

Раздел третий

КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ РЕАКТОРОВ НОВЫХ ПОКОЛЕНИЙ, РЕАКТОРОВ НА БЫСТРЫХ НЕЙТРОНАХ И ТЕРМОЯДЕРНЫХ УСТАНОВОК

УДК 620.187:621.039:531

ЛОКАЛИЗОВАННАЯ ДЕФОРМАЦИЯ В АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЯХ – МАТЕРИАЛАХ ЧЕХЛОВ ТВС РЕАКТОРА БН-350, ОБЛУЧЕННЫХ ДО ВЫСОКИХ ПОВРЕЖДАЮЩИХ ДОЗ

О.П. Максимкин, О.В. Тиванова

Институт ядерной физики, Национальный ядерный центр

Республики Казахстан, Алматы

E-mail: maksimkin@inp.kz

Экспериментально исследованы и выявлены особенности локализации деформации в облученных быстрыми нейтронами реакторных нержавеющей сталей аустенитного класса 12X18H10T и 08X16H11M3 (исходное состояние МТО). Обнаружен эффект влияния мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения на характер локального формоизменения и стадийность развития шейки.

1. ВВЕДЕНИЕ

Известно, что конструкционные материалы для ядерных энергетических установок по сравнению с материалами для традиционных тепловых электростанций работают в экстремальных условиях одновременного воздействия нейтронных потоков, градиентов и колебаний температуры, внешних и внутренних напряжений. Нейтронное облучение ускоряет процесс реакторной ползучести этих материалов, снижает пластичность, повышает температуру хрупковязкого перехода, вызывает набухание, снижает сопротивление общей и язвенной коррозии, а также способствует проявлению других негативных последствий, значительно снижающих ресурс работы атомных реакторов.

К одному из основных параметров, определяющих работоспособность облученных реакторных материалов, относят возможность длительного время деформироваться без разрушения. При этом важную роль играет локализация деформации, оказывающая влияние на весь ход формоизменения, а также на формирование механических свойств материала [1]. Степень проявления локализации деформации различна: от небольшого местного утонения в виде деформационных полос до явно выраженной геометрической шейки. В метастабильных сложнелегированных сплавах локализация пластического течения сопровождается структурно-фазовыми превращениями.

Следует отметить, что вопросы, связанные с установлением причин и закономерностей развития сосредоточенной деформации в облученных конструкционных материалах, освещены в научной литературе не достаточно полно. Во многом это

обусловлено тем, что исследование процессов локализации в облученных миниатюрных образцах сопряжено с необходимостью преодоления методических трудностей [2, 3] вследствие высокой степени радиоактивности реакторных материалов. Изучению особенностей локализации деформации в нержавеющей сталях, облученных до высоких повреждающих доз, и посвящена данная работа.

2. ИССЛЕДУЕМЫЕ МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Исследовали необлученные и облученные нейтронами нержавеющей стали аустенитного класса 12X18H10T и 08X16H11M3, подвергнутые до облучения механико-термической обработке (МТО), заключавшейся в холодной деформации на 15...20 % и последующему отжигу при 800 °С в течение часа. Эти материалы использовали для изготовления шестигранных чехлов тепловыделяющих сборок (ТВС) высотой 2500 см, толщиной стенки 2 мм и размером под ключ 96 мм для атомного реактора на быстрых нейтронах БН-350. В соответствии с типом тепловыделяющих элементов различали топливные (ЦЦ) и экранные ТВС, причем последние индексировались буквами: «В» – внутренний или «Н» – наружный экран. Топливные и экранные ТВС (внутренние или наружные) размещали в центральной или периферийных областях активной зоны реактора соответственно. При этом условия радиационного воздействия на материалы существенным образом различались. Так, в топливной ТВС ЦЦ-19 (12X18H10T) и экранной ТВС В300 (08X16H11M3) выгорание ядерного топлива составило 10 и 6 %, и при этом повреждающая доза для сталей достигала 12,3...58,9 и 0,25...15,6 сна соответственно. Температура облучения различалась по высоте

сборки от 280 до 430 °С. Отработавшие сборки после извлечения из реактора длительное время (от 2 до 10 лет) находились в воде бассейна-хранилища атомного реактора. В «горячих» камерах из стенок чехлов ТВС с различных отметок по высоте

вырезали пластины размером 50x10 мм, из которых в дальнейшем изготавливали образцы для механических испытаний размером 20x2x0,3 мм (рис. 1).

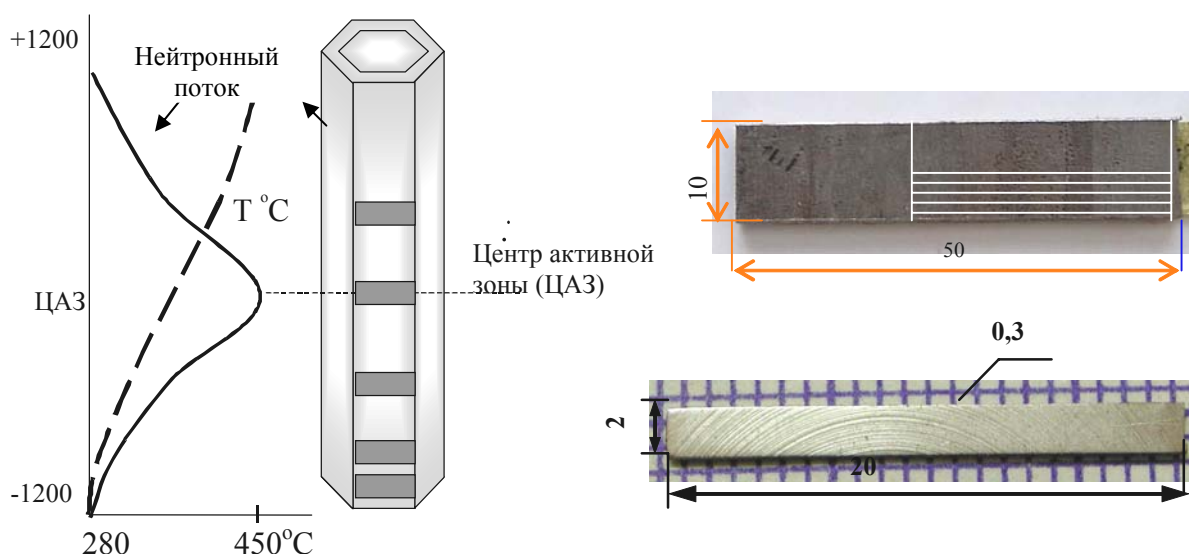


Рис. 1. Схема вырезки образцов для механических испытаний из грани чехла ТВС

Используя пневмозахваты, стальные образцы деформировали на установке Инстрон 1195 при комнатной температуре со скоростью растяжения $V = 0,5$ мм/мин. Наблюдение за поверхностью деформируемых образцов и ее поэтапная регистрация велись с помощью фотокамеры высокого разрешения. Изменение намагниченности нержавеющей стали после деформации контролировали с помощью феррозонда Ферстер 1053. Микротвердость H_c по Виккерсу определяли на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор 50 г.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты кратковременных механических испытаний на одноосное растяжение показали, что деформация в облученных быстрыми нейтронами образцах стали 08X16H11M3 сопровождается фазово-структурными изменениями и носит в основном локализованный характер. Это нашло свое отражение, в частности, в изменении вида диаграмм растяжения (рис. 2), на которых с ростом повреждающей дозы резко сократился участок равномерной деформации.

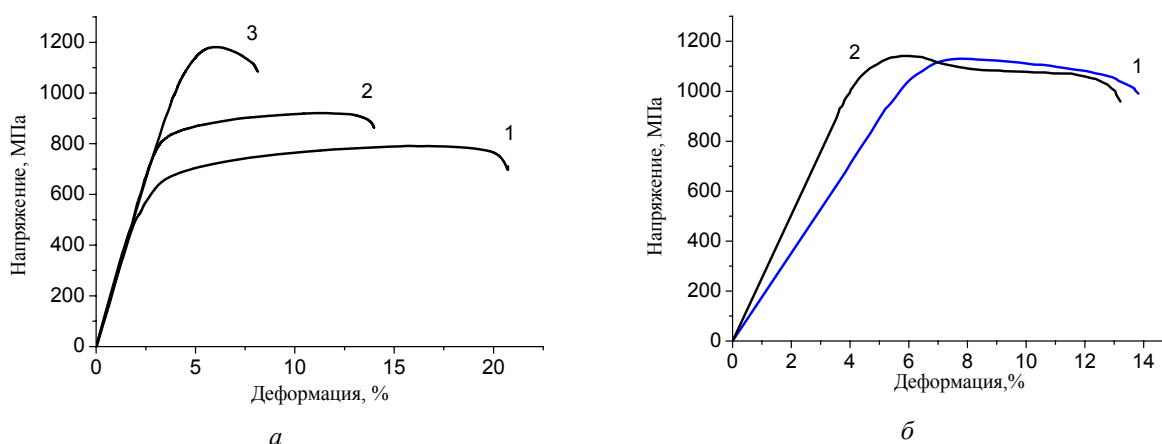


Рис. 2. Кривые деформационного упрочнения образцов стали 08X16H11M3, облученных до различных повреждающих доз: 1 – 0,25; 2 – 1,27; 3 – 15,6 сна (все ТВС H214 (2)) (а); 1 – 11,9 сна (ТВС B337); 2 – 10,8 сна (ТВС B300) (б)

Визуальные наблюдения в ходе деформации показали, что в стальном образце, облученном до 15,6 сна, за короткое время растяжения формируется микрошейка шириной 2,5...3 мм, и последующая деформация протекает локализованно без подсоединения к ней соседних областей (рис. 3). Границы зоны шейки (АВ) и ее объем не изменяются вплоть до разрушения образца. Такой

механизм локализации был обнаружен в образцах стали 08X16H11M3, вырезанных из чехла ТВС В300 с отметки «+500» мм от центра активной зоны (10,8 сна, 302 °С), а также в образцах этой же стали, вырезанных с отметок «-1200», «-500», «0», «+500» мм от центра активной зоны чехла ТВС Н214 (2).

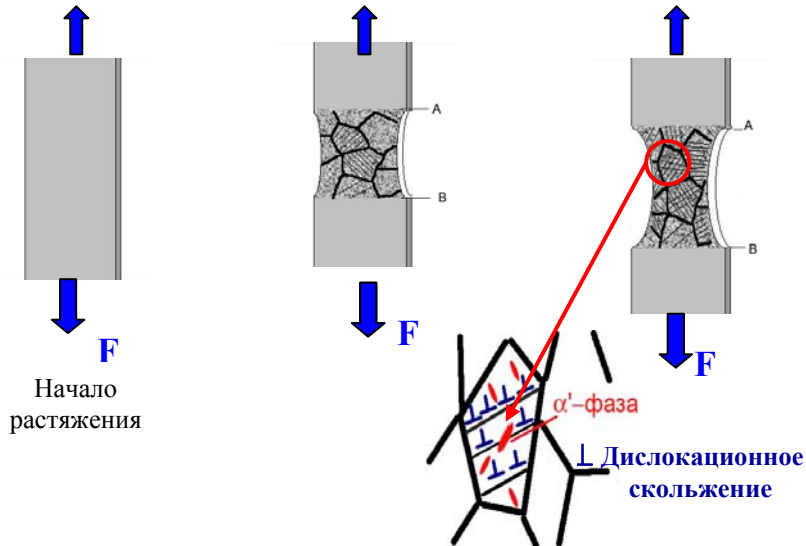


Рис. 3. Модель механизма локализации деформации в образце аустенитной стали 08X16H11M3, облученной в реакторе БН-350 до повреждающих доз 0,25...15,6 сна (ТВС Н214 (2) и В300)

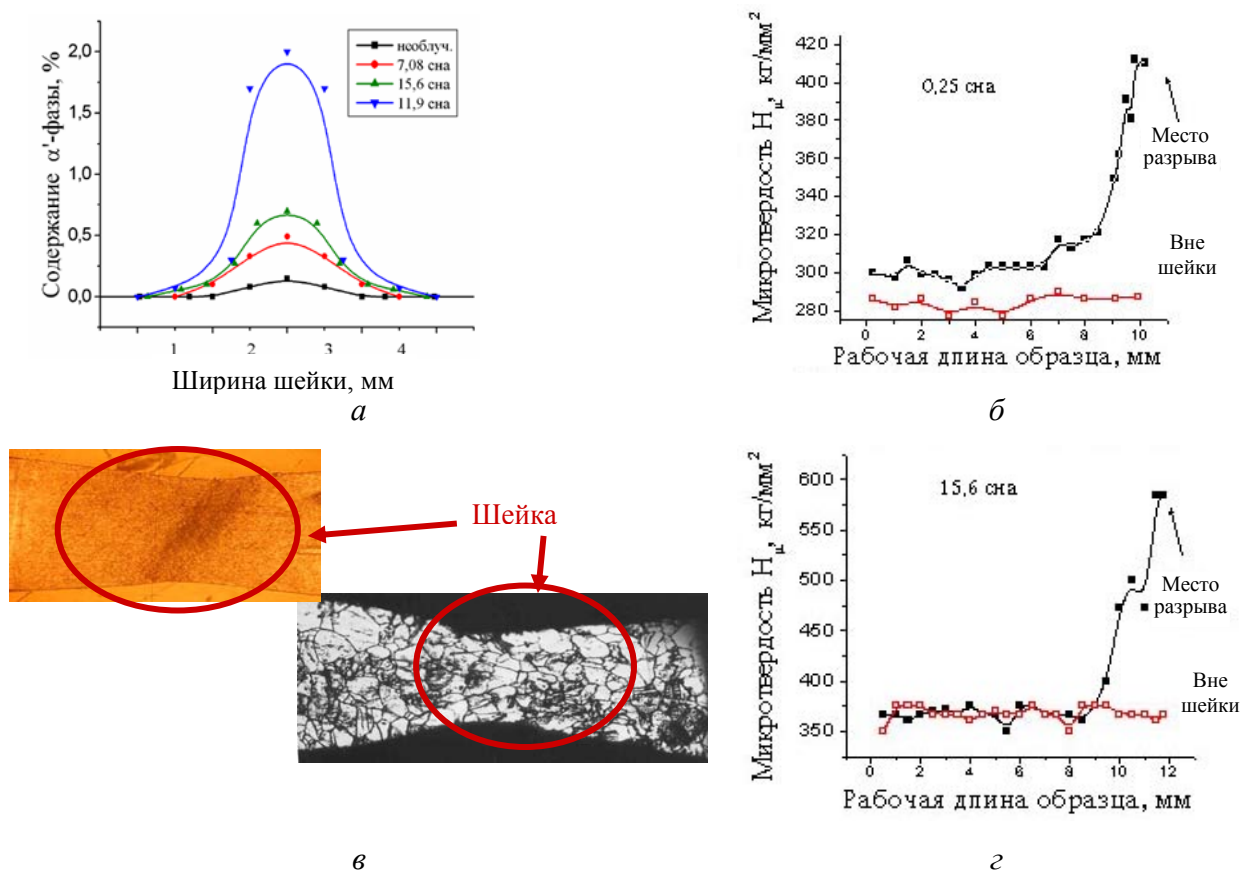


Рис. 4. Распределение мартенситной α' -фазы (а) и микротвердости (б, г) в зоне шейки (в) необлученных и облученных образцов стали 08X16H11M3

Измерения намагниченности образцов показали, что изначально практически парамагнитная аустенитная хромоникелевая сталь (ГЦК-решетка) в области места разрыва в результате холодной деформации становится ферромагнитной (ОЦК-решетка). Это свидетельствует о том, что как в необлученной, так и в облученной нейтронами нержавеющей стали в процессе деформации протекает мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение [4]. При этом индуцированная деформацией ферромагнитная α' -фаза обычно распределяется в шейке неравномерно, нарастая к месту разрыва образца (рис. 4)

Обращает на себя внимание тот факт, что наибольшее количество α' -фазы в зоне разрыва образовалось в стальном деформированном образце, облученном до повреждающей дозы 11,9 сна, наименьшее – в необлученном образце. Этот результат представляется тем более интересным, если принять во внимание, что пластичность необлученной стали в состоянии МТО оказалась равной 33 %, тогда как облученный нейтронами стальной образец разрушился при $\epsilon = 9$ %. Отсюда следует, что интенсивность $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в облученной стали значительно выше, чем в необлученной. Изучение распределения микротвердости по поверхности деформированных образцов показало, что максимальное значение $H_{\mu} \approx 580$ кг/мм² обнаружено в стали, облученной до повреждающей дозы 15,6 сна.

Другой вид локализации пластического течения был обнаружен при растяжении образцов стали 08X16H11M3, вырезанных из грани чехла сборки В337 на расстоянии «-500» мм от центра активной зоны (11,9 сна, 305 °С), а также в деформируемых

образцах стали 12X18H10T (сборка Н214 (1), 12,28 сна, 337 °С и сборка ЦЦ-19, 55,7 и 58,9 сна, 330 и 350 °С).

В этом случае характер локализованной деформации заключался в том, что вновь образующаяся макрошейка эволюционирует путем перемещения границ исходной шейки, имеющей ширину ≈ 500 мкм, и развития нескольких микрошеек, примыкающих к первоначальной. В результате в пластическую деформацию вовлекаются соседние недеформированные области, и шейка увеличивается до 3 мм. По мере растяжения высокооблученного стального образца объем локализованной области расширяется за счет распространения деформации в недеформированные участки образца вплоть до его разрушения. Схема развития такого вида локализации деформации, основанная на анализе в разное время растяжения сфотографированных одних и тех же участков деформируемого образца, приведена на рис. 5. Из рисунка видно, что в образце стали 12X18H10T, облученной до повреждающей дозы 58,9 сна, при деформациях, соответствующих максимальной нагрузке, в области неподвижного захвата зарождается полоса (А) под углом 70° к оси растяжения, которая растет в сторону подвижного захвата испытательной машины (А₁). Через некоторый промежуток времени образуется вторая полоса (В), сопряженная с первой, которая начинает перемещаться в противоположную сторону и развиваться вширь (В₁). Причем замечено – деформация происходит не одновременно, а последовательно то в одной, то в другой полосе, двигающихся навстречу друг другу.

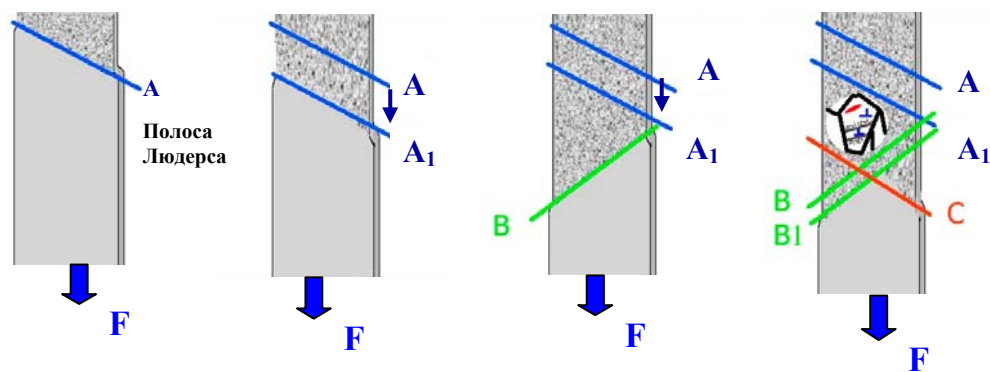


Рис. 5. Модель механизма локализации деформации в стали 12X18H10T, облученной в реакторе БН-350 до высоких повреждающих доз (55,7 и 58,9 сна)

Согласно проведенным оценкам средняя скорость распространения деформационных полос составила 1,2...2,6 мм/мин. Взаимодействие этих полос, накопление в них некоторого критического уровня пластической деформации приводит в итоге к расширению зоны пластического течения поперек длины образца и зарождению вдоль границы зоны магистральной трещины. Отметим, что такое развитие локализации деформации характерно для полос типа Чернова-Людерса [5].

Аналогичная картина образования деформационной полосы наблюдалась в стали 08X16H11M3 (рис. 6). При этом на диаграмме растяжения также явно обозначалась область, где деформация протекала при практически постоянном напряжении. Реализация такого механизма локализации привела к аномально большим степеням деформации ($\epsilon > 20\%$), не свойственным нержавеющей хромоникелевым сталям, облученным до столь высоких значений повреждающей дозы.

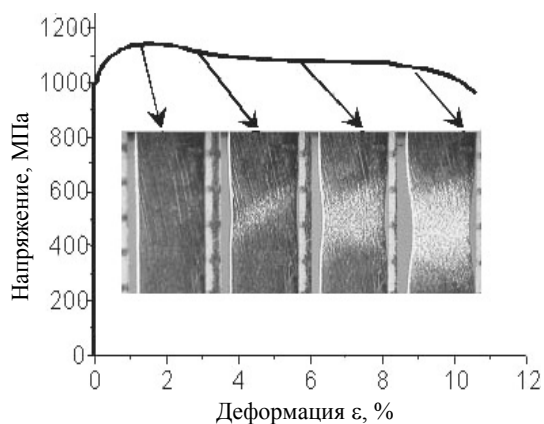
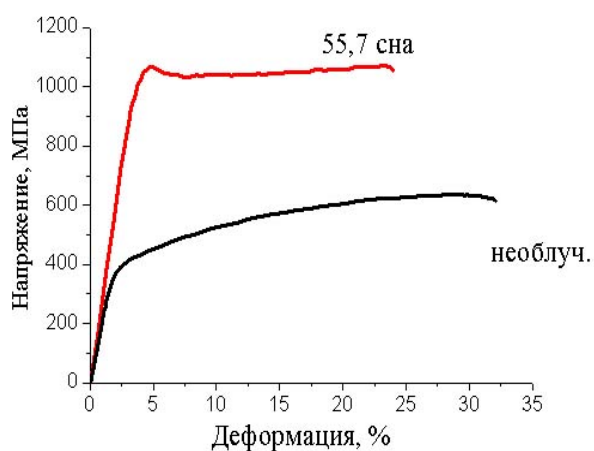


Рис. 6. Микрофотографии, иллюстрирующие этапы образования и развития зоны локализации в деформируемом образце стали 08X16H11M3 (В337; «-500» мм; 11,9 сна; 305 °С)

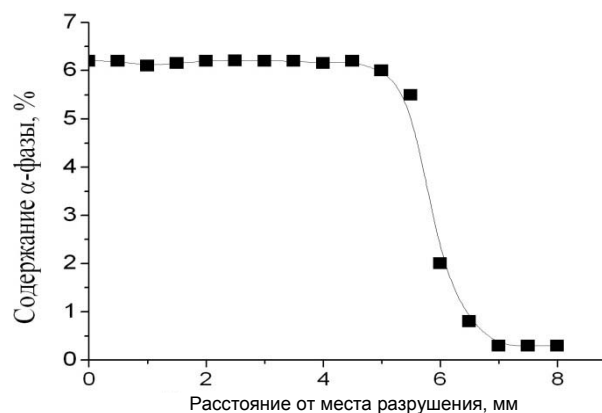
В этом случае на ниспадающем участке инженерной диаграммы растяжения обнаруживалась площадка текучести (рис. 7,а), которая обычно соответствует формированию и развитию в деформируемом образце полос типа Чернова-Людера. При этом практически не наблюдается деформационного упрочнения стали в области шейки, как это следует из измерений микротвердости [6] (см. рис. 7,в). Что касается α' -мартенсита, индуцированного деформацией, то в шейке он распределяется равномерно и его

количество существенно больше, чем в первом случае (ср. рис. 4,а и 7,б). Такая особенность распределения α' -фазы, по-видимому, связана с тем, что по мере эволюции деформационных полос α' -мартенсит образуется и накапливается последовательно то в одной, то в другой смежной полосе, что приводит в итоге к равномерному распределению α' -фазы в шейке. Обычно такое поведение α' -фазы характерно для ее образования на стадии равномерной деформации или для облученной до малых флюенсов стали 12X18H10T [7].

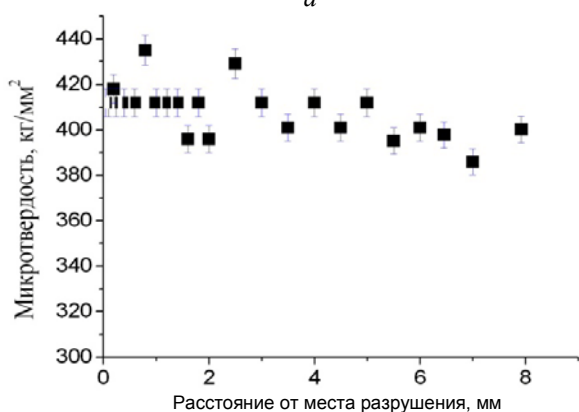
Таким образом, можно сделать предположение о связи вида ниспадающего участка инженерной диаграммы растяжения и механизмов формирования областей локализованного течения в облученных быстрыми нейтронами образцах сталей 08X16H11M3 и 12X18H10T. Наличие на диаграмме растяжения плато соответствует тому, что зона локализации деформации в образце формируется за счет слияния и эволюции нескольких микрощеек, тогда как монотонное снижение нагрузки соответствует зарождению и развитию процессов внутри самой макрошейки. Вероятнее всего, что большую роль в реализации того или иного вида локализованной деформации в облученных метастабильных сталях играют особенности процессов зарождения и кинетика фазового бездиффузионного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения [8].



а



б



в



Деформированный участок

г

Рис. 7. Кривые деформационного упрочнения образцов стали 12X18H10T (а); распределение мартенситной α' -фазы (б) и микротвердости (в) вдоль разрушенных образцов (г) стали 12X18H10T, облученной до повреждающей дозы 55,7 сна

Известно, что зарождение мартенситной α' -фазы в γ -матрице происходит на определенной стадии деформации, достижение которой зависит не только от элементного состава стали, но и от типа и морфологии радиационных дефектов. В свою очередь, дефектность структуры определяется температурой облучения, значением повреждающей дозы и скоростью ее набора.

Логично предположить, что при удачном сочетании дефектности структуры стали, ее напряженного состояния, а также скорости и температуры деформации зарождение и развитие мартенситной α' -фазы будет протекать по некоторой оптимальной кинетике, обеспечивающей для данных условий высокую локальную пластичность. В этом случае реализуется известный для ПНП-сталей механизм увеличения пластичности, когда развитие деформации в полосе приводит к зарождению более прочных, чем аустенитная матрица, мартенситных образований, что упрочняет данное место, и деформация будет развиваться в соседних участках, упрочняя их и т. д., способствуя росту длины шейки [9].

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В высокооблученных нейтронами метастабильных нержавеющей сталей, для которых пластичность определяется, в основном, процессами образования и развития шейки, обнаружены два различных варианта реализации локализованного пластического течения. В одном из них зона локализации при растяжении увеличивается за счет перемещения ее границ путем эстафетного образования и слияния нескольких микрошейек. В другом – наблюдается интенсивная деформация внутри микрошейки при неизменных ее первоначальных границах. В результате в первом случае значения сужения деформируемого образца значительно меньше (а величина общей деформации больше!), чем во втором.

Установлена существенная роль мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в реализации выявленных механизмов локализованного пластического течения высокооблученных сталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. А.М. Паршин. *Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионно-стойких сталей и сплавов* // Челябинск: «Металлургия», 1988, с. 656.
2. О.П. Максимкин, О.В. Тиванова. К изучению локализации пластического течения в облученной стали // *Заводская лаборатория*. 2002, №9, с. 50-53.
3. О.П. Максимкин, М.Н. Гусев, И.С. Осипов. Метод изучения локализации деформации в металлических материалах, облученных до высоких повреждающих доз // *Заводская лаборатория*. 2006, т. 72, №11, с. 52-55.
4. О.П. Maksimkin. Deformation induced martensitic transformation in Cr-Ni Stainless Steel irradiated by neutrons // *Physica Status Solidi*. 1997, v. 163, p. R7-R8.
5. В.В. Горбатенко, С.Н. Поляков, Л.Б. Зуев. Визуализация локализации деформации вычислительной декорреляцией видеоизображений со спекл-структурой (на примере полос Чернова-Людерса) // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2001, т. 67, №4, с. 29-32.
6. В.М. Фабер. Особенности упрочнения металлов на площадке текучести // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2007, №3 (621), с. 42-44.
7. К.К. Kadyrzhhanov, О.П. Maksimkin. Martensitic Transformations in Neutron Irradiated and Helium Implanted Stainless Steels // *Effect of radiation on materials: 21-st International Symposium, Journal of ASTM International*. April 2004, v. 1, N4, p. 105-118.
8. О.П. Максимкин, Д.Х. Садвакасов. *Кинетика мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения, индуцированного деформацией в стали 12X18H10T, облученной нейтронами*: Препринт 97-1. Алматы: ФТИ МН-АН РК, 1997, с. 32.
9. И.Я. Георгиева. Высокопрочные стали с пластичностью, наведенной мартенситным превращением // *Итоги науки и техники. Металловедение и термическая обработка*. М., 1982, т. 16, с. 69-105.

Статья поступила в редакцию 20.02.2012 г.

ЛОКАЛІЗОВАНА ДЕФОРМАЦІЯ В АУСТЕНІТНИХ НЕРЖАВІЮЧИХ СТАЛЯХ – МАТЕРІАЛАХ ЧОХЛІВ ТВЗ РЕАКТОРА БН-350, ОПРОМІНЕНИХ ДО ВИСОКИХ УШКОДЖУЮЧИХ ДОЗ

О.П. Максимкін, О.В. Тіванова

Експериментально досліджені і виявлені особливості локалізації деформації в опроміненіх швидкими нейтронами реакторних нержавіючих сталях аустенітного класу 12X18H10T і 08X16H11M3 (вихідний стан МТО). Виявлений ефект впливу мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення на характер локального формозмінення і стадійність розвитку шийки.

LOCAL DEFORMATION IN AUSTENITE STAINLESS STEELS – MATERIALS OF BN-350 FUEL ASSEMBLY DUCTS IRRADIATED TO A HIGH DAMAGING DOSES

O.P. Maksimkin, O.V. Tivanova

Characteristics of the local deformation in 12Cr18Ni10Ti and 08Cr16Ni11Mo3 austenite stainless steels (after mechanical heat treatment, MTO) irradiated with fast neutrons were studied. The effect of $\gamma \rightarrow \alpha$ -transformations on local shape changes and necking was found.