

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЕ СООБЩЕНИЯ

УДК 621.039.548

РАЗРУШЕНИЕ СПЛАВА Э-110 ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ НАГРУЖЕНИЯ

Доровской В.М., Тутнов И.А. (НИЦ «Курчатовский ин-т», г. Москва)

Сплав циркония с 1% ниобия, применяемый в качестве оболочек твэлов, эксплуатируется в сложных условиях. Прогнозирование длительной прочности и ресурса твэла требует разработки математической модели разрушения, описывающей накопление дефектов и их взаимодействие на основе анализа процессов зарождения и распространения микротрещин при постоянных или переменных нагрузках.

В настоящем сообщении приводятся результаты экспериментального исследования зарождения и распространения микротрещин в образцах из сплава Э-110 при постоянных и переменных режимах нагружения in-situ в колонне трансмиссионно-сканирующего электронного микроскопа.

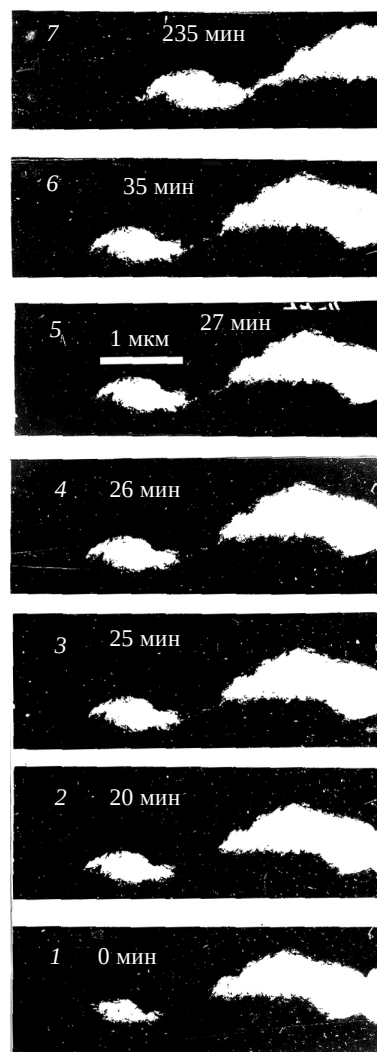
Экспериментальная методика. Для исследования распространения микротрещин в сплаве Э-110 использовали тонкие фольги, полученные из литого слитка, необлученных трубок-свидетелей с толщиной стенки 0,62—0,63 мм и оболочек твэлов, облученных в реакторе МР при 380 °С ($E \geq 0,1$ МэВ). Образцы для исследований in-situ в электронном микроскопе приготавливали по методикам [1—4].

Деформирование с переменными нагрузками осуществляли следующим образом. Вначале образец деформировали в течение 30 с со скоростью 0,05 мкм/мин, после фотографирования структуры его разгружали с той же скоростью в течение 25 с и вновь фотографировали. Затем образец деформировали в течение 35 с и разгружали в течение 30 с и вновь фотографировали. И так далее через 40, 45, 50 с нагружения. Такой режим рассматривали как режим с циклирующей нагрузкой.

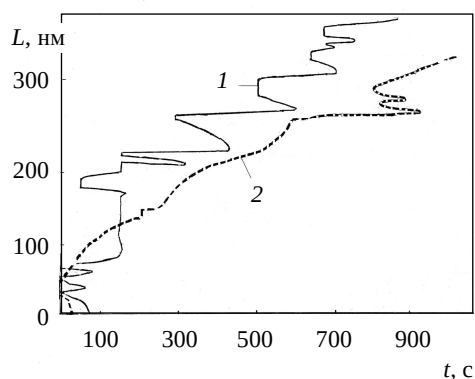
Для определения геометрических размеров микротрещины применяли съемку стереопар, при этом образец наклоняли на $\pm 11^\circ$ по отношению к падающему пучку электронов с помощью гониометрической приставки. Для оценки напряженного состояния участков материала вблизи вершины микротрещины проводили съемку псевдостереопар [3].

Экспериментальные результаты. На рис. 1 показаны последовательные микрофотографии, кото-

рые иллюстрируют зарождение и распространение микротрещины в сплаве Э-110 в процессе in-situ деформирования образцов растяжением. Данная последовательность получена во время выдержки образца при постоянной деформации. Зарождение микротрещины начиналось на расстоянии $\sim 0,8$ мкм от вершины уже имеющейся микротрещины. По мере выдерж-



Р и с. 1. Последовательность распространения микротрещины во время выдержки образца сплава Э-110 при постоянной деформации 44%



Р и с. 2. Изменения расстояния L при деформировании образцов из трубок твэлов, облученных при 380°C до флюенса нейтронов ($E \geq 0,1$ МэВ) $1,5 \cdot 10^{21}$ (1), $0,6 \cdot 10^{21}$ см $^{-2}$ (2)

ки образца при постоянной деформации зародышевые микротрещины приближаются к вершине имеющейся и сливаются с ней.

В образцах из литого сплава расстояние L от зародышевой микротрещины до вершины имеющейся меньше, чем в образцах из трубки-свидетеля. Кроме того, в образцах из трубки-свидетеля в отличие от образцов из литого сплава первое слияние происходило почти без образования новых зародышевых микротрещин. Время жизни зародышевых микротрещин до слияния между собой и с вершиной микротрещины в образцах из литого слитка выше.

На рис. 2 показано изменение расстояния L в случае облученных нейтронами при 380°C трубок твэлов до флюенса $1,5 \cdot 10^{21}$ см $^{-2}$ ($E = 0,1$ МэВ). Видно, что распространению микротрещины предшествовало образование перед ее фронтом большого числа зародышевых микротрещин размером от 20 до 50 нм (кривая 1). Среднее время жизни зародышевых микротрещин составляло ~ 150 с. Зародышевые микротрещины образовывались на малом расстоянии от вершины имеющейся микротрещины сразу после начала деформирования и продолжали образовываться на протяжении дальнейшего процесса. Согласно

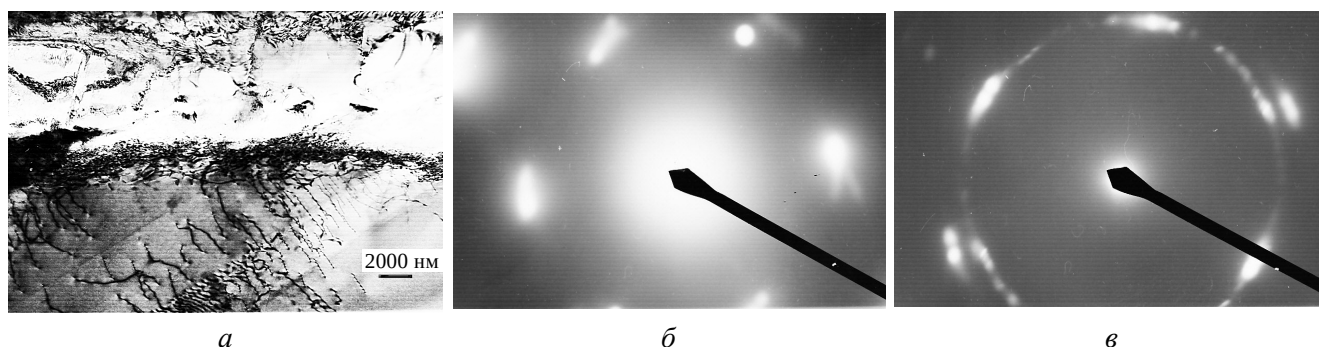
кривой 2 в промежутки времени до 600 с перед вершиной микротрещины зародышевые микротрещины почти не возникают или время их жизни мало. Новые зародышевые микротрещины малой длины образовывались близко от вершины микротрещины только после 700—800 с.

При переменных режимах деформирования микротрещины зарождаются вблизи тонкого края образца вокруг зоны утонения, причем зарождению предшествует локальное утонение материала за счет пластической деформации. Методом истинных стереопар установлено, что это утонение достигает $\sim 99,98\%$ первоначальной толщины.

В процессе пластической деформации дислокации покидают ограниченные области за счет скольжения по плоскостям, расположенным под углом 56° к направлению приложенной нагрузки (рис. 3, а). При скольжении дислокации выгибаются в направлении скольжения. После ухода дислокаций остаются менее подвижные точечные дефекты и в микрообъеме образца может возникнуть потеря ближнего порядка при сохранении дальнего порядка. Такое состояние материала можно характеризовать как аморфное.

Обычно эти локальные области на микрофотографиях окаймлены скоплением дислокаций и экстинкционных контуров. Линии дислокаций выгибаются в направлении от этой области при увеличении нагрузки и наоборот в направлении к этой области при уменьшении нагрузки. Уход дислокаций формирует ограниченную по размерам область будущего разрушения с образованием зародышевых микротрещин.

Если сравнить электронограммы этой области перед повышением нагрузки (см. рис. 3, б) и сразу после увеличения нагрузки (см. рис. 3, в), то можно видеть, что точечные рефлексы размываются в азимутальном направлении и даже замыкаются в кольца, что свидетельствует об измельчении структуры и переходе локальной области в аморфное состояние.



Р и с. 3. Электронные микрофотографии области перед распространяющейся микротрещиной: а — дислокации, скользящие от аморфной области под углом 54° к направлению распространения микротрещины; б, в — электронограмма этой области перед и сразу после увеличения нагрузки соответственно

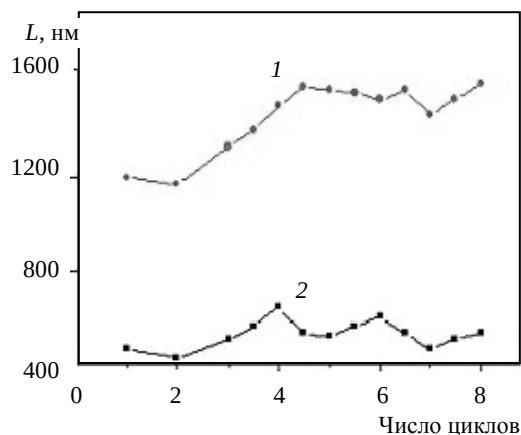
При снижении нагрузки дислокации могут начать движение обратно в эти микрообласти, но тормозятся на некотором расстоянии от своего первоначального положения [4]. Возвращающиеся дислокации несут новые точечные дефекты, обогащая периферийные области. Таким образом, изменяя нагрузку, можно получить «большие» области с повышенным количеством точечных дефектов.

На рис. 4 показана зависимость размеров аморфной области (длины и ширины) от числа циклов нагружения. Как видно, в течение циклов нагружения размеры области колеблются в пределах 1000 нм по длине и 300 нм по ширине, т.е. аморфная область стремится вытягиваться в направлении развития микротрещины. Колебания размеров связаны с изменением напряжений в этих областях, значит, с движением дислокаций и числом точечных дефектов. При использовании циклического нагружения в данных экспериментах размеры локальных областей перед вершиной распространяющейся микротрещины могут превосходить наблюдаемые при монотонном повышении деформации.

При увеличении деформации аморфная область разрушается, причем образуются зародышевые микротрещины с тупыми вершинами, что свидетельствует о нехрупком способе их образования. По краям зародышевых микротрещин отсутствуют какие-либо структурные элементы, характерные для кристаллического состояния.

Анализ напряженного состояния вокруг зародышевых микротрещин посредством псевдостереомикроскопии показал отсутствие напряжений на краях микротрещины и немонотонное изменение напряжений от минимальных до максимальных в областях, расположенных впереди микротрещины [2].

Обсуждение результатов. Последовательность микрофотографий на рис. 1, иллюстрирующая процесс зарождения и распространения микротрещин,



Р и с. 4. Зависимость длины (1) и ширины (2) аморфной области от числа циклов нагружения образца

по-видимому, является характерной для сплавов циркония, меди и аустенитной коррозионно-стойкой стали [1, 2]. Отличительными характеристиками этого процесса могут служить только размеры зародышевых микротрещин, расстояние от вершины микротрещины, направление роста зародышевых микротрещин и время их жизни. Направление роста зародышевых микротрещин связано с кристаллической решеткой материала. Остальные отличия связаны со свойствами материала, напряженным состоянием и скоростью изменения нагрузки. Наряду с изменением длины микротрещины незначительно увеличивалась и ширина только перед слиянием.

Качественная оценка методом стереомикроскопии напряженного состояния областей вокруг распространяющейся микротрещины показала, что вокруг микротрещины имеются области как с растягивающими, так и сжимающими напряжениями. В течение какого-то времени после продвижения и остановки микротрещины происходит перераспределение микронапряжений перед ее фронтом. Эти процессы затухают по мере выдержки образца при постоянной деформации. Поэтому после прекращения деформирования могут изменяться длина и ширина зародышевых микротрещин.

Деформирование образцов растяжением наглядно показывает поведение материала в зависимости от состояния. В образцах из слитка в первые 60 с перед фронтом микротрещины возникает большое число зародышевых микротрещин, тогда как в образцах из трубки-свидетеля это происходит лишь через 80 с нагружения с уменьшением времени жизни.

Облучение изменяет кинетику распространения микротрещин при деформировании образцов растяжением. При флюенсе нейтронов $0,6 \cdot 10^{21} \text{ см}^{-2}$ первые зародышевые микротрещины появляются после 650 с деформации, и их среднее время жизни составляет ~ 50 с, тогда как при флюенсе $1,5 \cdot 10^{21} \text{ см}^{-2}$ они образуются после начала деформации, и среднее время их жизни составляет ~ 100 с.

Результаты, полученные при очень медленно меняющихся нагрузках (продолжительность цикла $\sim 10\text{—}15$ мин), возможно, не соответствуют истинной скорости циклирования при работе оболочки твэла ЯЭУ. К тому же поведение тонких фольг не совсем идентично поведению массивных образцов.

Известно, что большое влияние на механические свойства материалов оказывают скорость и время нагружения [5]. При высокоскоростном нагружении более резко проявляется хрупкость, при медленном — пластичность. Функциональная зависимость между напряжениями, деформациями и временем содержит сложные дифференциальные и интеграль-

ные соотношения, что позволяет получить в обобщенной форме точное аналитическое выражение только для частного класса задач. В экспериментах скорость изменения нагрузок настолько мала, что кинетическая энергия деформируемого тела составляет незначительную долю работы внешних сил, которая переходит в упругую энергию и необратимую тепловую энергию, связанную с пластическими деформациями.

В последнее время исследователи, рассматривая возможность протекания тех или иных диффузионных процессов в условиях мегапластической деформации [6], не учитывают существенного влияния внутренних напряжений на диффузионные потоки. Поскольку процессам мегапластической деформации свойственна неоднородность, заметную роль приобретают в особой степени проявляющиеся градиенты упругих напряжений. Возникающий в результате этого градиент химического потенциала должен приводить к появлению диффузионных потоков [7]. Возможно, что диффузионные процессы еще более ускоряются за счет колоссального пересыщения материала точечными дефектами в процессе мегапластической деформации. Дополнительный вклад в ускорение диффузии может быть связан также с динамическим захватом атомов ансамблями индивидуально и коллективно движущихся дислокаций и дисклиний [8].

Известно, что чем выше степень деформации, тем при более низкой температуре начинается динамическая рекристаллизация. В области холодной деформации эта зависимость также реализуется, и нет физических ограничений на ее распространение на область комнатной и близкой к ней температуры. В наших экспериментах деформация близка к мегапластической и возникает пересыщение локальных областей точечными дефектами. В этом случае возможны следующие сценарии развития деформационных структур [6]:

если облегчены процессы дислокационных (дисклиниационных) перестроек в материале, то наряду с дроблением зерен осуществляется низкотемпературная динамическая рекристаллизация. Локальные области структуры «очищаются» от дефектов, и в новых рекристаллизованных зернах снова начинается процесс пластического течения посредством дислокационных и дисклиниационных механизмов;

если подвижность носителей пластической деформации относительно низка, например, в интерметаллидах, мощным дополнительным каналом диссипации упругой энергии служит фазовый переход, чаще всего в аморфное состояние. В результате пластическое течение локализуется в аморфной матрице

без эффектов деформационного упрочнения и накопления больших внутренних напряжений.

Локальная область перед вершиной распространяющейся микротрещины имеет ширину до сотен нанометров при толщине 0,1 нм. Для этой аморфной области процесс разрушения образца происходит в условиях плоского деформированного состояния [9]. Поскольку угол между плоскостью скольжения и осью растяжения $\sim 52^\circ$ и удовлетворяет критерию Мизеса, то можно считать, что перед разрушением эти области металла вели себя как идеальное пластичное тело. Как видно из результатов настоящей работы, разрушение происходило под углом $52\text{—}54^\circ$ к оси растяжения, и это является еще одним подтверждением аморфности материала этой области.

Рассмотрение локальной области перед распространяющейся микротрещиной с позиции мегапластической деформации может объяснить экспериментально обнаруженный [2] переход этой области из кристаллического в аморфное состояние. Механизм такого перехода еще не полностью выяснен. Возможно, здесь играют роль процессы диффузии, вызванной большими деформациями, и переобогащение локальных областей точечными дефектами.

Аморфные области по нашим данным имеют малые размеры 0,1—1% сечения образца. Поскольку эти области изменения напряженного состояния металла образуются на последней стадии перед разрушением металла, ими нельзя пренебрегать при расчете длительной прочности узлов и конструкций ядерных энергетических установок.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Доровской В.М., Елесин Л.А., Тутнов А.А. Экспериментальные наблюдения образования и роста субмикроскопических и микроскопических трещин в металлах. — Вопросы атомной науки и техники. Сер. Атомное материаловедение, 1981, вып. 3(17), с. 37—42.
2. Доровской В.М., Елесин Л.А., Тутнов А.А. Экспериментальные наблюдения образования и роста трещин в сплаве циркония с 1% ниобия. — Там же, 1983, вып. 2(18), с. 21—30.
3. Новиков И.И., Доровской В.М., Елесин Л.А., Тутнов А.А. Изучение анизотропии радиационных повреждений аустенитной нержавеющей стали методом высоковольтной электронной микроскопии. — ДАН СССР, 1981, т. 1, с. 77—80.
4. Доровской В.М., Козлов В.В., Кудрявцев Е.М., Тутнов И.А. Учет и контроль зарождения и распространения микротрещин методами электронной трансмиссионной микроскопии в конструкционных материалах объектов использования атомной энергии. — Атомная энергия, 2009, т. 106, вып. 2, с. 88—94.

5. Терентьев В.Ф., Колмаков А.Г., Курганова Ю.А. Теория и практика повышения надежности и работоспособности конструкционных металлических материалов. Учебн. пособие. Ульяновск, 2010.
6. Глезер А.М., Метлов Л.С. Физика мегапластической (интенсивной) деформации твердых тел. — Физика твердого тела, 2010, т. 52, вып. 6, с. 1090—1097.
7. Бокштейн Б.С. Диффузия в металлах. М.: Металлургия, 1978. 248 с.
8. Засимчук Е.Э., Марков Л.И., Турчак Т.В. и др. Особенности трансформации структур пластичных материалов в процессе резких смен в режиме нагружения. — Физическая мезомеханика, 2009, т. 12, вып. 2, с. 77—82.
9. Судзуки К., Фудзимори Х., Хасимото К. Аморфные металлы. Пер. с японского. М.: Металлургия, 1987.

Поступило 22.03.13

В окончательной редакции 28.03.14

УДК 621.039.59

СПОСОБ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОСТИ РЕГИСТРАЦИИ РАДИОМЕТРА МКС-АТ1117М ОТЛОЖЕНИЙ УРАНА

*Ефремова А.А., Семенов М.А., Левунин С.Л., Антушевский А.С., Шлыгин С.Н., Корнев В.Б., Аникин А.В.
(ПО «Маяк», г. Озерск, Челябинская обл.)*

При производстве урансодержащей продукции в результате технологических процессов часть урана оседает в виде отложений на стенках трубопроводов. В соответствии с нормативными документами необходимо определять массу и поверхностную плотность отложений по аттестованным методикам [1, 2]. Для обеспечения метрологических характеристик методик при традиционном подходе требуется большое число стандартных образцов, учитывающих форму отложений, диапазон изменения массы и поверхностной плотности урана. Это является сложной технической и дорогостоящей задачей в связи с разнообразием оборудования (тип и размер), необходимостью вовлечения для изготовления стандартных образцов большого количества урана, в том числе специального назначения, техническими сложностями в изготовлении образцов (работа в боксах и камерах, методы нанесения урана на макеты с заданным распределением), удовлетворением требованиям физической защиты, учета и контроля ядерных материалов при эксплуатации и хранении образцов.

Методы численного моделирования являются альтернативным подходом, позволяющим заменить традиционные стандартные образцы или уменьшить их число. С их помощью можно определить эффективность регистрации детектора и оценить влияние на нее разных факторов.

В настоящей работе приведены результаты расчета эффективности регистрации радиометра типа МКС-АТ1117М γ -квантов, испущенных отложением высокообогащенного урана в цилиндрических и плоских трубопроводах, с использованием кода MCNP 4B [3, 4].

Описание модели расчета. Для вычисления эффективности регистрации детектора построена физико-математическая модель радиометр—объект измерения. Расчеты проводили по программе MCNP в контактной геометрии, при которой детектор размещается вплотную к стенке трубопровода. Боковая защита радиометра толщиной 10 мм и коллиматор диаметром 40, глубиной 45 мм, выполненные из свинца, использовались для ослабления внешнего γ -излучения. Выбор контактной геометрии позволяет получить оптимальное отношение сигнал—фон на производственных участках. В расчетах эффективности регистрации детектора источника отложений высокообогащенного урана учитывали γ -кванты в энергетической области 50—400 кэВ, сопровождающие α -распад ^{235}U , вкладом γ -излучения дочерних продуктов ^{238}U энергией 50—2700 кэВ пренебрегали.

На рис. 1 показаны два варианта распределения отложений урана на внутренних стенках трубопровода: на ближней к детектору стенке и по всей поверхности трубопровода.

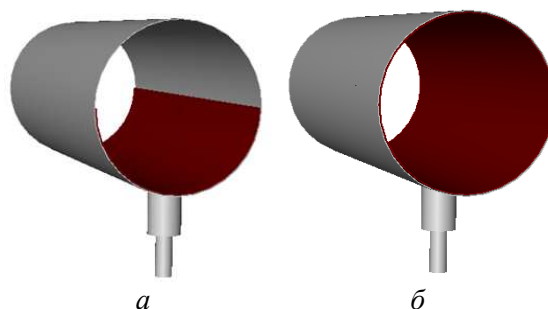


Рис. 1. Расчетная модель радиометра и объекта измерения с отложением урана на ближней стенке поверхности трубопровода (а) и по всей поверхности (б)