

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.1'539.12.043

ПАРАМЕТРЫ ЗАРОЖДЕНИЯ ШЕЙКИ В ДЕФОРМИРУЕМЫХ ОБРАЗЦАХ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ, ОБЛУЧЕННЫХ НЕЙТРОНАМИ

© 2019 г. М. С. Мережко^{a, *}, О. П. Максимкин^{a, c}, Д. А. Мережко^a,
А. А. Шаймерденов^a, М. Р. Short^{b, c}

^aИнститут ядерной физики МЭ, ул. Ибрагимова, 1, Алматы, 050032 Республика Казахстан

^bMassachusetts Institute of Technology, Massachusetts av., 77, Cambridge, MA, 02139 USA

^cНациональный исследовательский ядерный университет “МИФИ”, Каширское ш., 31, Москва, 115409 Россия

*e-mail: merezhko@inp.kz

Поступила в редакцию 10.10.2018 г.

После доработки 27.11.2018 г.

Принята к публикации 11.12.2018 г.

Проведены механические испытания промышленной нержавеющей стали 12X18H10T (Аналог AISI 321, Fe – основа, Ni – 10, С – 0.12, Ti – 0.5, Cr – 18, Mn – <2), облученной нейтронами до максимального флюенса 1×10^{23} н/м² ($E > 1$ МэВ) с параллельным использованием методов “цифровой маркерной экстензометрии” и магнитометрии. Определены критические характеристики прочности и пластичности, соответствующие началу шейкообразования. Показано хорошее соответствие результатов, полученных тремя независимыми способами. Установлено, что величина “истинной” локальной деформации, соответствующая началу шейкообразования в стали 12X18H10T, с ростом флюенса снижается, в то время как величина “истинного” критического напряжения практически остается постоянной.

Ключевые слова: шейкообразование, нейтронное облучение, аустенитная сталь

DOI: 10.1134/S0015323019050127

ВВЕДЕНИЕ

Известно, что значительную роль в формировании механических свойств металлических материалов (в том числе облученных) играет локализация деформации [1] – самопроизвольное расслоение материала образца на области, активно участвующие в деформационном процессе, и области, индифферентные к нему. Локализация пластического течения развивается последовательно или одновременно на разных иерархически организованных масштабно-структурных уровнях [2] – на микроскопическом [3], мезоскопическом [4] и макроскопическом [5]. В последнем случае наряду с распространением автоволн, различают также виды макролокализации деформации, сопровождающие такие процессы как динамическое деформационное старение [6], образование полос Людерса [7] и другие.

В цилиндрических образцах пластичных материалов непосредственно перед разрушением наблюдается еще один объект макролокализации – образование видимой геометрической шейки, которая представляет собой значительное сужение рабочей части образца в месте будущего разрыва. Было замечено [8], что появление видимой шейки на рабочей части цилиндрического металлического образца совпадает с максимумом на кривой “нагрузка–удлинение”. Равномерная де-

формация в материалах протекает за счет перемещения очага пластической деформации по рабочей длине образца. На этом этапе пластическое течение локализуется в наименее прочном сечении материала, которое со временем испытания становится прочнее соседних и перестает деформироваться, очаг перемещается в другое сечение образца. Постепенное упрочнение различных сечений материала является причиной роста внешней нагрузки. Уменьшение нагрузки свидетельствует о том, что несущая способность сечения образца по мере протекания деформации в нем снижается, деформация ограничивается только этим сечением и соседними с ним. Начинается процесс образования шейки. Другими словами, шейка образуется, когда деформационное упрочнение ($d\sigma_{\text{true}}/d\varepsilon$) перестает компенсировать приложенное извне напряжение (σ_{true}):

$$\frac{d\sigma_{\text{true}}}{d\varepsilon} < \sigma_{\text{true}}. \quad (1)$$

Определение параметров зарождения шейки в стальных образцах по инженерным диаграммам сопровождается некоторыми методическими сложностями в связи с размытием максимума величины нагрузки (см. рис. 1). Авторы работы [9] предприняли попытку определить конкретный момент на площадке максимальной нагрузки, соответствующий образованию шейки, на основании наблюдае-

мых неравномерностей в распределении локальных деформаций вдоль длины деформируемых образцов (см. вставку на рис. 1).

Данный методический подход удовлетворительно подходит для описания процессов локализации в области равномерной деформации (полосы Людерса, эффект Портевена–Ле Шателье и др.). Однако для определения начала шейкообразования он, скорее всего, неприменим, поскольку неравномерности в распределении локальных условных удлинений свидетельствуют не о том, что начался процесс шейкообразования, а о том, что, упрочняясь в процессе равномерного пластического течения, различные сечения образца деформируются неоднородно. Подобные рассуждения вполне справедливы и для исследований неравномерности распределения других локальных величин, например, намагниченности, вызванной протекающим в процессе деформации некоторых аустенитных сталей мартенситным $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением.

Анализ литературных данных [10] показал, что при определении величины деформации, соответствующей началу образования шейки (ϵ_{loc}) предпочтительно использовать простое соотношение

$$n = \epsilon_{loc}, \quad (2)$$

где n – показатель деформационного упрочнения в уравнении Холломоны [11], аппроксимирующего “истинные” кривые упрочнения:

$$\sigma_{true} = K\epsilon^n, \quad (3)$$

где K – коэффициент деформационного упрочнения, σ_{true} и ϵ – “истинное” напряжение и “истинная” локальная деформация соответственно.

Данное соотношение (2) получается, если подставить значение напряжения из уравнения Холломоны (3) в уравнение Консидера (1) и продифференцировать.

Для сохранения длительной работоспособности конструкционных реакторных материалов в поле нейтронного облучения требуется определенный запас их пластичности. В то же время хорошо известен эффект существенного уменьшения равномерной деформации в результате длительного воздействия ускоренных частиц. Вследствие этого наблюдается преждевременный переход от однородного удлинения всей рабочей части образца к преимущественному его течению в образующейся стабильной шейке. При этом определение параметров начала шейкообразования затруднено в связи с тем, что уравнение Холломоны недостаточно корректно для аппроксимации “истинных” кривых деформационного упрочнения облученных материалов [12].

В рамках данной работы определяли механические параметры зарождения шейки в образцах стали 12X18H10T, облученной нейтронами.

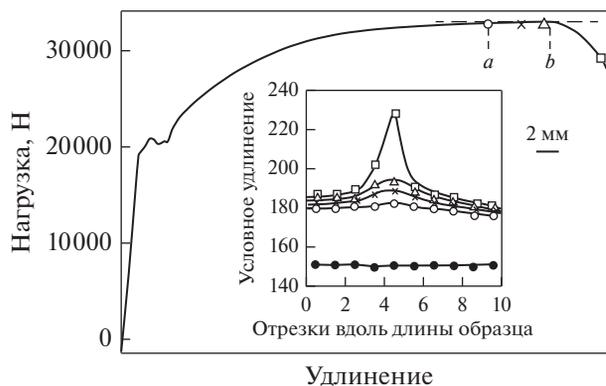


Рис. 1. Типичная кривая растяжения цилиндрического образца стали Ст3 [9]. Крайне затруднительно определить, когда начался процесс шейкообразования, в точке a или b .

ИССЛЕДУЕМЫЙ МАТЕРИАЛ, МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали коррозионностойкую хромоникелевую сталь аустенитного класса 12X18H10T – широко распространенный конструкционный материал для чехлов тепловыделяющих сборок и элементов конструкций ядерных энергетических установок на быстрых нейтронах. Химический состав, вес. %: Fe – основа, Ni – 9.38, C – 0.07, Ti – 0.4, Cr – 18.86, Mn – 1.86, прочие элементы – менее 1. Расчетное значение энергии дефекта упаковки (по формуле из работы [13]) $\gamma_{SFE} = 25.1 \pm 1.2$ мДж/м².

Для проведения механических испытаний на одноосное растяжение использовали образцы гантелеобразной формы с длиной рабочей части 10 мм и диаметром 1.7 мм.

Материал для исследований подвергли отжигу при 1050°C в вакууме в течение 30 мин, с последующим охлаждением вакуумированной сборки с образцами в воде. Часть аустенизированных образцов была облучена в активной зоне исследовательского реактора ВВР-К (ИЯФ, Алматы) при температуре не выше 50°C до максимального флюенса 1×10^{23} н/м² ($E > 1$ МэВ).

Механические испытания “на растяжение” проводили при комнатной температуре со скоростью 8×10^{-4} с⁻¹ на универсальной испытательной установке “Instron 1195” (Англия). Для исследования процесса шейкообразования строили “истинные” кривые в координатах “ σ_{true} – ϵ ”, при этом использовали разработанный метод “цифровой маркерной экстензометрии” [14]. Полученные “истинные” кривые деформационного упрочнения аппроксимировали уравнением Холломоны (3) и другими известными уравнениями физики прочности [15]:

$$\sigma_{true} = \sigma_0 + h\epsilon^m; \quad (4)$$

$$\sigma_{true} = K_2(\epsilon + \epsilon_0)^{n_2}; \quad (5)$$

$$\sigma_{true} = B - (B - A)e^{-n_3\epsilon}, \quad (6)$$

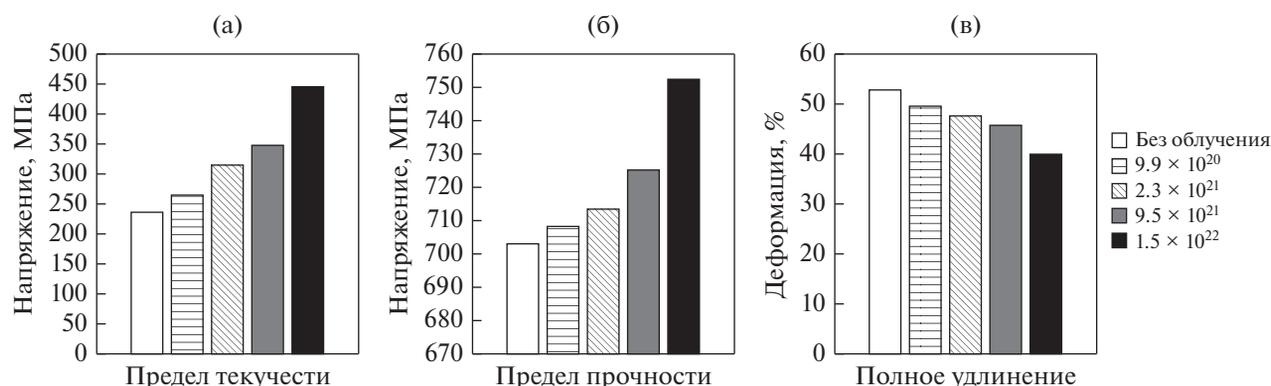


Рис. 2. Изменение предела текучести, предела прочности и полного относительного удлинения образцов стали 12X18H10T, облученных различными флюенсами нейтронов ($[н/м^2]$, указан на рисунке).

где σ_0 , h , K_2 , A , B , m , n_2 , n_3 – коэффициенты, определяющие упрочнение материала.

“Истинные” характеристики прочности и пластичности, при которых начинается процесс шейкообразования, определяли по методу Консидера (1), по величине показателя деформационного упрочнения из уравнения Холломоны (3) и из геометрических соображений. Они основаны на том, что несмотря на структурные и фазовые изменения, протекающие в материале в процессе растяжения, объем рабочей части образца в процессе равномерной деформации остается в целом постоянным. Следовательно, существует линейная зависимость между сужением (ψ) и относительным удлинением (δ), которая нарушается в момент начала процесса образования шейки.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2 представлены рассчитанные из инженерных диаграмм механические характеристики стали. Видно, что нейтронное облучение приводит к улучшению прочностных свойств материала, причем наиболее значительно повышается условный предел текучести (σ_{02}). Упрочнение обусловлено накоплением в кристаллической струк-

туре радиационных дефектов в виде кластеров и дислокационных петель, повышающих напряжение, необходимое для начала движения и размножения дислокаций. Пластичность материала с увеличением повреждающей дозы монотонно снижается.

Для определения момента начала пластической неустойчивости в исследуемых образцах использовали соотношение Консидера (формула 1). Однако было замечено, что сравнительно небольшие погрешности при определении величин σ_{true} и ϵ (8 и 6% соответственно), полученных в результате маркерной экстензометрии, значительно увеличиваются после дифференцирования. Большой разброс данных на кривой $\frac{d\sigma_{true}}{d\epsilon} - \sigma_{true}$ не позволяет определить напряжение начала локализации деформации с достаточной точностью. Для решения данной проблемы деформационное упрочнение рассчитывали из “истинных” кривых после их аппроксимации известными из литературы аналитическими уравнениями (3)–(6). Результаты сведены в табл. 1 и 2.

Из табл. 1 и 2 видно, что наиболее высокий коэффициент детерминации (R^2) наблюдается при аппроксимации “истинных” кривых упрочнения стали 12X18H10T уравнением Свифта (5).

Таблица 1. Результаты аппроксимации “истинных” кривых деформационного упрочнения стали 12X18H10T уравнениями Людвига и Холломоны

Флюенс, н/м ²	Параметры деформационного упрочнения, рассчитанные по формулам:						
	Холломоны (3)			Людвика (4)			
	K	n	R^2	σ_0	h	m	R^2
Без облучения	1443	0.37	0.97	172	1282	0.45	0.99
9.9×10^{20}	1458	0.37	0.97	200	1266	0.46	0.99
2.3×10^{21}	1440	0.34	0.96	257	1199	0.47	0.99
9.5×10^{21}	1443	0.31	0.93	323	1133	0.46	0.99
4.5×10^{22}	1406	0.26	0.83	440	1001	0.48	0.99

Таблица 2. Результаты аппроксимации “истинных” кривых деформационного упрочнения стали 12Х18Н10Т уравнениями Свифта и Войса

Флюенс, н/м ²	Параметры деформационного упрочнения, рассчитанные по формулам:							
	Свифта (5)				Войса (6)			
	K_2	ϵ_0	n_2	R^2	A	B	n_3	R^2
Без облучения	1443	0.01	0.38	0.99	307	1511	2.49	0.98
9.9×10^{20}	1459	0.02	0.4	0.99	331	1561	2.34	0.99
2.3×10^{21}	1441	0.01	0.36	1	382	1574	2.17	0.99
9.5×10^{21}	1443	0.01	0.33	1	473	2138	1.08	0.95
4.5×10^{22}	1417	0.02	0.3	1	539	1513	2.26	0.98

Видно также, что уравнение Холломона неприменимо при обработке данных для облученных материалов. Оно не учитывает изменение величины предела текучести в результате радиационного упрочнения (см. рис. 2). Как следствие, с ростом дозы нейтронного облучения снижается коэффициент детерминации данных, аппроксимированных уравнением Холломона. Это приводит к уменьшению коэффициента детерминации данных, аппроксимированных уравнением Холломона.

В формуле Людвика (4) данный недостаток учтен введением коэффициента σ_0 , который по своей величине очень близок к σ_{02} .

Пластическая деформация во всех исследуемых в данной работе образцах стали 12Х18Н10Т заканчивалась образованием “шейки” – значительному утонению образца в месте будущего раз-

рушения (см. фотографию на рис. 3), локальная деформация в которой превышает 150%. Столь высокая степень деформации может значительно изменить структуру материала. В месте наибольшего сужения образца значительно повышается микротвердость материала (на ~40%), образуется большое количество мартенситной α' -фазы, фиксируемой даже на металлографических снимках.

Из “истинных” кривых деформационного упрочнения стали 12Х18Н10Т рассчитывали “истинную” локальную деформацию и “истинное” напряжение, при которых начинается процесс шейкообразования, используя соотношение 1. Полученные величины приведены в табл. 3. Для сравнения также продублированы значения показателя деформационного упрочнения в уравнении Холломона из табл. 1, который, как было сказано выше (формула (2)), численно равен ϵ_{loc} . “Истин-

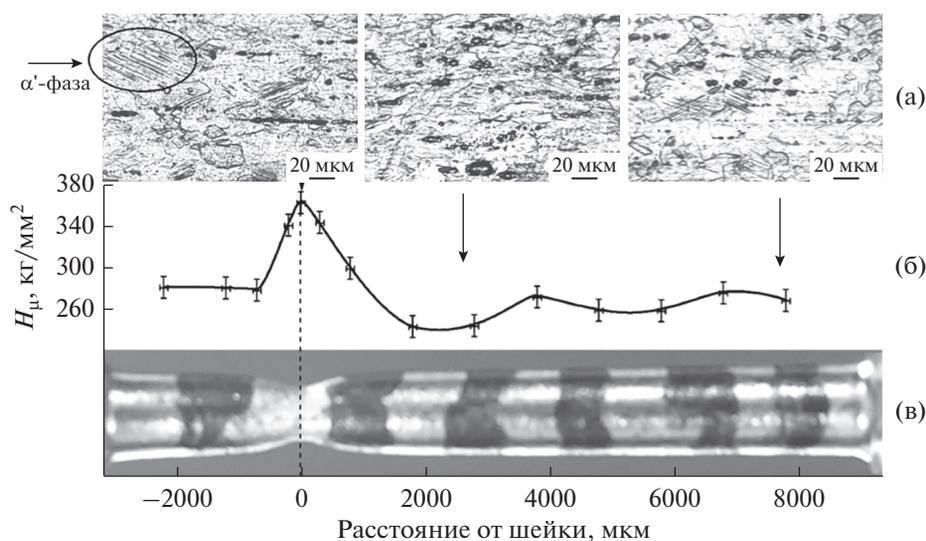


Рис. 3. Микроструктура (а) и распределение микротвердости (б) по рабочей длине образца (в) стали 12Х18Н10Т, облученного до 1×10^{23} н/м² и деформированного до $\delta = 33\%$.

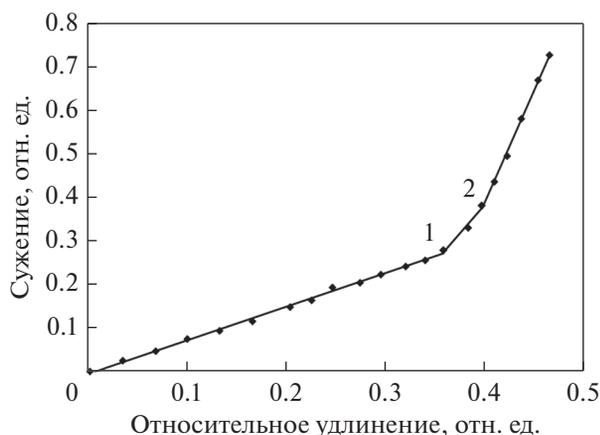
Таблица 3. “Истинная” локальная деформация и “истинное” напряжение, соответствующие началу процесса шейкообразования

Флюенс, н/м ²	“Истинная” локальная деформация (%) и “истинное” напряжение (МПа)							
	$\frac{d\sigma_{\text{true}}}{d\varepsilon} < \sigma_{\text{true}}$		$n = \varepsilon_{\text{loc}}$		перегибы на кривой “ ψ ”–“ δ ”			
					перегиб 1		перегиб 2	
	ε_{loc}	σ_{loc}	ε_{loc}	σ_{loc}	ε_{loc}	σ_{loc}	ε_{loc}	σ_{loc}
Без облучения	37	998	37	999	37	1008	53	1123
9.9×10^{20}	37	1010	37	1009	35.5	1009	48	1099
2.3×10^{21}	34.5	998	34	998	36.5	1023	47	1111
9.5×10^{21}	32	999	31	1004	32	1005	40	1071
4.5×10^{22}	27.5	987	26	990	26	971	36.5	1054

ное” напряжение в этом случае рассчитывали по формуле (3), подставив ε_{loc} вместо ε . Хорошая корреляция полученных данных свидетельствует об отсутствии ошибок и значительных погрешностей построения и аппроксимации “истинных” кривых.

Для определения “истинной” локальной деформации и “истинного” напряжения, соответствующих началу процесса шейкообразования, применялся также графический подход. Для этого строили кривые в координатах “сужение (ψ)”–“относительное удлинение (δ)”, перегиб на которых свидетельствовал о моменте начала шейкообразования (рис. 4).

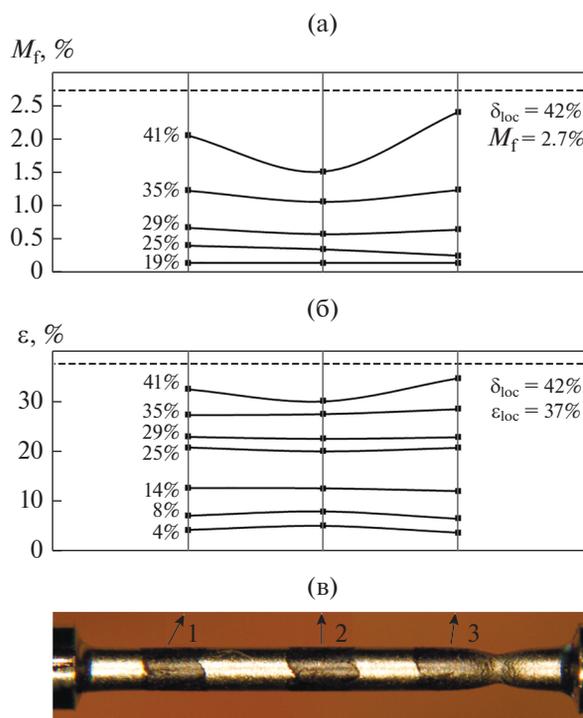
Было замечено, что на исследуемых кривых наблюдается два перегиба, первый из которых с хорошей точностью соответствует началу шейкообразования, определенному по методу Консидера (см. табл. 3). Второй перегиб происходит гораздо позже по шкале деформаций. Физический

**Рис. 4.** Типичная кривая “сужение (ψ)”–“относительное удлинение (δ)”, (сталь 12X18H10T, облученная до флюенса 9.5×10^{21} н/м²).

процесс, вызывающий появление второго перегиба, в настоящее время остается невыясненным.

Из данных, представленных в табл. 3, видно, что “истинная” локальная деформация, необходимая для начала шейкообразования, с ростом флюенса снижается, в то время как “истинное” напряжение остается практически постоянным.

На рис. 5 и 6 представлено распределение намагниченности и “истинных” локальных деформаций по рабочей длине образцов стали 12X18H10T.

**Рис. 5.** Намагниченность (а) и “истинная” локальная деформация (б), соответствующая разным реперным отметкам на рабочей поверхности (в) необлученного образца стали 12X18H10T.

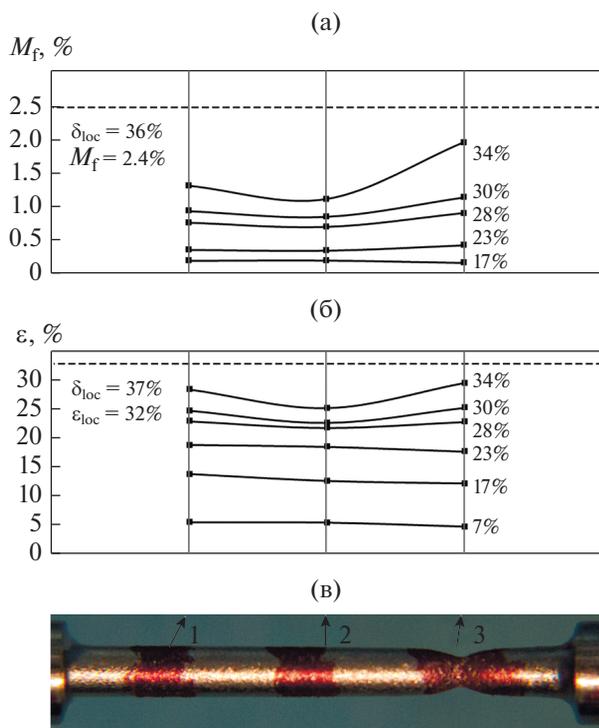


Рис. 6. Намагниченность (а) и “истинная” локальная деформация (б) соответствующая разным реперным отметкам на рабочей поверхности (в) образца стали 12Х18Н10Т облученного нейтронами до флюенса 9.5×10^{21} н/м².

Видно, что значительные неравномерности в распределении данных величин по поверхности образца начинаются задолго до начала процесса шейкообразования, параметры которого приведены в табл. 3, и обусловлены неоднородностями структуры, которые изначально были в материале образцов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Республики Казахстан (грант № АР 05130527).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В ходе выполнения данной работы получены следующие основные результаты:

Проведены механические испытания промышленной нержавеющей стали 12Х18Н10Т, облученной нейтронами до максимального флюенса 10^{23} н/м² с параллельным использованием разработанного метода “цифровой маркерной экстензометрии”.

Построены локальные “истинные” кривые деформационного упрочнения. При этом экспериментальные данные были аппроксимированы из-

вестными уравнениями. Лучший коэффициент детерминации (R^2) наблюдается при аппроксимации “истинных” кривых упрочнения стали 12Х18Н10Т уравнением Свифта (5). Более часто используемое в материаловедении уравнение Холломона (3) не вполне корректно аппроксимирует “истинные” кривые облученных материалов, поскольку в нем не учитывается сдвиг кривых по оси ординат из-за роста предела текучести в процессе облучения.

Определены критические характеристики прочности и пластичности, соответствующие началу шейкообразования, и показано хорошее соответствие результатов, полученных двумя независимыми способами. Установлено, что величина “истинной” локальной деформации, соответствующая началу образования стабильной шейки в стали 12Х18Н10Т, с ростом флюенса снижается, в то время как величина “истинного” критического напряжения практически остается постоянной.

Замечены значительные неоднородности в распределении намагниченности и “истинных” локальных деформаций по рабочей длине образцов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Antolovich S.D., Armstrong R.W.* Plastic strain localization in metals: origins and consequences // *Progress Mater. Sci.* 2014. V. 59. P. 1–160.
2. *Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Елсукова Т.Ф., Иванчин А.Г.* Структурные уровни деформации твердых тел // *Изв. вузов. Физика.* 1982. № 6. С. 5–24.
3. *Kuhlmann-Wilsdorf D.* Dislocations in Solids. Amsterdam, Boston: Elsevier. 2002. 632 p.
4. *Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Данилов В.И. и др.* Структурные уровни пластической деформации и разрушения. Новосибирск: Наука. 1990. 255 с.
5. *Zuev L.B., Danilov V.I.* A self-excited wave model of plastic deformation in solids // *Philosoph. Mag. A.* 1999. V. 79. № 1. P. 43–57.
6. *Gupta S., Murty K.L.* Aging: Dynamic Strain, Neutron Irradiation Effect on // Chapter in *Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys.* Boca Raton: CRC Press. 2016. P. 129–146.
7. *Hertzberg R.W., Vinci R.P., Hertzberg J.L.* Deformation and fracture mechanics of engineering materials. Fifth edition. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons Inc. 2012. 755 p.
8. *Considère M.* Memoire sur l'emploi du fer et de l'acier dans les constructions. Dunod, 1885.
9. *Томенко Ю.С., Христенко И.Н., Пащенко А.А.* Определение равномерного удлинения по кривым деформации // *Заводская лаборатория.* 1981. № 2. С. 76–77.
10. *Wilson D.V.* Relationships between microstructure and behaviour in the uniaxial tensile test // *J. Phys. D: Appl. Phys.* 1974. V. 7. № 7. P. 954–968.

11. *Bowen A.W., Partridge P.G.* Limitations of the Hollomon strain-hardening equation // *J. Physics D: Appl. Phys.* 1974. V. 7. № 7. P. 969–978.
12. *Максимкин О.П., Гусев М.Н., Токтогулова Д.А.* Деформационное упрочнение облученных металлических материалов. Аналитическое описание // *Вестник НЯЦ.* 2009. № 2. С. 11–17.
13. *Meric de Bellefon G., Duysen J.C. van, Sridharan K.* Composition-dependence of stacking fault energy in austenitic stainless steels through linear regression with random intercepts // *J. Nucl. Mater.* 2017. V. 492. P. 227–230.
14. *Gusev M.N., Maksimkin O.P., Osipov I.S., Garner F.A., Sokolov M., Dean S.W.* Application of Digital Marker Extensometry to Determine the True Stress-Strain Behavior of Irradiated Metals and Alloys // *J. ASTM International.* 2008. V. 5. № 4. P. 1–10.
15. *Maheshwari A.K., Pathak K.K., Ramakrishnan N., Narayan S.P.* Modified Johnson–Cook material flow model for hot deformation processing // *J. Mater. Sci.* 2010. V. 45. № 4. P. 859–864.