

О.П.Максимкин¹, А.М.Такиева¹, А.Налтаев², Н.Маженов³, Д.Т.Бердалиев⁴, Б.К.Рахашев⁴

¹Институт ядерной физики РК, Алматы;

²Южно-Казахстанский государственный университет им. М.О.Ауэзова, Шымкент;

³Карагандинский государственный технический университет;

⁴Южно-Казахстанский государственный педагогический институт, Шымкент

(E-mail: mazhenov@mail.ru)

Особенности локализованной деформации и физико-механические свойства реакторной нержавеющей стали 12X18H10T, облученной тепловыми нейтронами

Надежность конструкционных материалов определяется процессами радиационного облучения. Облучение приводит к изменению равномерной деформации материалов. В работе установлены причины возникновения локализованной деформации облученных материалов. Приведены исследования закономерностей изменения геометрических размеров. Исследованы изменения магнитных свойств нержавеющей стали, облученной нейтронами. Разработаны бесконтактный метод наблюдения пластической деформации, методика изменения с использованием оптико-электронного экстензометра. Определены значения коэффициентов локализации деформации для стальных образцов.

Ключевые слова: нейтроны, облучение, конструкционные материалы, деформация, пластичность, прочность, намагниченность.

Введение

Надежность работы атомных реакторов во многом зависит от радиационной стойкости конструкционных материалов тепловыделяющих сборок, которая в условиях эксплуатации быстрых реакторов определяется, в основном, процессами радиационного распухания, ползучести и охрупчивания. Так, известно, что облучение нержавеющей сталей и сплавов большими флюенсами нейтронов сопровождается явлением сосредоточения пластической деформации и перерождения равномерной деформации в локализованную, что во многих случаях приводит к охрупчиванию и разрушению реакторных материалов [1, 2]. Известно также, что холодная деформация облученных металлических материалов, как правило, неоднородна не только на макро-, но и на микроуровне. Эта особенность в сильной степени влияет на формирование механических свойств и делает актуальными исследования неоднородностей пластического течения, проявляющихся в виде деформационных полос или стационарных шеек в деформируемых пробах [3, 4]. Анализ литературы показывает, что такие исследования выполняются, в основном, на необлученных материалах [5, 6], тогда как вопросы, связанные с установлением причин закономерностей развития сосредоточенной деформации в материалах, подверженных радиационному воздействию, освещены недостаточно [7].

К настоящему времени разработаны и применяются различные методы исследования микронеднородного деформирования. Так, широко распространены классические методы определения сосредоточенной местной пластической деформации, которые в большинстве случаев связаны с нанесением на поверхность исследуемого образца реперных точек и различного рода делительных сеток [8, 9]. При этом известны методы механического нанесения сеток, фотосеток, напылённых и накатанных сеток. Используют также непрерывное фотографирование экспериментального образца в процессе деформирования [2].

К основным недостаткам перечисленных методов можно отнести следующие: возможные повреждения поверхности исследуемого объекта, невысокая точность измерений, технологические сложности, неуниверсальность для разных типоразмеров образцов, а также трудоёмкость обработки экспериментальных данных. Наряду с этим основной причиной их ограниченной применимости для исследования облученных металлов и сплавов явилось то, что практически все эти методы требуют непосредственного контакта экспериментатора с образцом в течение продолжительного времени, что недопустимо при работе с материалами, характеризующимися высокой наведённой радиоактивностью. В связи с этим для исследования широко распространенных в реакторостроении аустенитных нержавеющей хромоникелевых сталей нами был применен бесконтактный метод наблюдения и

оценки неоднородностей пластической деформации, основанный на измерениях с помощью разработанного оптико-электронного экстензометра [10].

В настоящей работе приведены результаты исследований закономерностей и особенностей деформационного изменения геометрических размеров, а также характеристик прочности, пластичности и намагниченности образцов аустенитной нержавеющей стали, облученной нейтронами.

Методики экспериментов

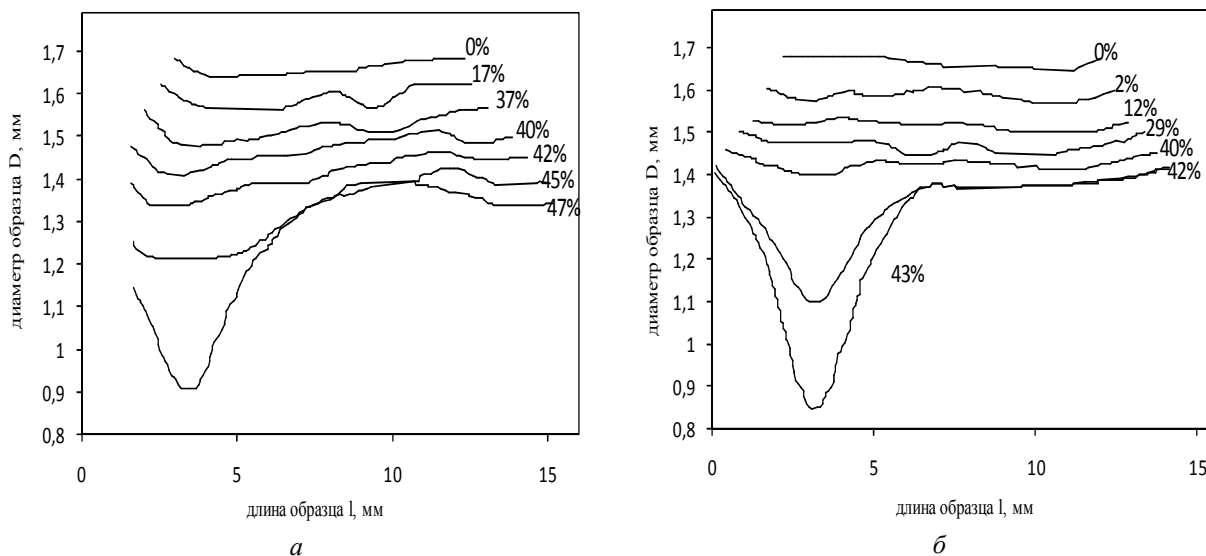
Исследовали аустенитную нержавеющую сталь 12X18H10T следующего химического состава: Fe — основа; C — 0,1; Cr — 17,0; Ni — 10,66; Ti — 0,5; Mn — 1,67; P — 0,032, Si — 0,8; S — 0,0032. Образцы гантелеобразной формы с длиной рабочей части 10 мм и диаметром 1,7 мм подвергали термообработке при 1150 °С в течение 60 мин, а затем облучали в активной зоне реактора ВВР-К до максимального флюенса нейтронов $2 \cdot 10^{20}$ н/см² при температуре ≤ 80 °С.

Механические испытания необлученных и облученных нейтронами стальных образцов на растяжение со скоростью 0,5 мм/мин проводили при комнатной температуре на универсальной испытательной машине «Инстрон-1195». В ходе испытаний с помощью феррозонда Ферстера 1,053 измеряли количество ферромагнитной α' -фазы, индуцируемой холодной деформацией в твердом растворе аустенита (γ) [11]. Для выявления корреляции между процессами локализации деформации и мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения использованы результаты непрерывного фазового картографирования необлученных и облученных образцов, проводимого с помощью феррозонда в процессе растяжения. Для слежения за изменением формы и размеров образцов в ходе деформации был разработан и изготовлен оптико-электронный экстензометр (ОЭЭ) [10]. Составными его элементами являются промышленная телекамера, видеомагнитофон, монитор и электронный блок обработки видеосигнала. В основу измерений положен принцип анализа телевизионного изображения исследуемого объекта с помощью считывающей строки, сканирующей вдоль оси изображения образца. Сигнал, пропорциональный диаметру (длине) образца, подается с блока обработки на двухкоординатный самописец или на ПК, что позволяет более детально анализировать получаемые результаты и уменьшает ошибку измерений. Специальные эксперименты показали, что данные, полученные с использованием ОЭЭ, с точностью до 1 % совпадают с замерами диаметра (D), выполненными на измерительном микроскопе. Ошибка измерения диаметра образца не превышает 2,5 мкм. Данная система позволяет работать с цилиндрическими образцами диаметром от 1 до 10 мм и длиной рабочей части до 50 мм.

К достоинствам оптико-электронного экстензометра следует также отнести возможность проведения экспериментов в широком температурном интервале — от 173 до 1273 К. Недостатком измерительной системы является низкая частота сканирования считывающей строки, что накладывает ограничение на скорость деформирования образца. В нашем случае максимальная скорость растяжения, при которой возможно детальное измерение профиля образца с помощью ОЭЭ, составила 5 мм/мин. Типичный набор экстензограмм, зарегистрированных в процессе деформирования и соответствующих некоторым моментам времени растяжения, представлен на рисунке 1. Графическая разность двух соседних экстензограмм позволяет проследить за динамикой сужения выбранного участка образца за время $\Delta t = t_n - t_{n+1}$ и, кроме того, определять распределение «истинных» напряжений течения по рабочей длине исследуемого объекта.

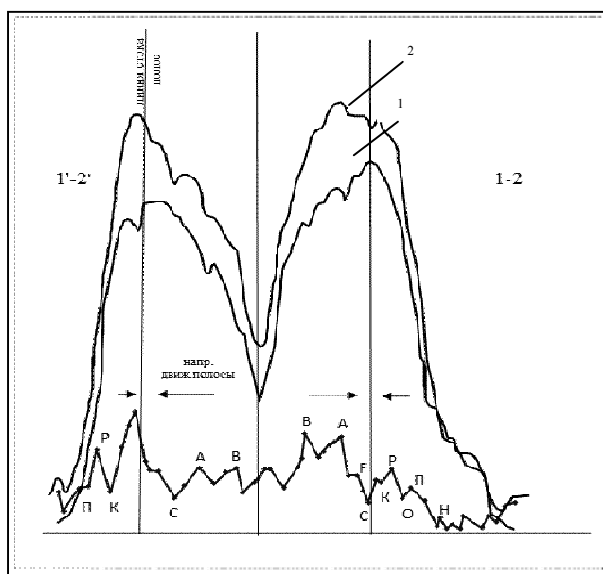
Таким образом, использование оптико-электронного экстензометра при механических испытаниях даёт возможность получать для разных участков одного образца целый набор кривых «истинные напряжения — деформация», а также определять некоторые параметры образующихся деформационных полос, что, в свою очередь, создаёт предпосылки для более детального изучения особенностей локализованного течения необлученных и облученных материалов.

Картографирование α' -фазы в материале как метод изучения неомогенности пластического течения. Как уже упоминалось выше, феррозонд, перемещаясь по образцу с определенной частотой, дает картину распределения магнитной фазы в процессе деформирования, так называемую феррограмму (см. рис. 2) Причём эту картину вполне можно считать моментальным снимком, поскольку скорость сканирования более чем в сто раз превышает скорость растяжения образца, т.е. за время прохождения зонда от одного захвата к другому содержание α' -фазы по длине рабочей части существенных изменений не претерпевает. Исходя из этого можно использовать метод графического вычитания двух последовательно снятых феррограмм для того, чтобы проследить кинетику процесса $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в любом выбранном участке деформируемого образца (см. рис. 2).



a — необлученный; *б* — облученный нейтронами флюенсом $2 \cdot 10^{20}$ н/см²

Рисунок 1. Изменение длины и диаметра рабочей части образца стали 12X18H10T в процессе пластической деформации (по данным экстензометрии).
Цифры у кривых — деформация образца (ϵ)



1', 2' — при движении феррозонда вверх; 1, 2 — при движении феррозонда вниз

Рисунок 2. Распределение ферромагнитной α' -фазы по длине деформированного стального образца для двух различных степеней растяжения 1 и 2

Кроме этого, исходя из предположения о существовании взаимосвязи между локализацией деформации и развитием мартенситного превращения, можно использовать высокую чувствительность феррозонда для наблюдения таких тонких эффектов, как зарождение и движение деформационных полос и микрошеек, а также для количественного определения некоторых их параметров.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

На рисунке 3 приведены первичные экспериментальные кривые, зарегистрированные в ходе механических испытаний: диаграмма растяжения в координатах «усилие – удлинение» и феррограмма «количество мартенситной α' -фазы – удлинение».

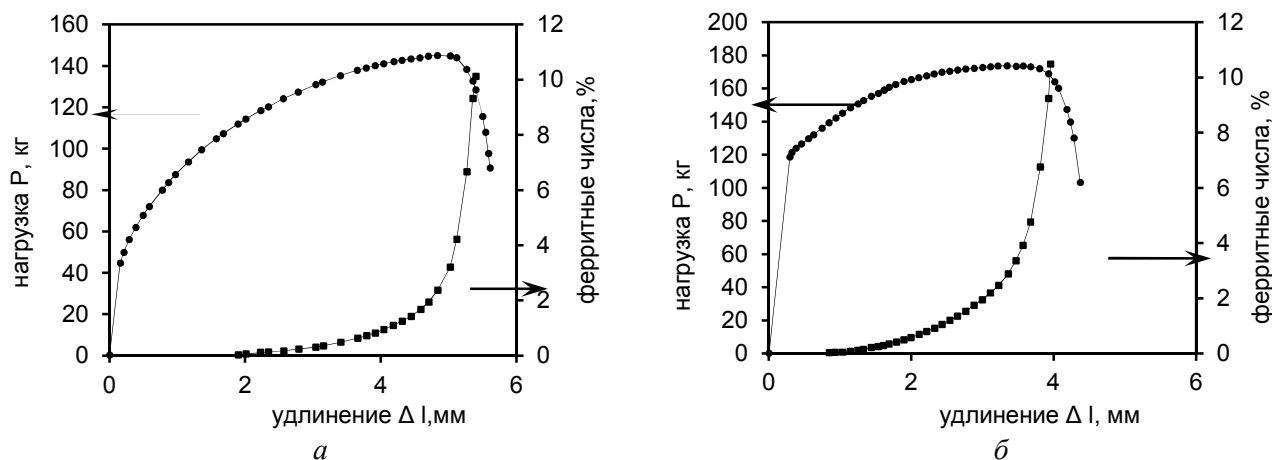


Рисунок 3. Диаграммы растяжения в координатах «нагрузка – удлинение» и кривые накопления мартенситной α' -фазы для необлученного (а) и облученного нейтронами $2 \cdot 10^{20}$ н/см² (б) образцов стали 12X18H10T

Закономерности изменения диаметра образца в процессе одноосного растяжения. Применение оптико-электронного экстензографа в испытаниях на растяжение позволило проследить динамику сужения любого участка деформируемого образца. Для получения детализированной картины процесса сужения цилиндрического образца стали 12X18H10T при деформировании на исходной экстензограмме были выбраны 3 точки (А, В, С), соответствующие трем участкам на рабочей части образца, за которыми в процессе растяжения велось наблюдение.

На рисунке 4 представлены экспериментальные кривые изменения диаметра в процессе деформации при 20 °С со скоростью растяжения 0,1 мм/мин для трех выбранных участков в образцах стали 12X18H10T, необлученных и облученных нейтронами флюенсом $2 \cdot 10^{24}$ н/м². Видно, что уменьшение диаметра в трех контролируемых участках — процесс неравномерный, волнообразный, и это более наглядно выражено для необлученного материала. На рисунке 4 указаны моменты, когда на одном участке образца (например, А) скорость уменьшения диаметра максимальна, в то время как соседние участки (В, С) остаются при этом недеформированными. Как правило, после интенсивного уменьшения диаметра образца в каком-нибудь одном из контролируемых участков в следующие моменты растяжения на кривой $D = f(\epsilon)$ наблюдаются практически горизонтальные отрезки, что свидетельствует о полном прекращении процесса деформации в данном месте. Различие кривых сужения образца для облученной и необлученной стали, а именно более «мелкая волнистость» на деформационной зависимости, для материала, подверженного радиационному воздействию, свидетельствует о том, что процесс переброски атомов в активно деформируемые участки чаще и динамичнее происходит в облученном образце, чему в немалой степени способствуют вакансии радиационного происхождения. В результате процесс перехода активно деформируемого участка с одного места на другое в облученном образце учащается.

Наряду с этим еще одной, не менее очевидной причиной этого явления представляется более раннее (по деформации) появление мартенситной α' -фазы и более интенсивная кинетика развития $\gamma \rightarrow \alpha'$ -перехода при деформировании образца, содержащего радиационные дефекты. С учетом изменений геометрических размеров образца, представленных на рисунке 4, были построены «истинные» кривые деформационного упрочнения « $\sigma - \epsilon$ » для исследуемой стали (см. рис. 5).

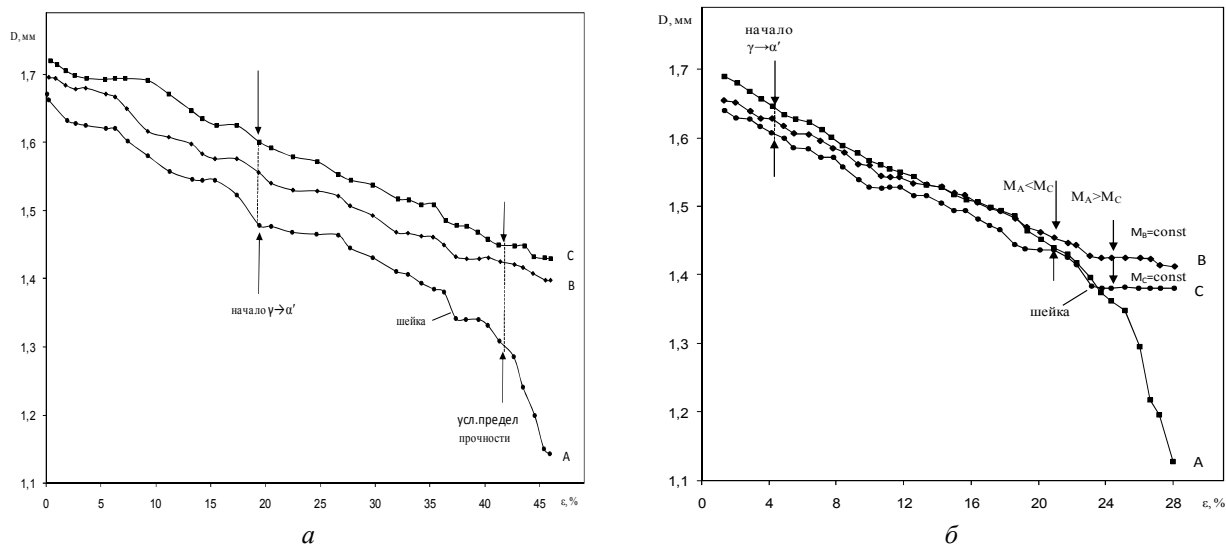


Рисунок 4. Деформационные изменения диаметров в трех точках (А, В, С) образца стали 12Х18Н10Т в необлученном (а) и облученном (б) состояниях. Стрелками указаны моменты начала $\gamma \rightarrow \alpha'$ -перехода и локализации пластического течения

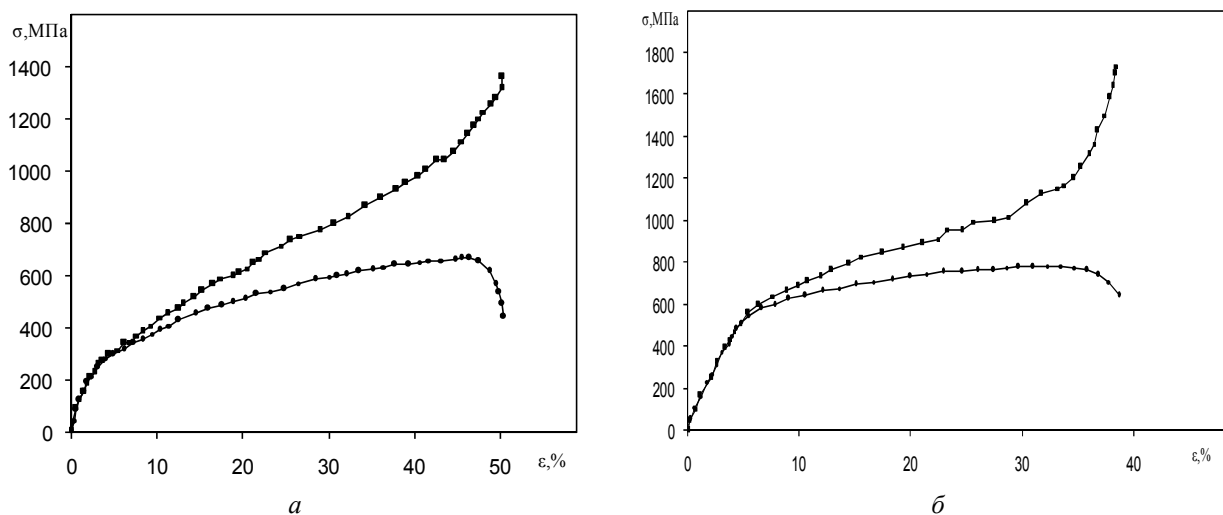


Рисунок 5. Диаграммы растяжения в координатах «напряжение–деформация»: истинные (■) и инженерные (●) для образцов стали 12Х18Н10Т: а — необлученного (№ 510) и б — облученного (№ 92) нейтронами до флюенса $2 \cdot 10^{20}$ н/см²

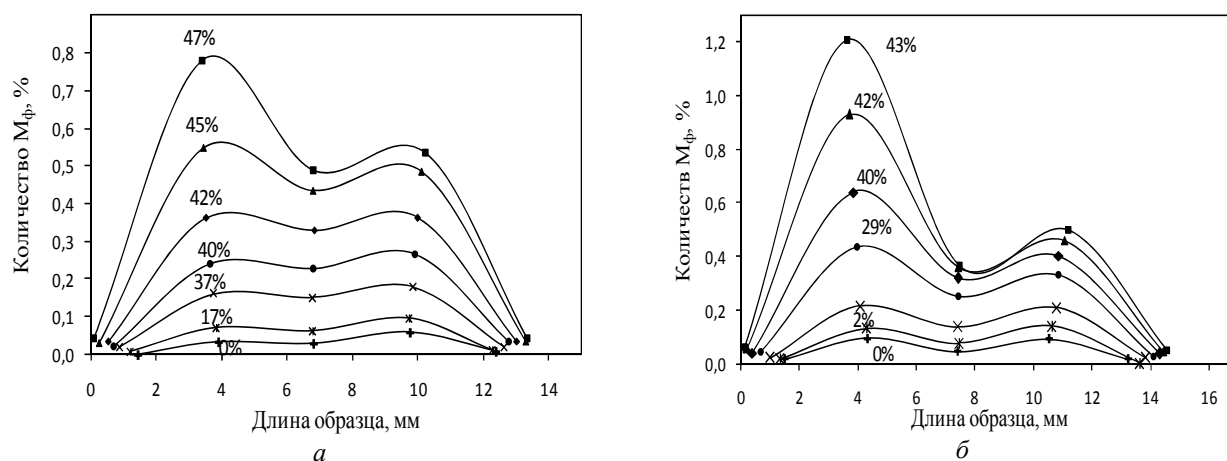
Механические и энергетические характеристики, полученные при обработке инженерных и «истинных» диаграмм растяжения необлученных и облученных нейтронами стальных образцов, сведены в таблице. Анализируя данные, приведенные в таблице, следует отметить, что в результате нейтронного облучения несколько возрастают предел текучести и напряжение разрушения, тогда как предел прочности практически не изменяется. Относительная деформация облученных нейтронами образцов в значительной степени уменьшается по сравнению с необлученными. Наряду с этим из таблицы следует, что энергетические характеристики облученных деформированных образцов меньше, чем необлученных.

Таблица 1

**Механические и энергетические характеристики стали 12X18H10T (1150 °С, 60 мин)
до и после облучения нейтронами в реакторе ВВР-К при $T \leq 80$ °С**

	Номер образца и облучение, н/см ²	$\sigma_{0,2}$ МПа	$\sigma_{\gamma \rightarrow \alpha}$ МПа	$\sigma_{ш}$ МПа	$\sigma_{в}$ МПа	$\sigma_{разр}$ МПа	$A_{и\gamma}$ МДж/м ³	A_p МДж/м ³	δ , % или ϵ , %	Ψ , %	$K_{лок}$	$M_{ф}$, %
Условные значения	№ 510, необл.	226,5	199,8	632,5	655,9	429,5	76,9	331,2	63	66	1,82	10,1
	№ 92, $2 \cdot 10^{20}$	552,9	654,9	776,5	780,4	639,2	59,1	295,4	45	63	1,88	10,5
Истинные значения	№ 510, необл.	206,9	589,6	921,5	1097,2	1350,9	80,1	423,5	49			
	№ 92, $2 \cdot 10^{20}$	584,3	729,4	1070,6	1149,1	1729,4	64,1	267,4	37			

Объемное содержание мартенситной α' -фазы и ее распределение по длине стального деформированного образца. Из рисунка 6, на котором представлено распределение мартенситной α' -фазы по длине рабочей части образца, видно, что в процессе деформации оно происходит неравномерно. Установлено, что мартенситной α' -фазы образуется больше там, где в значительно большей степени изменяется диаметр образца, т.е. в его шейке. Из приведенных выше данных следует, что в облученном материале накопление магнитной α' -фазы в процессе растяжения происходит более интенсивно и более неравномерно по длине образца, чем в необлученном.



a — необлученный; *б* — облученный нейтронами флюенсом $2 \cdot 10^{20}$ н/см²

Рисунок 6. Кривые распределения мартенситной α' - фазы в процессе деформации образца стали 12X18H10T по длине его рабочей части

Полагают, что для устойчивого течения материала в процессе деформации при действующих истинных напряжениях σ и деформации ϵ необходимо, чтобы интенсивность упрочнения была существенной так, чтобы выполнялось условие $d\sigma/d\epsilon \geq \sigma$. В противном случае наблюдается потеря устойчивости пластического течения, которая при растяжении проявляется в образовании локальных утонщений материала в виде «бегающих шеек» (полос деформации). Стрелками на рисунке 2 показаны направления перемещения полос деформации при растяжении образца. Из рисунка видно, что полосы деформации в образце перемещаются в разные стороны, но так, чтобы в итоге оказаться в формируемом локально деформированном объеме, который при дальнейшем растяжении определяет область устойчивой локализации деформации. Оказалось, что в отдельных случаях скорость перемещения полосы выше, чем скорость растяжения в 24 раза. В то же время установлено, что абсолютные значения скорости перемещения полос v уменьшаются с ростом степени деформации, причем в необлученной стали v меньше, чем в облученной нейтронами.

Определение коэффициента локализации деформации. Коэффициент локализации деформации, который характеризует степень реализации локальных ресурсов пластичности металлических материалов, определяли по формуле

$$K_n = D_0^2 / D_i^2 \cdot (1 + \delta^i),$$

где D_0 и D_i — начальный и текущий диаметры образца; $\delta_i = \Delta l_i / l_0$ — текущая относительная деформация; Δl_i — удлинение образца в момент времени i ; l_0 — начальная длина образца. Кривые изменения K_n в зависимости от сужения для облученных и необлученных нейтронами образцов стали 12X18H10 представлены на рисунке 7. Видно, что до $\psi \sim 35\%$ K_n увеличивается незначительно, что указывает на относительную равномерность пластического течения, тогда как при дальнейшей деформации, от $\sim 35\%$ до $\sim 65\%$, значения K растут с большей скоростью, что свидетельствует об образовании и развитии шейки в рабочей части образца. Следует отметить, что «истинные» напряжения течения, соответствующие моменту регистрации перелома на графике $K = f(\psi)$, практически не отличаются от 1000 МПа как для необлученной, так и облученной стали, что подтверждает данные, приведенные в работах других исследователей [12].

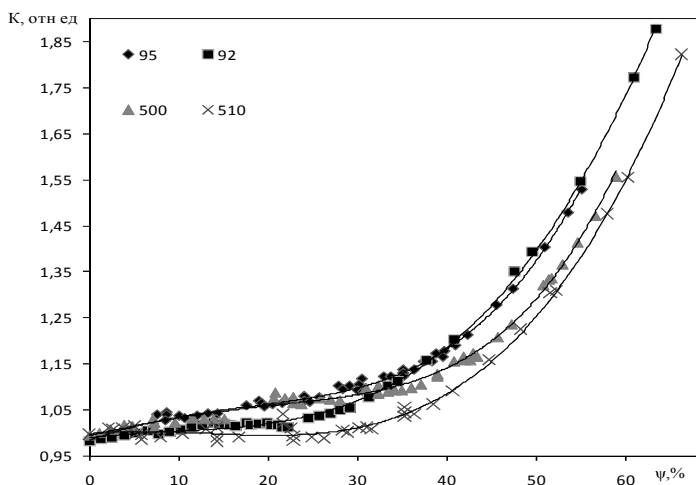


Рисунок 7. Деформационные зависимости коэффициента локализации стали 12X18H10T, необлученной (Δ , \times) и облученной нейтронами (\blacklozenge , \blacksquare) до флюенса $2 \cdot 10^{20}$ н/см²

Для всех значений ψ (особенно после $\sim 35\%$) величина K_n становится больше для облученной стали по сравнению с необлученной. Это означает, что в результате нейтронного облучения материал становится хрупким, или, другими словами, шейка в облученной стали развивается интенсивнее, чем в необлученной.

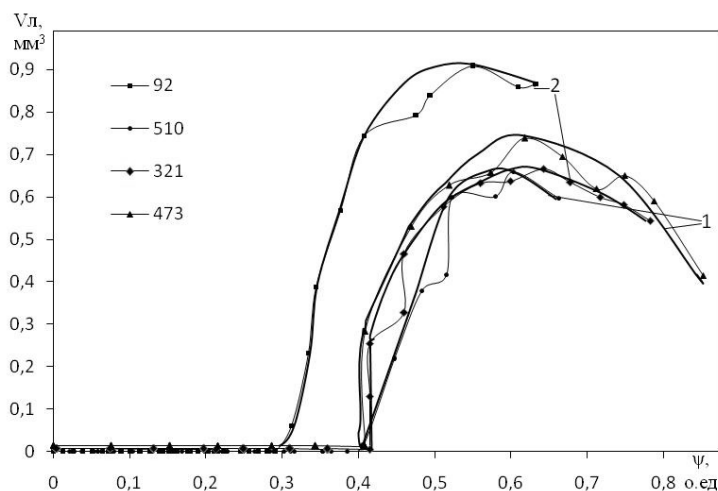


Рисунок 8. Деформационная зависимость локально-деформированного объема для необлученного (№ 510, 473) и облученного нейтронами дозой $5 \cdot 10^{18}$ н/см² (№ 321) и $2 \cdot 10^{20}$ н/см² (№ 92) образцов стали 12X18H10T

Наряду с коэффициентом локализации развитие шейки можно характеризовать также локально-деформированным объемом (V_l), который определяет долю рабочего объема образца, участвующего в локальном течении материала [13]. Локально-деформированный объем рассчитывали по формуле

$$V_l = \frac{V_0}{K_l} - 0,785 \cdot d_n^2 \cdot l_p,$$

где V_0 — рабочий объем образца; d_n — текущий минимальный диаметр образца; l_p — длина равномерно-деформированного участка; K_l — коэффициент локализации.

На рисунке 8 приведены деформационные зависимости локально-деформированных объемов для стальных образцов в необлученном и облученном нейтронами состояниях.

Обращает на себя внимание тот факт, что даже к концу растяжения образца его диаметр (или V_l) продолжает оставаться достаточно большим, что, по-видимому, является следствием протекания при деформации процесса $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения по неоптимальной кинетике.

Заключение

Разработана конструкция экспериментальной установки, которая допускает одновременное применение двух методов; слежение за диаметром образца с помощью оптико-электронного экстензометра и непрерывное картографирование α' -фазы по рабочей длине исследуемого объекта. Это дало возможность проведения исследования неомогенности пластического течения и, наряду с определением традиционных параметров данного явления, установления их взаимозависимости с характеристиками индуцированного растяжением мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения.

Проведены механические испытания ($T = 20$ °С, $V = 0,5$ мм/мин) цилиндрических образцов нержавеющей метастабильной стали 12Х18Н10Т, необлученных и облученных в реакторе ВВР-К. С использованием разработанных методов оптикоэлектронной экстензометрии и магнитной картографии изучены неоднородность пластической деформации и распределение ферромагнитной α' -фазы на различных этапах растяжения.

Определены механические ($\sigma_{0,2}$, σ_b , δ_p , δ) и энергетические (A , W_c , $E_{зап}$) характеристики необлученных и облученных стальных образцов. Подтверждено, что при холодном растяжении стальных проб в них индуцируется мартенситная α' -фаза, интенсивность образования и накопления которой в облученной нейтронами стали выше, чем в необлученной.

Установлено, что при растяжении в стальных образцах появляются и перемещаются полосы деформации, необходимым условием образования которых является начало зарождения α' -фазы. Рассчитаны скорости движения полос (v) и степень влияния радиации на их величину. Оказалось, что абсолютное значение v в несколько раз превышает величину скорости растяжения, причем скорость движения полос в стали, облученной до $2 \cdot 10^{20}$ н/см², выше чем в необлученной. Наряду с этим показано, что с ростом величины деформации образца скорость движения полосы уменьшается как в необлученной, так и в облученной нейтронами стали 12Х18Н10Т.

Определены значения коэффициентов локализации деформации и величины локально-деформированных объемов для стальных образцов.

Список литературы

- 1 Неклюдов И.М., Воеводин В.Н., Ожигов Л.С., Пархоменко А.А. и др. Локализация пластической деформации в облученных материалах // Тр. XIV междунар. конф. по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению. 12–17 июля 2000 г., Алушта, Крым. — Харьков, 2000. — С. 79–82.
- 2 Тиванова О.В. Процессы локализации деформации, сопровождаемые структурно-фазовыми изменениями в металлах (Ni, Mo) и сплавах (12Х18Н10Т, 08Х16Н11М3, 02Х20Н45М4БРЦ), облученных нейтронами и альфа-частицами: Дис. ... канд. физ.-мат. наук. — Алматы, 2008. — С. 139.
- 3 Пресняков А.А. Локализация пластической деформации. — Алма-Ата: Наука, 1981. — С. 122.
- 4 Панин В.Е., Лихачев В.А., Гриняев В.Ю. Структурные уровни деформации твердых тел. — Новосибирск: Наука, 1985. — С. 230.
- 5 Зуев Л.Б., Хон Ю.А., Баранникова С.А. Дисперсия автоволн локализованного пластического течения // Журнал технической физики. — 2010. — Т. 80, № 7. — С. 53–59.
- 6 Зуев Л.Б. Энтропия волн локализованной пластической деформации // Журнал технической физики. — 2005. — Т. 31, № 3. — С. 1–2.
- 7 Малыгин Г.А. Анализ факторов, вызывающих нестабильность деформации и потерю пластичности облученной нейтронами меди // Физика твердого тела. — 2005. — Т. 47, № 4. — С. 632.

- 8 Кат В.Л., Шин Р.Г., Пай М.Р. Методика исследования микронеоднородной деформации в области больших деформаций // Заводская лаборатория. — 1988. — Т. 54, № 5. — С. 79–89.
- 9 Кошелев П.Ф., Сандеров В.Л., Царев В.Н., Грот В.В. Исследование деформаций методом сеток // Заводская лаборатория. — С. 727–729.
- 10 Бабушкин А.А., Максимкин О.П., Челноков С.Д. Оптико-электронный экстензометр // Изв. АН КазССР. Сер. физ.-мат. — 1986. — № 2. — С. 21–22.
- 11 Филиппов М.А., Литвинов В.С., Немировский Д.Р. Сталь с метастабильным аустенитом. — М.: Металлургия, 1988. — 256 с.
- 12 Byun T.S., Farrell K. Plastic instability in polycrystalline metals after low temperature irradiation // Acta Materialia. — 2004. — Vol. 52. — P. 1597–1608.
- 13 Пресняков А.А., Мофа Н.Н., Черноглазова Т.В. Определение объема локально-деформированного металла в процессе растяжения // Заводская лаборатория. — 1985. — № 10. — С. 76–79.

О.П.Максимкин, А.М.Такиева, А.Налтаев, Н.Маженов, Д.Т.Бердалиев, Б.К.Рахашев

Жылулық нейтрондармен сәулеленген реакторлық тоттанбайтын 12Х18Н10Т болаттың шоғырланған деформациясының және физика-механикалық қасиеттерінің ерекшеліктері

Құрылымдық материалдың беріктілігі радиациялық сәулелену процесінен алынады. Сәулелену материалдың біркелкі өзгеруіне әкеледі. Мақалада сәулеленген материалдағы деформация шоғырлануы пайда болуының себебі белгіленіп, геометриялық өлшемдердің өзгеру заңдылығынан зерттеу нәтижелері келтірілген. Нейтрондармен сәулеленген тоттанбайтын болаттың магниттік қасиеттер өзгерісі тіркелді. Пластикалық деформацияның түйіспеісіз байқау әдісі, сондай-ақ оптика-электрондық экстензометрді пайдаланып, өлшеу әдісі дайындалды. Болат үлгілер үшін деформациялық коэффициент мәндері анықталды.

О.П.Максимкин, А.М.Такиева, А.Налтаев, Н.Маженов, Д.Т.Бердалиев, Б.К.Рахашев

Features of localized deformation and physical-mechanical properties of the stainless steel reactor 12Cr18Ni10Ti irradiated with thermal neutrons

Reliability of constructional materials is defined by processes of rasionny radiation. Radiating leads to change uniform deformations of materials. Radiation leads to change uniform deformations of materials. We establish the cause of the localized deformation of irradiated materials. The paper presents the research of laws dimensional changes. Studies of changes in the magnetic properties of stainless steel irradiated by neutrons. Developed a non-invasive method of observation of plastic deformation. Developed a method of measurement using electro-optical extensometer. The values of the coefficients for the localization of deformation of steel specimens.

References

- 1 Nekludov I.M., Voevodin V.N., Ozhigov L.S., Parkhomenko A.A. et al. *Proceedings of the XIV International Conference on the Physics of Radiation Phenomena and Radiation Material*, July 12–17, 2000, Alushta, Crimea, Kharkov, 2000, pp. 79–82.
- 2 Tivanova O.V. *Processes of localization of deformation, accompanied by structural and phase changes in metals (Ni, Mo) and alloys (12Cr18Ni10Ti 08H16N11M3, 02H20N45M4BRTS) irradiated by neutrons and alpha particles*: Dissertation for the degree of Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Almaty, 2008, p. 139.
- 3 Presnyakov A.A. *Localization of plastic deformation*, Alma-Ata: Nauka, 1981, p. 122.
- 4 Panin V.E., Likhachev V.A., Grinyaev V.Yu. *Structural levels of deformation of solids*, Novosibirsk: Nauka, 1985, p. 230.
- 5 Zuyev L.B., Hong J.A., Barannikova S.A. *Technical Physics*, 2010, 80(7), p. 53–59.
- 6 Zuyev L.B. *Technical Physics*, 2005, 31(3), p. 1–2.
- 7 Malygin G.A. *Solid State Physics*, 2005, 47(4), p. 632.
- 8 Cat V.L., Shin R.G., Pai M.R. *Zavodskaya laboratoriya*, 1988, 54(5), p. 79–89.
- 9 Koshelev P.F., Sanderov V.L., Tsarev V.N., Grotto V.V. *Zavodskaya laboratoriya*, pp. 727–729.
- 10 Babushkin A.A., Maksimkin O.P., Chelnokov S.D. *Proceedings of the Academy of Sciences of the Kazakh SSR, Ser. Physics and Mathematics*, 1986, 2, p. 21–22.
- 11 Filippov M.A., Litvinov V.S., Nemirovsky D.R. *Steel with metastable austenite*, Moscow: Metallurgy, 1988, 256 p.
- 12 Byun T.S., Farrell K. *Acta Materialia*, 2004, 52, p. 1597–1608.
- 13 Presnyakov A.A., Mofa N.N., Chernoglazova T.V. *Zavodskaya laboratoriya*, 1985, 10, p. 76–79.