

Охрупчивание и трещиностойкость высокооблученных аустенитных сталей для элементов ВКУ ВВЭР. Сообщение 2. Связь радиационного распухания с радиационным охрупчиванием – физические и механические закономерности

Б. З. Марголин^а, И. П. Куревич^а, А. А. Сорокин^а, Н. К. Васина^а,
В. С. Неустроев^б

^а ФГУП ЦНИИ КМ “Прометей”, Санкт-Петербург, Россия

^б ФГУП “ГНЦ РФ НИИАР”, Димитровград, Россия

С позиций возможных механизмов разрушения аустенитных сталей, подверженных интенсивному нейтронному облучению, проанализированы результаты механических испытаний и фрактографических исследований образцов, представленные в сообщении 1 настоящей работы. Предложены механизмы, связывающие $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение с возникновением вязкохрупкого перехода в облученных аустенитных сталях, а также критерий, позволяющий определить условия облучения, при которых $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение приводит к вязкохрупкому переходу. Рассмотрены возможные причины снижения предела прочности материала при очень высоком (более 20%) уровне распухания.

Ключевые слова: механизм разрушения, аустенитные стали, $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение, вязкохрупкий переход.

Введение. В сообщении 1 [1] представлены экспериментальные результаты исследования механических свойств и радиационного распухания аустенитной стали 08X18N10T и ее металла шва после интенсивного нейтронного облучения, проведенного с целью выяснения природы влияния распухания на механические свойства аустенитных сталей.

Для исследования одну часть образцов облучали при “низкой” температуре ($T_{\text{обл}} = 330...340^\circ\text{C}$) дозой 46 сна (далее состояние после НТО), другую – при “высокой” температуре ($T_{\text{обл}} = 400...450^\circ\text{C}$) дозой 49 сна (далее состояние после ВТО). Подобные условия облучения выбраны для получения различного уровня распухания в образцах. Так, уровень распухания материала после НТО близок к нулю, после ВТО находится в диапазоне 3...13%.

Проведенные экспериментальные исследования показывают, что для основного металла температурные зависимости $\sigma_{0,2}(T_{\text{исп}})$ и $\sigma_{\text{в}}(T_{\text{исп}})$ практически эквидистантны в исходном состоянии и после НТО. Для основного металла в состоянии после ВТО, имеющего значительное распухание, данные зависимости не эквидистантны зависимостям в исходном состоянии и после НТО. В то же время для металла шва они эквидистантны для всех трех исследованных состояний материала. Отмечено сильное уменьшение пластичности материала в состоянии после ВТО по сравнению с таковой в исходном состоянии и после НТО. При $T_{\text{исп}} \leq 200^\circ\text{C}$ пластичность основного металла в состоянии после ВТО близка к нулю.

В работе [1] было выдвинуто предположение, что основной металл после ВТО претерпевает фазовое $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение.

Цель данного сообщения заключается в анализе условий реализации $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, механизмов разрушения и охрупчивания аустенитных сталей с высоким радиационным распуханием.

1. Анализ температурных зависимостей механических свойств с позиций механизмов разрушения. Как следует из представленных ранее [1] экспериментальных данных, температурные зависимости механических свойств металла в исходном состоянии и после НТО отличаются от таковых металла в состоянии после ВТО.

Температурные зависимости истинного напряжения разрушения σ_f и критической деформации ε_f металла в исходном состоянии и после НТО характерны для вязкого разрушения. При вязком разрушении критическая деформация обычно не зависит от температуры испытаний ($\varepsilon_f(T_{\text{исп}}) \approx \text{const}$) или падает с ее увеличением. Зависимость $\sigma_f(T_{\text{исп}})$ при этом монотонно убывающая, так как истинное напряжение разрушения для одного и того же значения критической деформации ε_f уменьшается с повышением температуры вследствие снижения предела текучести и деформационного упрочнения материала.

Температурная зависимость основного металла в состоянии после ВТО типична для материалов с вязкохрупким переходом.

Вязкохрупкий переход в первую очередь наблюдается при внутризеренном разрушении ОЦК-материалов и при переходе от внутризеренного вязкого разрушения к межзеренному квазихрупкому разрушению. Подобное межзеренное квазихрупкое разрушение в аустенитных материалах отмечается при сильном тепловом старении при температурах выше 450...500°C [2] вследствие выпадения σ -фазы или грубых карбидов на границах зерен. Поскольку для материала как в состоянии после НТО, так и после ВТО температура облучения не превышала 450°C, маловероятно, что квазихрупкое разрушение произошло из-за теплового старения материала.

Другой возможной причиной квазихрупкого разрушения является наличие δ -феррита или грубых карбидов на границах зерен в исходном состоянии [3–5]. Квазихрупкое разрушение инициируется в ферритной фазе или при разрыве связи карбид–матрица при выполнении условия [6–8]

$$\sigma_1 + cf(\varepsilon^p)\varphi(T) = \sigma_d, \quad (1)$$

где σ_1 – максимальные главные напряжения; σ_d – локальные напряжения в ферритной фазе или на границе карбид–матрица; $f(\varepsilon^p)$ – некоторая возрастающая функция пластической деформации; $\varphi(T)$ – некоторая убывающая функция температуры.

Таким образом, из вышеприведенного следует, что вязкохрупкий переход должен был бы наблюдаться в первую очередь для материала в состоянии после НТО, так как упрочнение (увеличение $\sigma_{0,2}$) в этом случае выше, чем после ВТО, что приводит к росту σ_1 в формуле (1). Однако для материала в состоянии после НТО из зависимости $\varepsilon_f(T_{\text{исп}})$ видно, что такой переход отсутствует.

Следовательно, можно сделать вывод, что δ -феррит и (или) грубые карбиды на границах зерен, присутствовавшие в исходном состоянии, не могут рассматриваться как основная причина вязкохрупкого перехода в материале после ВТО.

Как указывалось выше, аустенитная сталь в состоянии после ВТО от состояния после НТО и исходного в основном отличается значительным радиационным распуханием. Результаты исследований [9–12], как отмечалось ранее [1], показывают, что при таком распухании в облученных аустенитных сталях имеют место существенные фазовые и структурные изменения, в том числе фазовое $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение.

Таким образом, можно предположить, что наблюдаемые вязкохрупкий переход и межзеренное разрушение связаны с $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением, происходящим в процессе ВТО.

Увеличение содержания α -фазы в исследуемой аустенитной стали в состоянии после ВТО подтверждается специально проведенными качественными испытаниями намагниченности недеформированных образцов [1]. Данные испытания показывают большую намагниченность образцов материала в состоянии после ВТО по сравнению с исходным состоянием и после НТО. В то же время намагниченность материала в состоянии после НТО и в исходном одинаковая (небольшая). Выполненные исследования подтверждают предположение о наличии α -фазы в аустенитном материале со значительным радиационным распуханием.

2. Связь между $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением и вязкохрупким переходом. В разд. 1 было показано, что вязкохрупкий переход в исследуемом материале в состоянии после ВТО, по-видимому, связан с $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением в аустенитной стали. Рассмотрим подробнее возможные механизмы разрушения материала после $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения.

Вариант 1. $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение происходит по всему объему образца, за исключением областей с высоким содержанием Ni вокруг вакансионных пор (рис. 1,а). Назовем подобное превращение полным $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением. В этом случае хрупкое разрушение может происходить по механизму внутризеренного скола в материале с односвязной областью α -фазы, в которой трещина распространяется хрупко без торможения в γ -фазе.

Вариант 2. Количество α -фазы после $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения незначительное. Назовем такое превращение частичным $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением. Рассмотрим, где возможно образование α -фазы в аустенитном зерне. Как известно, вакансионная пористость отсутствует вблизи границ зерен, так как они являются эффективным стоком вакансий [13]. Как отмечалось ранее [1], Ni диффундирует к порам и границам зерен, поэтому области с пониженным содержанием Ni находятся в теле зерна между вакансионными порами и вблизи границ зерен [14] (рис. 1,б).

Хрупкое разрушение может инициироваться путем зарождения микротрещины скола в α -фазе или при разрушении по границе фаз $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Последнее представляется более вероятным из-за значительных сдвиговых деформаций в этой области ввиду разницы в относительных объемах α - и γ -фаз (относительный объем α -фазы приблизительно на 3% больше объема γ -фазы).

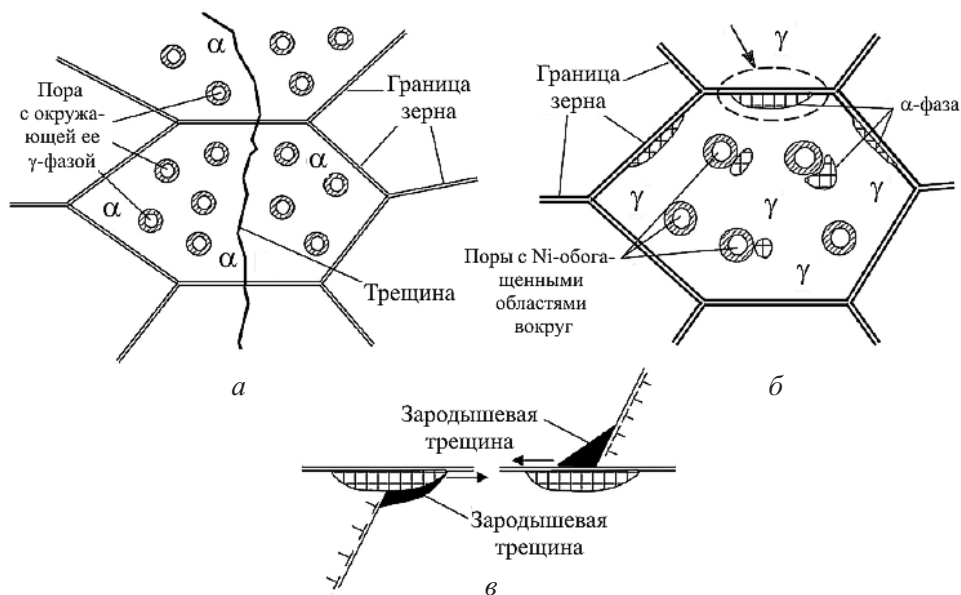


Рис. 1. Разрушение материала после полного (а) и частичного (б) $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, стрелкой показана схема механизма зарождения межзеренной трещины (в).

Зарождение микротрещин в теле зерна не может привести к хрупкому разрушению на макроуровне, так как их распространение будет остановлено вязкой γ -фазой. В то же время микротрещины, зародившиеся вблизи границ зерен, могут легко по ним распространяться, так как прочность границы при наличии острых микротрещин мала. Например, критическое напряжение при межзеренном хрупком разрушении может снижаться до 500 МПа при наличии на границах зерен острых микротрещин, даже если отсутствует охрупчивание границ сегрегациями фосфора [7].

Таким образом, при достаточно высоком уровне напряжений (например, выше 500 МПа) межзеренное хрупкое разрушение будет контролироваться условием зарождения микротрещин, которое может быть записано в виде (1).

При повышении температуры предел текучести $\sigma_{0,2}$ уменьшается и, как следствие, σ_1 и $\varphi(T)$ также уменьшаются. Значит, согласно уравнению (1), деформация, соответствующая зарождению микротрещины, увеличивается. Поэтому для межзеренного хрупкого разрушения, как и для внутризеренного квазихрупкого разрушения, зависимость $\varepsilon_f(T_{исп})$ является монотонно возрастающей. Температура, выше которой зависимость $\varepsilon_f(T_{исп}) \approx \text{const}$ или убывающая, соответствует температуре вязкохрупкого перехода.

Такое развитие описанного выше разрушения согласуется с полученными результатами механических испытаний и фрактографических исследований [1].

Квазихрупкое внутризеренное разрушение, которое, судя по фрактографическим исследованиям, имеет место в некоторых участках образца, по-видимому, соответствует разрушению односвязных областей α -фазы, образовавшихся в некоторых зернах.

3. Анализ связи между $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением и радиационным распуханием. Как отмечалось ранее [1] и как свидетельствуют данные литературных источников, процессом, обуславливающим $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение, является обеднение твердого раствора стабилизирующими аустенитную фазу элементами, в первую очередь вследствие диффузии Ni к поверхности вакансионных пор [9–12], границам зерен [14] и на дислокационные линии.

Возможна также другая последовательность процесса: в стойких к распуханию сталях (например, X16H15M3Б) первоначально обеднение Ni твердого раствора происходит в результате образования вторичных фаз: мелкодисперсной G-фазы типа $Me_6Ni_{16}Si_7$ с ГЦК-решеткой [15, 16] и карбидов. При этом во вторичные фазы кроме Ni из твердого раствора переходят также элементы Si, Ti, C, которые снижают склонность стали к распуханию. Это стимулирует распухание материала и диффузию Ni к поверхности вакансионных пор.

Как видно, в том и в другом случае только распухание, а не первичное образование G-фазы и карбидов приводит к существенному обеднению Ni матрицы материала (вне зоны пор). Следовательно, величина распухания может служить критерием наличия $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, что подтверждают исследования [17–19]. Так, в работе [17] проведены количественные исследования зависимости намагниченности от температуры облучения стали X16H15M3Б. При этом обнаружено значительное увеличение удельной намагниченности в диапазоне температур облучения 550...600°C. Согласно данным работ [18, 19], в этом же диапазоне температур находится максимум распухания для указанной стали. Авторы работы [17] также связывают увеличение намагниченности с возможными выделениями α -фазы.

Исходя из вышеизложенного можно предположить, что $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение связано с распуханием. Ясно, что существует некоторый пороговый уровень распухания (обозначим его $(S_w)_{th}$), ниже которого $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение отсутствует. При распухании $S_w > (S_w)_{th}$ количество α -фазы монотонно увеличивается с ростом распухания. Однако даже при таком распухании ($S_w > (S_w)_{th}$) количества α -фазы может быть недостаточно, чтобы привести к хрупкому разрушению на макроуровне даже по варианту 2, описанному в разд. 2. Другими словами, области α -фазы будут слишком малы для зарождения микротрещины. Введем некоторый критический уровень распухания (обозначим его $(S_w)_c$), при котором размер областей α -фазы будет достаточным для возникновения хрупкого разрушения.

В [1] было показано, что для основного металла в состоянии после ВТО зависимость $\varepsilon_f(T_{исп})$ подобна зависимости металла с вязкохрупким переходом, и минимальное распухание данных образцов составляет 7,5%. Исходя из этого можно предположить, что $(S_w)_c < 7,5\%$.

Полученные результаты по металлу шва после ВТО позволяют заключить, что в диапазоне температур испытаний $T_{исп} = 80...425^\circ\text{C}$ он разрушается вязко. Поэтому в указанном температурном диапазоне можно принять $\varepsilon_f = \text{const}$. Распухание образцов металла шва при этом не превышает 6,8%. Таким образом можно предположить, что $(S_w)_c > 6,8\%$.

Для образцов металла шва, испытанных при $T_{исп} = 20^\circ\text{C}$, значение ε_f близко к нулю. Это можно объяснить с точки зрения критерия $(S_w)_c$, по-

скольку в этом случае $S_w = 8,4\% > (S_w)_c$. Обобщая данные по основному металлу и металлу шва, можно принять $(S_w)_c \approx 7\%$.

На рис. 2 приведены температурные зависимости критической деформации ε_f для основного металла и металла шва в состоянии после ВТО. Данные ранжированы по величине распухания: выше или ниже $(S_w)_c = 7\%$.

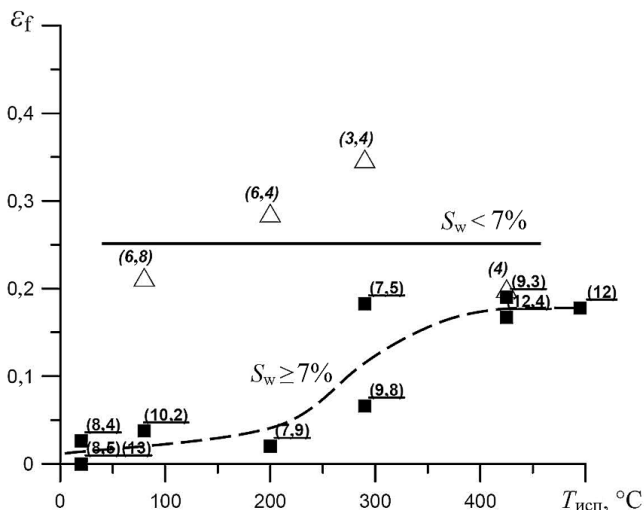


Рис. 2. Температурные зависимости критической деформации ε_f для образцов с $S_w < 7\%$ (сплошная линия) и $S_w > 7\%$ (штриховая линия). (В скобках указана величина распухания образца в %.)

Все точки на рис. 2 для образцов с распуханием $S_w < 7\%$ получены при испытании образцов металла шва, поскольку для них значения распухания были преимущественно ниже критического. Расхождение между значениями распухания образцов из основного металла и металла сварного шва, по всей видимости, объясняется пластическим деформированием металла шва под воздействием термических циклов сварки. Известно [20], что предварительная пластическая деформация снижает темп распухания.

Как видно из рис. 2, зависимость $\varepsilon_f(T_{исп})$ для образцов с распуханием $S_w < 7\%$ соответствует зависимости при вязком разрушении. Разброс значений ε_f обусловлен, по-видимому, неоднородностью металла шва и различным распуханием испытанных образцов. Для образцов со значением распухания выше критического вид зависимости подобен зависимости металла с вязкохрупким переходом.

4. Условия нейтронного облучения, приводящие к $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению. Как показано выше, некоторое значение распухания $(S_w)_c$ может быть принято в качестве критерия $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, приводящего к возможности хрупкого разрушения материала.

Исходя из этого по известным зависимостям $S_w = f(T_{обл}, D, dD/dt)$ [20] можно определить условия облучения, при которых

$$S_w(T_{обл}, D, dD/dt) = (S_w)_c, \quad (2)$$

где $T_{\text{обл}}$ – температура облучения; D – повреждающая доза; dD/dt – скорость набора повреждающей дозы.

Согласно [20], радиационное распухание при $dD/dt \cong (0,6...8) \cdot 10^{-8}$ сна/с может быть рассчитано по формуле

$$S_w = C_D D^n \exp[-r(T_{\text{обл}} - T_{\text{max}})^2], \quad (3)$$

где $C_D = 1,035 \cdot 10^{-4}$; $n = 1,88$; $T_{\text{max}} = 470^\circ\text{C}$; $r = 1,5 \cdot 10^{-4} \text{ }^\circ\text{C}^{-2}$.

Принимая в (2) $(S_w)_c = 0,07$ (7%) и решая совместно (2) и (3), получаем зависимость $D(T_{\text{обл}})$, соответствующую $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению, приводящему к возможности хрупкого разрушения материала (рис. 3).

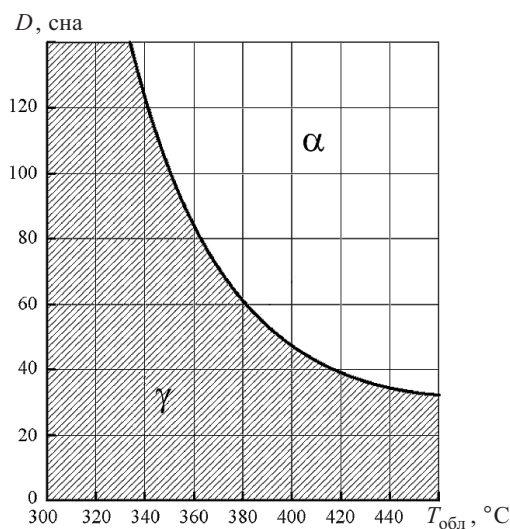


Рис. 3. Условия нейтронного облучения, не приводящие и приводящие к $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению и возможности последующего квазихрупкого разрушения в стали 08X18N10T: область α соответствует возможному квазихрупкому разрушению после $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, область γ – отсутствию квазихрупкого разрушения. (Сплошная линия построена по уравнениям (2) и (3) при $(S_w)_c = 7\%$.)

Полученная зависимость позволяет сформулировать требования по проектированию элементов внутрикорпусных устройств реакторов (ВКУ) и более адекватно оценивать их прочность. Ясно, что при оптимальном проектировании условия облучения элементов ВКУ должны соответствовать материалу в γ -области (рис. 3), так как в этом случае развитие трещин в элементе может происходить только по вязкому механизму. Таким образом, при эксплуатации ВКУ целесообразно величину распухания ограничивать некоторым уровнем. Для стали типа X18N10T он составляет 7%, что согласуется с рекомендациями [21], где величину распухания предлагают ограничивать 7...10%.

Следует отметить, что представленное на рис. 3 условие реализации $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, приводящего к возникновению вязкохрупкого перехода, является консервативным, поскольку сформулировано без учета влияния напряжений и деформаций на распухание [20]. Поэтому если в элементе возник-

кает напряженно-деформированное состояние, препятствующее распуханию, подобное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение может происходить при более высоких дозах и температурах облучения, чем показано на рис. 3.

5. Обсуждение результатов. В настоящем разделе рассмотрим три вопроса: о причинах разной пластичности (ϵ_f) в области вязкого разрушения образцов в состоянии после НТО и ВТО, подобия и различия зависимостей $\sigma_{0,2}(T_{\text{исп}})$ для основного металла и металла шва и возможного снижения предела прочности σ_B , полученного в работах [22–24].

5.1. Анализ пластичности ϵ_f материала, облученного при разных температурах. По результатам проведенных ранее [1] испытаний значения критической деформации ϵ_f для материала в состоянии после ВТО при вязком разрушении ниже, чем после НТО. Это, по всей видимости, связано с наличием в материале после ВТО вакансионных пор, приводящих к радиационному распуханию.

В действительности вязкое разрушение обычно происходит по механизму зарождения, роста и объединения пор. В материале с радиационным распуханием, кроме пор, зарождающихся на включениях и карбидах, при пластическом деформировании [25] растут вакансионные поры. Поэтому объединение пор и разрушение образца наступают при меньшем уровне ϵ_f .

Для подтверждения данного предположения выполнен расчет по модели [25, 26], прогнозируемой ϵ_f при вязком разрушении. Исходной информацией для расчета служили параметры, описывающие истинную диаграмму разрушения материала, параметры A_p , ρ_f , описывающие зарождение пор на включениях, а также трехосность напряженного состояния [25, 26].

Для упрощения расчетов приняты следующие допущения:

а) диаграммы деформирования и параметры A_p и ρ_f для материала в состоянии после НТО и ВТО идентичны. Диаграммы деформирования определялись по экспериментальным данным, полученным для состояния после НТО;

б) зарождение пор на включениях происходит мгновенно в начале пластического деформирования ($A_p \rightarrow \infty$). Параметр ρ_f определялся по данным ϵ_f для материала после НТО. В расчете использовалось значение ρ_f , осредненное в диапазоне температур 290...350°C для основного металла и 80...290°C для металла шва. Такие диапазоны температур соответствуют вязкому разрушению материала после НТО и максимально близки к температурам, при которых металл в состоянии после ВТО также разрушается вязко;

в) для сравнения расчетных значений ϵ_f с экспериментальными после ВТО использовались результаты испытаний следующих образцов. Для основного металла: образцы, испытанные в диапазоне температур 425...495°C. Характер разрушения этих образцов преимущественно вязкий. Для металла шва: образцы, испытанные в диапазоне температур 80...290°C;

г) в материале без распухания до начала деформирования поры отсутствуют, в материале с распуханием – имеются исходные поры, относительная площадь которых $A_v = (S_w / (1 + S_w))^{2/3}$. В расчете применялось осредненное значение распухания S_w , определенное на тех же образцах, которые использовались для расчета ϵ_f в пункте в);

д) трехосность в шейке образца рассчитывается по формулам Бриджмена [25].

Расчетные и экспериментальные данные ε_f представлены в таблице.

Сравнение расчетных данных ε_f с экспериментальными с учетом распухания

Металл	Температурный диапазон осреднения данных, °С	Среднее распухание S_w , % (после ВТО)	Среднее экспериментальное ε_f	Расчетное ε_f
Основной	290...350	11,20	0,745	0,146
	425...495		0,178	
Сварной шов	80...290	5,53	0,552	0,247
			0,281	

Примечание. Над чертой приведены данные после НТО, под чертой – после ВТО.

Видно, что расчетная предельная деформация близка к полученной экспериментально. Это позволяет заключить, что снижение пластичности в материале с распуханием по сравнению с материалом без распухания вызвано наличием вакансионной пористости.

5.2. **Влияние облучения на зависимость $\sigma_{0,2}(T_{\text{исп}})$.** Результаты испытаний, представленные в [1], показывают, что зависимость $\sigma_{0,2}(T_{\text{исп}})$ для материала после НТО эквидистантна зависимости для металла в исходном состоянии. Такая закономерность наблюдается как для основного металла, так и для металла шва, что соответствует общим закономерностям изменения $\sigma_{0,2}$ под облучением. Известно [27], что при облучении вследствие радиационных дефектов (дислокационные петели, преципитаты) изменяется только атермическая часть предела текучести, а термоактивационная часть не зависит от дозы облучения. В результате, независимо от $T_{\text{исп}}$, $\sigma_{0,2}$ при облучении увеличивается на одну и ту же величину.

Для состояния материала после ВТО зависимость $\sigma_{0,2}(T_{\text{исп}})$ остается эквидистантной по отношению к материалу в исходном состоянии только для металла шва. Для основного металла соответствующие зависимости не эквидистантны. Это можно объяснить следующим образом. В облученном основном металле произошло $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. Поэтому он представляет собой “композит” с областями α -фазы в γ -материале. Термоактивационная часть предела текучести для такого материала отличается от соответствующей функции для γ -материала.

В металле шва $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения не произошло, за исключением образца, испытанного при $T_{\text{исп}} = 20^\circ\text{C}$, поэтому закономерности изменения $\sigma_{0,2}(T_{\text{исп}})$ такие же, как для состояния после НТО.

5.3. **Анализ причин снижения σ_B при высоких уровнях радиационного распухания.** Попытаемся проанализировать и объяснить с нашей точки зрения полученное в работах [22–24] снижение σ_B при некотором уровне S_w .

Поверхность разрушения образца из стали X18H10T при растяжении с набуханием $S_w \approx 30\%$ показана на рис. 4 [22]. Как видно, разрушение происходит по вязкому механизму за счет роста и объединения пор.

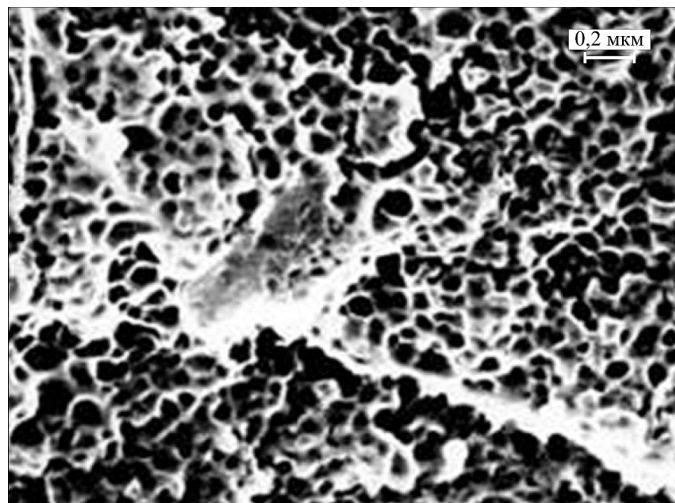


Рис. 4. Поверхность разрушения облученного образца из стали X18H10T при растяжении с высоким уровнем набухания ($S_w \approx 30\%$) [22]. (Разрушение внутризеренное.)

Оценим, возможно ли снижение предела прочности образца с набуханием $S_w \approx 30\%$ более чем на порядок при вязком разрушении, как это получено в работах [22–24].

Предположим, что вакансионные поры, обуславливающие набухание, распределены равномерно по всему образцу. Известно, что напряжения, возникшие в нетто-сечении образца с внутренними полостями, будут выше, чем в образце без полостей при одинаковом номинальном сечении (для этого образца нетто-сечение совпадает с номинальным сечением). Такой результат обусловлен увеличением трехосности напряженного состояния в образце с полостями. Исходя из вышеизложенного предел прочности образца с порами должен быть как минимум не ниже значения $(1 - A_v)\sigma_B^0$, где σ_B^0 – предел прочности образца без пор; A_v – относительная площадь пор. Полагая, что $A_v = (S_w / (1 + S_w))^{2/3}$, уменьшение предела прочности σ_B с увеличением набухания должно происходить монотонно. Если учитывать, что увеличение S_w и, следовательно, A_v обычно происходит при повышении дозы облучения (рассматривается ситуация при $T_{обл} = const$), то предел прочности, вообще, может не снижаться с ростом S_w . Дело в том, что с повышением дозы облучения увеличивается $\sigma_{0,2}$, что может компенсировать снижение прочности материала за счет увеличения A_v .

Таким образом, максимальное уменьшение предела прочности может быть оценено по уравнению

$$\frac{\sigma_B}{\sigma_B^0} = \left[1 - \left(\frac{S_w}{1 + S_w} \right)^{2/3} \right]. \quad (4)$$

Для распухания $S_w = 0,3$ (30%) максимальное снижение предела прочности составляет $\sigma_B / \sigma_B^0 = 0,62$. Поэтому резкое уменьшение σ_B (более чем на порядок) при вязком разрушении не может быть объяснено при условии однородного распределения пор по объему образца.

Значительное снижение σ_B можно объяснить на основе следующих соображений.

1. Вакансионные поры распределены крайне неравномерно по объему образца.

2. Высокий уровень распухания S_w соответствует высокому уровню повреждающей дозы нейтронного облучения, при которой деформационное упрочнение материала достаточно низкое.

3. Локальное разрушение образца происходит, если в некотором его мезообъеме с относительной площадью пор, значительно превышающей средний уровень, связанный с распуханием, выполняется условие коллапса:

$$dP/d\kappa = 0; \quad (5)$$

$$P = \sigma_{eq}(1 - A_v^{loc}), \quad (6)$$

где A_v^{loc} – максимальная относительная площадь пор в локальном мезообъеме материала; σ_{eq} – эквивалентные напряжения в матрице, $\sigma_{eq} = \sigma_{0,2} + B(\kappa)^n$; B, n – параметры деформационного упрочнения; $\kappa = \int d\varepsilon_{eq}^P$; $d\varepsilon_{eq}^P$ – приращение эквивалентной пластической деформации, $d\varepsilon_{eq}^P = \sqrt{\frac{3}{2} d\varepsilon_{ij}^P d\varepsilon_{ij}^P}$.

Выполнение условия (5) означает возникновение нестабильного роста пор вплоть до разрушения локального мезообъема образца.

4. После разрушения локального мезообъема условие (5) выполняется для следующего локального мезообъема без увеличения номинальных напряжений.

В настоящее время модель разрушения образца материала с высоким уровнем распухания разрабатывается. Следует подчеркнуть, что для такого материала даже при наличии полного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения хрупкое внутризеренное разрушение не произойдет, что связано со следующими обстоятельствами.

1. Поры не могут служить инициаторами хрупкого разрушения, так как вокруг них располагается область γ -фазы с ГЦК-решеткой.

2. Необходимым условием для хрупкого разрушения является зарождение микротрещины, удовлетворяющей условию Гриффитса. Минимальный размер микротрещины $l_0 \approx 0,1$ мкм [24]. Для распухания $S_w \approx 20\%$ (уровень распухания, при котором начинается резкое снижение σ_B согласно [21–23]) имеем отношение

$$\frac{d}{D} = \left(\frac{S_w}{1 + S_w} \right)^{1/3} = 0,55, \quad (7)$$

где d – размер поры; D – расстояние между порами.

Размер поры составляет $d \approx 0,04$ мкм [11]. В этом случае размер области, в которой может зародиться трещина, будет $D - d \approx 0,82d \approx 0,03$ мкм. Данная оценка показывает, что минимальный размер гриффитсовской микротрещины больше, чем размер области, где микротрещина может зародиться.

Выводы

1. Проанализированы возможные механизмы охрупчивания стали в состоянии после ВТО и показано, что наблюдаемый вязкохрупкий переход в стали с высоким набуханием связан с $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением.

2. Предложены механизмы, связывающие возникновение вязкохрупкого перехода с $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением в облученных аустенитных сталях.

3. Установлено, что параметром, контролирующим $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение, является радиационное набухание.

4. Введено понятие критического значения набухания $(S_w)_c$, при котором в облученной аустенитной стали возникает вязкохрупкий переход за счет фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. В результате анализа полученных данных определено значение $(S_w)_c \approx 7\%$ для стали 08X18H10T и металла шва.

5. Показано, что более низкая пластичность материала с набуханием при вязком разрушении по сравнению с материалом без набухания вызвана вакансионной пористостью в нем.

6. Проведен анализ данных литературных источников, свидетельствующих о резком снижении предела прочности аустенитных сталей по достижении некоторого значения набухания. Предполагается, что это может быть связано с сильной неоднородностью распределения вакансионных пор по объему материала с низким деформационным упрочнением.

Резюме

Из позиций возможных механізмів руйнування аустенітних сталей, що зазнають інтенсивного нейтронного опромінення, проаналізовано результати механічних випробувань і фрактографічних досліджень зразків, які наведено в повідомленні 1 даної роботи. Запропоновано механізми, що пов'язують $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення з виникненням в'язкокрихкого переходу в опромінені аустенітні сталях, та критерій, який дозволяє визначити умови опромінення, коли $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення зумовлює такий перехід. Розглянуто можливі причини зменшення границі міцності матеріалу за дуже високого ($> 20\%$) рівня розпухання.

1. Марголин Б. З., Курсевич И. П., Сорокин А. А. и др. Охрупчивание и трещиностойкость высокооблученных аустенитных сталей для элементов ВКУ ВВЭР. Сообщ. 1. Связь радиационного набухания с радиационным охрупчиванием – экспериментальные результаты // Пробл. прочности. – 2009. – № 6. – С. 5 – 16.
2. Asano M., Hattori S., Suzuki I., et al. Effect of long-term thermal aging on the material properties of austenitic stainless steel welded joints // ASME Int. Conf. on Nuclear Engineering. – 1996. – 5. – P. 183 – 188.

3. Николаев В. А., Курсевич И. П., Нестерова Е. В и др. Склонность к хрупкости металла антикоррозионной наплавки на корпусах реакторов водо-водяного типа // Радиационное материаловедение и конструкционная прочность реакторных материалов: Юбилейный сб., посвященный 100-летию со дня рождения академиков И. В. Курчатова и А. П. Александрова. – СПб.: ЦНИИКМ “Прометей”, 2002. – С. 232 – 251.
4. Марголин Б. З., Швецова В. А., Прокошев О. Ю. и др. Характеристики антикоррозионной наплавки для расчета сопротивления хрупкому разрушению материала корпуса реактора // Вопр. материаловедения. – 2005. – № 2 (42). – С. 186 – 213.
5. Margolin B. Z., Shvetsova V. A., and Kostylev V. I. Modeling of fracture for austenitic materials with ferritic phase on the basis of local approach // 11th Int. Conf. on Fracture (Turin, March 20–25, 2005). – 2005. – No. 5149.
6. Марголин Б. З., Швецова В. А. Критерий хрупкого разрушения: физико-механический подход // Пробл. прочности. – 1992. – № 2. – С. 3 – 16.
7. Margolin B. Z. and Shvetsova V. A. Local criterion for cleavage fracture: structural and mechanical approach // J. Phys. IV. – 1996. – No. 6. – P. C6-225 – C6-234.
8. Margolin B. Z., Shvetsova V. A., and Karzov G. P. Brittle fracture of nuclear pressure vessel steels. Pt. I. Local criterion for cleavage fracture // Int. J. Press. Vess. Piping. – 1997. – 72. – P. 73 – 87.
9. Porter D. L. Ferrite formation in neutron-irradiated type 304L stainless steel // J. Nucl. Mater. – 1979. – 79, No. 2. – P. 406 – 411.
10. Okamoto P. R. and Wiedersich H. Segregation of alloying elements to free surfaces during irradiation // Ibid. – 1974. – 53. – P 336 – 345.
11. Porter D. L. and Wood E. L. In-reactor precipitation and ferritic transformation in neutron-irradiated stainless steels // Ibid. – 1979. – 83. – P. 90 – 97.
12. Porter D. L. et al. Interaction of void-induced phase instability and subsequent void growth in AISI304 stainless steel // Effect of Radiation Materials (19th Int. Symp.). – ASTM STP 1336. – 2000. – P. 884 – 893.
13. Ибрагимов Ш. Ш., Курсанов В. В., Пятилетов Ю. С. Радиационное повреждение металлов и сплавов. – М: Энергоатомиздат, 1985.– 240 с.
14. Shepherd C. M. and Murphy S. M. The association of compositional fluctuations with clusters of cavities in irradiated alloys // J. Nucl. Mater. – 1990. – No. 172. – P. 143 – 150.
15. Бородин О. В., Воеводин В. Н., Неклюдов И. М. и др. Исследование микроструктуры стали X18H10T, облученной в реакторе БОР-60 // Атом. энергия. – 1991. – 70, вып. 3. – С. 159 – 163.
16. Borodin O. V., Voevodin V. N., Neustroev V. S., et al. Microstructural evolution of austenitic stainless steel irradiated in a fast reactor // Effects of Radiation on Materials (17th Int. Symp.). – ASTM STP 1270. – Philadelphia, 1996. – P. 817 – 830.
17. Чукалкин Ю. Г., Петров В. В., Штирц В. Р. и др. Магнитные свойства стали X16H15M3Б, облученной до высокого флюенса быстрых нейтронов // Атом. энергия. – 1988. – 65, № 4. – С. 254 – 257.

18. *Appleby W. K., Bloom E. E., Flinn J. E., and Garner F. A.* Swelling in neutron-irradiated 300-series stainless steels // Proc. Int. Conf. on Radiation Effects in Breeder Reactor Structural Materials (Scottsdale, AZ, 1977). – 1977. – P. 509.
19. *Brammen J. J.* Behavior of Metallic Materials for Fast Reactor Core Components. – Ajaccio, Corsica (France), 1979. – 155 p.
20. *Васина Н. К., Марголин Б. З., Гуленко А. Г., Курсевич И. П.* Радиационное набухание аустенитных нержавеющих сталей: влияние различных факторов. Обработка экспериментальных данных и формулировка определяющих уравнений // Вопр. материаловедения. – 2006. – № 4 (48). – С. 69 – 88.
21. *Yilmaz F., Hassan Y. A., and Porter D. L.* Dependence of mechanical properties on swelling in austenitic steels // Proc. 11th Conf. on Nuclear Engineering. – ICONE11-36464, April, 2003.
22. *Neustroev V. S. and Garner F. A.* Very high swelling and embrittlement observed in a Fe–18Cr–10Ni–Ti hexagonal fuel wrapper irradiated in the BOR-60 fast reactor // Fusion Materials (Semiannual Progress Report for Period Ending Dec. 31, 2007). – 2007. – Vol. 43. – P. 109 – 122.
23. *Неустроев В. С., Голованов В. Н., Шамардин В. К.* Радиационное охрупчивание материалов оболочек твэлов и чехлов ТВС в температурном интервале максимума набухания // Атом. энергия. – 1990. – **69**, вып. 4. – С. 223 – 226.
24. *Неустроев В. С., Шамардин В. К.* Среднетемпературное радиационное охрупчивание аустенитных сталей и сплавов, облученных в реакторах на быстрых нейтронах // Физика металлов и материаловедение. – 1997. – **83**, № 5. – С.134 – 142.
25. *Карзов Г. П., Марголин Б. З., Швецова В. А.* Физико-механическое моделирование процессов разрушения – СПб.: Политехника, 1993. – 391 с.
26. *Margolin B. Z., Kostylev V. I., Ilyin A. V., and Minkin A. I.* Simulation of J_R -curves for reactor pressure vessels steels on the basis of a ductile fracture model // Int. J. Press. Vess. Piping. – 2001. – **78**. – P. 715 – 725.
27. *Курсевич И. П., Марголин Б. З., Прокошев О. Ю., Кохонов В. И.* Механические свойства аустенитных сталей при нейтронном облучении: влияние различных факторов // Вопр. материаловедения. – 2006. – № 4 (48). – С. 55 – 68.

Поступила 06. 11. 2008