

УДК 669.15-194.56:539.12.043

МИКРОСТРУКТУРА ИЗЛОМОВ ПОСЛЕ СЖАТИЯ В РАДИАЛЬНОМ НАПРАВЛЕНИИ КОЛЬЦЕВЫХ ОБРАЗЦОВ ИЗ ОБОЛОЧЕЧНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, ОБЛУЧЕННОЙ ДО ПОВРЕЖДАЮЩЕЙ ДОЗЫ БОЛЕЕ 100 СНА

© 2024 г. Р. П. Карагерги^{a,*}, А. В. Козлов^a, В. Ю. Ярков^a, В. И. Пастухов^a, С. В. Барсанова^a, Т. А. Чурюмова^b, Н. М. Митрофанова^b, М. В. Леонтьева-Смирнова^b

^aАО Институт реакторных материалов, а/я 29, Заречный, Свердловская обл., 624250 Россия

^bАО Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара», ул. Рогова, 5а, Москва, 123098 Россия

*e-mail: karagergi_rp@irmatom.ru

Поступила в редакцию 16.01.2024 г.

После доработки 21.02.2024 г.

Принята к публикации 21.02.2024 г.

Проведены кратковременные механические испытания кольцевых образцов, изготовленных из участка оболочки тепловыделяющего элемента (твэла), облученного в реакторе БН-600 до повреждающей дозы более 100 сна. Образцы сжимали в радиальном направлении при разной температуре и записывали экспериментальные диаграммы, которые сопровождалось анализом напряженно-деформированного состояния. После испытания исследовали характер разрушения и микроструктуру поверхности изломов. Показано, что разрушение образцов на микроуровне происходит вязко транскристаллитно, наблюдаются участки разрушения по характерным структурным элементам холодно-деформированной аустенитной стали, вдоль и поперек пакетов двойников деформации. В общем, разрушение происходит с сильной локализацией деформации на различных видах сформировавшихся дефектов.

Ключевые слова: твэл, нейтронное облучение, пористость, распухание, сталь 07X16N19M2Г2БТР, кольцевой образец, напряженно-деформированное состояние, механические испытания

DOI: 10.31857/S0015323024060122, **EDN:** WQIEMB

1. ВВЕДЕНИЕ

Опыт эксплуатации тепловыделяющих элементов (твэлов) с оболочками из аустенитных сталей в реакторе на быстрых нейтронах БН-600 показал, что изменение служебных характеристик материала оболочек связано с радиационно-индуцированной эволюцией микроструктуры, в частности, с распуханием [1]. Для достижения высоких экономических показателей реакторов БН в качестве штатного материала оболочек разработана и используется хромоникелевая сталь 07X16N19M2Г2БТР. По сравнению с предыдущим поколением оболочечных аустенитных сталей она показала более высокие служебные свойства при достижении повреждающих доз до 90 сна [2–4]. Дальнейшее повышение эффективности реакторов на быстрых нейтронах при достижении повреждающих доз более 100 сна связано с внедрением оболочек твэлов из

этой же стали, только изготовленных по усовершенствованной технологии [5].

Для повышения функциональных свойств материала оболочки в новой модификации стали 07X16N19M2Г2БТР улучшена структурно-фазовая стабильность, что делает ее более радиационно-стойкой, чем прежние модификации. Это связано с оптимизацией легирования, образованием двойников деформации и формированием исходной ячеистой дислокационной структуры высокой плотности ($>10^{14} \text{ м}^{-2}$) при создании холоднодеформированного состояния [3, 5]. В частности, было показано, что двойниковые структуры повышают прочностные свойства стали [6, 7]. При этом их присутствие может приводить как к подавлению распухания, так и к развитию неоднородности радиационной пористости [8].

Распухание, обусловленное радиационной пористостью, значительно влияет на деградацию

прочности и пластичности материала оболочки твэла [9, 10]. Послереакторные исследования структуры материала оболочки показывают неоднородное распределение пористости по толщине стенки и на отдельных участках твэла [8]. Частично это связано с неравномерным распределением температуры на оболочке во время облучения в активной зоне реактора [11] и с технологиями производства оболочек на заводах изготовителей [12]. Например, было замечено, что мелкие радиационные поры концентрируются на участках с высокой плотностью двойников, так как миграционный путь образующихся при облучении вакансий до встречи со стоком вдоль плоскости двойников выше, чем в поперечном направлении [13–15]. Учет такой неоднородности структуры материала оболочки, сформировавшейся при облучении, является важным аспектом при анализе реакции материала на механическое воздействие.

О состоянии материала оболочки после воздействия нейтронного облучения и высокой температуры можно судить по результатам механических испытаний и фрактографических исследований поверхности изломов образцов. Для корректной оценки свойств материала с низкой пластичностью используемые традиционные способы растяжения кольцевых образцов часто являются неинформативными, так как разрушение образца может происходить на начальном этапе изгиба рабочих частей кольца при посадке на полуцилиндрические опоры захватов [16]. Перспективным способом является испытание на сжатие кольцевого образца в радиальном направлении, сопровождаемое анализом напряженно-деформированного состояния (НДС) образца в процессе испытания. Достоинствами такого подхода являются простота изготовления образцов, экономия материала и воспроизводимость условий нагружения, а анализ НДС позволяет оценить сочетание критических значений напряжения и деформации. Например, данный способ нашел применение при оценке остаточной пластичности оболочек твэлов из циркониевых сплавов водо-водяных ядерных реакторов в аварийных условиях, а именно при высокотемпературном окислении циркониевой оболочки твэла из-за потери теплоносителя (авария типа LOCA), приводящем к охрупчиванию материала оболочки твэла [17–19]. Для оболочек твэлов реакторов на быстрых нейтронах подобный анализ не проводился, что делает эту задачей актуальной для рассмотрения.

Цель работы – исследование процесса разрушения кольцевых образцов из оболочки твэла, облученной в реакторе БН-600 до повре-

ждающей дозы свыше 100 сна, при испытаниях на сжатие в радиальном направлении, а также анализ влияния напряженно-деформированного состояния на характер разрушения и микроструктуру поверхностей изломов.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Объектами исследования служили кольцевые образцы, вырезанные из центрального участка оболочки периферийного твэла, изготовленного из аустенитной стали 07X16H19M2Г2БТР.

Образцы в количестве четырех штук изготавливали из центрального участка оболочки для апробации методики на материале с близкими исходными свойствами. Вырезку, подготовку и измерение геометрических размеров образцов проводили в условиях “горячей” камеры АО “ИРМ”. Наружный диаметр участка оболочки был равен 7.10 ± 0.03 мм, высота образцов составляла 2.40 ± 0.02 мм, а толщина стенки была равна 0.402 ± 0.002 мм. Образцы № 1 и № 2 испытывали при температурах 25°C и 400°C соответственно, а образцы № 3 и № 4 при -520°C и 600°C соответственно, выдерживая при заданной температуре нагрева в течении 15 мин до начала испытания, среда испытания – воздух.

Дополнительно, методами сканирующей электронной микроскопии проведены исследования структурного состояния образца оболочки. Обработка изображений показала, что радиационная пористость на данном участке твэла составляет $(6.0 \pm 0.2)\%$, что сопоставимо с результатами гидростатических измерений.

Механические испытания кольцевых образцов проводили в лабораторных условиях на установке СМН-700-20/0.1 со скоростью перемещения активной опоры 1 мм/мин. Образцы сжимали в радиальном направлении (рис. 1), при этом записывали экспериментальные диаграммы в координатах нагрузка–перемещение опоры. Погрешность записи нагрузки и перемещения опоры не превышали 1%.

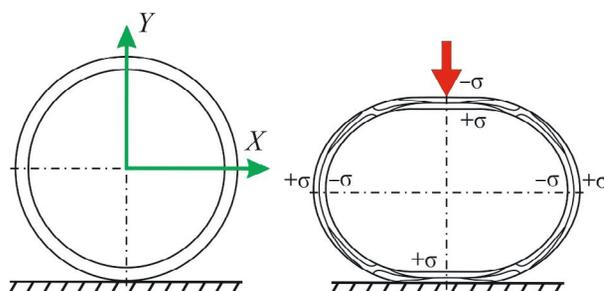


Рис. 1. Схема испытания кольцевого образца на радиальное сжатие.

После испытаний проводили фрактографические исследования поверхностей разрушения образцов с целью анализа характера разрушения. Исследования проводили на сканирующем электронном микроскопе Tescan Mira 3.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ

Во время проведения радиального сжатия образцы № 1 и № 2 разрушились на несколько сегментов, образцы № 3 и № 4 разрушились в области действия давящей опоры. На рис. 2 и рис. 3 представлены диаграммы испытания всех образ-

цов, на рис. 4 и рис. 5 – изображения образцов № 3 и № 4 после испытаний, на рис. 6 приведены сегменты образца № 1.

Радиальное сжатие образца № 3 привело к сквозному разрушению по всей толщине стенки (рис. 4). Для образца № 4 применение данной схемы нагружения привело к формированию трещины со стороны внутренней поверхности и ее распространению на глубину 2/3 по толщине стенки (рис. 5). Детальное исследование открытой поверхности трещины показывает присутствие рельефа в виде небольших чашек и

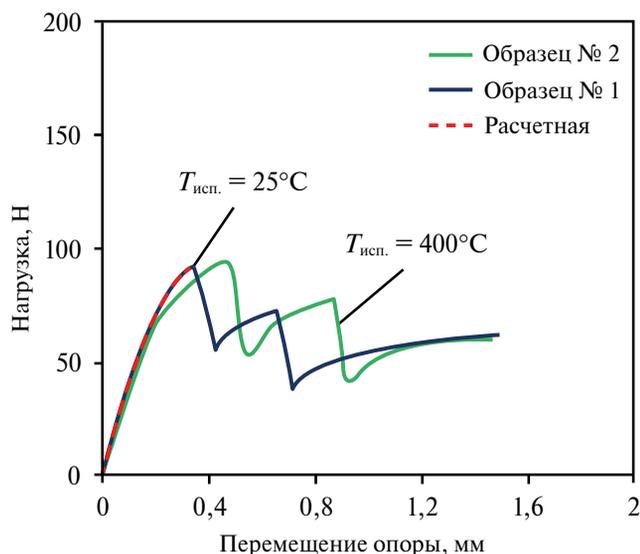


Рис. 2. Экспериментальные диаграммы испытания кольцевых образцов № 1 и № 2.

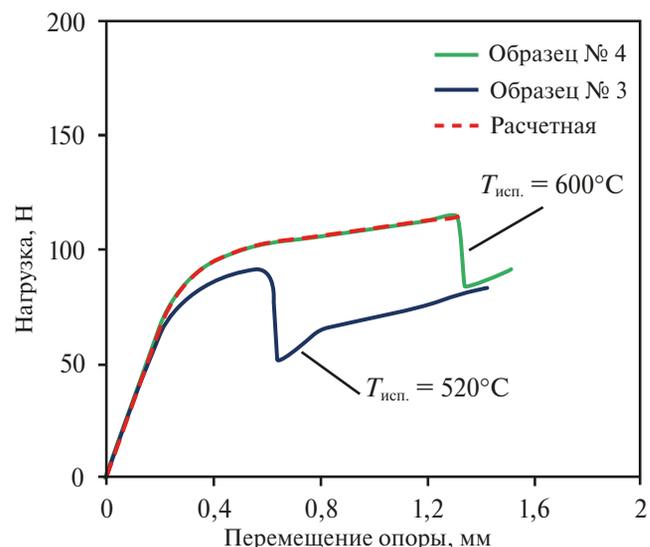


Рис. 3. Экспериментальные диаграммы испытания кольцевых образцов № 3 и № 4.

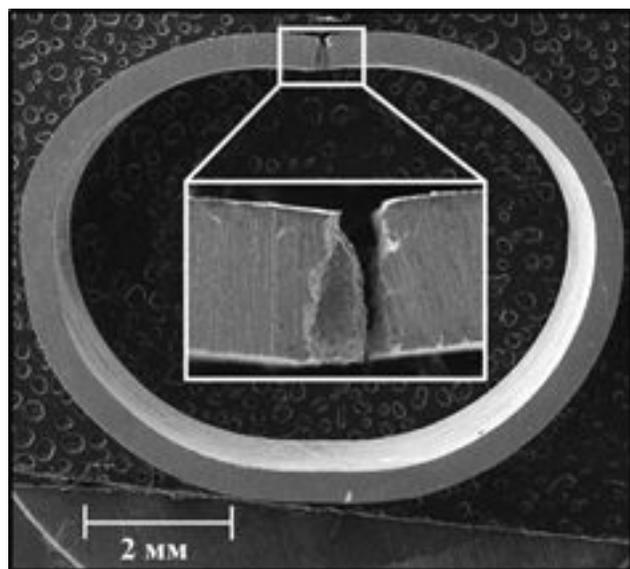


Рис. 4. Кольцевой образец № 3 после испытания.

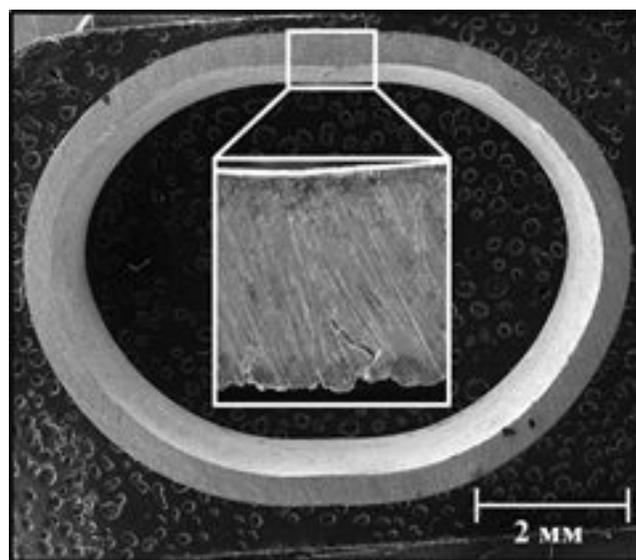


Рис. 5. Кольцевой образец № 4 после испытания.



Рис. 6. Кольцевой образец № 1 после испытания.

гребней, свидетельствующих о пластической деформации в зоне разрушения (рис. 7).

Поверхности разрушения образцов № 1 и № 2 (рис. 8, 9), которые в процессе радиального сжатия разрушились на отдельные сегменты, характеризуются транскристаллитным разрушением по радиационным порам, что свойственно для сильно облученных аустенитных сталей [20, 21].

Данный тип разрушения, квазисклоп по радиационным порам, наблюдается по всей поверхности разрушения образцов. Со стороны внутренней поверхности образца выделяется зона с камневидным изломом (интеркристаллитное разрушение), которая образовалась в результате взаимодействия материала оболочки с внутренней атмосферой, глубина этой зоны не превышает 10 мкм, а доля интеркристаллитного разрушения составляет не более 2%.

Отсутствие видимого изменения толщины оболочки на проекции разрушения (разрушение материала с образованием мелкочашечной структуры) свидетельствует о сильной локализации деформации во время разрушения. Рельеф поверхности разрушения обусловлен движением магистральной трещины локально по различным структурным элементам аустенитной стали.

4. ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Рассмотрим схему напряженно-деформированного состояния кольцевого образца при сжатии в радиальном направлении. При такой схеме нагружения напряжения и деформации распределены неравномерно по толщине стенки

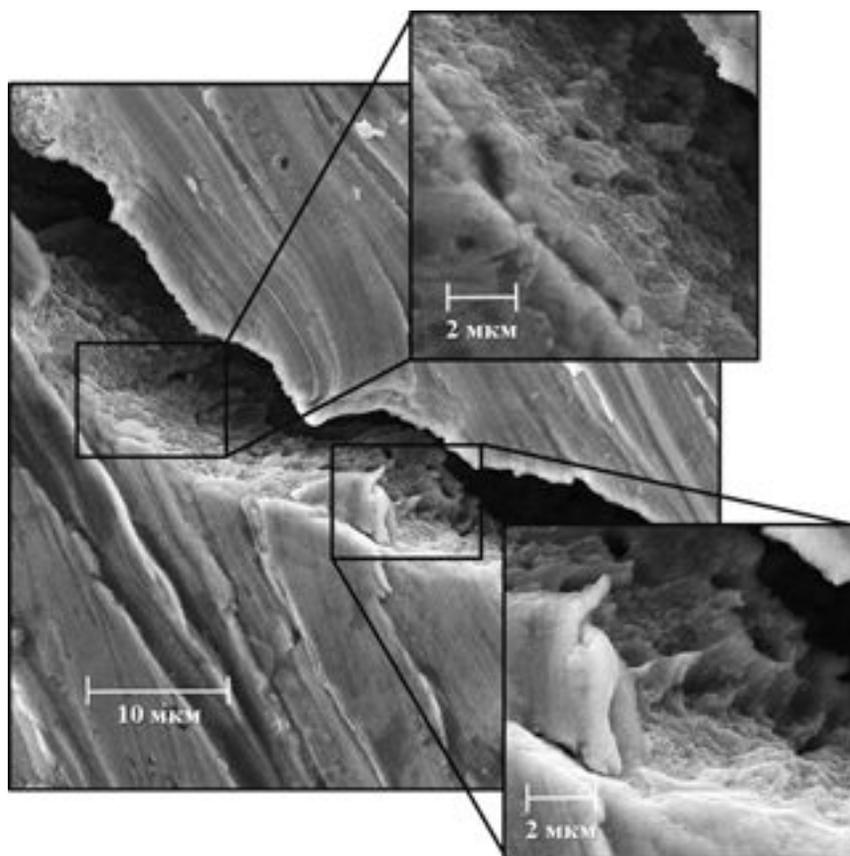


Рис. 7. Поверхность излома образца № 4, видны язычки и гребни отрыва, свидетельствующие о вязком характере разрушения.

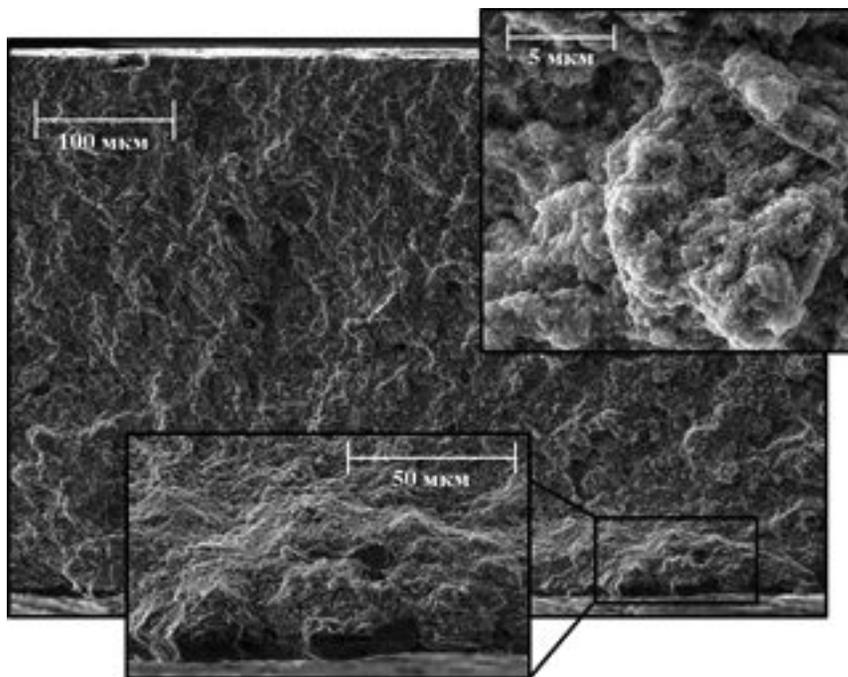


Рис. 8. Поверхность излома образца № 1.

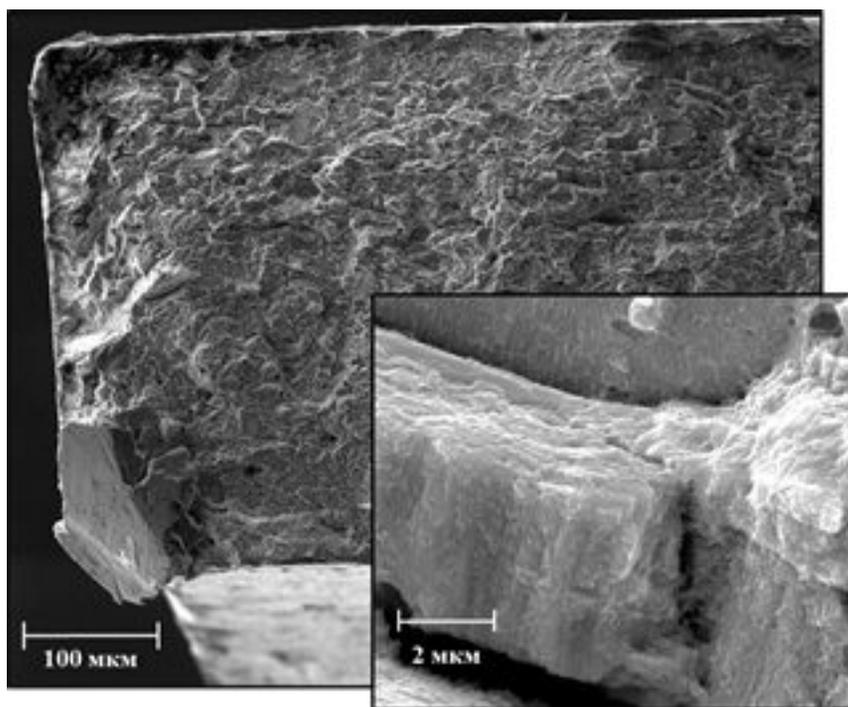


Рис. 9. Поверхность излома образца № 2.

и периметру кольцевого образца. Со стороны давящей активной опоры (по оси нагружения Y) на внутренней поверхности кольца действуют растягивающие напряжения ($+\sigma$), а с наружной – сжимающие ($-\sigma$). В горизонтальной плоскости (ось X) напряжения распределены наоборот – сжимающие внутри, а растягивающие снаружи (рис. 1).

С точки зрения механики деформации данную схему НДС можно охарактеризовать как жесткую. Поэтому важным моментом является распределение внутренних напряжений и их количественная оценка, особенно в локальной области образца, где происходит разрушение. Расчет НДС и определение значений внутренних

напряжений проводился с помощью специально разработанного программного обеспечения [22].

В качестве входных параметров использовали: геометрические размеры образцов, значения характеристик упругости материала (модуль Юнга и коэффициент Пуассона), экспериментальные кривые деформационного упрочнения материала исследуемого участка твэла, а перемещение опоры задавали до момента разрушения образца, наблюдаемого на экспериментальной диаграмме. В ходе расчета получали расчетную диаграмму радиального сжатия, которую накладывали на экспериментальную, и по их сходимости судили о корректности результатов вычислений.

Ошибка, получаемая при таком сопоставлении, не превышала $\pm 20\%$. Для примера, на рис. 2 и рис. 3 расчетные диаграммы образцов № 1 и № 4 наложены на экспериментальные, наблюдается удовлетворительная сходимость между ними. В конце расчета рассматривали распределение нормальных напряжений на главных площадках: по оси $X - \sigma_{xx}$ и по оси $Y - \sigma_{yy}$, а также значений накопленной деформации ϵ .

Типичные картограммы распределения σ_{xx} , σ_{yy} и ϵ кольцевого образца при сжатии в радиальном направлении приведены на рис. 10. Со стороны давящей опоры на внутренней стенке образца действует растягивающее напряжение σ_{xx} , значительно превышающее значения σ_{yy} в этой же области (рис. 10 а, б). Это говорит о том, что вклад σ_{yy} несоизмеримо мал, по сравнению с вкладом σ_{xx} . Однако образцы № 1 и № 2 разрушились на несколько сегментов. Поэтому можно сделать вывод, что последующее разрушение этих образцов на сегменты произошло под действием растягивающих напряжений σ_{yy} , наблюдаемых с внешней стороны кольца в горизонтальной плоскости (рис. 10б).

Деформация ϵ (рис. 10в) накапливается как со стороны внутренней стенки, так и с внешней,

но максимальное значение ϵ наблюдается в том месте, где действует максимальное σ_{xx} . Расчет НДС показывает, что деформация сильно локализуется в приповерхностном слое образца в малом объеме, по отношению ко всему объему образца. Этот объем нельзя считать конкретной рабочей частью, имеющей строгую геометрическую форму, которая используется при вычислении относительной деформации при стандартизированных механических испытаниях. Также необходимо отметить, что исследуемые образцы разрушались при разном перемещении давящей опоры, это видно на диаграммах испытания (рис. 2 и рис. 3). При этом чем больше было перемещение опоры, тем больше накапливалось деформации и больше становился локальный объем. В табл. 1, для информации, приведены максимальные значения σ_{xx} , σ_{yy} и ϵ , наблюдаемые в локальной области образца.

Как было сказано ранее, неоднородная радиационная пористость образуется как в теле зерна (рис. 11а), так и по-особому формируется в приграничных к двойникам деформации областях (рис. 11б). Анализ на мезоуровне структуры стали после облучения показывает, что распределение пор на границах двойников более неоднородно, чем в теле зерна. Различие диаметров пор и их концентраций приводит к образованию характерных элементов микроструктуры транс-

Таблица 1. Максимальные значения σ_{xx} , σ_{yy} и ϵ , наблюдаемые в локальной области кольцевого образца при его разрушении

Образец	$T_{исп.}, ^\circ C$	$s_{\sigma_{xx}}, MPa$	$s_{\sigma_{yy}}, MPa$	$\epsilon, \%$
1	25	1020	10	1.67
2	400	880	20	3.40
3	520	900	25	4.45
4	600	1050	25	7.85

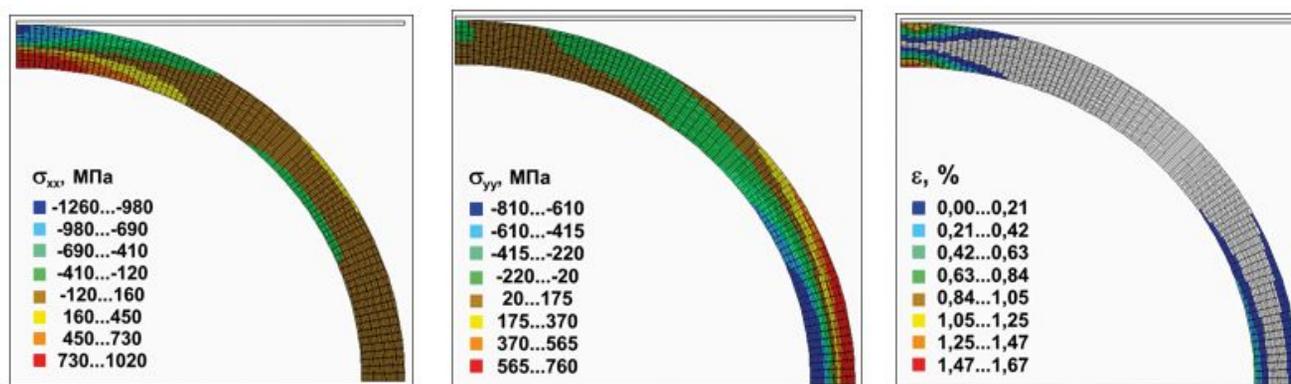


Рис. 10. Типичные картограммы распределения нормальных напряжений σ_{xx} , σ_{yy} и деформации ϵ при расчете конечно-элементной модели кольцевого образца при радиальном сжатии.

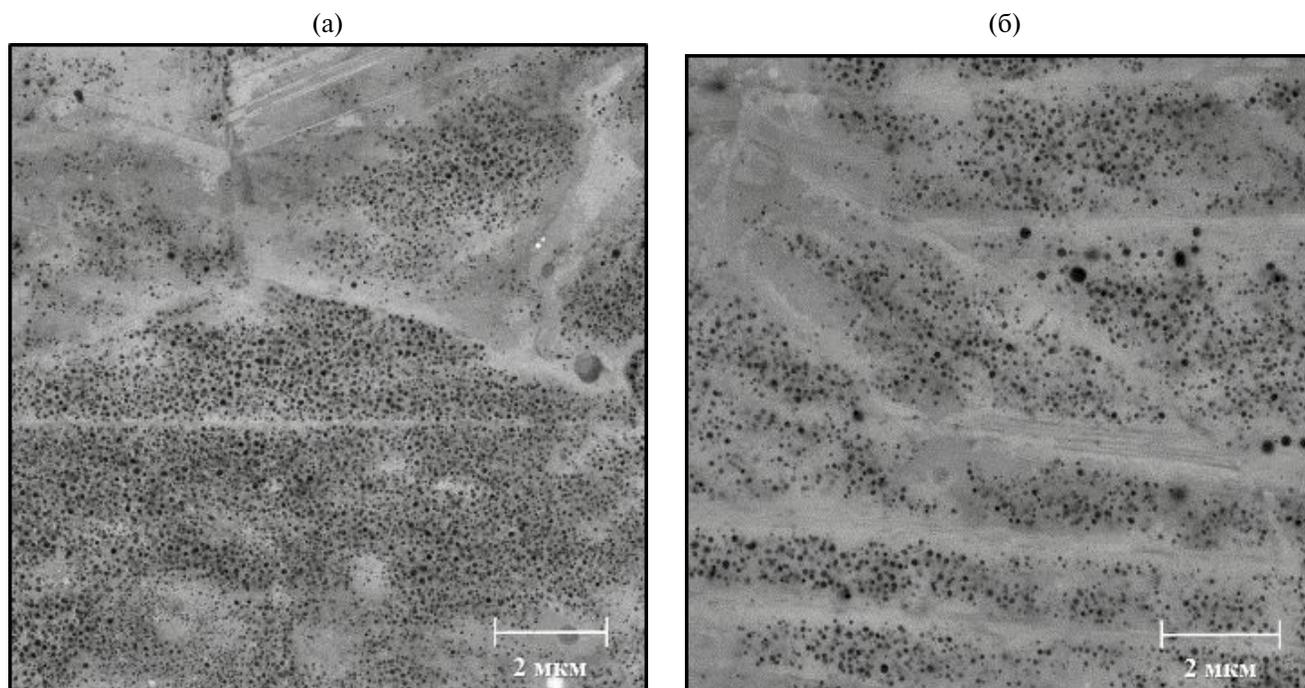


Рис. 11. Радиационная пористость в теле зерна (а) и двойниках деформации (б), показанная на поверхности шлифованного образца из центрального участка оболочки твэла после облучения свыше 100 сна.

кристаллитного разрушения материала на поверхностях изломов исследуемых образцов.

Характерным является разрушение путем слияния микропустот, когда поверхность разрушения пересекает тело зерна (рис. 12а).

Другие элементы наблюдаются при разрушении зерна по двойникам деформации, при этом трещина пересекает двойники либо поперек (рис. 12б), либо вдоль, образуя характерные плоскости (рис. 12в).

Экспериментальные данные о влиянии двойниковых структур на механические характеристики холоднотемпературных аустенитных сталей при нейтронном облучении малочисленны, что делает исследования в данном направлении актуальными.

Известно, что при облучении газо-вакансионные пузырьки и поры образуются на дислокациях и определенным образом ориентированных двойниках [23]. При деформации плоскости двойников взаимодействуют с дислокациями, при этом происходят процессы изменения дислокационной и двойниковой структуры. Количественной модели, адекватно описывающей эволюцию микроструктуры при протекании таких процессов в условиях интенсивного нейтронного облучения, в настоящее время не разработано. Плоскости двойников являются дополнительным стоком для вакансий, что влияет на развитие радиационной пористости в пределах границ двойников.

Определенную роль в развитии радиационной пористости играет перераспределение легирующих элементов. При облучении, раньше других элементов замещения, в аустенитных сталях уходят из твердого раствора Ni и Si, что, как указано в работе [15], снижает диффузионную подвижность вакансий и способствует увеличению пересыщения кристаллической матрицы по вакансиям [23].

Влияние на развитие пористости оказывают особенности эксплуатации твэлов в активной зоне реактора на быстрых нейтронах. К одной из них можно отнести температурные градиенты по толщине оболочки, создающие термические напряжения в ней, которые оказывают дополнительное влияние на изменение структуры материала при облучении. Оценки градиента температуры по толщине стенки оболочки показывают, что различия температур внутренней и наружной поверхностей составляют от 10°C до 30°C [24]. Можно добавить, что при выходе реактора на мощность градиент температур по толщине стенки оболочки приводит к созданию сжимающих напряжений с внутренней стороны и к растягивающим (положительным) — с внешней. В стационарном режиме происходила релаксация этих напряжений благодаря термической ползучести, а при останове реактора эпюра термических напряжений меняется на обратную (растягивающие — с внутренней, а сжимающие — с внешней стороны) [1]. Положительные напря-

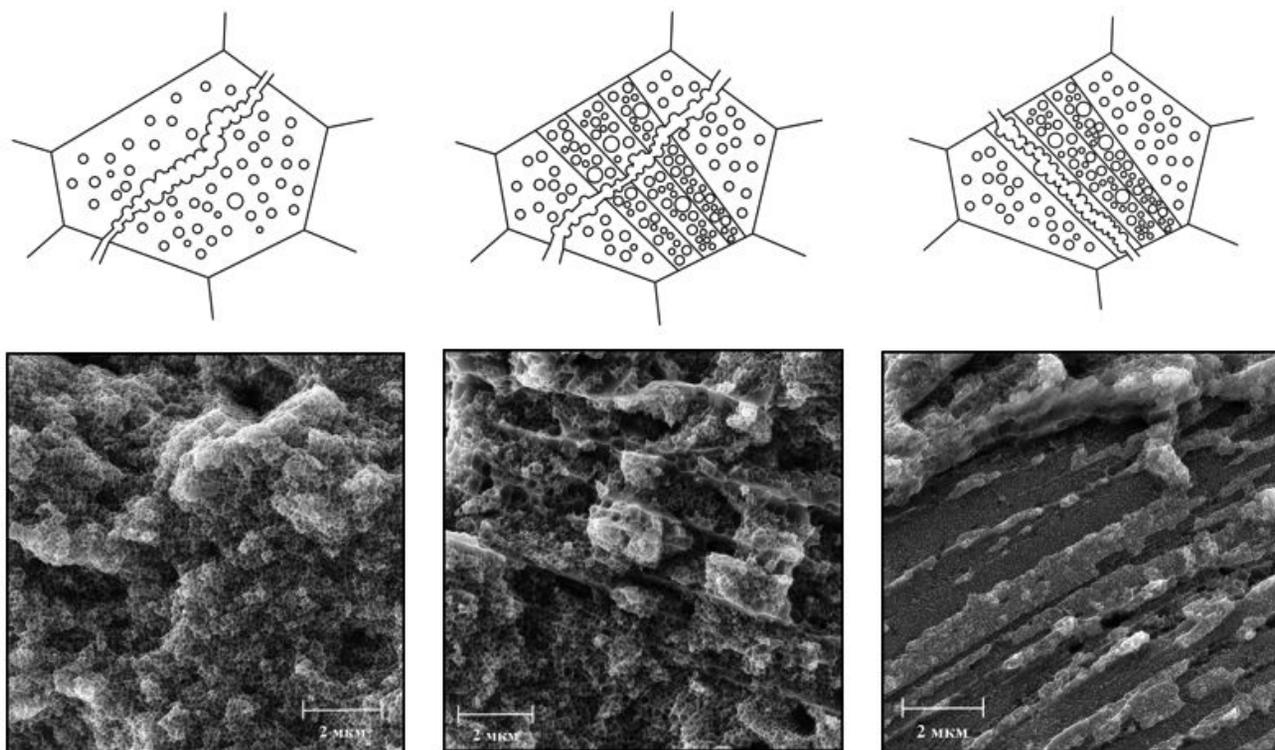


Рис. 12. Схемы транскристаллитного разрушения при механических испытаниях на радиальное сжатие кольцевых образцов стали 07X16N19M2Г2БТР, облученной до повреждающей дозы более 100 сна.

жения способствуют увеличению потока вакансий к той или иной поверхности оболочки и, как следствие – распухание происходит неравномерно и в различный период времени. Дополнительно ситуация осложняется механическим взаимодействием твэлов между собой через дистанционирующую проволоку и с чехлом тепловыделяющих сборок. Это взаимодействие вызывает деформацию оболочки в виде овализации твэла, которая также сопровождается неоднородным распределением напряжений по толщине стенки, как показано в данной расчетной схеме НДС (рис. 10а). В совокупности, это может привести к ускоренному накоплению радиационных повреждений на отдельных локальных участках твэла [25]. В итоге в той области твэла, где значительное количество пор образуется на двойниках, происходит разрушение по этим участкам. Такой вид изломов, в большей мере, наблюдается у образцов № 1 и № 2. В частности, у образца № 2 разрушение, связанное с элементами двойниковой структуры, преимущественно локализовано в наружных слоях оболочки (рис. 13). Об однозначном влиянии температуры испытания на доминирование какого-то одного вида характерного элемента микроструктуры, описанного выше (рис. 12), утверждать сложно. Для этого требуется проведение дополнитель-

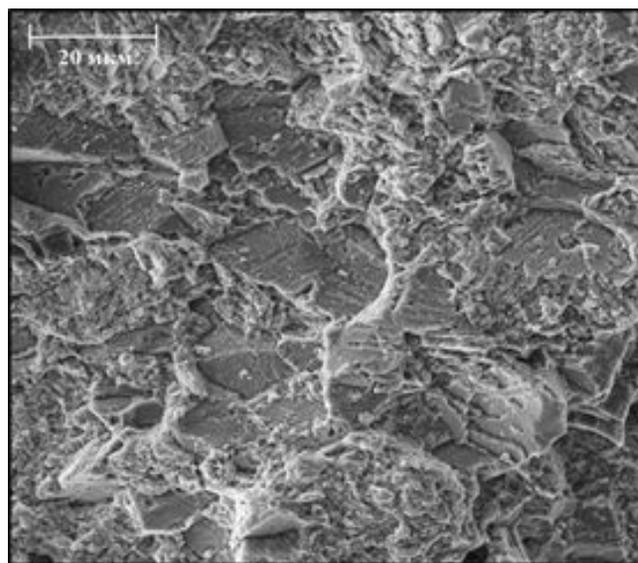


Рис. 13. Локальный участок излома с высокой плотностью двойников деформации, по которым произошло разрушение.

ных исследований и сравнение с результатами испытаний оболочек из других твэлов.

Наличие участков с различными видами разрушения свидетельствует о том, что разрушение происходит там, где присутствуют соответствующие виды дефектов, которые являются обла-

стями локализации напряжений при движении дислокаций. Характер разрушения определяется локальным распределением разных типов упрочняющих радиационных дефектов. В данном случае доминирующий вклад вносят радиационные поры, разрушение происходит по ним.

5. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведены испытания на сжатие в радиальном направлении кольцевых образцов из стали 07X16N19M2Г2БТР, изготовленных из центрального участка оболочки твэла, облученного в реакторе БН-600. Показано, что при реализованном в испытаниях напряженно-деформированном состоянии характер разрушения преимущественно транскристаллитный по радиационным порам. Такой характер разрушения является следствием радиационно-индуцированных изменений микроструктуры, приводящих к созданию в материале областей локализации напряжений на различных видах сформировавшихся дефектов.

Проведенный анализ напряженно-деформированного состояния кольцевого образца позволил количественно оценить напряжения и деформацию, представить их распределение при сжатии образца в радиальном направлении. В дальнейшем целесообразно проведение аналогичного анализа при испытаниях трубчатых образцов внутренним давлением пластичного заполнителя.

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Поролло С.И., Конобеев Ю.В., Шулепин С.В.* Анализ поведения оболочек твэлов БН-600 из стали 0X16N15M3БР при высоком выгорании топлива // *Ат. Энерг.* 2009. Т. 106. № 4. С. 188–194.
2. *Баканов М.В., Мальцев В.В., Ошканов Н.Н., Чуев В.В.* Основные результаты контроля работоспособности твэлов с оболочками из аустенитных сталей нового поколения // *Изв. Вузов. Яд. Энерг.* 2011. № 1. С. 187–195.
3. *Митрофанова Н.М., Целищев А.В., Агеев В.С., Буданов Ю.П., Иолтуховский А.Г., Леонтьева-Смирнова М.В., Решетников Ф.Г., Бибилашвили Ю.К., Шкабура И.А., Иванов Ю.А.* Конструкционные материалы для оболочек твэлов и чехлов реактора БН-600 // *Изв. Вузов. Яд. Энерг.* 2011. № 1. С. 211–223.
4. *Целищев А.В., Агеев В.С., Буданов Ю.П., Иолтуховский А.Г., Митрофанова Н.М., Леонтьева-Смирнова М.В., Шкабура И.А., Забудько Л.М., Козлов А.В., Мальцев В.В., Повстанко А.В.* Разработка конструкционной стали для твэлов и ТВС быстрых натриевых реакторов // *Ат. Энерг.* 2010. Т. 108. № 4. С. 217–222.
5. *Митрофанова Н.М., Чурюмова Т.А.* Сталь ЭК164 – конструкционный материал оболочек твэлов реакторов БН // *ВАНТ.* 2019. № 2(98). С. 100–109.
6. *Аккузин С.А., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Чернов В.М.* Микроструктура и механические свойства аустенитной стали ЭК-164 после термических обработок // *Изв. вузов* 2019. Т. 62. № 4. С. 125–130.
7. *Аккузин С.А., Литовченко И.Ю.* Влияние температуры пластической деформации на микроструктуру и механические свойства аустенитной стали ЭК-164 // *Вектор науки ТГУ.* 2020. № 2. С. 7–14.
8. *Пастухов В.И., Панченко В.Л., Портных И.А., Аверин С.А., Козлов А.В.* Неоднородность радиационной пористости оболочки твэла из аустенитной стали X16N19M2Г2БТФПР // *ВАНТ.* 2018. 5(96). С. 13–22.
9. *Козлов А.В.* Действие нейтронного облучения на металлы при различных температурах и возможность самоорганизации протекающих при этом процессов // *Физ. Элементарных частиц и ат. ядра.* 2006. Т. 37. № 4. С. 1110–1150.
10. *Козлов А.В.* Радиационные дефекты в аустенитных сталях при нейтронном облучении и их влияние на физико-механические свойства // *Изв. Вузов. Яд. энерг.* 2011. № 1. С. 196–210.
11. *Козлов А.В., Портных И.А., Пастухов В.И.* Миграция точечных дефектов в поле градиента температуры // *ФММ.* 2018. Т. 119. № 4. С. 415–422.
12. *Портных И.А., Козлов А.В.* Сравнительные исследования пористости, сформировавшейся в материале оболочек твэлов из стали ЧС-68, изготовленных по технологии ПНТЗ и усовершенствованной технологии МСЗ, после эксплуатации в реакторе БН-600 // *Изв. Вузов. Яд. энерг.* 2011. № 1. С. 231–239.
13. *Высокотемпературные механические свойства коррозионностойкой стали для атомной техники: Труды конференции. Пер. с англ. Под ред. С.Б. Масленикова. М.: Металлургия, 1987. 480 с.*
14. *Hamilton M.L., Fan-Hsiang Huang, Walter J.S. Yang, and Garner F.A.* Mechanical Properties and Fracture Behavior of 20% Cold-Worked 316 Stainless Steel Irradiated to Very High Neutron Exposures // *Influence of Radiation in Material Properties: 13th International Symposium (Part II), ASTM STP 956.* 1987. P. 245–270.
15. *Козлов А.В.* Зависимость концентрации точечных дефектов в аустенитной стали ЧС-68 от скорости их генерации и температуры при нейтронном облучении // *ФММ.* 2009. Т. 107. № 6. С. 574–581.
16. *Karagergi R.P., Evseev M.V., Kozlov A.V.* Distribution of plastic deformation along the perimeter of circular specimen of thin-wall fuel-element cladding during its expansion // *Mat. Phys. and Mech.* 2021. Т. 47. № 1. P. 74–88.

17. *Herb J., Sievers J., Sonnenburg H.* A new cladding embrittlement criterion derived from ring compression tests // *Nucl. Eng. Design.* 2014. № 273. P. 615–630.
18. *Martin-Rengel M.A., Gomez Sanchez F.J., Ruiz-Hervias J., Caballero L.* Determination of the hoop fracture properties of unirradiated hydrogen-charged nuclear fuel cladding from ring compression tests // *JNM.* 2013. V. 436. P. 123–129.
19. *Desquines J., Guilbert S.* Effect of an oxide layer on the result of a ring compression test on a fuel cladding sample after a simulated LOCA transient // *Top fuel Proc. Prague, Czech Republic,* 2018.
20. *Аверин С.А., Сафонов В.А., Солонин М.И.* Физические аспекты разрушения оболочек твэлов ядерных реакторов // *ВАНТ.* 1990. № 3(54). С. 62–68.
21. *Сафонов В.А., Аверин С.А.* Основные закономерности поведения аустенитных нержавеющей сталей под воздействием нагрузок, среды и облучения // *ВАНТ.* 2007. № 1(68–69). С. 90–160.
22. *Коновалов А.В., Партин А.С.* “Программа конечно-элементного моделирования растяжения овального образца на полуцилиндрических опорах” / Екатеринбург. ИМАШ УрО РАН. Свид. № 2020612158. 2020.
23. *Kozlov A.V., Portnykh I.A., Skryabin L.A., Kinev E.A.* Temperature effect on characteristics of void population formed in austenitic steel under neutron irradiation up to high dose // *JNM.* 2002. № 307–311. P. 956–960.
24. *Козлов А.В., Портных И.А., Брюшкова С.В., Кинев Е.А.* Влияние вакансионной пористости на прочностные характеристики аустенитной стали ЧС-68 // *ФММ.* 2003. Т. 95. № 4. С. 87–97.
25. *Чуев В.В., Митюрев К.В., Коновалов В.В.* Выявление факторов ускоренного накопления повреждений в оболочках твэлов, облученных в реакторе БН-600, неразрушающими методами контроля // *Изв. Вузов. Яд. энерг.* 2011. № 2. С. 171–180.

MICROSTRUCTURE OF FRACTURE SURFACES AFTER RADIAL COMPRESSION OF ANNULAR SPECIMENS MADE OF CLADDING AUSTENITIC STEEL EXPOSED TO DAMAGING DOSE ABOVE 100 DPA

**R. P. Karagergi^{1, *}, A. V. Kozlov¹, V. Yu. Yarkov¹, V. I. Pastukhov¹, S. V. Barsanova¹,
T. A. Churyumova², N. M. Mitrofanova², and M. V. Leont'eva-Smirnova²**

¹*AO Institute of Nuclear Materials, Zarechnyi, Sverdlovsk oblast, 624250 Russia*

²*Bochvar High-Technology Research Institute of Inorganic Materials, Moscow, 123098 Russia*

**e-mail: karagergi_rp@irmatom.ru*

Short-term mechanical testing of annular specimens made of a segment of the fuel element cladding irradiated in the BN-600 reactor up to damaging dose above 100 dpa has been performed. The specimens were compressed in the radial direction at different temperatures to plot experimental diagrams and analyze the stress-strain state. After testing, the fracture character and microstructure of the fracture surface were studied. It is shown that fracture of specimens at the microlevel occurs transgranularly, and the segments of fracture are observed along characteristic structural elements of cold deformed austenitic steel, along and transverse to packets of deformation twins. In general, fracture occurs with a strong deformation localization at different types of appeared defects.

Keywords: fuel element, neutron irradiation, porosity, swelling, steel 07Kh16N19M2G2BTR, annular specimen, stress-strain state, mechanical testing