

УДК 621.039.531

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЗАРОЖДЕНИЯ ШЕЙКИ В СТАЛИ 12Х18Н10Т, ОБЛУЧЕННОЙ НЕЙТРОНАМИ, МАГНИТНЫМ МЕТОДОМ

1, 2) Максимкин О.П.

1) Институт ядерной физики МЭ РК, Алматы, Казахстан

2) НИЯУ МИФИ, Москва, Россия

Рассмотрены некоторые способы определения момента начала локализации пластической деформации при статическом растяжении образцов конструкционных аустенитных сталей. На основании анализа полученных экспериментальных результатов предложен и описан новый магнитометрический способ, применение которого для определения параметров, описывающих условия зарождения шейки, проиллюстрировано на примерах необлученной и облученной нейтронами реакторной стали 12Х18Н10Т.

ВВЕДЕНИЕ

Для сохранения длительной работоспособности конструкционных реакторных материалов в поле нейтронного облучения требуется определенный запас их пластичности. Вместе с тем, к настоящему времени хорошо известен эффект вырождения равномерной деформации при длительном воздействии радиации на металлы и сплавы, т.е. переход от однородного удлинения всей рабочей части образца к преимущественному удлинению его в образующейся шейке, который объясняется потерей способности металлического материала к деформационному упрочнению. Такая локализация деформации часто сопровождается интенсивным нарушением сплошности в этой области и при этом еще задолго до полного разрушения образца в шейке наблюдаются поры и микротрещины. Отсюда следует, что изучение сосредоточенного пластического течения и особенно его начального момента, актуально.

В зависимости от того, какой физический смысл придадут этому явлению, различные авторы по-разному определяют начало локализованной деформации ($\varepsilon_{\text{лок}}$). Например, считается, что:

- шейка образуется при достижении максимальной нагрузки (напряжения σ_B) на инженерной диаграмме растяжения, т.е. $\varepsilon_{\text{лок}} = \varepsilon_B$; $\sigma_{\text{лок}} = \sigma_B$;
- параметры образования шейки находят из условия Констидера: $\sigma = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$; если $\sigma = C\varepsilon^n$, то $\varepsilon_B = n$;
- шейка образуется, когда поперечная деформация становится равной продольной: т.е. $\psi = \varepsilon_{\text{лок}}$, где $\psi = \frac{D_0 - D_L}{D_0}$; D – диаметр образца;
- образование шейки регистрируют визуально, как начало существенного уменьшения диаметра образца;
- образование шейки отмечают по началу неравномерности распределения ферромагнитной α -фазы по длине деформируемого стального образца [1];
- резко выраженная локализация пластического течения обнаруживается методом спекл-интерферометрии [2].

В настоящей работе проведены сравнительные эксперименты по определению параметров начала образования шейки (критические деформация и напряжение, плотность механической энергии и др.) в холоднодеформируемой метастабильной коррозионностойкой аустенитной хромоникелевой стали различными методами с целью выявления наиболее оптимального среди них.

ОБРАЗЦЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследовали сталь 12Х18Н10Т в необлученном и облученном нейтронами состояниях. Аустенизированные (1050 °С, 30 мин) образцы облучались в реакторе ВВР-К при $T \approx 80$ °С до флюенса $2 \cdot 10^{20}$ н/см². Форма и размеры исследуемых стальных образцов приведены на рисунке 1. Механические испытания на одноосное растяжение со скоростью 0,5 мм/мин при комнатной температуре проводили на установке Инстрон 1195.

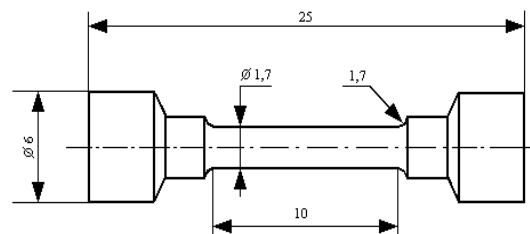


Рисунок 1. Форма и размеры образца для механических испытаний

С целью контроля изменений диаметра (D) образца в процессе механических испытаний нами был разработан и изготовлен оптико-электронный экстензометр [3]. (рисунок 2), в котором в качестве преобразователя применена полупроводниковая телевизионная установка «Матрица», особенностью которой является практически полное отсутствие геометрических искажений изображения изучаемого объекта. В основу измерений положен принцип анализа телевизионного изображения исследуемого объекта с помощью считывающей бегущей строки. В результате представилась возможность надежно и точно определять значения «истинных» напряжений и деформаций.



Рисунок 2. Оптико-электронный экстензометр [3]

Наряду с тем в ходе эксперимента с аустенитными нержавеющими парамагнитными сталями определяли количество индуцированной деформацией ферромагнитной α -фазы (M_f) и ее распределение на длине (l) деформируемого образца с помощью феррозонда Ф1-053, сканировавшего по его поверхности. Из экспериментальных кривых для каждой точ-

ки, характеризующей значение ϵ_i , находили отношение $\Delta M_f / \Delta D$. В результате, в конце очередного механического испытания определяли не только инженерную диаграмму «нагрузка – удлинение», но и кривые деформационного упрочнения $\sigma = f(\epsilon)$, а также зависимости $M_f = f(\epsilon)$; $D = f(\Delta l)$; $\psi = f(\epsilon)$; $\Delta M / \Delta \sigma = f(\epsilon)$ и другие.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

1 Определение начала локализации деформации в реакторной стали 12Х18Н10Т с использованием метода экстензометрии

В процессе растяжения необлученных и облученных нейтронами образцов стали 12Х18Н10Т регистрировали экстензограммы, которые позволяли определять особенности изменения диаметра образца во всех точках рабочей длины одновременно (рисунок 3). По окончании эксперимента строили графики изменения диаметра образца D в нескольких выделенных сечениях, в том числе и в месте шейки (будущего разрыва) (рисунок 4).

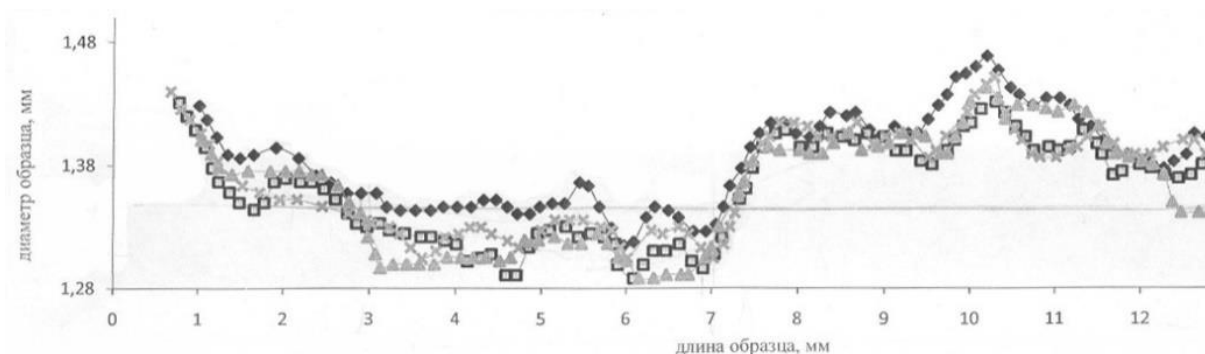
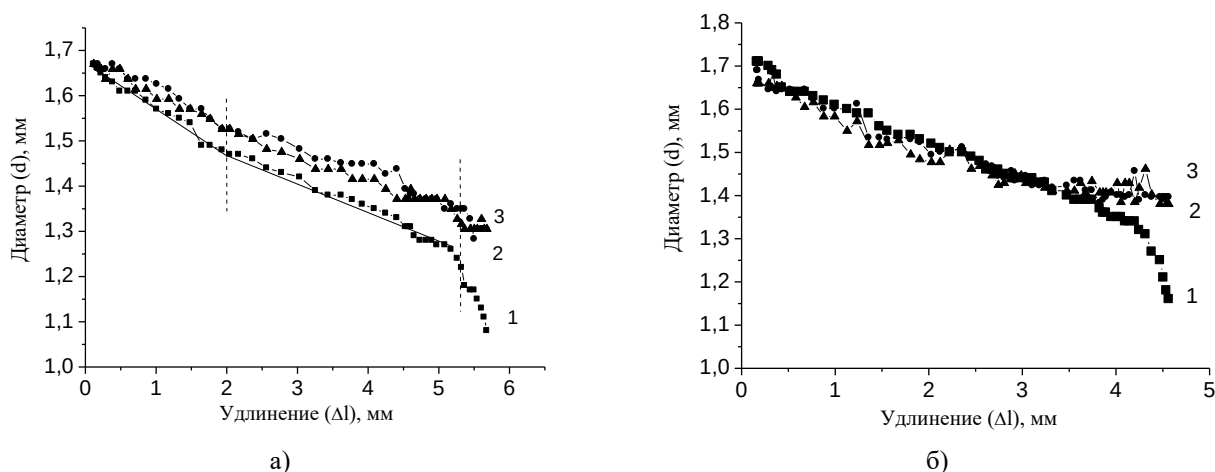


Рисунок 3. Распределение величин диаметров по длине деформированного облученного ($2 \cdot 10^{20}$ н/см²) стального образца, найденных разработанным методом оптикоэлектронной экстензометрии



1 – в месте будущего разрыва; 2 – рядом с зоной локализации; 3 – вне зоны локализации.

Рисунок 4. Изменение в процессе растяжения диаметра образца необлученной (а) и облученной (б) нейтронами ($2 \cdot 10^{20}$ н/см²) стали 12Х18Н10Т

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЗАРОЖДЕНИЯ ШЕЙКИ В СТАЛИ 12Х18Н10Т, ОБЛУЧЕННОЙ НЕЙТРОНАМИ, МАГНИТНЫМ МЕТОДОМ

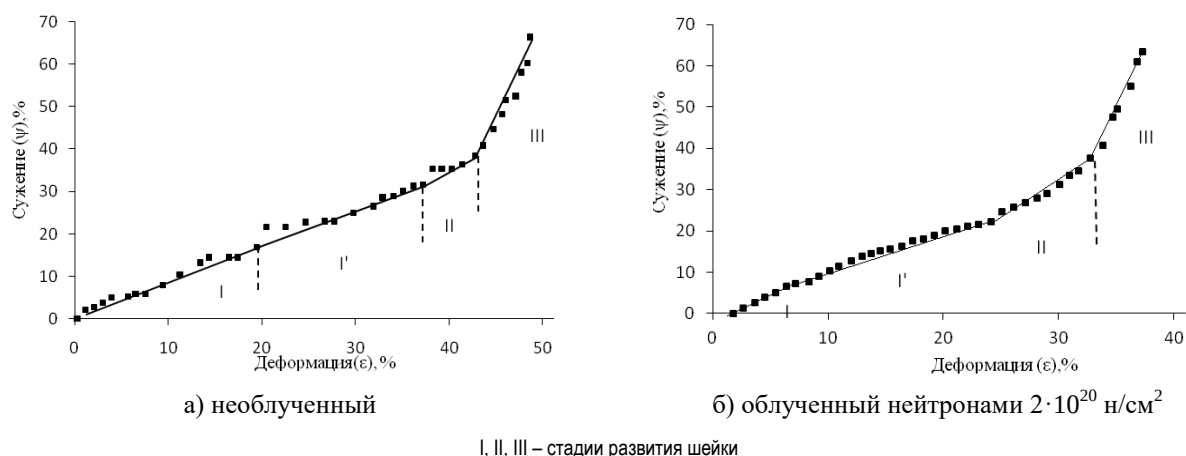


Рисунок 5. Изменение сужения в шейке образцов стали 12Х18Н10Т с ростом степени деформации

Таблица 1. Продолжительность различных стадий деформации в необлученной и облученной нейтронами стали 12Х18Н10Т

Состояние стали	Продолжительность деформации, %			
	равномерной	квазиравномерной	локализованной	общей
Необлученное	22	16	12	$\varepsilon =$ 50 38
Облученное $2 \cdot 10^{20} \text{ н/см}^2$	10 (0–10)	21 (10–31)	7 (38–31)	
Необлученное	22 (0–22)	16 (22–38)	27 (38–65)	$\psi =$ 65 60
Облученное $2 \cdot 10^{20} \text{ н/см}^2$	10 (0–10)	21 (10–31)	29 (31–60)	

Из рисунка 4 видно, что для каждого выделенного в образце сечения (1, 2, 3) значения диаметров D изменяются по ниспадающей ступенчатой кривой. Можно отметить, что уже на ранних стадиях процесса деформации уменьшение поперечных размеров наблюдается не во всех точках образца одновременно и протекает с неодинаковой скоростью. Этот эффект становится особенно заметным когда в деформируемой метастабильной аустенитной стали начинается мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение, развитием которого можно объяснить образование и перемещение по рабочей части образца волн (полос) деформации [4]. При дальнейшем растяжении выявляется сечение, в котором скорость изменения диаметра постепенно увеличивается, а после достижения максимальной нагрузки изменение сужения ψ происходит только в этой локализованной области шейки, для которой скорость уменьшения диаметра непрерывно возрастает (см. рисунок 5).

Установлено, что в результате протекания фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения скорость изменения диаметра уменьшается: в необлученном образце на 5 %, в облученном нейтронами ($5 \cdot 10^{16} \text{ н/см}^2$) – на 59 %, в облученном до более высокого флюенса ($2 \cdot 10^{20} \text{ н/см}^2$) – на 67 %.

Заметим, что как для необлученного, так и для облученного образца локализованная деформация вплоть до разрушения длится какое-то определенное

время растяжения, за которое видимая шейка эволюционирует, расширяясь и углубляясь, что приводит к катастрофическому уменьшению объема локализованной деформации. Количественно все фазы деформации (равномерная, квазиравномерная, локализованная) отражены в таблице 1.

Из экспериментально полученных величин, приведенных в таблице, следует, что ход пластической деформации не только облученного, но даже и для необлученного стального образца практически полностью определяется процессами, протекающими в областях квазиравномерной и локализованной деформации, а не только в равномерной области. Что касается мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, то не вызывает сомнения, что процессы бездиффузионного фазового превращения, развивающегося при холодном деформировании и во многом определяющий ход пластической деформации, протекает, главным образом, в области локализованной деформации. Отсюда следует актуальность изучения механизмов и особенностей локализованной пластической деформации.

Анализируя данные, приведенные в таблице 1, можно прийти к выводу, что пластичность необлученной стали (которая выше, чем облученной) обусловлена суммарной протяженностью стадий равномерной и локализованной деформации (22 против 10 % и 12 против 7 %), тогда как в облученной стали

превалирует стадия квазиравномерной деформации, которая даже больше, чем для необлученной стали (21 против 16 %). Другими словами, в облученной стали интенсивно образуются и перемещаются полосы деформации, причем так, что обеспечивают большую пластичность материала на этой стадии, чем для необлученной стали.

2 Определение критического «истинного» напряжения начала образования шейки в метастабильной нержавеющей реакторной стали магнитным методом

С целью разработки нового метода определения зарождения шейки в процессе статического растяжения необлученных и облученных нейтронами радиоактивных стальных образцов, наряду с диаграммой «нагрузка – удлинение», регистрировали также кривую «количество ферромагнитной фазы – удлинение», получаемую с помощью феррозонда, сканирующего по рабочей длине деформируемого образца, а также экстензограммы – набор кривых, позволяющих контролировать изменение диаметра и длины образца, что в дальнейшем использовали для нахождения «истинных» значений растягивающих напряжений $\sigma_{ист}$ и деформаций ε . Таким образом, основным результатом экспериментов по изучению образования и накопления ферромагнитной мартенситной α -фазы в парамагнитной аустенитной γ -фазе при деформации являются две кривые, приведенные на рисунке 5.

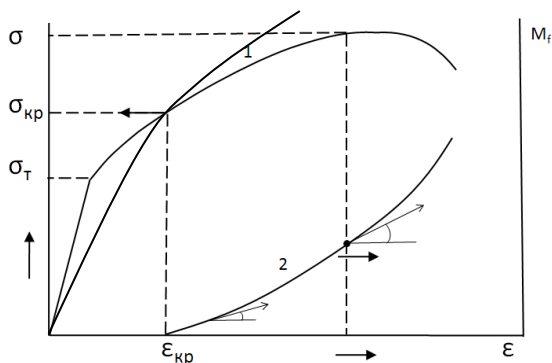


Рисунок 6. Диаграмма растяжения (1) в «истинных» координатах « $\sigma - \varepsilon$ » и кривая образования и накопления α -фазы при растяжении (2)

Используя полученные экспериментальные кривые, аналогичные приведенным на рисунке 5, можно для каждого значения $\sigma_{ист}$, начиная от критического напряжения $\sigma_{кр}$, соответствующего началу образования α -фазы, определить, как изменяется значение относительной скорости накопления α -фазы ($\Delta M_f / M_f$). Полученные таким образом кривые $\Delta M_f / M_f = f(\sigma_{ист})$ приведены на рисунке 7. Их анализ показал, что при напряжениях растяжения, близких к величине 1000 МПа, на графике отчетливо наблюдаются экстремумы, т.е. в момент зарождения шейки (согласно [5]) скорость роста количества α -фазы

резко уменьшается. Причем эффект уменьшения скорости одинаков как для необлученных, так и для облученных различными флюенсами нейтронов ($\sim 0,1$ сна) стальных образцов.

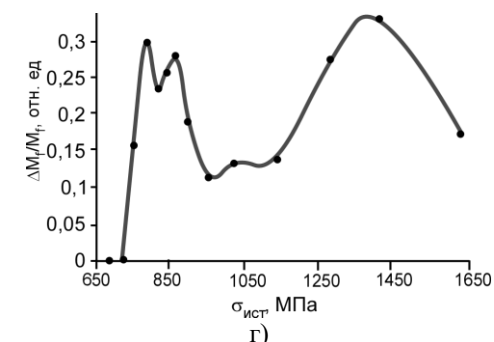
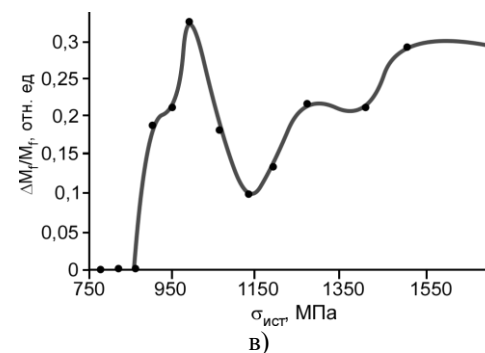
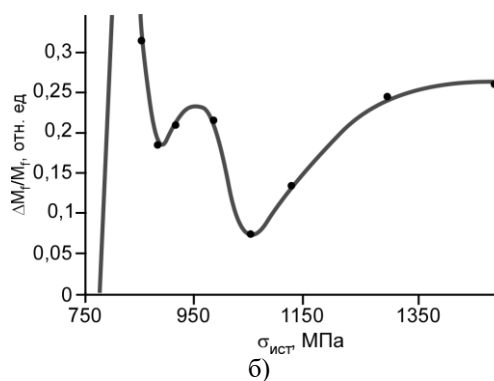
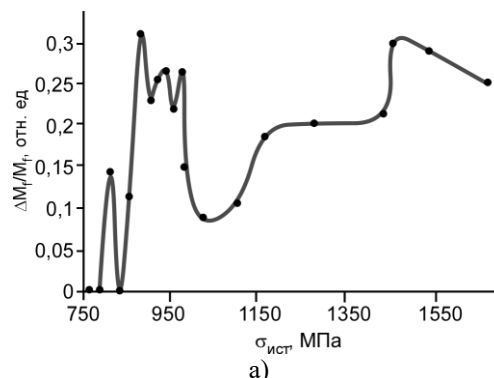


Рисунок 7. Изменение скорости образования ферромагнитной α -фазы в зависимости от «истинных» напряжений течения в необлученных (а) и облученных нейтронами ((б) – $2 \cdot 10^{17}$; (в) – $1 \cdot 10^{18}$; (г) – $2 \cdot 10^{18}$ н/см²) образцов стали 12Х18Н10Т

Необходимо отметить, что после образования и формирования стабильной шейки скорость изменения α -фазы вновь возрастает. Таким образом, на схеме (рисунок 8) можно различать три области экстремальных напряжений: около 800, 1050 и 1200 МПа.

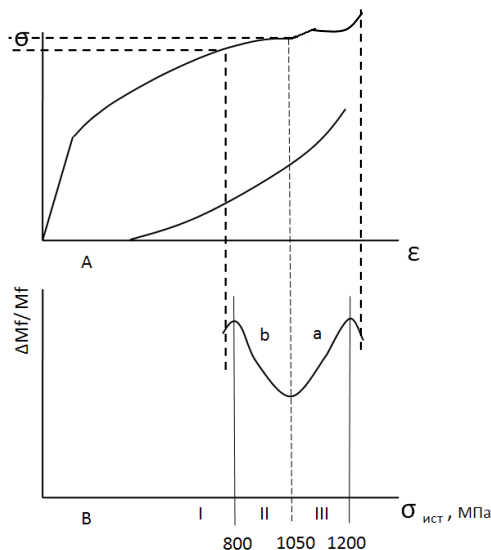


Рисунок 8. Диаграмма растяжения и кривая накопления α -фазы при растяжении образца стали 12X18H10T (A); фрагмент кривой изменения скорости накопления α -фазы в зависимости от действующего напряжения (B) (схема)

На основании полученных результатов можно предположить, что в области I (рисунок 8) преобладают напряжения растяжения. В области напряжений II появляются напряжения сжатия, которые уменьшают возможность образования α -фазы (ОЦК-решетка), более рыхлой, чем γ (ГЦК-решетка) и, как следствие, скорость ($\Delta M_f / M_f$) образования α -фазы уменьшается. Этот процесс сопровождается ростом шейки в глубину (ветвь кривой «б»). В то же время накопление α -фазы продолжается, но с замедленной скоростью. В какой-то момент (min на кривой производной) более прочной α -фазы накапливается так много, что она начинает препятствовать углублению шейки. При этом упрочнение стального образца уменьшается.

В области III (ветвь «а») под действием преобладающих по величине напряжений растяжения происходит увеличение размеров шейки в ширину и при этом ничто не мешает α -фазе развиваться. В этой связи скорость ее образования и накопления возрастают (ветвь «а» на рисунке 8).

Таким образом, при растяжении стального цилиндрического образца образующаяся стабильная шейка развивается вглубь (под действием сжимающих напряжений) и вширь (под действием напряжений растяжения), причем ее окончательная форма зависит от скорости накопления α -фазы в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ -перехода.

3 Энергетический параметр начала образования локализованной деформации

Если рассматривать локализацию деформации как одно из событий в процессе формоизменения металлического материала, то можно предположить, что оно наступает, как только плотность внутренней энергии деформируемого образца достигнет некоторой определенной критической величины. В этой связи экспериментальные данные были представлены в виде кривых зависимостей интенсивности $\gamma \rightarrow \alpha$ перехода от плотности механической энергии и «истинных» напряжений (рисунок 9). Оказалось, что максимумы на этих кривых соответствуют напряжению, близкому к значению ~ 1000 МПа, т.е. величине, при которой согласно [5] в стали образуется шейка. Причем, это значение одинаково как для необлученной, так и для облученной нейтронами различными флюенсами стали 12X18H10T. Для обоих случаев величина плотности энергии деформации мало отличалась от значения 210 МДж/м^3 .



Рисунок 9. Изменение интенсивности мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в зависимости от «истинного» действующего напряжения или плотности энергии

Из анализа полученных результатов (см. рисунок 7) следует, что наименьший разброс экспериментальных значений (10 %) достигается при определении истинного критического напряжения начала образования шейки, а не деформации или плотности энергии. При этом найденные значения $\sigma_{кр}$ изменяются от 910 до 1010 МПа, что достаточно близко к величине 1000 МПа, соответствующей началу зарождению шейки.

Отметим, что раньше всего (при 910 МПа) критическое напряжение определяется магнитным методом (4 или 6) и это событие соответствует моменту образования в деформируемом образце напряжений сжатия. Позже всего начало зарождения шейки определяется с использованием уравнения Консидера и соответствует тому моменту растяжения, когда шейка уже имеет солидную ширину и глубину.

Таким образом, можно заключить, что окончание макроравномерной деформации в аустенитной нержавеющей стали (ϵ_r) еще не означает, что это начало образования шейки ($\epsilon_{лок}$). Между двумя этими событиями имеет место квазиравномерная деформация, которая может быть достаточно продолжитель-

ной. Она характеризуется образованием и перемещением деформационных полос (волн), сопровождаемых мартенситным $\gamma \rightarrow \alpha$ -переходом, который происходит во фронте волн, перемещающихся с повышенной скоростью так, что образование мартенситной α -фазы подавляет возможность полосы (волны) двигаться, т.к. аустенитная матрица упрочняется. Поскольку полученные значения $\sigma_{кр}$, примерно соответствующие началу локализации, в данном случае совпадают по величине, но находятся значительно проще, чем из уравнения Консидера ($\sigma = \frac{d\sigma}{d\epsilon}$),

то на практике следует рекомендовать пользоваться именно этим «магнитометрическим» способом.

Автор выражает искреннюю благодарность сотрудникам лаборатории радиационного материаловедения Мережко М.С. и Такиевой А.М. принимавшим активное участие на всех этапах выполнения работы.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта №AP05130527 Министерства образования и науки Республики Казахстан (МОН РК).

ЛИТЕРАТУРА

1. Максимкин О.П. Способ диагностики шейки в деформируемом образце аустенитной стали // Заводская лаборатория. – 1982. – №7. – С. 77–78.
2. Кутяйкин В.Г. К вопросу определения коэффициента напряженного состояния в шейке образца при растяжении // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2002, т. 68, №9 стр. 53.
3. Бабушкин А.А., Максимкин О.П., Челноков С.Ю. Оптико-электронный экстензометр // Изв. АН Каз ССР. Серия: физ.-мат. – 1986. – №2. – С. 2.
4. Максимкин О.П., Такиева А.М. О локализации пластической деформации в облученной аустенитной нержавеющей стали 12X18H10T // Вестник НЯЦ РК. – 2014. – №1. – С. 45–52
5. Byun T.S., Farrell K. Plastic instability in polycrystalline metals after low temperature irradiation // Acta materialia. – (52) 2004. – P. 1957–1608.

НЕЙТРОНДАРМЕН СӘУЛЕЛЕНДІРІЛГЕН 12X18H10T БОЛАТТЫҢ МОЙНЫНЫҢ ПЙДА БОЛУ ПАРАМЕТРЛЕРІН МАГНИТ ӘДІСІМЕН АНЫҚТАУ

О.П. Максимкин

*Ядролық физика институты, Алматы, Қазақстан
«МИФИ» ұлттық ядролық зерттеу университеті, Мәскеу, Ресей*

Құрлымдық аустениттік болаттардың үлгілерінің статикалық созылуында пластикалық деформациялану сәтін анықтаудың кейбір әдістерін қарастырылды. Алынған эксперименттік нәтижелерді талдау негізінде жаңа магнитометриялық әдіс ұсынылып және сипатталынды, ол параметрлерді анықтау үшін қолданылады және мойнының пайда болу жағдайын, сәулеленбеген және нейтрондармен сәулелендірілген 12X18H10T реакторлық болаттың мысалдарымен сипатталады.

THE DETERMINATION OF THE PARAMETERS OF THE NUCLEATION OF THE NECK BY THE MAGNETIC METHOD IN 12X18H10T STEEL IRRADIATED WITH NEUTRONS

O.P. Maksimkin

*Institute of Nuclear Physics, Almaty, Kazakhstan
National Research Nuclear University MEPhI, Moscow, Russia*

Some methods for determining the moment of localization of plastic deformation during static stretching of samples of constructional austenitic steels are considered. Based on the analysis of the obtained experimental results, a new magnetometric method has been proposed and described, its application for the determination of parameters describing the conditions of nucleation of the neck is illustrated by examples of unirradiated and neutron irradiated 12X18H10T reactor steel.