, облученной в реакторе БОР-60 до 54сна при температуре 360°C [20], средний состав G-фазы может быть следующим (в вес. %): 23 Si; 6.9 Ti; 7.4 Cr; 2.2 Mn; 22.2 Fe; 38.4 Ni. При этом средний состав выделений МС следующий (в вес. %): 9 Si; 41 Ti; 4.7 Cr; 0.9 Mn; 13.4 Fe; 27.4 Ni. Морфология наблюдаемых вторичных частиц, связанных с порами на отметках «+300» и «+500», свидетельствует в пользу их идентификации как G-двойной силицид.

На электронограммах стали с отметки «+160мм» отдельные рефлексы могут принадлежать искомой G-фазе, однако системы рефлек-

сов, принадлежащих одной оси зоны, выявить не удалось, по-видимому, из-за недостаточно большого количества наблюдаемых частиц. При этом расшифровка затруднялась наличием дополнительных рефлексов от выделений МС, которые также имеются в стали на этой отметке, хотя их плотность при этом заметно падает с повышением T_{irr} .

Как показали ПЭМ-исследования образцов стали Х18Н10Т, характеризующихся малыми дозами радиационного повреждения (≤ 16 сна), при T_{irr} : 300-330°C [10, 18] вакансационные поры редко контактируют с выделениями вторичных фаз, а уровень вакансационного распухания относительно невысок (инкубационный период). Вторичные выделения при этом представляют собой монокарбиды МС (TiC) (как мелкодисперсные, так и отдельные крупные частицы глобуллярной формы). При повышении доз до 40-50сна и выше (и одновременного роста T_{irr} в интервале 360-600°C) для стали 12Х18Н10Т имеет место интенсивное развитие распухания и образование, наряду с монокарбидными выделениями МС, частиц G-фазы [18]. В настоящей работе для стали 12Х18Н10Т, облученной до доз 26.5-46.7сна в интервале температур 405-423°C (отметки «+300» и «+500»), ситуация развивалась сходным образом. Особенно активное развитие вакансационных пор (плотности и средних размеров) наблюдается после образования в микроструктуре выделений G-фазы, которые способствуют «выносу» из аустенитной матрицы важных стабилизирующих элементов и перераспределению потоков точечных дефектов.

Как видно из рис.2б, поры с фазой в стали 12Х18Н10Т при повышении T_{irr} растут быстрее обособленных пор. Согласно модели [21], увеличение скорости роста пор, связанных с выделениями, объясняется «коллекторным эффектом», т.е. захватом избыточных вакансий поверхностью границы «матрица-выделение», которая служит стоком точечных дефектов и обеспечивает быструю диффузию вакансий вдоль межфазной границы в пору. При этом считается, что поверхность выделения представляет собой идеальный сток для точечных дефектов, т.е. является полностью разупорядоченной (некогерентной) с большой плотностью дефектных участков. Заметим, что выделения типа G-фазы и карбида M_6C некогерентны с матрицей. С уменьшением

степени некогерентности эффективность «коллекторного эффекта» должна падать [22], что приводит к выравниванию скоростей роста и размеров пор с фазой и обособленных пор (это наблюдается в стали на отметке «+500»).

Исследования микроструктуры облученной стали 12Х18Н10Т в настоящей работе показали, что с повышением T_{irr} содержание вторичных выделений сильно снижается (рис.2а), одновременно изменяется фазовый состав выделений. На разных отметках по высоте сборки наблюдаются, по крайней мере, два основных типа вторичных фаз – МС и G-фаза, относительное содержание которых изменяется в зависимости от температуры облучения. Так, на отметках «-160мм» и «0мм» в сборке ЦЦ-19 наблюдаются только мелкодисперсные монокарбиды МС (распухания нет, или оно очень мало); на отметке «+160мм», по-видимому, должно начаться выделение частиц G-фазы, но при этом в микроструктуре все еще сохраняется достаточное количество МС-карбидов (одновременно имеет место быстрый рост вакансационного распухания); на отметках «+300мм» и «+500мм» отчетливо наблюдаются крупные частицы G-фазы (значительное распухание) и небольшое остаточное количество частиц МС-типа. Таким образом, с ростом T_{irr} МС-выделения растворяются в матрице или, насыщаясь T_{irr} примесными элементами, превращаются в фазы более сложного состава. Подобный эффект наблюдали в работе [15], в стали JPCA, облученной при $T_{irr} = 500^{\circ}\text{C}$ до доз 34 и 57сна. Было показано, что выделения МС-типа с плотностью $\sim 10^{21} \text{ м}^{-3}$ при дозе 34сна уступали место фазе M_6C при дозе 57сна. Одновременно фиксировалось значительное увеличение вакансационного распухания стали. При этом нестабильность мелкодисперсных частиц МС под облучением (в отличие от термически индуцированных крупных МС-выделений) связывали с неравновесной сегрегацией атомов хрома на поверхности монокарбидных выделений.

Заключение

В работе методом ПЭМ исследованы особенности вакансационного распухания в стали 12Х18Н10Т – материале шестигранного чехла отработавшей сборки ЦЦ-19 реактора БН-350. Получены количественные характеристики вакансационных пор и вторичных выделений на различных отметках по высоте сборки.

Вакансационные поры наблюдали в микроструктуре стали на всех отметках от «-160мм» до «+500мм» от ц.а.з. Отметку «-160мм» (параметры облучения: 55.7сна, 330°C и $114 \times 10^8 \text{ сна/с}$), на которой в стали были обнаружены единичные поры с размерами до 5-7 нм, можно условно считать началом порообразования в материале сборки ЦЦ-19. Вакансационное распухание увеличивалось с ростом температуры облучения и для материала середины грани чехла достигало максимума на отметке «+300мм» при температуре 405°C .

Сравнительное исследование стали с ребра чехла и из середины грани на отметке «+500мм» показало, что вакансационное распухание на ребре в несколько раз превышает распухание грани. При этом на ребре зафиксированы более высокие значения плотности и среднего размера вакансационных пор. Данный эффект требует более детального изучения и будет рассмотрен в отдельной работе.

По результатам анализа микроструктурных данных, полученных от стальных образцов с разных отметок, можно с определенной достоверностью констатировать наличие вторичных выделений, состоящих из множественных мелких частиц типа МС (близких по составу к карбиду титана TiC) и немногочисленных частиц G-фазы. Большинство частиц G-фазы образуются и распределяются вместе с вакансационными порами. Прослеживается непосредственная связь между типом вторичных выделений и уровнем вакансационного распухания. Присутствие в микроструктуре высокой плотности мелкодисперсных монокарбидов МС соответствует незначительному уровню вакансационной пористости, а сокращение плотности МС и появление частиц G-фазы отвечает быстрому развитию распухания. Уменьшение плотности частиц МС в стали происходит с ростом температуры облучения.

Средний размер пор, связанных с частицами G-фазы, заметно больше среднего размера обособленных пор при температурах облучения $370-405^{\circ}\text{C}$, что свидетельствует о более высокой скорости роста пор с фазой по сравнению с порами без фазы. Последнее объясняется действием так называемого «коллекторного эффекта», связанного с захватом избыточных вакансий поверхностью границы «матрица-выделение», которая служит стоком точечных дефектов и способству-

ет быстрой диффузии вакансий вдоль межфазной границы в пору.

Полученные в работе данные хорошо согласуются с результатами других экспериментальных исследований и известных модельных представлений о влиянии сегрегационных процессов и типов вторичных выделений на развитие вакансационной пористости.

ЛИТЕРАТУРА

1. Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М., Черняева Т.П. Радиационные дефекты и распухание металлов. Киев: Наукова думка. 1988. 296с.
2. Balachov I., Shcherbakov E.N., Kozlov A.V. et.al. // J. Nucl. Mater. 2004. V.329-333. P.617-620.
3. Неустровев В.С., Голованов В.Н., Повстянко А.В. и др. // ВАНТ Сер. Физика рад. поврежд. и рад. материаловед. 1988. Вып.1(3). С.95-104.
4. Неустровев В.С., Голованов В.Н., Шамардин В.К. // Атомная энергия. 1990. Т.69. Вып.4. С.223-226.
5. Неустровев В.С., Повстянко А.В., Шамардин В.К. // ВАНТ Сер. Материаловедение и новые материалы. 1992. Вып.2(46). С.58-64.
6. Воеводин В.Н., Неклюдов И.М. Эволюция структурно-фазового состояния и радиационная стойкость конструкционных материалов. Киев: Наукова Думка. 2006. 376с.
7. Garner F.A., Wolfer W.G. // J. Nucl. Mater. 1984. V.122-123. P.201-206.
8. Allen T., Busby T., Gan J. et.al. // Proc.of 19-th Inter.Symp. "Effects of Radiation on Materials", ASTM 1366. 2000. P.739-755.
9. Mansur L.K., Hayns M.R., Lee E.H. // "Phase stability during irradiation": The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, Pa. 1981. P.488-495.
10. Maksimkin O.P., Tsai K.V., Turubarova L.G. et.al. // J. Nucl. Mater. 2007. V.367-370. P.990-994.
11. Garner F.A., Budykin N.I., Konobeev Yu.V. et.al. // In: Proc. of 10th Intern. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems. Water Reactors, 2003. P.647-656.
12. Allen T.R., Cole J.I., Trybus C.L. et.al. // J. Nucl. Mater. 2006. V.348. P.148-164.
13. Sourmail T. // Materials Science and Technology. 2001. V.17. №1. P.1-14.
14. Hamada S., Suzuki M., Maziasz P.J. et.al. // J. Nucl. Mater. 1991. V.179-181. P.515-518.
15. Suzuki M., Hamada S., Masisz P.J. et.al. // Effect of Radiation on Materials: 14th International Symposium, V.1, ASTM STP 1046. 1989. P.160-171.
16. Цай К.В., Максимкин О.П., Турубарова Л.Г. // ФММ. 2007. Т.103. №3. С.294-302.
17. Kesternich W., Nandedkar R.V. // J. Nucl. Mater. 1991. V.179-181. P.1015-1018.
18. Неустровев В.С. Низкотемпературная радиационная повреждаемость аустенитных сталей, облученных в исследовательских реакторах: Автореф. дис. докт. техн. наук. Москва, 2006. 25с.
19. Паршин А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионностойких сталей и сплавов. Челябинск: Металлургия. 1988. 350с.
20. Бородин О.В., Брык В.В., Воеводин В.Н. и др. // Атомная энергия. 1991. Т.70. Вып.3. С.159-163.
21. Lee E.H., Rowcliffe A.F., Mansur L.K. // J. Nucl. Mater. 1981. V.103-104. P.1475-1489.
22. Stoller R.E., Mansur L.K. // Proc. of 14-th Inter. Symp. "Effect of Radiation on Materials", ASTM STP 1046. Philadelphia. 1990. P.473-489.

Резюме

БН-350 реакторының 26-59 АҚЖ дозага дейін сәүле-лендірілген, ЦЦ-19 пайдаланудан шыққан жылушы-тарушы жинамасы қабының материалы – 12Х18Н10Т болатты зерттеу жарық түсіруші электрондық микроскопия әдісімен жүргізілген. Вакансиялық ісінудің жөне 330-423°C температуралар аралығында екінші реттік бөлінділердің пайда болу ерекшеліктері қаралған.

Summary

The transmission electron microscopy was used to study microstructure of the 12Cr18Ni10Ti steel – the material of CC-19 fuel assembly shroud irradiated in the BN-350 reactor to doses 26-59dpa. The peculiarities of void swelling and secondary precipitates formation in the temperature range 330-423°C are considered.

Институт ядерной физики
НЯЦ РК, г. Алматы

Поступила 17.04.09 г.