

В заключение следует отметить, что если макрораспределение увеличивает концентрацию примесей по сравнению с концентрацией в питательной воде в 10—100 раз, микрораспределение в 100—1000 раз, то концентрация в вязком пограничном слое определяется обоими процессами.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Джахан Фарниа Голам Реза. Моделирование пространственного распределения примесей в парогенери-

рующих каналах оборудования АЭС и ТЭС. Автореф. дис. на соискание ученой степени канд. техн. наук. М., 2005 (МЭИ).

2. Хлебников А.А. Пространственное распределение примесей в парогенерирующем оборудовании АЭС и ТЭС в стационарных и переходных процессах. Автореф. дис. на соискание ученой степени канд. техн. наук. М., 2001 (МЭИ).

3. Зройчиков Н.А., Галас И.В., Чернов Е.Ф. и др. Особенности распределения примесей в барабанных котлах ТГМ-96 ТЭЦ-23 в стационарных и переходных режимах. — Теплоэнергетика, 2006, № 11, с. 33—38.

Поступила в Редакцию 3.11.09

УДК 621.039.548

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ПЛЕНОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПО ДАННЫМ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

*Доровской В.М., Тутнов И.А. (ИЯР РНЦ «Курчатовский ин-т», г. Москва),
Кудрявцев Е.М., Родионов В.Я. (НИЯУ МИФИ, г. Москва)*

Надежность и функциональную безопасность ядерных энергетических установок часто обосновывают посредством имитационных моделей, основанных на описании физических процессов разрушения материалов во время эксплуатации. До настоящего времени точность расчетного моделирования разрушения тонкостенных конструкций ядерных энергетических установок считалась удовлетворительной. Долговечность большинства таких конструкций рассчитывалась для относительно небольшого срока эксплуатации при значительном запасе прочности. Для описания процессов разрушения в таких конструкциях использовались полуэмпирические или феноменологические модельные зависимости параметров разрушения от условий внешнего термосилового воздействия на исследуемую конструкцию.

В настоящее время надежность и ресурс ядерных энергетических установок требуется прогнозировать на длительный период эксплуатации, до 60 лет и более. Поэтому все большую актуальность приобретают экспериментальные исследования, которые составляют основу построения имитационных моделей, необходимых для прогнозирования долговечности конструкций. Это также связано с тем, что по мере усложнения и удорожания конструкций, расширения многокомпонентной неопределенности необходимых исходных данных и условий будущей длительной эксплуатации возрастают требования к точности прогнозов расчетной

долговечности этих конструкций. Результаты прогнозов необходимо контролировать в течение времени работы ядерных энергетических установок и уточнять их гарантированный ресурс эксплуатации.

Сложность моделирования заключается в том, что разрушение материалов тонкостенных и мембранных изделий ядерных энергетических установок начинается на микроуровне, где используются закономерности атомной и молекулярной физики и механики разрушения, а заканчивается на макроуровне, где уже необходимы соотношения континуальной механики и термодинамики. Макропроцессы разрушения материала успешно контролируются имеющимися средствами измерений и неразрушающего контроля. Но такие результаты неразрушающего контроля разрушения материалов могут быть использованы только для краткосрочного прогноза показателей долговечности и ресурса названных изделий.

Микропроцессы разрушения имеют фундаментальное значение для моделирования и прогнозирования долговечности изделий на длительный период эксплуатации ядерных установок, но их имитационное представление достаточно сложно. Сложна и экстраполяция результатов моделирования микропроцессов разрушения материалов на макроуровень времени предполагаемого разрушения конструкций.

Вместе с тем в последнее время появилось множество новых имитационных моделей для

количественного и качественного описания трещинообразования, разрушения и, как следствие, прогнозирования ресурса. При описании разрушения предполагают, что материал моделей является либо бесконечной однородной средой (континуальный случай), либо обладает характерной структурой, определяющей его свойства (дискретный случай). Создание единой модели разрушения для континуального и дискретного случаев пока затруднительно из-за отсутствия экспериментальных данных. В этом отношении наиболее перспективным представляется изучение поведения тонких пленок в процессе их силового нагружения. Одновременно с этим решается задача создания новых средств измерений материала конструкций. В частности, разработана оригинальная методика экспериментального изучения разрушения тонких пленок методом *in-situ* деформирования образцов в колонне трансмиссионно-сканирующего электронного микроскопа.

Эта методика позволяет непосредственно наблюдать за изменениями тонкой структуры материала от зарождения микротрещины до полного разрушения и измерять параметры структуры исследуемых образцов. Результаты масштабного применения этой методики позволят создать новые имитационные модели для описания микропроцессов разрушения в целях прогнозирования долговечности изделий ядерных установок.

Настоящая работа посвящена изучению зарождения и распространения трещин в специально и особым образом подготовленных образцах частично кристаллизованного $\text{Tc}+25\%\text{C}$. Образцы подвергались разрушению при их деформировании до разрушения в колонне трансмиссионно-сканирующего электронного микроскопа. Тонкопленочные образцы толщиной 50 нм получали ионно-точечным напылением по методике [1]. При таких условиях напыления полученные образцы имели аморфную структуру. Напыленный образец размером 2×2 мм в соответствии с методикой [2] помещали в приспособление электронного микроскопа TEMSCAN-100CX (Япония) для нагрева со скоростью 0,5 град/мин, при этом наблюдая за изменениями в структуре материала. При температуре $\sim 360^\circ\text{C}$ в структуре материала возникали кристаллические участки размером 10—2000 нм. Подготовленный таким образом образец помещали в приспособление микроскопа для дефор-

мации растяжением [3]. Деформирование растяжением образцов проводили при скорости 0,1 мкм/мин, при этом наблюдали за процессами зарождения и распространения микротрещин и изменениями структуры. В процессе деформирования проводили видеосъемку процесса изменений в структуре и фотографирование микротрещин.

Приведем некоторые результаты исследований, полученные при реализации данной методики. Как видно на рис. 1, структура образца из $\text{Tc}+25\%\text{C}$ после отжига состоит из аморфной матрицы, в которой по поверхности и толщине равномерно распределены кристаллические участки размером от единиц до десятков нанометров. Внутри крупных кристаллических участков просматриваются дислокации и контуры. Наличие точек в кристаллической части говорит о том, что более мелкие кристаллики располагаются выше по толщине пленки. Электронограмма образца содержит как размытые диффузные кольца от аморфной части, так и точечные рефлексы от кристаллической части (рис. 2).

После удлинения образца на 4 мкм в структуре образовалась микротрещина, которая затормозилась в кристаллической части размером 250×100 нм (рис. 3). Поскольку при большом увеличении резко сокращается площадь обзора, неизвестно, зародилась эта трещина в аморфной

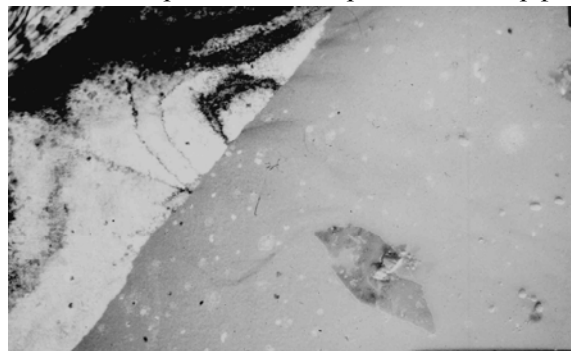
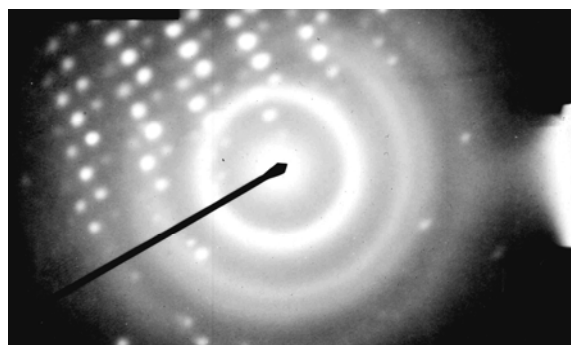
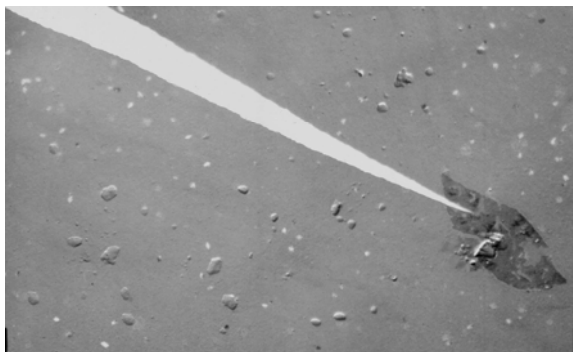


Рис. 1. Микрофотография структуры образца $\text{Tc}+25\%\text{C}$ после отжига пленки при 360°C . $\times 100\,000$



Р и с. 2. Электронограмма образца после отжига при

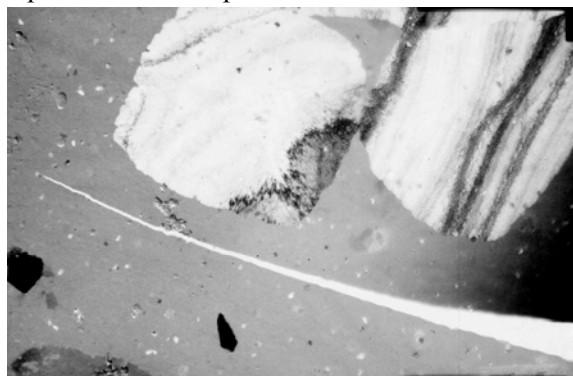


Р и с. 3. Микрофотография структуры образца Тс+25% С после удлинения на 4 мкм. Микротрещина остановилась в кристаллической части образца. $\times 100\ 000$

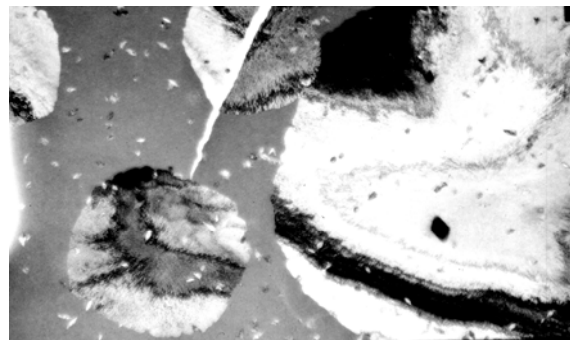
или кристаллической части. Микротрещина имеет ширину до 50—70 нм с ровными сторонами в аморфной части, она не меняла направление и не ветвилась. В процессе выдержки образца при этой деформации ее вершина слегка притуплялась.

После увеличения деформации еще на 0,2 мкм микротрещина, пройдя через кристаллический островок, продвигалась по аморфной матрице, обходила кристаллические участки и останавливалась, не доходя несколько десятков нанометров до маленького кристаллика размером >10 нм (рис. 4). Обходя маленькие кристаллические участки, микротрещина меняла направление своего развития и изгибалась.

При медленном увеличении деформации микротрещина продвигалась далее по структуре образца. Подходя к кристаллическим участкам, она слегка изгибалась и останавливалась перед ними. Это можно наблюдать на рис. 5, где сфотографирована микротрещина, остановившаяся около кристаллического участка круглой формы диаметром ~ 350 нм. В кристаллической части образца наблюдалось движение дислокаций в направлении от вершины остановившейся мик-



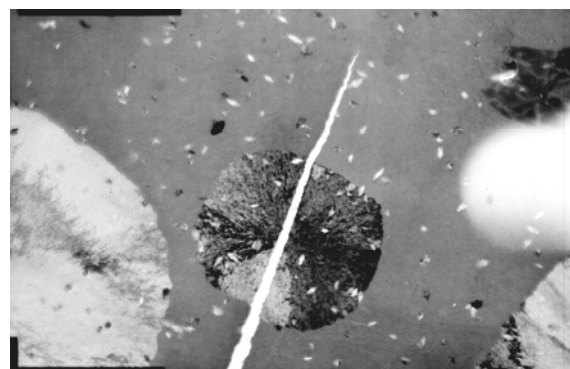
Р и с. 4. Микрофотография структуры образца Тс+25% С после увеличения деформации на 0,6 мкм. Микротрещина остановилась в аморфной матрице. $\times 100\ 000$



Р и с. 5. Микрофотография структуры образца Тс+25% С. Микротрещина перед кристаллическим участком образца. $\times 100\ 000$

ротрещины. Если деформация не увеличивалась, то указанная дислокационная структура в кристаллической части образца восстанавливалась. В случае увеличения деформации микротрещина проходила по кристаллическому участку и останавливалась в аморфной части. Как видно на рис. 6, микротрещина при выходе из кристаллической части слегка меняет направление (появление зигзагообразности), хотя при проходе через кристаллическую часть зигзагообразность не наблюдалась.

При движении по аморфной части образца микротрещина проявляла зигзагообразность (рис. 7). В ее вершине наблюдалось утонение материала. По мере увеличения деформации микротрещина зигзагообразно продвигалась по аморфной части образца. Зигзагообразность увеличивалась при подходе к кристаллической части, отсутствовала при проходе через кристаллическую часть и вновь обнаруживалась при выходе из кристаллической части. Микротрещина всегда имела узкую форму, ее ширина в средней части не превышала 50—100 нм. Чаще всего распространяющаяся микротрещина останавливалась в аморфной части образца на рас-



Р и с. 6. Микрофотография структуры образца Тс+25% С после увеличения деформации. Микротрещина остановилась в аморфной части. $\times 100\ 000$



Р и с. 7. Микрофотография структуры образца Тс+25% С. Зигзагообразное продвижение микротрещины по аморфной части образца. $\times 100\,000$

стоянии 10—200 нм перед кристаллическими участками.

Обсуждение результатов. При разрушении кристаллических тонкопленочных образцов ранее наблюдали зигзагообразное распространение трещин [4], причем было замечено, что при разрушении пленочных образцов в аморфном состоянии зигзагообразность микротрещин меньше. В нашем случае образец состоял как из кристаллических, так и из аморфных участков. Как отмечалось, зигзагообразность распространения микротрещин в аморфной части была больше, чем в кристаллической части. Это, по-видимому, связано с разным напряженным состоянием кристаллической и аморфной частей образца. Изменением напряженного состояния на границе между кристаллическими и аморфными частями можно объяснить и большую зигзагообразность микротрещины при ее подходе к кристаллическим участкам и выходе из них. Таким образом, можно предположить, что напряженное состояние вокруг кристаллических участков отлично от существующего в аморфной матрице. В дальнейшем, используя специальные методы электронной микроскопии [5], можно будет хотя бы качественно оценить знак напряжений.

В процессе исследований наблюдалось утонение аморфного материала перед вершиной распространяющейся микротрещины, отмеченное и ранее при деформировании аморфных тонкопленочных образцов системы Fe—Ni [4]. Утонение материала перед вершиной распространяющейся микротрещины связано с началом разрушения материала как аморфного, так и кристаллического [6]. Если в кристаллическом материале утонение сопровождается интенсив-

ным уходом дислокаций из утоняющейся области и в конечном счете приводит к переходу локальной области в аморфное состояние перед своим разрушением [7], то аморфный материал, в котором дислокации отсутствуют, просто утоняется. Оценить напряженное состояние аморфного материала — трудная задача из-за отсутствия структурных элементов, изменяющихся под влиянием напряжений [5].

Микротрещины по кристаллическим участкам образца распространялись по обычному механизму [4, 7], но без проявления зигзагообразности и ветвления. Вероятно, это связано тем, что на приведенных фотографиях микротрещина проходила через кристаллические участки размером 30 нм при толщине пленочного образца 50 нм, кристаллический участок полностью находился в глубине образца и его напряженное состояние формировалось в основном аморфной структурой. В кристаллических участках размером более толщины образца распространение микротрещины происходило зигзагообразно [4].

Как видно из приведенных результатов, распространение микротрещин в частично кристаллических тонких пленках отличается от аналогичного наблюдаемого в кристаллических или аморфных пленках, поскольку на своем пути распространяющаяся микротрещина преодолевает участки с разными напряженными состояниями. На границах раздела между кристаллическими и аморфными участками происходит скачкообразное изменение напряженного состояния, что в свою очередь неизбежно меняет механизм продвижения микротрещины.

Аморфные материалы, как известно, имеют физические, механические и даже химические свойства, отличные от свойств кристаллического материала. Изучение фундаментальных и прикладных свойств частично кристаллических материалов имеет важное значение, поскольку позволит построить имитационные математические модели распространения микротрещин. Такие модели будут полезны для инженерного прогнозирования надежности и оценки ресурса тонкопленочных изделий, которые в последние годы получили широкое применение в ядерной и других областях науки и техники.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Васильев Ю.А., Голянов В.М., Елесин Л.А., Михеева М.Н. Фазовые переходы в тонких пленках технеций—углерод: Препринт ИАЭ-3892/10, 1984.
2. Доровской В.М., Елесин Л.А. Разрушение кристаллических и аморфных пленок в колонне электронного микроскопа: Препринт ИАЭ-1066/84, 1984.
3. Доровской В.М., Елесин Л.А., Платонов П.А., Тутнов А.А. Исследование микропроцессов разрушения при деформировании тонких пленок в колонне электронного микроскопа. — Вопросы атомной науки и техники. Сер. Атомное материаловедение, 1983, вып. 1(17), с. 27—30.
4. Доровской В.М., Елесин Л.А., Тутнов А.А. Кинетика развития субмикро- и микротрещин в кристаллических и аморфных пленках: Препринт ИАЭ-4066/11, 1984.
5. Новиков И.И., Кантор М.М., Доровской В.М. и др. Изучение анизотропии радиационных повреждений в аустенитной нержавеющей стали методом высоковольтной электронной микроскопии. — ДАН СССР, 1981, т. 1, № 256, с. 77—80.
6. Dorovskoy V.M., Elesin L.A., Tutnov A.A. In-situ investigation of micro processes of metals fracture. — In: EUREM'88, 1988, № 93, v. 2, Ch. II, p. 431—432.
7. Доровской В.М., Елесин Л.А., Тутнов А.А. Экспериментальное электронно-микроскопическое исследование микромеханизмов разрушения в тонких фольгах. — Вопросы атомной науки и техники. Сер. Атомное материаловедение, 1986, вып. 1(23), с. 55—61.

Поступила в Редакцию 2.10.09

УДК 621.039.542.532+543.26

РЕКОМЕНДАЦИИ ДЛЯ РАСЧЕТА СКОРОСТИ РАДИАЦИОННОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ОКСИДНОГО ТОПЛИВА ПРИ АНАЛИЗЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ТВЭЛОВ

Малыгин В.Б., Набойченко К.В., Шаповалов А.С. (НИЯУ МИФИ, г. Москва),
Бибилашвили Ю.К. (ОАО «ВНИИНМ», г. Москва)

Анализ данных [1—11] о радиационной ползучести диоксида урана и смешанного уран-плутониевого топлива показал, что скорость стационарной ползучести прямо пропорциональна приложенному напряжению, плотности делений и не зависит от размера зерна. При ниже 400—500 °С она постоянна, при более высокой температуре увеличивается с ее повышением. Это дает основание полагать, что существуют два независимых механизма, вклад которых в общую деформацию зависит от температуры.

Атермическая составляющая скорости радиационной ползучести оксидного топлива оценена на основе механизма анизотропии модульного взаимодействия [12], заключающегося в преимущественном захвате дислокациями промежуточных атомов:

$$\xi_{p1} = B\sigma K \approx \sigma K/E, \quad (1)$$

где ξ_{p1} — скорость атермической составляющей радиационной ползучести; B — модуль ползучести; σ — приложенное напряжение; K — скорость образования точечных дефектов (скорость смещений); E — модуль упругости.

среднеквадратичного расстояния до стока можно принять 10^{-10} см². Следует отметить, что в качестве стоков точечных дефектов могут вы-

Термическая составляющая радиационной ползучести оксидного топлива может быть связана с разделением потоков точечных дефектов под действием приложенного напряжения. Одним из возможных механизмов является диффузия точечных дефектов к дислокационным петлям или кластерам, ориентация которых зависит от напряженного состояния [13]. С точностью до постоянного коэффициента зависящий от температуры компонент скорости радиационной ползучести

$$\xi_{p2} = \frac{\Omega D_p}{\chi^2 kT} \sigma, \quad (2)$$

где Ω — атомный объем; D_p — коэффициент радиационной диффузии; χ — среднее расстояние до стока точечных дефектов; k — постоянная Больцмана; T — температура.

Можно принять, что основными стоками точечных дефектов в облучаемом топливе являются ориентированные напряжением дислокационные петли. По экспериментальным наблюдениям плотность межузельных дислокационных петель в облученном диоксиде урана равна $\sim 10^{10}$ см⁻² [14]. На этом основании для ступать другие несовершенства структуры облучаемого диоксида урана, но их выбор не является критическим для построения расчетных