

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

УДК 539.3

Охрупчивание и трещиностойкость высокооблученных аустенитных сталей для элементов ВКУ ВВЭР. Сообщение 1. Связь радиационного распухания с радиационным охрупчиванием – экспериментальные результаты

Б. З. Марголин^а, И. П. Курсевич^а, А. А. Сорокин^а, А. Н. Лапин^а,
В. И. Кохонов^а, В. С. Неустроев^б

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

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

С целью оценки влияния радиационного распухания на механические свойства облученной аустенитной стали проведены исследования стали 08X18H10T и ее сварного шва, облученных до близких по значению повреждающих доз в двух различных диапазонах температур: 330...340°C, когда распухание практически отсутствует, и 400...450°C, когда наблюдается значительный уровень распухания (3...13%). По результатам исследований построены температурные зависимости кратковременных механических свойств облученного металла. Выполнены сравнительные исследования намагниченности облученного при различных температурах металла. Проведены фрактографические исследования испытанных образцов.

Ключевые слова: влияние радиационного распухания, аустенитные стали, фрактографические исследования.

Введение. Как известно, нейтронное облучение аустенитных сталей приводит к увеличению предела текучести и предела прочности и снижению их пластичности. Согласно работе [1], максимальное снижение пластичности при одной и той же дозе нейтронного облучения происходит при температуре облучения $T_{\text{обл}} \approx 450^\circ\text{C}$, которая близка к температуре максимума радиационного распухания. Данный факт и соответствие между положениями максимума распухания и максимума охрупчивания в элементах реактора БОР-60 [2] дают основание полагать, что существует связь между радиационным распуханием и пластичностью материала.

Установлению связи между распуханием и охрупчиванием материала были посвящены работы [2–4], в которых предпринималась попытка найти взаимосвязь между пределом прочности $\sigma_{\text{в}}$ и распуханием материала $S_{\text{в}}$. Показано, что при некоторой величине распухания начинается резкое снижение предела прочности (рис. 1).

Полученный результат авторы [2–4] объясняют следующим образом. При распухании образуются вакансионные поры в материале и снижается модуль

упругости. Снижение последнего приводит к уменьшению напряжений Орована [5] и, следовательно, предела текучести. Кроме того, на определенной стадии поры начинают работать как концентраторы напряжений, вследствие чего облегчается образование микротрещин в облученном материале, что также может приводить к снижению прочностных характеристик.

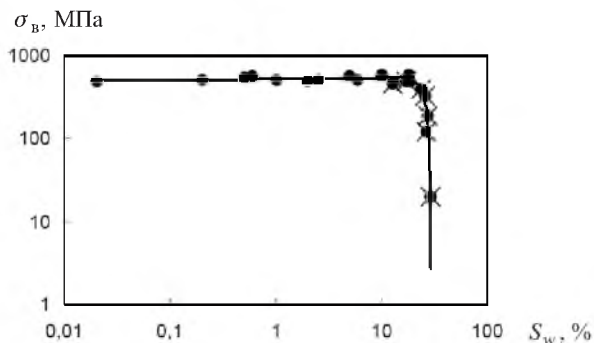


Рис. 1. Зависимость предела прочности от распухания стали 12X18Н10Т при температурах испытания 400...500°С [2]: ● – предел прочности; × – предел прочности при полном удлинении $\delta \approx 0$.

Предложенное в [2–4] объяснение снижения предела прочности вряд ли можно признать удовлетворительным. Во-первых, снижение модуля упругости с ростом распухания происходит монотонно. Следовательно, согласно этому зависимость $\sigma_b(S_w)$ должна быть ниспадающей. Однако из рис. 1 видно, что $\sigma_b \approx \text{const}$ вплоть до $S_w \approx 20\%$. Во-вторых, снижение σ_b более чем в шесть раз (рис. 1) нельзя объяснить только уменьшением модуля упругости и увеличением концентрации напряжений. В действительности, при $S_w \approx 20\%$ относительная площадь пор $A_p \approx 30\%$. Полученная оценка A_p вытекает из следующих положений: все поры имеют одинаковый размер и располагаются в вершинах куба, т.е. на одинаковом расстоянии друг от друга. В этом случае $A_p = [S_w / (1 + S_w)]^{2/3}$. Значит, модуль упругости и напряжение Орована снизятся не более чем на 30%. Ясно, что за счет снижения модуля упругости предел прочности также уменьшается не более чем на 30%. Рассмотрение пор как концентраторов напряжений не позволяет объяснить резкое снижение предела прочности материала. Данное утверждение будет аргументировано в сообщении 2.

При больших уровнях распухания, кроме снижения предела прочности наблюдается практически полное отсутствие пластичности [2–4, 6] (рис. 1). Резкое снижение пластичности материала обычно свидетельствует о смене механизма разрушения и происходит, например, при переходе от вязкого внутризеренного разрушения к хрупкому. При этом температурная зависимость пластичности – относительного сужения ψ (или критической деформации ϵ_f) для каждого из механизмов разрушения имеет весьма характерный вид [7–10].

Следует подчеркнуть, что экспериментальные исследования механических характеристик облученных аустенитных сталей традиционно проводятся при температуре испытания, равной температуре облучения, или при комнат-

ной температуре. Поэтому зависимости $\psi(T_{исп})$ или $\varepsilon_f(T_{исп})$ для сильнооблученных аустенитных сталей практически не получены. В этой связи одна из задач настоящей работы – получить температурные зависимости механических характеристик облученной аустенитной стали в широком диапазоне температур. Анализ таких зависимостей позволит ответить на вопрос о возможной смене механизма разрушения и идентифицировать характер разрушения.

Вместе с тем очевидно, что для смены механизма разрушения в аустенитной стали необходимо изменение ее структуры и фазового состава. Однако возникает вопрос, какие возможные изменения в материале могут привести к смене механизма разрушения. На основании исследований, выполненных в работах [11–14], можно заключить, что при облучении возможны такие изменения структуры материала, при которых будет происходить смена механизма разрушения.

Так, показано [11–14], что нейтронное облучение является фактором, инициирующим образование α -фазы в аустенитных сталях типа 304, 316, X18H10T. Формирование этой фазы под облучением связано со снижением стабильности аустенита (γ -фазы) в результате обеднения матрицы аустенитообразующими элементами, в первую очередь никелем. Такое обеднение может происходить по двум механизмам:

1) диффузия никеля к свободным поверхностям, каковыми в сильнооблученной аустенитной стали являются в первую очередь поверхности вакансионных пор, обуславливающих распухание, границы зерен [15] и дислокационные линии. В результате такой диффузии образуются радиационно-индуцированные сегрегации никеля вокруг пор, дислокационных линий и на границах зерен;

2) образование вторичных фаз с аустенитообразующими элементами, к которым относятся G -фаза (типа $Me_6Ni_{16}Si_7$) с повышенным содержанием никеля [16, 17] и карбиды титана, содержащие стабилизатор аустенита – углерод [18].

Как правило, второй механизм преобладает в сталях со сложным легированием, в которых под облучением выделяется большое количество вторичных фаз. В этом случае, кроме никеля из матрицы во вторичные фазы также диффундируют элементы, снижающие склонность стали к распуханию (Si, Ti, C). При этом процесс распухания начинает происходить более интенсивно. В дальнейшем обеднение матрицы никелем продолжается преимущественно по первому механизму за счет распухания.

Наличие α -фазы с ОЦК-решеткой делает принципиально возможной реализацию хрупкого разрушения при деформировании такого материала. Следовательно, распухание принципиально может приводить к резкой деградации свойств материала за счет стимуляции $\gamma \rightarrow \alpha$ -фазового превращения. Таким образом, смена механизма разрушения для облученных аустенитных сталей представляется достаточно вероятной при значительном радиационном распухании.

Целью настоящей работы, представленной в трех сообщениях, является исследование механических характеристик облученной аустенитной стали с разной степенью распухания в широком диапазоне температур; выяснение

природы влияния распухания на механические свойства аустенитных сталей; формулировка условий $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, приводящего к резкой деградации свойств материала, а также критерия отсутствия нестабильного развития трещины в облученном аустенитном материале с учетом возможного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения.

Методика исследования и материалы. Для того чтобы отделить влияние распухания от общего влияния радиационных дефектов (дислокационные петли, преципитаты, сегрегации) на механические свойства, испытывали две партии образцов, изготовленных из стали 08X18H10T и ее сварного шва, облученных примерно до одинаковой повреждающей дозы $D = 46...49$ сна при двух температурах облучения $T_{обл} = 330...340^\circ\text{C}$ и $400...450^\circ\text{C}$. Предварительные расчеты, выполненные по формулам работы [19], свидетельствуют, что распухание данной стали и сварного шва составляет $S_w \approx 0,5\%$ при $T_{обл} = 335^\circ\text{C}$ и $S_w \approx 10\%$ при $T_{обл} = 425^\circ\text{C}$. Настоящие исследования подтвердили расчеты и показали, что значения радиационного распухания близки к нулю при $T_{обл} = 330...340^\circ\text{C}$, при $T_{обл} = 400...450^\circ\text{C}$ они находились в диапазоне $3...13\%$.

Таким образом, исследования проводили для двух партий образцов, облученных практически до одинаковой дозы, с разным значением распухания.

Исследования проводили на стали 08X18H10T в состоянии поставки (аустенизация при $1050^\circ\text{C} - 2$ ч, охлаждение на воздухе) и металле сварного шва, выполненного автоматической сваркой под флюсом 48-ОФ-06 проволокой Св-04Х19Н1МЗ диаметром 5,0 мм. Полученные сварные пробы термобработке не подвергали, что соответствует технологии изготовления деталей внутрикорпусных устройств реакторов типа ВВЭР.

Химический состав исследуемой стали и металла шва приведен в таблице.

Химический состав (вес %) стали марки 08X18H10T и металла шва

Металл	Содержание δ -феррита, %	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	Прочие
Основной	2,0...3,0	0,06	0,31	1,17	17,89	9,06	0,010	0,009	Ti = 0,60
Сварной шов	4,4	0,07	0,22	2,40	17,50	10,33	0,006	0,025	Mo = 2,36 V = 0,62

Из стали 08X18H10T и металла шва изготавливали образцы для испытаний в исходном и облученном состоянии. Для исследований стандартных механических свойств использовали пятикратные цилиндрические образцы диаметром 3 мм.

Облучение материалов проводили в реакторе БОР-60. Часть образцов облучали при “низкой” температуре $330...340^\circ\text{C}$ флюенсом нейтронов $1,13 \cdot 10^{23}$ нейтр/см² ($E > 0,1$ МэВ), что соответствует 46 сна (далее состояние после НТО). Другую часть образцов облучали при “высокой” температуре $400...450^\circ\text{C}$ флюенсом нейтронов $1,2 \cdot 10^{23}$ нейтр/см² ($E > 0,1$ МэВ), что соответствует 49 сна (далее состояние после ВТО). Скорость набора повреждающей дозы в обоих случаях составляла $\sim 3,8 \cdot 10^{-7}$ сна/с. Практически одина-

ковая доза и интенсивность облучения указанных партий образцов достигалась помещением в реакторе металловедческихборок в места, близкие друг к другу. Температура облучения при НТО соответствовала температуре теплоносителя, температура облучения при ВТО обеспечивалась специальным подогревом теплоносителя на входе в сборку за счет установленных вольфрамовых стержней, сильно разогревающихся при облучении.

Испытания на статическое растяжение необлученных и облученных образцов выполняли на дистанционно управляемой разрывной испытательной машине У-10, расположенной в “горячей” камере. Скорость растяжения составляла $\sim 1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. В процессе испытаний получали диаграммы растяжения, по которым определяли предел текучести $\sigma_{0,2}$, предел прочности σ_B , равномерное удлинение δ_p и полное удлинение образца при разрыве δ_5 . Равномерное и полное удлинение определяли по диаграмме деформирования образца. Абсолютная погрешность измерений не превышает 0,1%. После испытаний на специальном дистанционно управляемом измерительном приспособлении, связанном с компьютером, измеряли диаметр шейки разрушенных образцов. По результатам измерений определяли относительное сужение ψ и рассчитывали истинное напряжение при разрушении S_k . Абсолютная погрешность определения ψ не превышает 1%.

Исследования радиационного набухания проводили методом гидростатического взвешивания образцов. Абсолютная погрешность определения набухания составляет не более 0,1%.

Результаты исследований. Температурные зависимости механических свойств основного металла и металла сварного шва стали 08X18H10T в исходном состоянии и после двух режимов облучения (НТО и ВТО) приведены на рис. 2–5. Видно, что как для основного металла, так и для металла шва температурные зависимости механических свойств в исходном состоянии и после НТО практически подобны (имеется в виду, что кривые в облученном состоянии практически эквидистантны кривым в исходном состоянии), по крайней мере, при $T_{\text{исп}} \leq T_{\text{обл}}$.

При $T_{\text{исп}} > T_{\text{обл}}$ (рис. 2,а,б и 4,а,б) вследствие отжига радиационных дефектов наблюдается более резкое снижение прочностных свойств материала, что отмечалось ранее [1].

После НТО предел текучести основного металла и металла сварного шва стали 08X18H10T повысился более чем в три и два раза соответственно. После ВТО также имеет место значительное упрочнение, хотя и несколько меньшее, чем после НТО.

Для основного металла (рис. 2 и 3) зависимости $\sigma_{0,2}(T_{\text{исп}})$ и $\sigma_B(T_{\text{исп}})$ в состоянии после ВТО не эквидистантны зависимостям для металла в исходном состоянии и после НТО. В то же время для металла шва (рис. 4 и 5) кривые $\sigma_{0,2}(T_{\text{исп}})$ и $\sigma_B(T_{\text{исп}})$ практически эквидистантны (при $T_{\text{исп}} \leq T_{\text{обл}}$) для всех трех исследованных состояний материала.

Зависимость $S_k(T_{\text{исп}})$ и температурные зависимости деформационных характеристик (δ_p , δ_5 , ψ) для основного металла в состоянии после ВТО не подобны соответствующим зависимостям в исходном состоянии и после НТО.

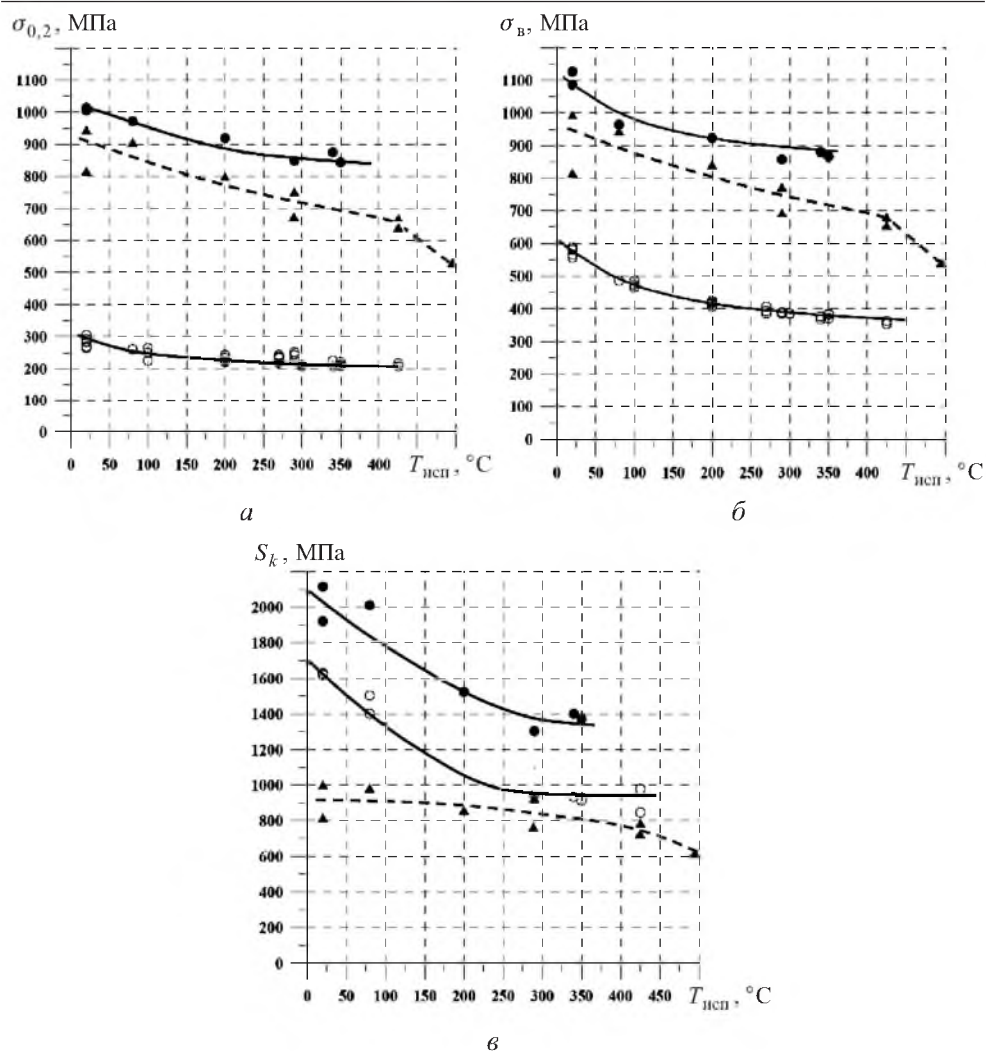


Рис. 2. Температурные зависимости предела текучести (а), предела прочности (б) и истинного разрушающего напряжения (в) стали 08X18N10Т до и после облучения. (Здесь и на рис. 3–5: ○ – исходное состояние; ● – состояние материала после НТО; ▲ – состояние материала после ВТО.)

Равномерное удлинение при обоих режимах облучения для стали и металла сварного шва при $T_{исп} \geq 200^\circ\text{C}$ уменьшается до значений $\leq 2\%$ (рис. 3,а и 5,а).

Относительное сужение, как одна из наиболее показательных характеристик пластичности, для основного металла после НТО уменьшается не более чем до 48%, относительное сужение для металла шва – до 30%. Для основного металла (рис. 3,б,в) в состоянии после ВТО наблюдается рост пластичности в интервале 20...400°С. При $T_{исп} \geq 400^\circ\text{C}$ зависимость $\psi(T_{исп}) \approx \text{const}$. В интервале температур 20...200°С значение ψ для основного металла после ВТО очень мало (изменяется от 0 до 3,7%). Во всем диапазоне испытаний максимальная величина ψ не превышает 17,3%. Для металла шва (рис. 5,б) значение ψ составляет 2,5...30%.

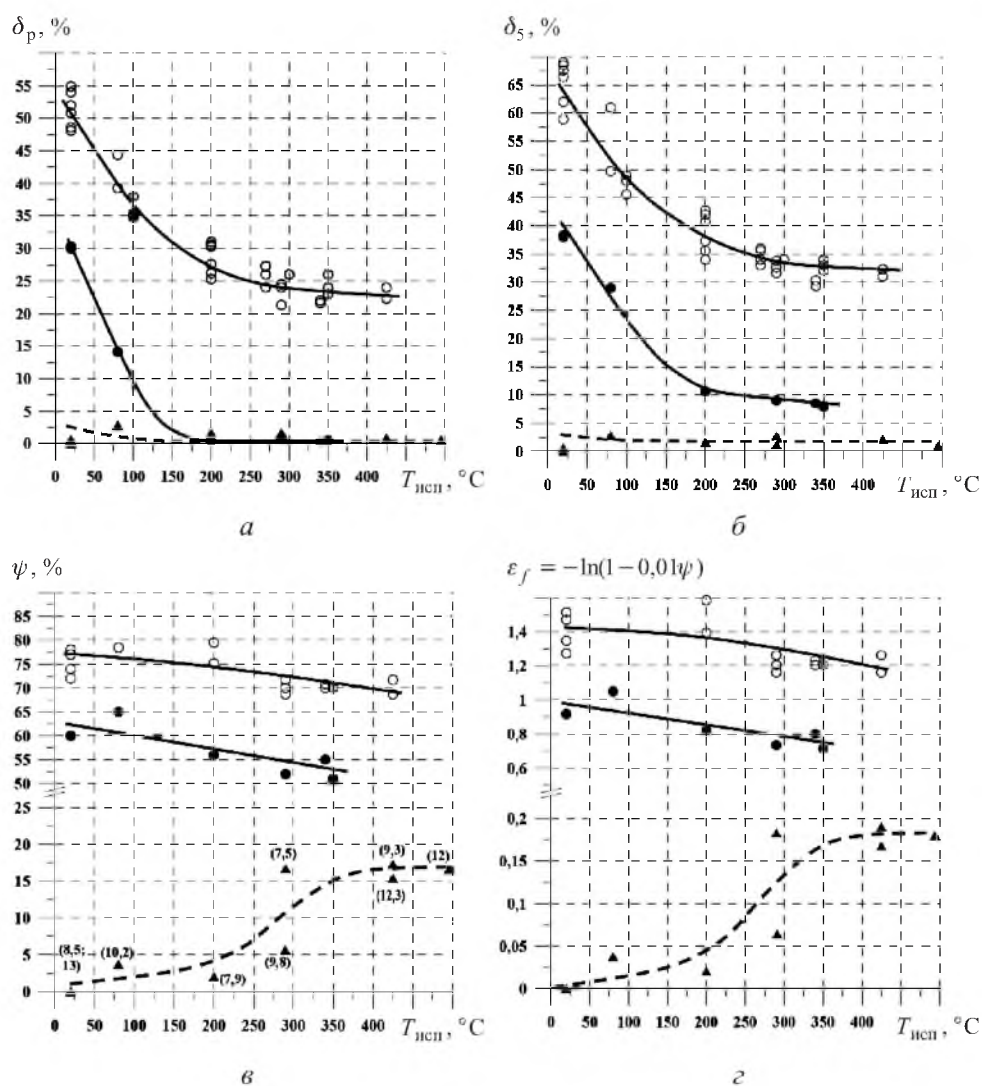


Рис. 3. Температурные зависимости равномерного удлинения (а), полного удлинения (б), относительного сужения (в) и критической деформации (г) стали 08X18N10T до и после облучения (в скобках указана величина распухания в %).

Зависимости $\psi(T_{исп})$ и $\epsilon(T_{исп})$ для металла шва не аппроксимированы кривыми, так как из-за различного распухания образцов металла шва ($S_w \leq 7\%$ и $S_w > 7\%$) материал находится в разных структурных состояниях. Подробнее это обстоятельство будет обсуждаться в сообщении 2.

Температурная зависимость относительного сужения ψ (рис. 3,в) основного металла в состоянии после ВТО типична для материалов с вязкохрупким переходом.

Кроме определения механических свойств и распухания образцов были проведены фрактографические исследования поверхности разрушения испытанных образцов на микроскопе Phenom, установленном в "горячей" камере ЦНИИ КМ "Прометей".

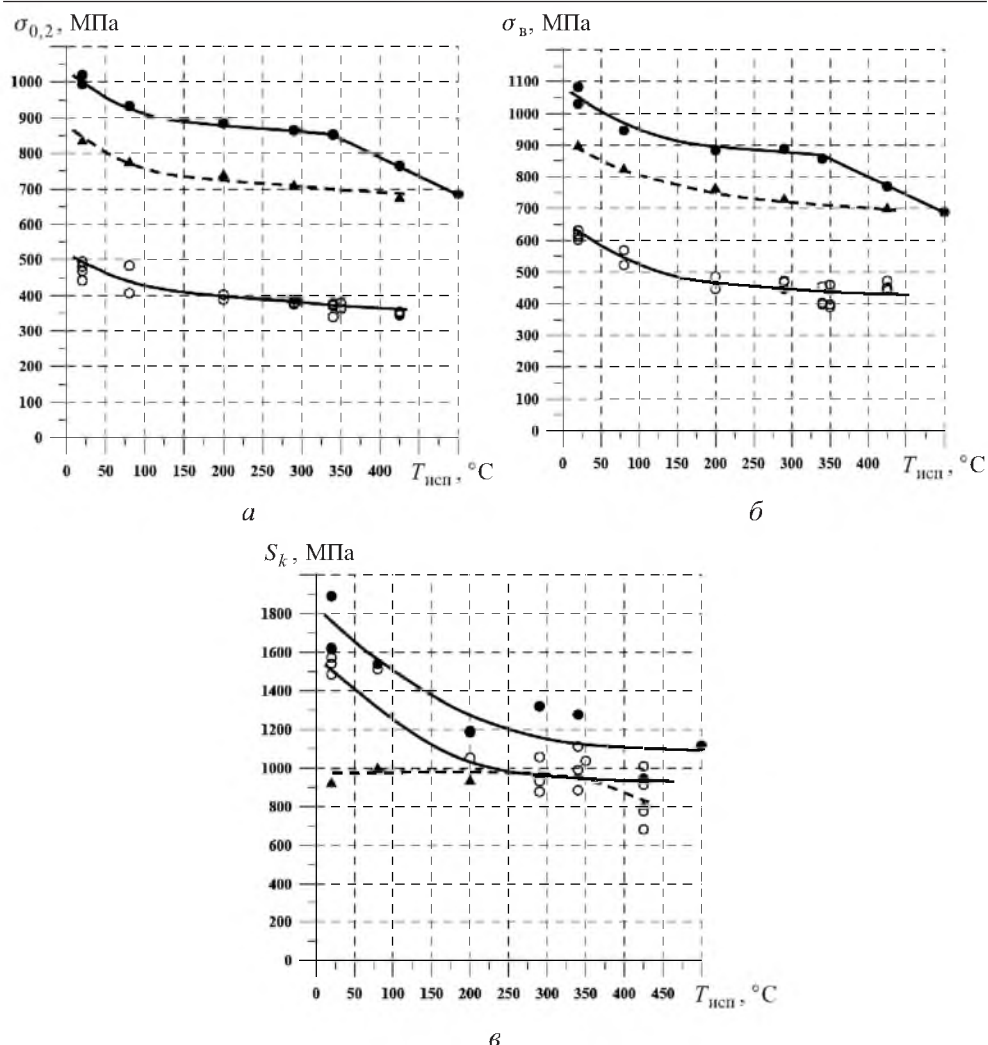


Рис. 4. Температурные зависимости предела текучести (а), предела прочности (б) и истинного разрушающего напряжения (в) металла сварного шва до и после облучения.

Поверхность разрушения образцов в состоянии после НТО и ВТО для основного металла при $T_{исп} > 425^\circ\text{C}$ типична для вязкого разрушения по механизму зарождения, роста и объединения пор. Поверхность разрушения образцов из основного металла в состоянии после ВТО ($T_{исп} = 20 \dots 425^\circ\text{C}$) характеризуется смешанным типом разрушения. Доминирующим механизмом является межзеренное хрупкое разрушение. Другой механизм – это внутризеренное квазихрупкое разрушение (рис. 6). С повышением температуры испытаний доля внутризеренного квазихрупкого разрушения уменьшается.

Кроме механических испытаний и фраттографических исследований были проведены качественные исследования намагниченности образцов. Образцы в исходном состоянии и после НТО невозможно было поднять с помощью магнита, в то время как образцы в состоянии после ВТО поднимались. Такие результаты качественно доказывают, что количество α -фазы в материале после ВТО больше, чем в материале после НТО или в исходном состоянии.

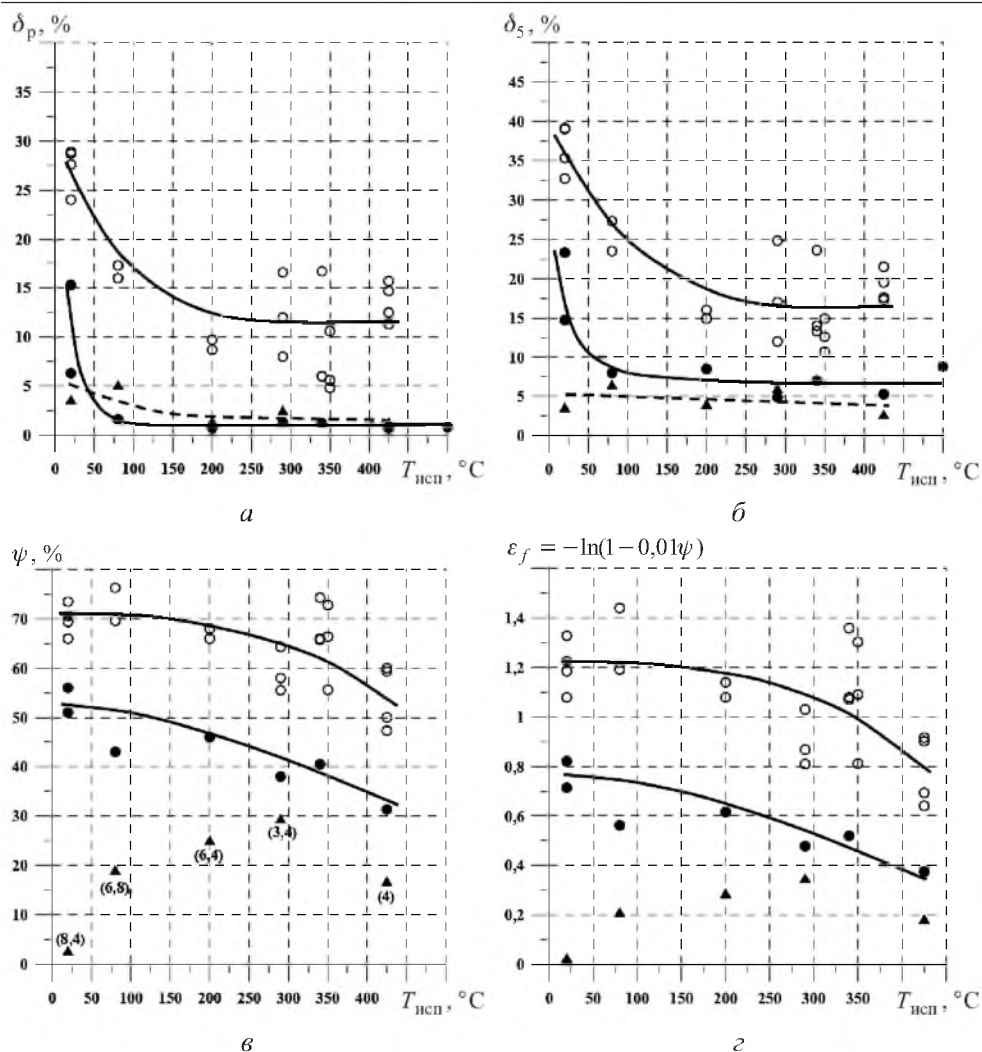


Рис. 5. Температурные зависимости равномерного удлинения (а), полного удлинения (б), относительного сужения (в) и критической деформации (г) металла сварного шва до и после облучения (в скобках указана величина распухания в %).

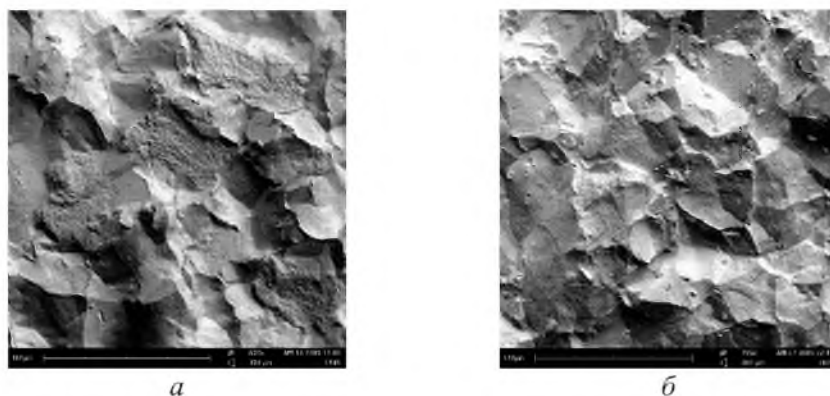


Рис. 6. Поверхность разрушения образцов основного металла после ВТО, исследованных на электронном сканирующем микроскопе: а – $T_{исп} = 20^\circ\text{C}$; б – $T_{исп} = 290^\circ\text{C}$ ($\epsilon_f = 0,07$).

Выводы

1. Исследованы кратковременные механические свойства и радиационное распухание стали 08X18H10T и металла ее сварного шва после нейтронного облучения дозами 46 сна при температуре 330...340°C и 49 сна при температуре 400...450°C. Радиационное распухание материала после НТО близко к нулю, после ВТО находится в диапазоне 3...13%.

2. Наблюдается значительное упрочнение облученных образцов по сравнению с исходными: для основного металла предел текучести повышается в три раза, для металла шва – в два.

3. Для основного металла температурные зависимости $\sigma_{0,2}(T_{исп})$ и $\sigma_{в}(T_{исп})$ практически эквидистантны при $T_{исп} \leq T_{обл}$ в исходном состоянии и после НТО (без радиационного распухания). При $T_{исп} > T_{обл}$ вследствие отжига радиационных дефектов эквидистантность нарушается. В состоянии после ВТО (значительное радиационное распухание) для основного металла эти зависимости не эквидистантны зависимостям в исходном состоянии и после НТО. В то же время для металла шва кривые $\sigma_{0,2}(T_{исп})$ и $\sigma_{в}(T_{исп})$ при $T_{исп} \leq T_{обл}$ эквидистантны для всех трех исследованных состояний материала.

4. У основного металла и металла шва при значительном радиационном распухании (состояние после ВТО) отмечается значительное снижение пластичности по сравнению с исходным состоянием и облученным состоянием без распухания (после НТО). Для основного металла при существенном радиационном распухании вид зависимости $\psi(T_{исп})$ характерен для металлов с вязкохрупким переходом.

5. Основной металл после НТО во всем исследованном диапазоне температур разрушается по вязкому механизму: за счет зарождения, роста и объединения пор. Разрушение основного металла после ВТО при $T_{исп} \leq 425^\circ\text{C}$ происходит по двум механизмам: хрупкое межзеренное разрушение и квази-хрупкое внутрзеренное разрушение. С повышением температуры доля внутрзеренного квазихрупкого разрушения уменьшается. При $T_{исп} > 425^\circ\text{C}$ разрушение в основном происходит по вязкому механизму.

Отмеченные в п.п. 3, 4 и 5 особенности температурных зависимостей механических свойств и разрушения основного металла после ВТО дают основания полагать, что в этом материале произошли значимые фазовые и структурные изменения, приводящие к принципиально отличающемуся характеру его разрушения.

На основании анализа результатов, приведенных в литературных источниках, и данных по распуханию исследованного металла можно предположить, что причиной выявленного “особенного” поведения основного металла после ВТО является изменение его фазового состава за счет $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, которое связано с радиационным распуханием материала.

Увеличение содержания α -фазы в основном металле после ВТО было подтверждено специальными качественными испытаниями.

Аналізу условий реализации $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, механизмам разрушения и охрупчивания сталей с высоким радиационным распуханием будет посвящено сообщение 2 настоящей работы.

Резюме

Із метою оцінки впливу радіаційного розпухання на механічні властивості опроміненої аустенітної сталі проведено дослідження сталі 08X18N10T та її зварного шва, які опромінювали до близьких за значенням пошкоджуваних доз у двох різних діапазонах температур: 330...340°C, коли розпухання практично відсутнє, і 400...450°C, коли має місце значний рівень розпухання (3...13%). За результатами досліджень побудовано температурні залежності короточасних механічних властивостей опроміненого металу. Виконано порівняльні дослідження намагніченості опроміненого за різних температур металу. Проведено фрактографічні дослідження випробуваних зразків.

1. 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.
2. 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 Volume 43. Semiannual Progress Report for Period Ending December 31, 2007*. – P. 109 – 122.
3. Неустроев В. С., Голованов В. Н., Шамардин В. К. Радиационное охрупчивание материалов оболочек твэлов и чехлов ТВС в температурном интервале максимума распухания // *Атом. энергия*. – 1990. – **69**, вып. 4. – С. 223 – 226.
4. 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.
5. Ashby M. F. About the Orowan stress // Argon A. (Ed.), *Physics of Strength and Plasticity*. – Cambridge; Massachusetts; London: The M.I.T. Press, 1970.
6. Hamilton M. L., Huang F. H., Yang W. J. S., and Garner F. A. Mechanical properties and fracture behavior of 20% cold-worked 316 stainless steels irradiated to very high neutron exposures // *Influence of Radiation on Material Properties: 13th Int. Symp. (Pt. II)*. – ASTM STP 956. – 1987. – P. 245 – 270.
7. Хан Дж. Т., Авербах Б. Л., Оуэн В. С., Коэн М. Возникновение микротрещин скола в поликристаллическом железе и стали // *Атомный механизм разрушения*. – М.: Металлургия, 1963. – С. 109 – 138.
8. Копельман Л. А. Сопротивляемость сварных узлов хрупкому разрушению. – Л.: Машиностроение, 1978. – 232 с.
9. Рыбин В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
10. Карзов Г. П., Марголин Б. З., Швецова В. А. Физико-механическое моделирование процессов разрушения – СПб.: Политехника, 1993. – 391 с.
11. Porter D. L. Ferrite formation in neutron-irradiated type 304L stainless steel // *J. Nucl. Mater.* – 1979. – **79**, No. 2. – P. 406 – 411.

12. *Okamoto P. R. and Wiedersich H.* Segregation of alloying elements to free surfaces during irradiation // *Ibid.* – 1974. – **53**. – P. 336 – 345.
13. *Porter D. L. and Wood E. L.* In-reactor precipitation and ferritic transformation in neutron-irradiated stainless steels // *Ibid.* – 1979. – **83**. – P. 90 – 97.
14. *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.
15. *Shepherd C. M. and Murphy S. M.* The association of compositional fluctuations with clusters of cavities in irradiated alloys // *J. Nucl. Mater.* – 1990. – **172**. – P. 143 – 150.
16. *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.
17. *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. – 1996. – P. 817 – 830.
18. *Пикеринг Ф. Б.* Физическое металловедение и разработка сталей: Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
19. *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.

Поступила 06. 11. 2008