

УДК 620.186:621.03.53

*О. П. МАКСИМКИН, Л. Г. ТУРУБАРОВА, Т. А. ДОРОНИНА, Э. С. АЙТХОЖИН*

## ФАЗОВАЯ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И РАСПУХАНИЕ ФЕРРИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ОБЛУЧЕННОЙ В РЕАКТОРЕ БН-350

Исследованы изменения микроструктуры и свойств нержавеющей ферритной стали 12Х13М2БФР (ЭП-450) – материала шестигранного чехла отработавшей тепловыделяющей сборки реактора на быстрых нейтронах БН-350. Установлено, что при сравнительно низких температурах облучения (~300°C) и интегральной повреждающей дозе 40,3 сна в стали преобладает процесс распада первичного цементита с образованием хромистого феррита и растворенного в нем углерода. Обсуждается влияние фазовой перекристаллизации на радиационное распухание и удельную плотность феррито-мартенситной стали.

Нержавеющие стали являются основным конструкционным материалом для чехлов и оболочек тепловыделяющих сборок (ТВС) реакторов на быстрых нейтронах и в этой связи необходимо тщательно исследовать закономерности их радиационной повреждаемости в процессе эксплуатации, а также такие практически важные эффекты, как радиационное упрочнение, охрупчивание, ползучесть и, особенно, вакансионное (газовое) распухание. Эти проблемы, применительно к атомному реактору БН-350, подробно рассматриваются, например, в [1–4].

Как правило, при изучении распухания большое внимание уделяется скорости радиационной повреждаемости (radiation flux [dpa/s] – смещений на атом в секунду, сна/с) [5]. Полагают [2, 3], что, когда скорость радиационной повреждаемости уменьшается, в значительной степени сокращается инкубационный период процесса распухания, т.е. при уменьшении флукса следует ожидать увеличения распухания реакторных сталей. Это особенно важно для БН-350, так как среди известных на сегодняшний день быстрых реакторов он характеризуется наименьшей температурой жидкометаллического теплоносителя на входе (280°C) и низкой скоростью набора дозы –  $10^{-8}$  –  $10^{-6}$  сна/с. Очевидно, что различное сочетание величин скорости радиационной повреждаемости и температур облучения может привести к разнообразным последствиям влияния нейтронного облучения на распухание. Особенно это касается сложных сплавов с метастабильной структурой, в которых возможны структурно-фазовые превращения под облучением. Структура, образующаяся на различных этапах этих превращений, по-разному сказывается на распухании. Например, распад пересыщенного твердого

раствора, затянутый во времени, особенно на стадиях предвыделений, благоприятно влияет на захват вакансий и в результате уменьшается вероятность образования их скоплений, а также величина распухания сплава [6].

В то же время, согласно [7], в аустенитных нержавеющих сталях наиболее крупные поры связаны с выделениями. При этом поверхность преципитата служит дополнительным стоком для вакансий, диффундирующих по ней, в пору. В этом случае распад твердого раствора способствует распуханию [8], которое сопровождается необратимым изменением размеров и формы ТВС.

Известно также, что наименьшим формоизменением при эксплуатации в быстрых реакторах характеризуются шестигранные чехлы ТВС, изготовленные из нержавеющей ферритных сталей. Так, по данным, приведенным в [9], для феррито-мартенситной стали ЭП-450 распухание при повреждающей дозе 90 сна не превышает 2%. Эта величина является практически приемлемой, но тем не менее для разработки ТВЭЛов реакторов следующего поколения необходимы систематические исследования влияния радиационных и температурных полей на структуру и физико-механические свойства материалов ядерно-энергетических установок.

В настоящей статье приведены и обсуждаются результаты материаловедческих исследований нержавеющей стали, облученной быстрыми нейтронами, выполненные в рамках работ по декомиссии реактора БН-350.

**Образцы и методы исследования.** Исследовали состояние материала чехла отработавшей тепловыделяющей сборки 715.17003.1188 реактора БН-350 – нержавеющей сталь феррито-мар-

тенситного класса 12Х13М2БФР (ЭП-450) следующего состава: С-0,13; Cr-12,83; Ni-0,14; Мо-1,62; Nb-0,45; Si-0,4; Mn-0,34; V-0,16 (вес.%). Стальная радиоактивная пластина размером 5х5х2 мм, облученная до повреждающей дозы ~40,3 сна при температуре ~300°С, была вырезана из грани чехла ТВС на отметке «-375 мм» в “горячей” камере реактора БН-350, а затем перевезена по железной дороге в защитном контейнере из г. Актау (МАЭК) в г. Алматы (ИЯФ). В «горячей» камере реактора ВВР-К стальная пластина была разрезана на образцы, которые в дальнейшем исследовали в материаловедческой лаборатории. Проведено изучение радиационных изменений структуры, прочности и плотности стали. С этой целью использовали оптический микроскоп MeF-2 и электронный микроскоп JEM 100СХ. Взвешивание облученных образцов на воздухе и в воде проводили на весах ВЛР-20 с точностью ±0,05 мг. Микротвердость определяли на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор 50 г.

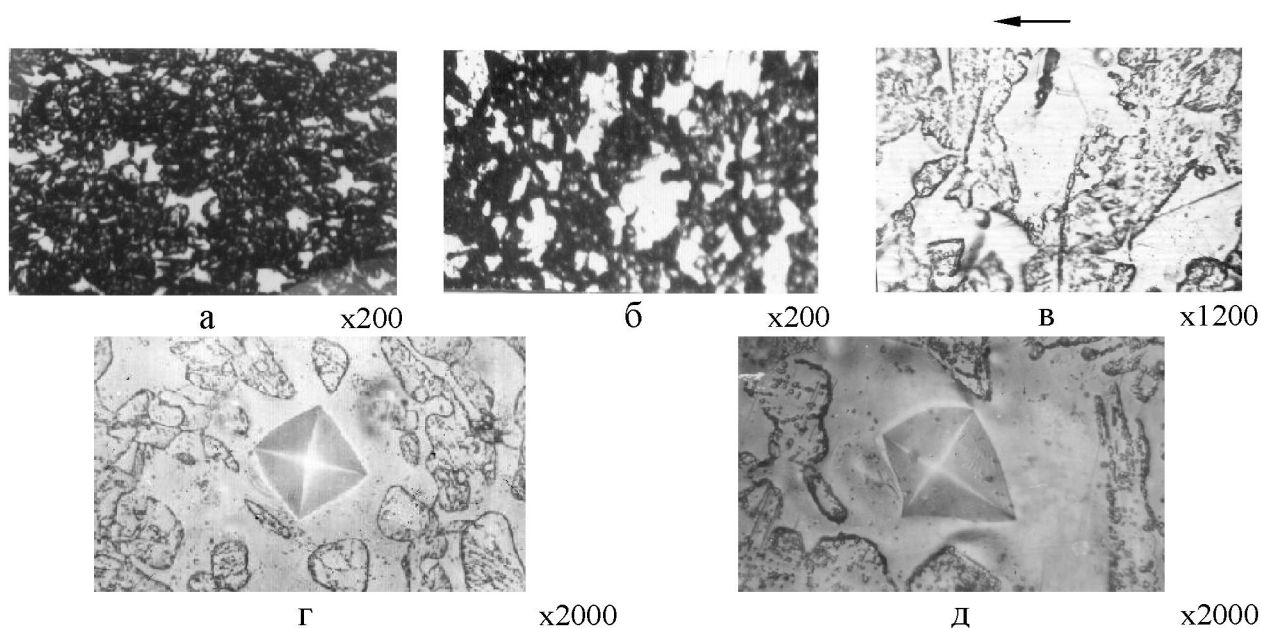
**Экспериментальные результаты.** Металлографические исследования обнаружили, что микроструктура стали 12Х13М2БФР, необлученной и облученной в реакторе БН-350, существенно различается (см. рис. 1). Если в необлученной стали содержание сорбитной и ферритной струк-

турных составляющих соотносится как 1,55:1 (рис. 1, а), то в облученной стали это соотношение изменяется в пользу ферритной структуры: 1:2,5 (рис. 1, б).

Отметим также, что в необлученной стали ферритные зерна резко очерчены, т.е. на всем протяжении границы зерен не прерываются и хорошо видны, в то время как зерна сорбита мельче, с размытыми очертаниями и с обрывающимися недостроенными границами.

Рассмотрение микроструктуры облученной стали с применением большего увеличения обнаружило наличие макроцепочек цементитной фазы, которые располагаются как внутри зерен (ферритных и сорбитных), так и по их границам (см. рис. 1, в). Некоторые выделившиеся частицы непрерывны, другие вытянуты в линию, но внутри нее обособлены. Интересно отметить, что цепочки частиц вторичных фаз наблюдались только на боковой поверхности грани чехла и не были обнаружены на торцевой поверхности.

Измерения микротвердости  $H_m$  образцов стали 12Х13М2БФР показали, что до облучения  $H_m=280$  кг/мм<sup>2</sup>, причем микротвердость только ферритной составляющей не превышала 225 кг/мм<sup>2</sup>. После реакторного облучения общая (т.е. феррита и сорбита вместе) микротвердость стали оказалась равной 355 кг/мм<sup>2</sup>, тогда как твердость только одного феррита – 365 кг/мм<sup>2</sup>. Исходя из полу-



**Рис. 1.** Микроструктура ферритной стали ЭП-450: а – необлученная; б – облученная; в – цепочки цементитной фазы в облученной стали (указаны стрелками); г – форма отпечатка алмазной пирамидки в феррите необлученной стали; д – форма отпечатка алмазной пирамидки в облученной нейтронами стали ЭП-450

ченных результатов оценим эффект радиационного упрочнения этих структурных составляющих в отдельности. Упрочнение феррита:  $225DH_{\text{фер}} = 365 - 225 \approx 100\% \gg 60\%$ . Прочность сорбита найдем из соотношения:  $2N_{\text{общ}} = N_{\text{фер}} + N_{\text{сорб}}$ . Для необлученной стали:  $2 \cdot 285 = 225 + N_{\text{сорб}}$ , отсюда  $N_{\text{сорб}} \approx 340 \text{ кг/мм}^2$ . В то же время для облученной стали:  $2 \cdot 355 = 365 + N_{\text{сорб}}$ , или  $N_{\text{сорб}} \approx 340 \text{ кг/мм}^2$ . Таким образом прочность сорбитной составляющей стали в результате облучения не изменилась, тогда как зерна феррита упрочнились на 60%.

Обращают на себя внимание некоторые осо-

бенности, которые выявились в ходе экспериментов по определению микротвердости стали. Оказалось, что отпечатки алмазной пирамидки прибора ПМТ-3 в облученной стали имеют неправильную форму, причем наблюдается как увеличение диагоналей квадратиков по сравнению с “нормальной” длиной, так и их сокращение (см. рис. 1, д). При этом какой-либо разницы между отпечатками в сорбитной и ферритной составляющей не замечено. В то же время в необлученной стали (отжиг  $600^\circ\text{C}$ , 1 ч) отпечатки имели правильную форму квадратиков (см. рис. 1, г).

Определение гидростатической плотности

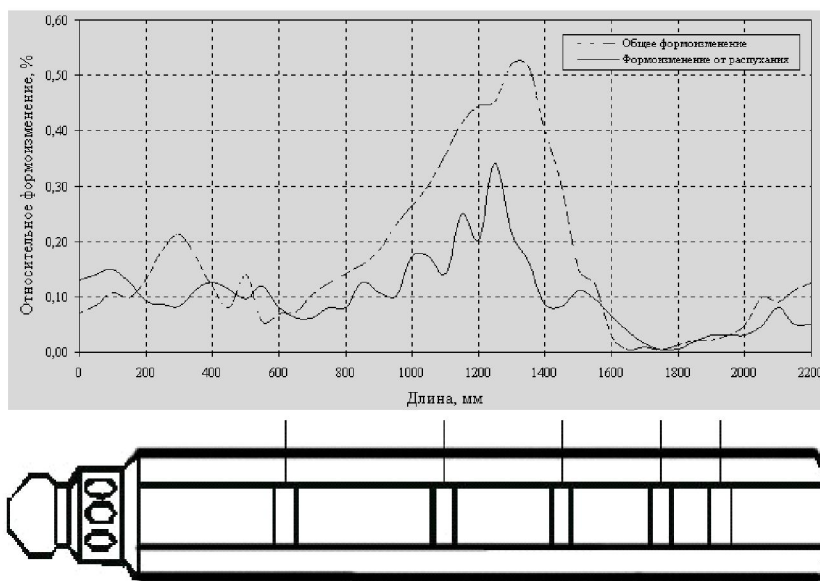


Рис. 2. Формоизменение штатной модернизированной ТВС 715.17003.1188 из феррито-мартенситной стали ЭП-450, выгорание 7,4% т.а. (данные профилометрии [4])

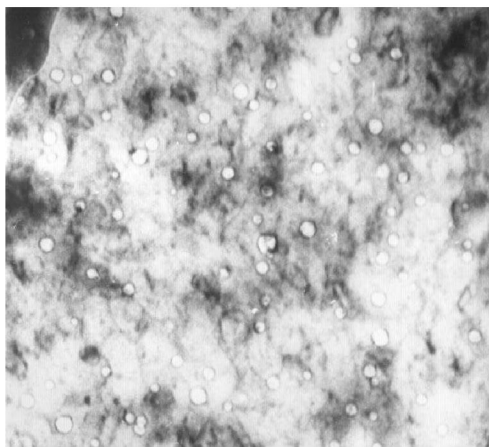


Рис. 3. Поры в стали ЭП-450, облученной в реакторе БН-350 (приведена структура образца с максимальным изменением плотности)

этих же образцов стали ЭП-450, проведенное в работе [10], показало, что при исследуемых параметрах облучения ее уменьшение по отношению к плотности необлученной стали составляет  $\sim 10\%$ . Однако, столь большие изменения плотности не согласуются с данными авторов статьи [11] и других, оценивавших плотность косвенно – по изменениям размеров “под ключ” (см. рис. 2). К тому же проведенное нами электронно-микроскопическое (“на просвет”) исследование микроструктуры этого образца стали обнаружило наличие в нем пор (см. рис. 3), концентрация которых и распределение по размерам обеспечивают изменение объема, не превышающее  $\sim 0,2\%$ .

Таким образом, имеется существенное различие данных по изменению плотности стали ЭП-

450, полученных в результате гидростатического взвешивания с одной стороны, а также электронномикроскопических исследований и измерений размеров “под ключ” – с другой.

#### Обсуждение полученных результатов

Для объяснения полученных экспериментальных данных по существенному изменению структуры стали (см. рис. 1), можно предположить, что во время облучения чехла ТВС быстрыми нейтронами в некоторых его участках реализовались условия, благоприятные для того, чтобы в феррито-мартенситной стали инициировались процессы фазовой перекристаллизации, а именно, под воздействием радиации цементитная фаза из сорбитной составляющей начала растворяться в феррите. Возможные механизмы этого явления рассмотрены в [12], где доказывается, что при определенных энергиях нейтронов, скорости радиационной повреждаемости и соответствующих (скорее всего низких) температурах возможны динамические перестройки выделений вторичных фаз. Эти перестройки могут приводить: к формоизменению выделений (например, пластинчатая фаза может перестроиться в зернистую), к уменьшению размеров выделений и, наконец, к растворению выделений [13]. Принимая во внимание последний случай в стали ЭП-450, по-видимому, образовалась вторичная ферритная структура с высокой концентрацией растворенного в ней углерода. Таким образом, экспериментально наблюдаемое увеличение количества ферритной фазы в облученной стали могло произойти за счет процессов распада цементитной фазы и растворения углерода, т.е. в конечном счете за счет образования “вторичного” феррита, характеризующегося высокой концентрацией растворенного в нем углерода. Ранее отмечалось [14], что в образцах углеродистых сталей (У7, У8), имплантированных гелием на циклотроне и подвергнутых послерадиационному отжигу (при температурах аллотропического превращения), наблюдается увеличение доли ферритной фазы и размельчение ферритно-перлитной структуры. Авторы предположили, что обнаруженное явление связано с особенностями поведения углерода, обусловленными высокими уровнями градиента гидростатического напряжения или скорости повреждения в зоне легирования гелием (стрэгглинга). Возможно эффекты фазово-структурных из-

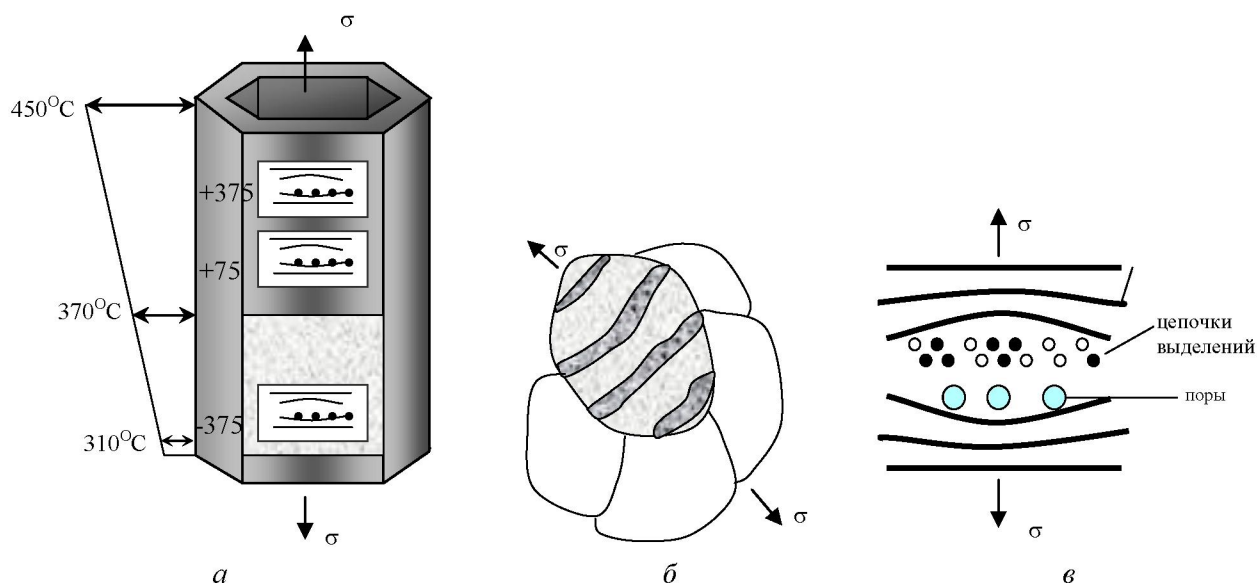
менений в рассмотренных углеродистых и высоколегированной стали имеют общее физическое толкование. Не исключено, что наблюдаемый эффект существенного изменения фазово-структурного состояния стали ЭП-450 связан с локальным перегревом участка чехла ТВС на исследуемой отметке “–375 мм” от центра активной зоны.

По-видимому, не исключено также, что одновременно под облучением идет и обратный процесс – выделение цементитной фазы из пересыщенного твердого раствора. Однако ее образование происходит не хаотично, как в случае, который имел место при кристаллизации в момент производства стали, а в условиях направленного воздействия внутренних напряжений, обусловленных градиентами радиационных и температурных полей (рис. 4, а). В результате углерод связывается в цементитную фазу, частицы которой выпадают ориентированно, образуя границы новых сорбитных зерен или ориентированные цепочки (рис. 4, б).

Можно предположить, что одной из наиболее вероятных причин возникновения градиентов напряжений в материале чехла ТВС является разность температур жидкого натрия на входе и выходе канала тепловыделяющей сборки. Не исключено также, что большую роль играет неоднородность радиационной повреждаемости стали. Возникающие в результате напряжения действуют вдоль оси чехла и в этой связи можно ожидать, что цепочки вторичных цементитных фаз и границы вторичных сорбитных зерен будут располагаться преимущественно перпендикулярно растягивающим напряжениям в плоскостях, параллельных поверхности чехла вдоль его оси (см. рис. 4, а). Очевидно, что следует ожидать изменений размеров чехла в вертикальном направлении, по крайней мере, в тех областях, где напряжения при эксплуатации были максимальны.

Ориентированное образование в стали вторичной сорбитной фазы приводит к тому, что она формирует в ферритной составляющей продолговатые зерна и создается впечатление, что в материале в результате облучения вытянулись старые, первичные, зерна феррита (рис. 1, в, 4, б). На самом деле этот эффект является следствием ориентированного выпадения углерода (цементита) из насыщенного твердого раствора





**Рис. 4.** Схемы: (а) ориентированного выпадения вторичных фаз вдоль оси чехла ТВС и образования областей релаксации растягивающих напряжений; (б) образования вытянутых зерен феррита за счет ориентированного выпадения вторичных фаз; (в) образование цепочек выделений и пор в стали ЭП-450 в процессе фазового перерастворения

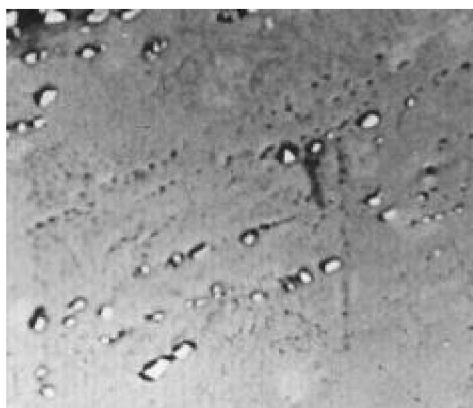
углерода в феррите. В итоге в стали ЭП-450 под облучением в определенных условиях происходит перерастворение сорбитной составляющей и этот процесс приводит к значительному изменению микроструктуры и микротвердости материала.

В то же время, если предположить, что гипотеза ориентированного образования в стали вторичных фаз под действием радиации, температуры и растягивающих напряжений верна, то не исключено, что по той же самой причине в областях

выделений вторичных фаз могут образовываться также несплошности (поры) (см. рис. 4, в).

При отжиге эти несплошности могут развиться в большие поры, видимые даже в металлографический микроскоп. Скорее всего именно такие поры наблюдались нами в образце облученной стали ЭП-450, вырезанного с отметки «-375мм» после отжига при 600°C в течение часа (см. рис. 5).

Таким образом следует ожидать, что в той части чехла ТВС, где рабочая температура попадает в соответствующий интервал, который совместно с определенным (низким) значением скорости радиационной повреждаемости обеспечивает протекание процесса фазовой перекристаллизации в стали, возможно образование несплошностей, приводящих к снижению плотности материала. При этом под действием возможных локальных растягивающих напряжений, отражающих наличие, прежде всего, градиентов температурных полей, эти несплошности будут ориентированы так, чтобы обеспечить максимальную релаксацию напряжений и удлинение материала вдоль оси чехла. Т.е. принимая во внимание результаты уменьшения плотности стали, правильно говорить не о ее распухании (которое изотропно!), а об локальном изменении  $Dg/g$  за счет образования ориентированных несплошно-



**Рис. 5.** Выделения вторичной фазы (светлые образования) и поры (темные точки) в стали ЭП-450 после нейтронного облучения и отжига при 600°C, 1 час

стей, приводящих к изменению размеров сборки ТВС, в основном, в осевом (а не в радиальном!) направлении.

Такое представление не противоречит тому факту, что при измерении размеров “под ключ” данной сборки не было обнаружено катастрофического формоизменения [11], поскольку максимальное изменение размеров чехла ТВС имело место вдоль, а не поперек его оси.

Что касается ПЭМ-исследований, не обнаруживших крупных пор в стали, то можно предположить следующее. Вполне возможно, что изменение плотности стали ЭП-450 под облучением в интервале температур 310-370°С связано с образованием крупных гелиевых пор размером  $>250 \text{ \AA}$ . Поры меньших, чем  $250 \text{ \AA}$  размеров, в основном, вакансионные и за счет них изменение плотности может быть только  $\sim 0,5\%$ . За счет крупных, гелиевых, пор размером  $\sim 3000 \text{ \AA}$ , не видимых уже в электронном микроскопе, но зато хорошо наблюдаемых в металлографический, можно обеспечить  $D\rho/\rho \gg 2\%$ . В этой связи можно предположить, что основной вклад в изменение плотности стали ЭП-450 в процессе эксплуатации дадут гелиевые поры размером  $\sim 1500 \text{ \AA}$ , т.е. уже невидимые на “просвет”, но еще не наблю-

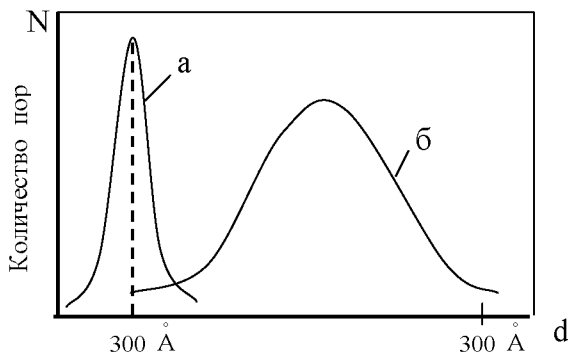


Рис. 6. Предполагаемое бимодальное распределение пор по размерам в облученной стали ЭП-450: а – вакансионные поры; б – гелиевые поры

даемые в оптический микроскоп. Скорее всего, в облученной стали существует бимодальное распределение пор (см. рис. 6). За длительное время работы реактора БН-350 гелиевые поры, вероятнее всего, расположатся ближе к внутренней поверхности чехла ТВС, а по высоте – ближе к нижнему концу чехла.

В заключение подчеркнем, что все выска-

занные предположения нуждаются в дополнительных исследованиях.

### Заключение

На основании анализа экспериментальных данных, полученных в настоящей работе, можно предположить, что в процессе облучения при сравнительно низких ( $\sim 300^\circ\text{C}$ ) температурах и скорости набора повреждающей дозы ( $\sim 10^{-8}$  сна/с), в стали ЭП-450 происходит распад первичного цементита с образованием хромистого феррита и растворенного в нем углерода. При этом вблизи разрушающейся пластины цементита концентрация углерода может оказаться столь высокой, что не исключено образование зон, окаймляющих пластину цементита, в которых плотность близка к плотности графита, т.е. очень низкая. (Заметим, что плотность феррита выше плотности цементита). Вследствие растворения углерода в феррите твердость последнего повышается, но одновременно может уменьшиться энергия дефекта упаковки стали, что увеличивает склонность феррита к распуханию. Таким образом эти два фактора: образование в матрице зон с низкой плотностью и радиационное распухание обуславливают, в основном, снижение плотности стали под облучением. Однако даже суммарное действие этих факторов не может привести к столь существенному изменению плотности стали, которое было зарегистрировано экспериментально в работе [10] – 10%. В этой связи необходимо предположить также, что в облучаемой стали при температурах  $\sim 300\text{--}350^\circ\text{C}$  наряду с распадом первичного цементита протекают процессы выпадения углерода из пересыщенного твердого раствора феррита. Это приводит к образованию ориентированных в поле внутренних напряжений цепочек вторичной цементитной фазы в матрице кристаллитов или границ новых зерен сорбита. Вероятно, наиболее интенсивно в эти вновь образуемые участки мигрируют не одиночные атомы углерода, а комплексы “углерод – вакансия – гелий” и в результате здесь, наряду с выделениями вторичных фаз, образуются гелиевые поры. В конечном счете можно предположить, что при сравнительно низких температурах в ферритной стали зарождаются и растут ориентированные макропоры с средним размером  $1500 \text{ \AA}$ , приводящие к анизотропному изменению формы чехла ТВС и катастрофическо-

му уменьшению плотности материала в отдельных участках.

Таким образом, высказанные в работе предположения позволяют в некоторой степени объяснить, почему данные, полученные различными методами – измерением размеров “под ключ”, гидростатическим взвешиванием и электронной микроскопией – могут не противоречить друг другу. Действительно, изменение геометрических размеров шестигранного чехла происходит, в основном, вдоль его оси, а не поперек. Просвечивающая электронная микроскопия “не видит” макропор, которые, в данном случае, являются основной причиной уменьшения плотности стали, фиксируемой взвешиванием в различных средах.

Тем не менее, еще раз подчеркнем, что только систематические исследования радиационных эффектов в стали ЭП-450 окончательно разрешат разногласия, возникшие по этому вопросу.

Следует ожидать, что при повышенных (380–420°C) температурах облучения процессы восстановления разрушаемой нейтронами цементитной фазы будут превалировать, в результате чего макроструктура облученной стали ЭП-450 не будет отличаться от исходной. Изменение плотности стали будет обусловлено лишь радиационным распуханием и по величине не превышать 1-2%. По-видимому, этот случай, реализуемый во многих быстрых реакторах (ЕВР-II, Феникс и т.д.), послужил основой для утверждения, что нержавеющие ферритные стали распухают в значительно меньшей степени, чем аустенитные. Эту гипотезу можно подтвердить или опровергнуть, в частности, на основе анализа данных по характеристике состояния образцов стали, вырезанных из чехла ТВС БН-350 с более высоких отметок.

Скорее всего, картина изменения структуры и свойств феррито-мартенситной стали в действительности сложнее и в деталях может даже отличаться от описанной выше. Очевидно, что для более корректных представлений об эволюции структуры стали под облучением необходимы новые экспериментальные данные. Такие данные помогут глубже понять эффекты радиационного распухания и спрогнозировать поведение феррито-мартенситной стали в условиях одновременного интенсивного воздействия температурных, силовых и радиационных полей.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Maksimkin O.P., Tsai K.V., Doronina T.A., Turubarova L.G., Garner F.A. Void swelling of AISI 321 analog Stainless Steel irradiated at low dpa rates in the BN-350 reactor // Journal of Nucl. Mater. 2007. V. 367-370. P. 990-994.
2. Maksimkin O.P., Gusev M.N., Tivanova O.V., Garner F.A. Correlation of yield stress and microhardness in 08Cr16NiMo3 stainless steel irradiated to high dose in the BN-350 fast reactor // Journal of Nucl. Material. 359 (2006). P. 258-262.
3. Maksimkin O.P., Turubarova L.G., Tsai K.V., Doronina T.A., Garner F.A. Characterization of 08Cr16Ni11Mo3 stainless steel irradiated in the BN-350 reactor // Journal of Nucl. Mater. V. 329-333, (2004). P. 625-629.
4. Максимкин О.П. Анализ результатов и новая концепция исследования материалов тепловыделяющих сборок реактора БН-350 // Сборник материалов международной конференции «Ядерная и радиационная физика», (26-29 сентября 2005 г.). Алматы, 2006. Т. 1. С. 98-134.
5. Garner F.A. Irradiation Performance of Cladding and Structural Steels in Liquid Metal Reactors // Material Science and Technology. A Comprehensive Treatment. V. 10A (Nuclear Materials). Part 1. Chapter 6. VCH Verlagsgesellschaft mbH. Weinheim, Federal Republic of Germany. 1994. P. 419-543.
6. Паршин А.М. Структура и радиационное распухание сталей и сплавов. М.: Энергоатомиздат, 1983. 345 с.
7. Mansur L.K., Hayns M.R., Lee E.N. Mechanisms affecting swelling in alloys with precipitates // The Metallurgical Society of AIME. Warrendale. Pa-1981. P. 488-495.
8. Орлов А.И., Трушин Ю.В. Модели распада твердых растворов под облучением // ЭВМ и моделирование дефектов в кристаллах. Ленинград, 1982. С. 51-67.
9. Солонин М.И., Иолтуховский А.Г., Библиашвили Ю.К., Леонтьева-Смирнова М.Ф. и др. Проблемы создания и модернизации нержавеющей сталей для деталей активных зон ядерных реакторов на быстрых нейтронах // Физика и химия обработки материалов. 2001. № 5. С. 5-13.
10. Кадыржанов К.К., Айтхожин Э.С., Чумаков Е.В., Туркебаев Т.Э., Кислицин С.Б. Распухание реакторных материалов при высокодозном облучении // Препринт ИЯФ НЯЦ РК. № 23. Алматы, 2003. С. 70.
11. Караулов В.Н., Блынский А.П., Яковлев И.Л., Головин С.В., Ламберт Д. Исследование изменения кратковременных свойств материалов чехлов отработавших ТВС реактора БН-350 от вакансионного распухания // Ядерная и радиационная физика. Т. 1 (Материалы 2-й международной конференции, 7-10 июня 1999 г., г. Алматы, РК). Алматы: ИЯФ НЯЦ РК. 1999. С. 44-54.
12. Ибрагимов Ш.Ш., Курсанов В.В. Динамические перестройки выделений второй фазы под облучением // Реакторное материаловедение. М. ЦНИИ, Атоминформ, 1978. Т. 3. Международная конференция по реакторному материаловедению 29 мая – 1 июня, 1978, г. Алушта. С. 353-368.
13. Гринчук П.П., Курсанов В.В. Динамическое разрушение зон Гинье-Престона в процессе облучения // ФММ. 1974. Т. 38. С. 756-765.
14. Reutov V.F., Turubarova L.G., Silnyagina N.S. Influence of post-irradiation phase recrystallization upon structural changes in carbon steel irradiated by high energy alpha-particles // Scripta Met. 1993. V. 29. P. 807-810.

### **Резюме**

БН-350 шапшаң нейтрондардағы жылу шығарғыш жинақтың жұмыс істеген алты жақты қапшығының материалы 12Х13МБФР (ЭП-450) тоттанбайтын ферриттік болаттың микроқұрылымының өзгеруі мен қасиеттері зерттелген.

Сәулеленудің салыстырмалы төмен температураларын-

да ( $\sim 300^\circ\text{C}$ ) және 40,3 сна интегралдық бүлдіруші дозада болатта хромды феррит және ондағы еріген көмір-тек түзілуімен алғашқы цементиттің ыдырау процесінің басым болатыны табылған. Радиациялық ісінуге және ферритік болаттық меншікті тығыздығына фазалық қайта кристалданудың ықпалы талқыланады.

### **Summary**

Investigations of changes in microstructure and properties of 12Cr13Mo2BFR ferritic stainless steel (EP-450) served as hexagonal shrouds of fuel assemblies in the BN-350 fast reactor were performed. It was established that at relatively low temperatures of irradiation ( $\sim 300^\circ\text{C}$ ) and integral dose of 40.3 dpa, 12Cr13Mo2BFR ferritic steel experienced mainly decomposition of former cementite resulting in the formation of chromium ferrite and carbon dissolved in it. The influence of phase recrystallization on radiation swelling and specific density of ferritic steel was discussed.