https://doi.org/10.52676/1729-7885-2024-4-60-68
УДК 539.21:539.12.04:669.3

ВЛИЯНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ, ИНДУЦИРОВАННОГО ДЕФОРМАЦИЕЙ, НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СТАЛЕЙ, ОБЛУЧЕННЫХ НЕЙТРОНАМИ В РЕАКТОРЕ ВВР-К

А. В. Коломийцева, Д. А. Мережко*, М. С. Мережко

РГП «Институт ядерной физики» МЭ РК, Алматы, Казахстан

** E-mail для контактов: nallika@gmail.com*

В работе изучены особенности мартенситного превращения в процессе пластической деформации (одноосное растяжение и сжатие) аустенитных сталей 12Х18Н10Т и AISI304, облученных тепловыми нейтронами до флюенса тепловых нейтронов $3{,}7\cdot10^{20}$ н/см^2 ($2{,}2\cdot10^{20}$ н/см^2 при E>0,1МэВ). Рассчитаны значения никелевого эквивалента и энергии дефекта упаковки для сталей 12Х18Н10Т и AISI304. Установлено, что сталь AISI304 более склонна к мартенситному превращению. Определены механические характеристики исследуемых сталей при одноосном растяжении. Показано, что при аналогичных характеристиках прочности, пластичность облученной стали AISI304 в два раза выше, чем стали 12Х18Н10Т. Данный факт обусловленным более интенсивным протеканием мартенситного превращения в процессе пластической деформации стали AISI304.

Ключевые слова: *аустенитная сталь, конструкционные материалы, мартенситное превращение, облучение, нейтроны.*

Введение

В основе изготовления конструкционных деталей для активной зоны ядерных реакторов лежит оптимальный подбор материалов, в том числе с учетом их механических свойств [1–2]. Исходя из оптимального соотношения прочности и пластичности в достаточно широком температурном диапазоне, аустенитные нержавеющие стали представляют собой наиболее перспективные материалы для внутрикорпусных устройств легководных реакторов и реакторов на быстрых нейтронах [3–5]. Однако, физические и механические свойства материалов в значительной степени изменяются в процессе эксплуатации изделия под влиянием условий агрессивной среды, таких как высокие температуры, механические напряжения, радиационное воздействие. С учетом отдельных исключений [6–8], в общем случае, нейтронное облучение способствует деградации свойств материалов, например, снижению пластичности вследствие преждевременной локализации [9–12], структурно-фазовой нестабильности [13–16], снижению сопротивления материала к общей и язвенной коррозии [17–18], а также проявлению прочих последствий, которые значительно снижают ресурс работы ядерных энергетических установок.

Пластичность аустенитных метастабильных сталей во многом определяется протекающим в них в процессе деформации мартенситным γ→α'-превращением, которое заключается в образовании в парамагнитной аустенитной матрице ферромагнитных пластин α'-мартенсита. В общем случае зародыши новой фазы образуются на пересечении полос сдвига, который могут представлять собой дефекты упаковки, двойники или ε-фазу [19]. При том, что прочность мартенситной α'-фазы всего на 20–25% выше, она тем не менее значительно упрочняет материал, по-видимому за счет мелкозеренной структуры [20]. Своевременное упрочнение способствует увеличению стойкости материала к локализации деформации и, соответственно, его пластичности [21–23].

Влияние γ→α'-превращения на механические свойства аустенитных сталей зависит от степени их облучения. Так, например, в работе [24] было установлено, что вклад мартенситного превращения в упрочнение материала гораздо больше, чем вклад, вносимый накоплением дислокаций. В других работах [7, 25–28] была зарегистрирована необычно высокая пластичность в аустенитных сталях, облученных до очень высоких повреждающих дозы, проявление которой связывают с γ→α'-превращением. Контролируемое использование мартенситного перехода для увеличения пластичности материала в высокооблученных аустенитных сталях обсуждается в работах [24, 29].

Известно, что мартенситное γ→α' превращение, которое протекает при низкотемпературном деформировании облученных аустенитных хромоникелевых сталей, зависит от множества факторов, например, температуры деформации и степени облучения [7, 30–31]. Несмотря на то, что в настоящее время имеется значительное количество работ по исследованию влияния облучения на механические характеристики метастабильных сталей, количество статей, посвященных исследованию структурно-фазовых превращений в процессе деформации облученных нейтронами аустенитных сталях, сильно ограниченно. В связи с важной ролью мартенситного γ→α' превращения в формировании физико-механических свойств материалов, исследование закономерностей образования мартенситной фазы при пластической деформации является необходимым и практически важным предметом изучения для дальнейшего при-

менения в радиационном материаловедении. В работах [32–34] были представлены данные о кинетике накопления мартенситной фазы при одноосном растяжении стали 12Х18Н10Т, облученной до максимального флюенса тепловых нейтронов $2 \cdot 10^{20}$ н/см^2. Представляет научный интерес сравнительное исследование γ→α' превращения при деформации на одноосное растяжении и сжатие аустенитных сталей, облученных до более высоких повреждающих доз.

Исследованию особенностей мартенситного превращения в процессе пластической деформации (одноосное растяжение и сжатие) аустенитных сталей 12Х18Н10Т и AISI304, облученных тепловыми нейтронами до флюенса тепловых нейтронов $3{,}7 \cdot 10^{20}$ н/см^2 ($2{,}2 \cdot 10^{20}$ н/см^2 при E > 0,1 МэВ) посвящена настоящая работа.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали широко используемые в реакторостроении нержавеющие хромоникелевые стали аустенитного класса – 12Х18Н10Т, AISI304. Химический состав данных сталей представлен в таблице 1 в весовых процентах согласно ГОСТ 5632-2014 и стандарта ASTM [35]. С помощью растрового электронного микроскопа Hitachi TM4000, оборудованного приставками энергодисперсионной спектроскопии ЭДС, было определено точное содержание легирующих компонентов. Результаты приведены в таблице 2.

Образцы подвергали термической обработке – аустенизирующий отжиг при 1050 °С в течение 30 минут. Далее часть образцов была облучена в активной зоне исследовательского реактора ВВР-К (ИЯФ, Алматы) при температуре не выше 80 °С до максимального флюенса тепловых нейтронов $3{,}7 \cdot 10^{20}$ н/см^2 ($2{,}2 \cdot 10^{20}$ н/см^2 при E > 0,1 МэВ), что соответствует ~0,26 сна (оценка проведена по методу, описанному в работе [4]) После облучения образцы находились в хранилище в течение 5 лет для снижения уровня наведенной активности. Следует отметить, что радиоактивность каждого облученного образца превышала ~10 мЗв/ч, что значительно ограничивало время контакта.

Для выполнения экспериментальной части работы по проведению механических испытаний на одноосное растяжение были использованы цилиндрические образцы в форме гантелей с начальной расчетной длиной рабочей области 8–9 мм (в зависимости от марки стали) и диаметром 1,7 мм (рисунок 1, а). Цилиндрические части образцов, используемые для закрепления в захватах («головки), после испытаний на растяжение, были использованы в качестве заготовок для цилиндрических образцов для проведения экспериментов на одноосное сжатие (рисунок 1, б). Начальный диаметр образцов на сжатие составлял 5 мм для образцов, изготовленных из стали AISI304 и 6 мм – из стали 12Х18Н10Т.

Механические испытания на растяжение в данной работе проводились по методике аналогичной применяемой для высокооблученных образцов [7]. Испытания проводились при комнатной температуре со скоростью деформирования 0,5 мм/мин на универсальной разрывной машине «Instron 1195» (Англия). В процессе одноосного растяжения без остановки разрывной машины (in situ) регистрировались геометрические размеры пробы и ее намагниченность. Для этого на рабочую часть цилиндрического образца до деформации были нанесены маркёры имеющие хорошую адгезию к поверхности металла и способные деформироваться вместе с металлической подложкой, которые позволяли регистрировать изменение формы и размеров исследуемого образца при деформировании. Данное формоизменение регистрировалось с помощью зеркальной цифровой фотокамеры «Canon EOS 5D MARK IV» с объективом «Canon MACRO 100mm». Полученные результаты использовали для расчета локальных «истинных» деформаций (ε) и напряжений (σ_{true}) методом «цифровой маркерной экстензометрии» [36]. Измерение количества образующейся и накапливающейся ферромагнитной α′-фазы определяли непосредственно в процессе растяжения с помощью феррозонда «FERITSCOPE MP30», Fischer, откалиброванного по заводским эталонам.

Механические испытания на сжатие образцов каждого вида стали выполнялись поэтапно до достижения итоговой нагрузки 4000 кг. Каждые 500 кг машина останавливалась и образец извлекался для измерения геометрических размеров и содержания магнитной фазы. Для этих целей использовались цифровой микрометр и феррозонд «FERITSCOPE MP30».

Таблица 1. Химический состав сталей 12Х18Н10Т и AISI304 согласно ГОСТ 5632-2014 и стандарта ASTM [35], вес %

Материал	Fe	C	Si	Cr	Mn	Ni	P	S	Ti
12Х18Н10Т	основа	<0,12	<0,8	17-19	<2,0	9-11	<0,04	<0,02	5·C-0,8
AISI304	основа	0,07	0,75	17,5-19,5	2,0	8-10,5	0,045	0,03	–

Таблица 2. Химический состав сталей 12Х18Н10Т, и AISI304, определенный с помощью РЭМ И ЭДС, вес %

Материал	Fe	Si	Cr	Mn	Ni	Ti
12Х18Н10Т	основа	0,4	17,7	0,9	9,8	1
AISI304	основа	0,4	18,2	1,4	8,6	0

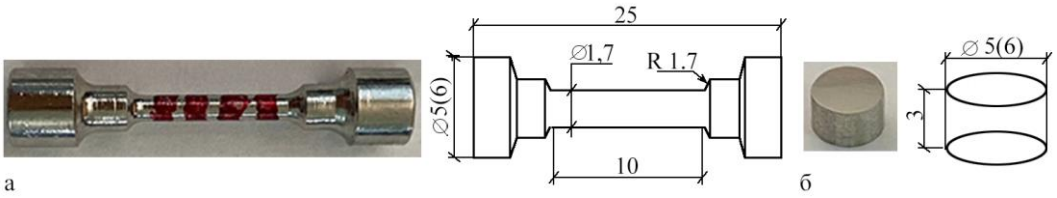


Рисунок 1. Внешний вид и геометрические размеры образцов на одноосное растяжение (а) и сжатие (б)

Расчет кривых пластической деформации в экспериментах на сжатие выполнялся по формулам:

$$\sigma = \frac{F}{S},$$

где σ – «истинное» напряжение; F – нагрузка; S – площадь поперечного сечения цилиндра:

$$\varepsilon = \frac{h_0 - h}{h_0},$$

где ε – «истинная» локальная деформация; h_0 – начальная высота цилиндра; h – высота цилиндрического образца в момент сжатия. Представленные в работе данные получены усреднением, как минимум трех экспериментов.

Для определения кинетики мартенситного превращения использовали следующее уравнение Olson-Cohen [19]:

$$f(\alpha') = 1 - exp\{-\beta[1 - exp(-\alpha\varepsilon)]^n\}, \qquad (1)$$

где α и β – кинетические параметры, зависящие от температуры: α – определяет тенденцию аустенитной матрицы к образованию полос сдвига при деформации, зависит обратным образом от энергии дефекта упаковки, β – определяет вероятность того, что в результате пересечения этих полос образуется зародыш мартенситной фазы. n – показатель степени равный 4,5.

Результаты и обсуждение

1. Микроструктура исследуемых сталей до деформации

Микроструктура аустенитных нержавеющих сталей 304, 12Х18Н10Т после аустенизирующего отжига приведена на рисунке 2. В результате термообработки структура сталей AISI 304 и 12Х18Н10Т представляет аустенитную матрицу с почти нулевым содержанием феррита, что подтверждается магнитометрическими измерениями. Относительно низкая прочность и высокая пластичность исследуемых сплавов обусловлены крупными ~ 45–50 мкм аустенитными зернами, движение дислокаций в пределах которых, не затруднено структурными дефектами. Плотность дислокаций в исходных материалах относительно невелика (~ $8{,}2 \cdot 10^8$ см$^{-2}$). В стали 12Х18Н10Т дисперсные карбиды, предположительно карбиды титана, расположены в матрице материала и по границам зерен. В стали AISI 304 по границам зерен выделения вторичных фаз не наблюдаются, но в матрице имеются отдельные включения, содержащие P и Si (показаны стрелками на рисунке 2).

2. Определение устойчивости аустенита к мартенситному превращению в процессе деформации

Для определения устойчивости аустенитных сталей к мартенситному превращению в процессе деформации в зависимости от химического состава рассматриваются различные эмпирические соотношения. Так, например, никелевый эквивалент позволяет оценить стабильность матрицы материала, основываясь на содержании в стали таких легирующих элементов, как марганец, азот, углерод [37]:

$$Ni_{eq} = Ni + 0{,}65Cr + 0{,}98Mo + \\ + 1{,}05Mn + 0{,}35Si + 12{,}6C. \qquad (2)$$

Так, как в процессе пластической деформации образование мартенситной фазы происходит на пересечении полос сдвига, которые могу состоять из дефектов упаковки, двойников или ε-фазы, большое влияние на мартенситное превращение оказывает энергия дефекта упаковки (γ_{SFE}). Так, например, при значениях γ_{SFE} < 20 мДж/см^2 наблюдается прямая схема фазового перехода γ→α'. Сложная схема γ→ε→α' с промежуточным образование двойников, ε-фазы наблюдается в сталях с энергией дефекта упаковки γ_{SFE} > 20 мДж/см^2. В настоящей работе для оценки дефекта упаковки в зависимости от содержания химических элементов использовали следующее эмпирическое соотношение [38]:

$$\gamma_{SFE} = 2{,}2 + 1{,}9Ni - 0{,}016Cr + 0{,}77Mo + \\ + 0{,}5Mn + 2{,}9Si + 40C - 3{,}6N. \qquad (3)$$

Используя эмпирические уравнения (2, 3) были получены величины, определяющие устойчивость аустенита к мартенситному превращению (таблица 3). Значения никелевого эквивалента и энергии дефекта упаковки для стали AISI304 ниже, чем для стали 12Х18Н10Т. Это означает, что данная сталь более склонна к мартенситному превращению.

Таблица 3. Значение никелевого эквивалента и энергии дефекта упаковки для сталей 12Х18Н10Т и AISI304

Материал	Ni_{eq}, вес %	γ_{SFE}, мДж/см^2
12Х18Н10Т	23,7	26,1
AISI304	23,0	23,3

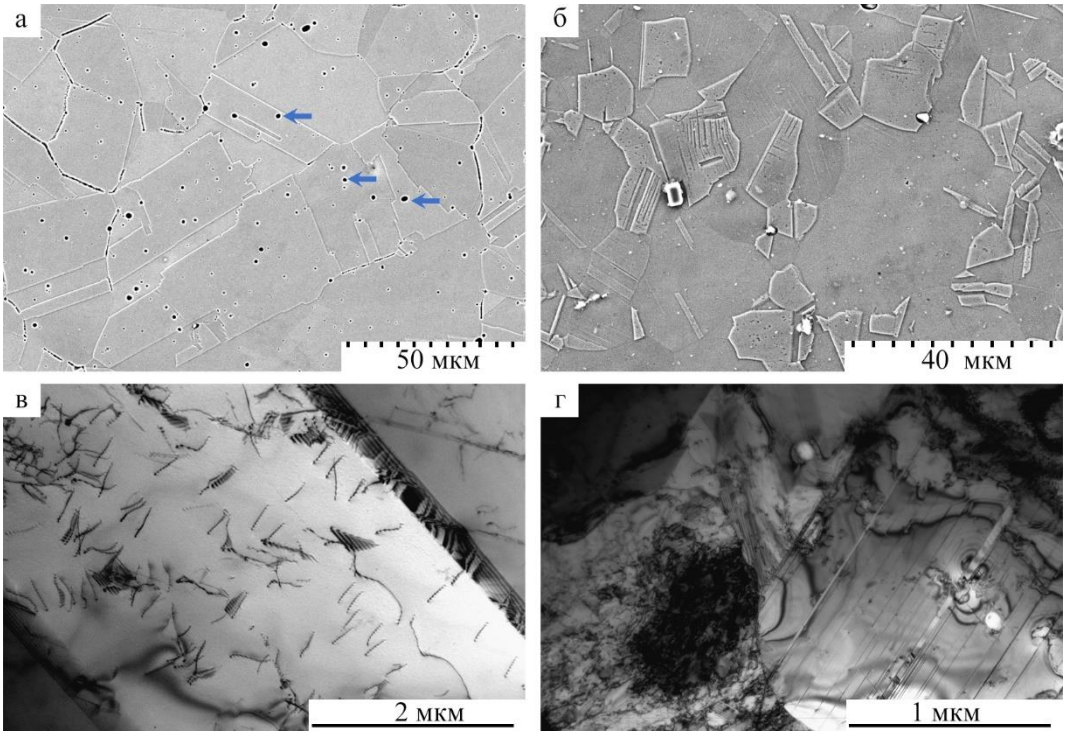


Рисунок 2. Микроструктура аустенитных нержавеющих сталей 304 (а, в), 12Х18Н10Т (б, г) после аустенизирующего отжига

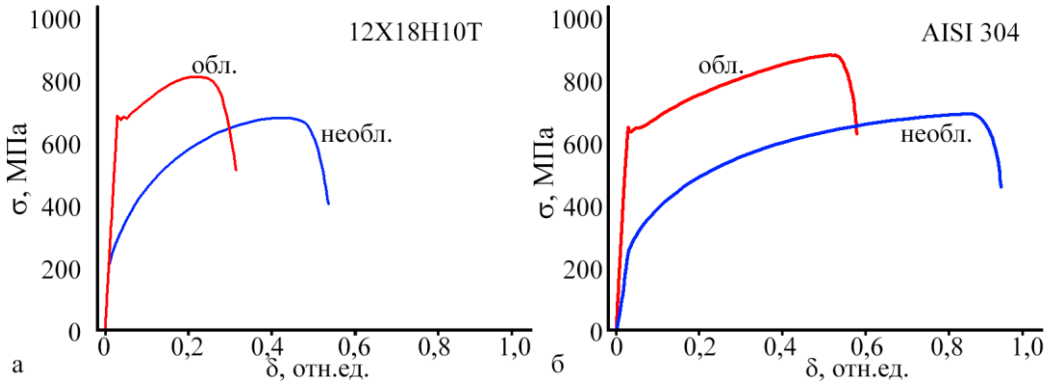


Рисунок 3. Типичные инженерные диаграммы растяжения сталей 12Х18Н10Т (а) и AISI304 (б) в исходном состоянии и после облучения нейтронами до флюенса 3,7·10^{20} н/см^2

3. Механические характеристики сталей 12Х18Н10Т и AISI304 в экспериментах на растяжение

Типичные инженерные диаграммы растяжения для сталей 12Х18Н10Т и AISI304 в необлученном состоянии и после нейтронного облучения до флюенса 3,7·10^{20} н/см^2 представлены на рисунке 3. В результате обработки первичных кривых растяжения были определены значения пределов текучести (σ_{02}), пределов прочности (σ_B), равномерной ($\delta_{равн}$) и общей ($\delta_{полн}$) относительной деформации, которые представлены в таблице 4.

В необлученном состоянии обе исследуемые стали обладают хорошими механическими характеристиками. После начала пластического течения образцы испытывают равномерное упрочнение вплоть до предела прочности. На инженерной диаграмме, соответствующей стали 12Х18Н10Т, наблюдается площадка текучести при максимальной нагрузке, свидетельствующая о том, что процесс образования «шейки» — переход к локализованному течению в данной стали занимает более длительное время. Внешний вид инженерных диаграмм сталей, облученных нейтронами до флюенса 3,7·10^{20} н/см^2, значительно отличается – появился зуб текучести, типичный для многих ОЦК материалов и высокооблученных модельных металлов с ГЦК решеткой. Появление зуба текучести ранее наблюдали только в образцах, облучённых до десятков сна [25–26]. Нейтронное облучение привело к повышению значений прочностных характеристик и уменьшению характеристик пластичности.

Таблица 4. Характеристики прочности и пластичности образцов сталей 12Х18Н10Т и AISI304. Погрешность в определении характеристик прочности 8%, пластичности – 6%.

Материал	Флюенс тепловых нейтронов, н/см²	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Равномерная деформация, %	Полная деформация, %
12Х18Н10Т	0	220	678	37,4	50,9
	$3{,}7\cdot10^{20}$	680	812	17,4	28,9
AISI304	0	252	696	76,9	90,2
	$3{,}7\cdot10^{20}$	640	884	48,6	56,2

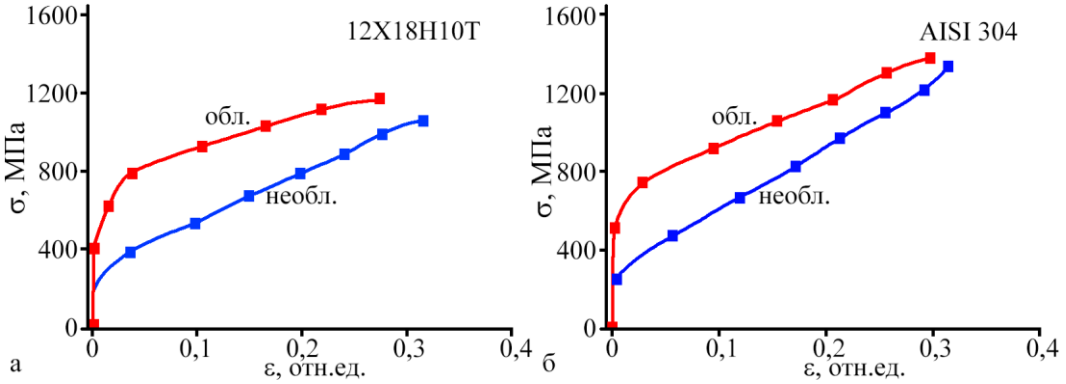


Рисунок 4. Диаграммы сжатия в координатах «истинные напряжения (σ) – локальная деформация (ε)» для сталей 12Х18Н10Т (а) и AISI304 (б) в исходном состоянии и после облучения нейтронами до флюенса тепловых нейтронов $3{,}7\cdot10^{20}$ н/см²

Из таблицы 4 видно, для стали 12Х18Н10Т под действием нейтронного облучения предел текучести увеличился в 3 раза, а предел прочности при этом увеличился только на ~20%. Для стали AISI304 значения предела текучести и предела прочности возросли на ~153% и ~27% соответственно. Упрочнение связано с накоплением в аустенитной структуре материала дефектов радиационной природы, которые повышают напряжение начала движения дислокаций. Аустенитные стали отличаются высокой пластичностью, которая заметно снижается после нейтронного облучения. Полное относительное остаточное удлинение стали AISI304 уменьшилось после облучения до флюенса $3{,}7\cdot10^{20}$ н/см² на 34% относительно необлученного состояния, а удлинение стали 12Х18Н10Т на 22%. Видно, что при аналогичных характеристиках прочности, пластичность облученной стали AISI304 в два раза выше, чем стали 12Х18Н10Т. Данный факт обусловлен более интенсивным протеканием мартенситного превращения в процессе пластической деформации стали AISI304.

4. Закономерности прямого мартенситного γ→α′ перехода в сталях в экспериментах на сжатие

В результате экспериментов на сжатие для каждого образца исследуемых сталей были получены инженерные кривые, представленные на рисунке 4. Кривые упрочнения гладкие, участка разупрочнения, наблюдаемого для результатов экспериментов на растяжение, характеризующего образование геометрической макро-шейки не наблюдается. Напряжение течения в облученном до флюенса $3{,}7\cdot10^{20}$ н/см² материале выше, чем в необлученном, что говорит о его большей прочности.

Для исследуемых стальных образцов в процессе испытаний на одноосное сжатие регистрировали кривые изменения содержания α′-фазы в координатах «мартенситная α′-фаза, Vα – напряжения, σ» и «мартенситная α′-фаза, Vα – деформация, ε» (рисунки 5, 6). Анализ полученных данных показал, что начало γ→α′ перехода при сжатии происходит несколько раньше по шкале деформации в облученной стали 12Х18Н10Т, чем в необлученной. При этом, стоит отметить, что при сжатии стали AISI304 кривые мартенситного превращения в зависимости от деформации практически одинаковы для облученных и необлученных образцов.

Рассчитанные значения параметров α и β из уравнения (1) для сталей 12Х18Н10Т и AISI304, а также квадратов невязки приведены в таблице 5. Из таблицы 5, видно, что уравнение Olson-Cohen хорошо описывает кинетику мартенситного превращения в исследуемые материалах при сжатии (квадрат невязки близок к 1). Коэффициент α для облученных сталей увеличивается в ~2 раза. Параметр β, наоборот, уменьшается в 11 раз для стали 12Х18Н10Т и в 4 раза для стали AISI304. Это свидетельствует о том, что для материалов, облученных нейтронами с энергией < 0,625 эВ до флюенса $3{,}7\cdot10^{20}$ н/см², тенденция к образованию полос сдвига растет, а вероятность образования зародыша на их пересечении снижается. Расчёт кинетики мартенситного превращения свидетельствует также об уменьшении энергии дефекта упаковки с ростом дозы облучения.

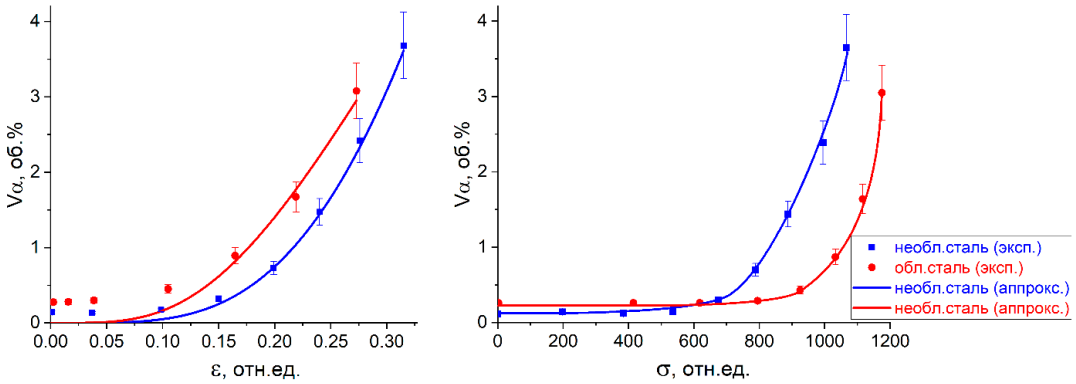


Рисунок 5. Кривые образования мартенситной α'-фазы, в координатах «Vα, об.% – ε, отн.ед.» (а) и «Vα, об.% – σ, МПа» (б) для необлученной стали 12Х18Н10Т и после облучения нейтронами с энергией < 0,625 эВ до флюенса 3,7·10²⁰ н/см²

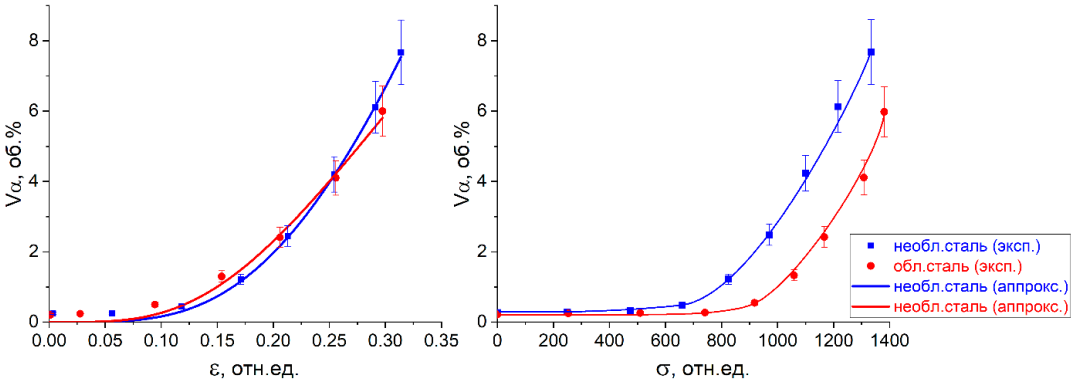


Рисунок 6. Кривые образования мартенситной α'-фазы, в координатах «Vα, об.% – ε, отн.ед.» (а) и «Vα, об.% – σ, МПа» (б) при испытаниях на сжатие для необлученной стали AISI304 и после облучения нейтронами до флюенса 3,7·10²⁰ н/см²

Таблица 5. Параметры α и β и их квадраты невязки для сталей 12Х18Н10Т и AISI304

Материал	Флюенс тепловых нейтронов, н/см²	α	R^2	β	R^2
12Х18Н10Т	0	1,91	0,9989	1,31	0,9989
	3,7·10²⁰	4,86	0,9897	0,12	0,9897
AISI304	0	2,92	0,9971	0,78	0,9971
	3,7·10²⁰	4,75	0,9885	0,21	0,9885

Заключение

В настоящей работе изучены особенности мартенситного превращения в процессе пластической деформации (одноосное растяжение и сжатие) аустенитных сталей 12Х18Н10Т и AISI304, облученных тепловыми нейтронами до флюенса тепловых нейтронов 3,7·10²⁰ н/см² (2,2·10²⁰ н/см² при E > 0,1 МэВ). Рассчитаны значения никелевого эквивалента и энергии дефекта упаковки для сталей 12Х18Н10Т и AISI304.

Определены механические характеристики исследуемых сталей. Показано, что при одноосном растяжении при аналогичных характеристиках прочности, пластичность необлученной и облученной стали AISI304 в два раза выше, чем стали 12Х18Н10Т. При этом величина пластичности сталей, облученных нейтронами, ниже на 30%, а на диаграммах растяжение проявляется отчетливо различимый зуб текучести. Кривые упрочнения в экспериментах на сжатие гладкие, при этом напряжение течения в облученном до флюенса 3,7·10²⁰ н/см² материале выше, чем в необлученном, что говорит о его большей прочности.

Высокая пластичность стали AISI 304 обусловлена более интенсивным протеканием мартенситного превращения в процессе пластической деформации. Были построены кинетические кривые мартенситного γ→α'-превращения при испытаниях на растяжение и сжатие для сталей 12Х18Н10Т и AISI304. Рассчитаны кинетические параметры мартенситного превращения из уравнения Olson-Cohen, которые свидетельствуют о том, что для материалов, облученных тепловыми нейтронами до флюенса 3,7·10²⁰ н/см², тенденция к образованию полос сдвига растет, а вероятность образования зародыша на их пересечении снижается. Впервые было показано, что кинетическое уравнение Olson-Cohen хорошо описывает мартенситное превращение в процессе сжатия материала.

Работа выполнена в рамках реализации ПЦФ по теме ИРН BR21881930 «Реакторные исследования, направленные на обеспечение безопасной и эффективной эксплуатации перспективных ядерных и термоядерных энергетических установок».

Литература / References

1. Was G.S. Fundamentals of Radiation Materials Science. – New York, NY: Springer, 2017.
2. Калин Б.А., Платонов, П.А., Чернов, И.И., Штромбах, Я.И. Физическое материаловедение: Учебник для ВУЗов. Том 6. Часть 1. Конструкционные материалы ядерной техники. – Москва: МИФИ, 2008. – 672 p. [Kalin B.A., Platonov, P.A., Chernov, I.I., Shtrombakh, Ya.I. Fizicheskoe materialovedenie: Uchebnik dlya VUZov. Vol. 6. Part' 1. Konstruktsionnye materialy yadernoy tekhniki. – Moscow: MIFI, 2008. – 672 p. (In Russ.)]
3. Zinkle S.J., Was G.S. Materials challenges in nuclear energy // Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61, № 3. – P. 735–758.
4. Garner F.A. 3.02 – Radiation-Induced Damage in Austenitic Structural Steels Used in Nuclear Reactors // Comprehensive Nuclear Materials (Second Edition). – Oxford: Elsevier, 2020. – P. 57– 168.
5. Yvon P. Structural Materials for Generation IV Nuclear Reactors. – Elsevier, 2017. – 684 p.
6. Murty K.L. Is neutron radiation exposure always detrimental to metals (steels)? // Nature. – 1984. – Vol. 308, No. 5954. – P. 51–52.
7. Merezhko M.S., Merezhko D.A., Rofman O.V., Dikov A.S., Maksimkin O.P., Short, M.P. Macro-Scale strain localization in highly irradiated stainless steel investigated using digital image correlation // Acta Materialia. – 2022. – Vol. 231 – P. 117858.
8. Zhou W., Yang Y., Zheng G., Woller K.B., Stahle P.W., Minor A.M., Short M.P. Proton irradiation-decelerated intergranular corrosion of Ni-Cr alloys in molten salt // Nat Commun. – 2020. – Vol. 11, No. 1. – P. 3430.
9. Byun T.S., Farrell K. Plastic instability in polycrystalline metals after low-temperature irradiation // Acta Materialia. – 2004. – Vol. 52, No. 6. – P. 1597–1608.
10. Byun T., Hashimoto N. Strain localization in irradiated materials // Nucl.Eng. and technology. – 2006. – Vol. 38, No. 7. – P. 619.
11. Merezhko M., Merezhko D. Localization of Plastic Deformation in the Copper and Stainless Steels Samples, Irradiated with Neutrons // J. of Physics: Conference Series / 18. – IOP Publishing. – 2022. – Vol. 2155. – P. 012009.
12. Merezhko M.S., Maksimkin O.P., Merezhko D.A., Shaimerdenov A.A., Short M.P. Parameters of Necking Onset during Deformation of Chromium–Nickel Steel Irradiated by Neutrons // Physics of Metals and Metallography. – 2019. – Vol. 120, No. 7. – P. 716–721.
13. Garner F. Irradiation Performance of Cladding and Structural Steels in Liquid Metal Reactors // Materials Science and Technology. – Weinheim, Germany: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA. – 2006. – 540 p.
14. Gussev M.N., Busby J.T., Tan L., Garner F.A. Magnetic phase formation in irradiated austenitic alloys // J. of Nucl. Mater. – 2014. – Vol. 448, No. 1–3. – P. 294–300.
15. Merezhko D.A., Merezhko M.S., Maksimkin O.P., Gussev M.N., Garner F.A. Radiation-induced ferrite formation as a potential issue in PWR austenitic internals following plant life extension // Proceedings of 19th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, EnvDeg 19th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, EnvDeg 2019 / 16. – Boston, MA. – 2019. – P. 615–624.
16. Merezhko D.A., Gussev M.N., Merezhko M.S., Rofman O.V., Rosseel T.M., Garner, F.A. Morphology and elemental composition of a new iron-rich ferrite phase in highly irradiated austenitic steel // Scripta Materialia. – 2022. – Vol. 215 – P. 114690.
17. Andresen P.L., Was G.S. A historical perspective on understanding IASCC // J. of Nucl. Mater. – 2019. – Vol. 517 – P. 380–392.
18. Ehrnstén U., Andresen P.L., Que Z. A review of stress corrosion cracking of austenitic stainless steels in PWR primary water // J. of Nucl. Mater. – 2024. – Vol. 588 – P. 154815.
19. Olson G.B., Cohen M. Kinetics of strain-induced martensitic nucleation // MTA. – 1975. – Vol. 6, No. 4. – P. 791–795.
20. Weidner A., Hangen U.D., Biermann H. Nanoindentation measurements on deformation-induced α'-martensite in a metastable austenitic high-alloy CrMnNi steel // Philosophical Magazine Letters. – 2014. – Vol. 94, No. 8. – P. 522–530.
21. Bleck W., Guo X., Ma Y. The TRIP Effect and Its Application in Cold Formable Sheet Steels: The TRIP Effect and Its Application in Cold Formable steel research int. – 2017. – Vol. 88, No. 10. – P. 1700218.
22. Soleimani M., Kalhor A., Mirzadeh H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review // Mater. Sci. and Eng.: A. – 2020. – Vol. 795 – P. 140023.
23. Mao W., Gao S., Gong W., Bai Y., Harjo S., Park M.-H., Shibata A., Tsuji N. Quantitatively evaluating respective contribution of austenite and deformation-induced martensite to flow stress, plastic strain, and strain hardening rate in tensile deformed TRIP steel // Acta Materialia. – 2023. – Vol. 256 – P. 119139.
24. Wharry J.P., Mao K.S. The role of irradiation on deformation-induced martensitic phase transformations in face-centered cubic alloys // J. of Mater. Research. – 2020. – Vol. 35, No. 13. – P. 1660–1671.
25. Gusev M.N., Maksimkin O.P., Osipov I.S., Garner F.A. Anomalously large deformation of 12Cr18Ni10Ti austenitic steel irradiated to 55dpa at 310°C in the BN-350 reactor // J. of Nucl. Mater. – 2009. – Vols. 386–388. – P. 273–276.
26. Sorokin A.A., Margolin B.Z., Kursevich I.P., Minkin A.J., Neustroev V.S. Effect of neutron irradiation on tensile properties of materials for pressure vessel internals of WWER type reactors // J. Nucl. Mater. – 2014. – Vol. 444, No. 1-3. – P. 373–384.
27. Margolin B., Minkin A., Smirnov V., Sorokin A., Shvetsova V., Potapova V. The radiation swelling effect on fracture properties and fracture mechanisms of irradiated austenitic steels. Part II. Fatigue crack growth rate // J. Nucl. Mater. – 2016. – Vol. 480 – P. 15–24.
28. Hure J., Tanguy B., Ritter C., Bourganel S., Sefta F. Extensive investigation of the mechanical properties of a Chooz A internal component. – 2018 – P. 13.
29. Meric de Bellefon G., Van Duysen J.C. Tailoring plasticity of austenitic stainless steels for nuclear applications:

Review of mechanisms controlling plasticity of austenitic steels below 400 °C // J. of Nucl. Mater. – 2016. – Vol. 475 – P. 168–191.
30. Mao K.S., Sun C., Shiau C.-H., Yano K.H., Freyer P.D., El-Azab A.A., Garner F.A., French A., Shao L., Wharry J.P. Role of cavities on deformation-induced martensitic transformation pathways in a laser-welded, neutron irradiated austenitic stainless steel // Scripta Materialia. – 2020. – Vol. 178 – P. 1–6.
31. Zhao F., Liu W., Sui H., Fu J., Cheng Y., Zhang J., Duan H. Model for deformation-induced martensitic transformation in irradiated materials // Proc. of the Royal Society A: Math., Phys. and Eng. Sci. – 2023. – Vol. 479, No. 2272. – P. 20220633.
32. Максимкин О.П., Такиева А.М., Налтаев А., Маженов Н., Бердалиев Д.Т., Рахашев Б.К. Особенности локализованной деформации и физико-механические свойства реакторной нержавеющей стали 12Х18Н10Т, облученной тепловыми нейтронами // Вестник Карагандинского университета. Серия «Физика». 2013. – № 4(72). – С. 34–42. [Maksimkin O.P., Takieva A.M., Naltaev A., Mazhenov N., Berdaliev D.T., Rakhashev B.K. Osobennosti lokalizovannoy deformatsii i fiziko-mekhanicheskie svoystva reaktornoy nerzhaveyushchey stali 12Kh18N10T, obluchennoy teplovymi neytronami // Vestnik Karagandinskogo universiteta. Seriya «Fizika». 2013. – No. 4(72). – P. 34–42. (In Russ.)]
33. Максимкин О.П., Мережко М.С., Мережко Д.А. Кинетика фазового превращения в процессе пластической деформации облученных нейтронами метастабильных сталей 12Х18Н10Т и AISI 304. // Труды семинара «Ядерный потенциал РК». – 2010. – Алматы. – С. 115–118. [Maksimkin O.P., Merezhko M.S., Merezhko D.A. Kinetika fazovogo prevrashcheniya v protsesse plasticheskoy deformatsii obluchennykh neytronami metastabil'nykh staley 12Kh18N10T i AISI 304. // Trudy seminara «Yadernyy potentsial RK». – 2010. – Almaty. – P. 115–118. (In Russ.)]
34. Максимкин О.П. К вопросу о физической природе эффекта дозового насыщения радиационного упрочнения аустенитных нержавеющих сталей // Вестник НЯЦ РК. – 2013. – Вып. 3(55). – С.10–16. [Maksimkin O.P. On the matter of physical nature of doze saturation for radiation-induced hardening in austenitic stainless steels // NNC RK Bulletin. – 2013. – Issue 3(55). – P.10–16. (In Russ.)]
35. Handbook of Comparative World Steel Standards by ed. J.E. Bringas. – ASTM International: USA. – 850 p.
36. Максимкин О.П., Гусев М.Н., Осипов И.С. Деформационная экстензометрия при механических испытаниях высокорадиоактивных металлов и сплавов // Вестник НЯЦ РК. – 2005. – Вып. 1(21). – С. 46–52. [Maksimkin O.P., Gusev M.N., Osipov I.S. Deformation marker extensometry in mechanical trials of high-activity samples of metals and alloys // NNC RK Bulletin. – 2005. – Issue 1(21). – P. 46–52.]
37. Hirayama T., Ogirima M. Influence of chemical composition on martensitic transformation in Fe-Cr-Ni stainless steel // J. of the Japan institute of metals. – 1970. – Vol. 34, No. 5. – P. 507–510.
38. 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. of Nucl. Mater. – 2017. – Vol. 492. – P. 227–230.

ВВР-К РЕАКТОРЫНДАҒЫ НЕЙТРОНДАРМЕН СӘУЛЕЛЕНЕТІН АУСТЕНИТТІК ТОТ БАСПАЙТЫН БОЛАТТЫҢ ДЕФОРМАЦИЯЛАНУ ПРОЦЕСІНІҢ ФАЗАЛЫҚ-ҚҰРЫЛЫМДЫҚ ӨЗГЕРІСТЕРІ

А. В. Коломийцева, Д. А. Мережко*, М. С. Мережко

ҚР ЭМ «Ядролық физика институты» РМК, Алматы, Қазақстан

** Байланыс үшін E-mail: nallika@gmail.com*

Жұмыста термиялық нейтрондармен $3{,}7 \cdot 10^{20}$ н/см^2 флюенспен сәулеленетін 12Х18Н10Т және AISI304 аустенитті болаттардың пластикалық деформациясы (бір осьті созылу және қысу) кезінде мартенситтік түрлену ерекшеліктері зерттелді. 12Х18Н10Т және AISI304 болаттар үшін никель эквивалентінің мәндері және қабаттасудың ақаулық энергиясы есептелді. AISI304 болаты мартенситтік түрленуге көбірек бейім екені сонымен қатар бір осьтік керілу кезінде зерттелетін болаттардың механикалық сипаттамалары анықталды. Ұқсас беріктік сипаттамалары бар сәулеленген AISI304 болаттың икемділігі 12Х18Н10Т болаттан екі есе жоғары екендігі көрсетілген. Бұл факт AISI304 болатының пластикалық деформациясы кезінде мартенситтік трансформацияның неғұрлым қарқынды болуына байланысты.

Түйін сөздер: *аустениттік болат, құрылымдылық материалдар, мартенситті түрлендіру, сәулелену, нейтрондар.*

PHASE-STRUCTURAL CHANGES DURING THE DEFORMATION OF AUSTENITIC STAINLESS STEELS IRRADIATED WITH NEUTRONS IN THE VVR-K REACTOR

A. V. Kolomiytseva, D. A. Merezhko*, M. S. Merezhko

RSE "Institute of Nuclear Physics" ME RK, Almaty, Kazakhstanы

** E-mail for contacts: nallika@gmail.com*

The paper studies the features of martensitic transformation during plastic deformation (uniaxial tension and compression) of austenitic steels 12X18N10T and AISI304 irradiated with thermal neutrons to a fluence of $3.7 \cdot 10^{20}$ n/cm^2. The nickel equivalent and stacking fault energy values for 12X18N10T and AISI304 steels are calculated. It is established that AISI304 steel is more prone to martensitic transformation. The mechanical characteristics of the studied steels under uniaxial tension are determined. It is shown that with similar strength characteristics, the plasticity of irradiated AISI304 steel is twice as high as that of 12X18N10T steel. This fact is due to the more intense martensitic transformation during the plastic deformation of AISI304 steel.

Keywords: *austenitic steel, structural materials martensitic transformation, irradiation, neutrons.*