

## ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ, ТЕМПЕРАТУРЫ И СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА МАРТЕНСИТНОЕ $\gamma \rightarrow \alpha$ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СТАЛИ 12X18H10T

<sup>1)</sup> О.П. Максимкин, <sup>1)</sup> Л.Г. Турубарова, <sup>1)</sup> О.В. Тиванова,

<sup>2)</sup> А. Налтаев, <sup>3)</sup> Д.Т. Бердалиев, <sup>3)</sup> Б.К. Рахашев

<sup>1)</sup> *Институт ядерной физики НЯЦ РК, г. Алматы,* <sup>2)</sup> *ЮКГУ им. М. Ауэзов, г. Шымкент, РК*

<sup>3)</sup> *Международный Казахско-Турецкий университет, г. Шымкент, РК*

Приведены результаты экспериментов, направленных на выяснение условий фазово-структурной стабильности нержавеющей аустенитной стали 12X18H10T, подвергнутой облучению высокоэнергетическими ядерными частицами в реакторе ВВР-К и послерадиационным температурно-скоростным воздействиям.

### Введение

Известно, что в процессе холодной деформации метастабильных аустенитных сталей (ГЦК–решетка, парамагнетик) возможно мартенситное  $\gamma \rightarrow \alpha'$  ( $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ ) превращение с образованием несколько более прочной  $\alpha'$ -фазы (ОЦК–решетка ферромагнетик) [1-3]. Показано также, что  $\gamma \rightarrow \alpha'$  переход, индуцированный деформацией, имеет место в некотором температурном интервале  $M_s \div M_d$  (ориентировочно 148÷370 К для стали 12X18H10T), где наблюдаются также высокие пластичные свойства материала [4,5]. Считается, что не только параметры зарождения, но и кинетика мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращения играют большую роль в формировании прочностных и пластических свойств сталей, в связи с чем проблема выявления закономерностей и механизмов процессов образования и накопления мартенситной  $\alpha'$ -фазы имеет существенное научное и практическое значение. В то же время, применительно к облученным нержавеющей сталью, этим вопросам уделяется неоправданно мало внимания, несмотря на то, что они тесно связаны с проблемами радиационного упрочнения, охрупчивания и распухания конструкционных материалов для ядерных реакторов деления и синтеза.

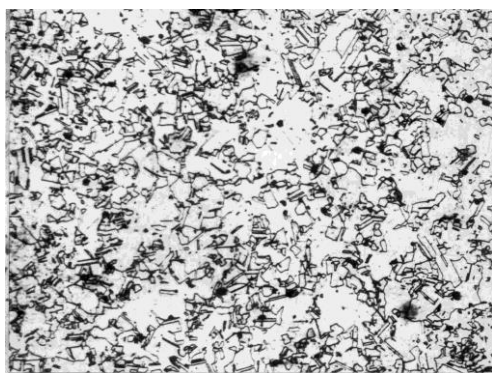
В настоящей работе приведены и обсуждаются новые результаты экспериментов, направленных на выяснение условий фазово-структурной стабильности нержавеющей аустенитной стали 12X18H10T, подвергнутой облучению высокоэнергетическими ядерными частицами в реакторе ВВР-К и послерадиационным температурно-скоростным воздействиям.

### Методика проведения экспериментов

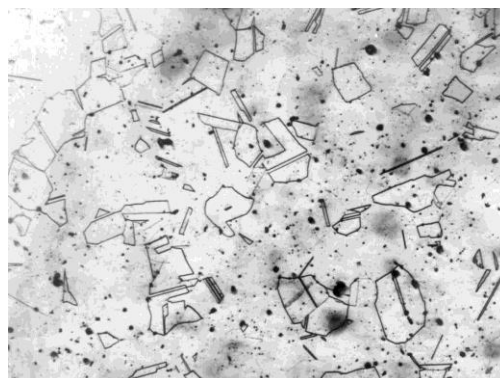
В качестве основного объекта исследования была выбрана аустенитная нержавеющая хромоникелевая сталь 12X18H10T, широко используемая в реакторостроении. Использовались образцы плоской и цилиндрической формы с размерами, дающими возможность проведения параллельных исследований различными методами, включая механические испытания, микро-калориметрию, просвечивающую электронную микроскопию и др.

Для механических испытаний были изготовлены образцы двух типоразмеров: цилиндрические – диаметром 1,6 и длиной рабочей части 10 мм, а также плоские, в виде пластин с размерами 3,5·10·0,3 мм. Часть образцов аустенизировали при 1325 К, 30 мин. Другую часть образцов отжигали при 1425 К, 60 мин. с последующим охлаждением в воду для получения материала с разным размером зерна. Структура стали после отжига (приведена на рис.1) представляет собой  $\gamma$ -твердый раствор аустенита в виде мелких и средних полиэдров с большим количеством двойников скольжения и частицами вторичных фаз.

Аустенизированные стальные образцы были облучены в вертикальном канале активной зоны реактора ВВР-К при  $T < 350$  К до максимальной повреждающей дозы 0,1 сна.



а



б

x200

Рис. 1. Структура образцов стали 12X18H10T аустенизированных при а) 1325 К, 30 мин. и б) 1425 К, 60 мин.

Механические испытания на одноосное растяжение высокорadioактивных стальных цилиндрических образцов проводили на разрывной машине вертикального типа, установленной в «горячей» камере и оснащенной нагревательным устройством. Испытания проводили в интервале температур 293-493 К при скоростях растяжения  $0,16 \div 200$  мм/мин. В процессе растяжения снимали стандартную первичную диаграмму «нагрузка-удлинение», а после разрушения образца измеряли содержание ферромагнитной фазы в зоне разрыва, в области шейки и у головок образца, используя феррозонд F 1053.

Механические испытания необлученных и облученных образцов, характеризующихся сравнительно невысокой наведенной радиоактивностью, проводили на установке Инстрон-1195, дополнительно оборудованной сканирующим феррозондом F 1053 (для регистрации образования ферромагнитной  $\alpha'$ -фазы, индуцированной деформацией). Металлографические исследования стальных образцов проводили на микроскопе «Neophot-2».

### Экспериментальные результаты и их обсуждение

#### Влияние температуры деформации на мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$

Растяжение необлученных и облученных до флюенсов нейтронов  $2 \cdot 10^{22}$  и  $5 \cdot 10^{22}$  н/м<sup>2</sup> ( $E > 0,1$  МэВ) образцов проводили со скоростью  $8,5 \cdot 10^{-4}$  с<sup>-1</sup> при одновременной регистрации изменения механических и магнитных свойств. Температура во время растяжения (290-390К) задавалась с погрешностью 10% нагревателем в виде фольги, которая оборачивалась вокруг цилиндрической части образца. Из полученных экспериментальных результатов следует, что с повышением температуры испытания от 293 до 373 К характеристики прочности и пластичности нержавеющей стали 12X18H10T несколько снижаются, причем изменение механических свойств облученного материала происходит более интенсивно. Наряду с этим уменьшается склонность стали к  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращению: с ростом температуры испытания возрастает деформация  $\delta_{кр}$ , соответствующая началу образования  $\alpha'$ -фазы (рис. 2) и снижается, до полного исчезновения при 373 К, количество  $\alpha'$ -мартенсита в образце, накапливаемое к концу равномерной ( $M_p$ ) и полной ( $M_f$ ) деформации (рис.3). Так, если до 323К значение  $\delta_{кр}$  приходилось на область равномерного удлинения образца, то при более высоких температурах испытания  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращение начинается значительно позже – уже на стадии локализации деформации анализ экспериментальных данных показал, что область температур испытания можно условно разбить на два интервала, характеризующихся различной скоростью изменения количества мартенсита  $M_f$ . В первом из них (293–323 К) уменьшение  $M_f$  протекает значительно быстрее, чем во втором (323–373 К), причем наибольшая скорость уменьшения наблюдается в образцах, облученных максимальным флюенсом (рис.3).

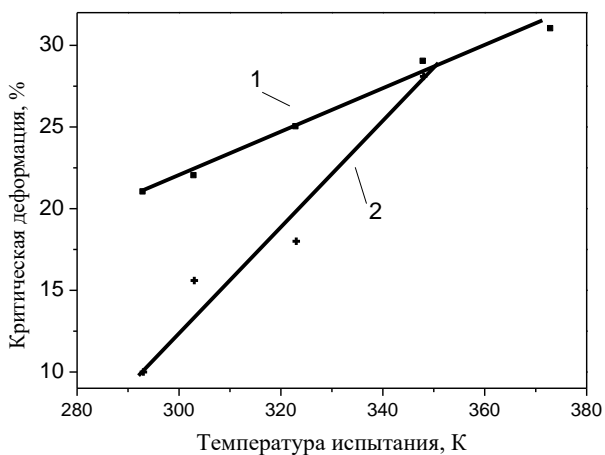


Рис. 2 Температурная зависимость деформации, соответствующей критической степени образования мартенситной  $\alpha'$ -фазы (1-необлученный, 2-облученный  $5 \cdot 10^{18} \text{ н/см}^2$ )

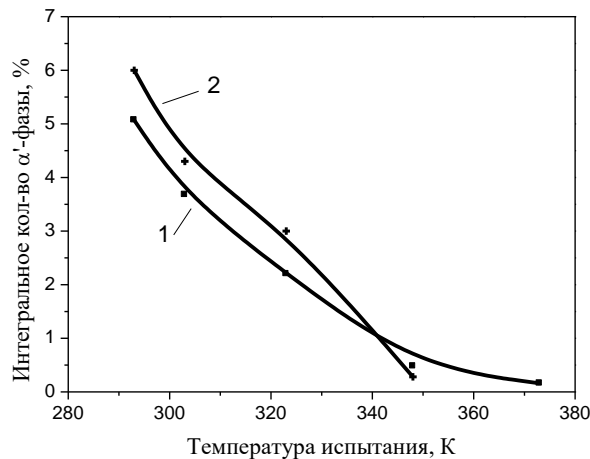


Рис.3 Влияние температуры деформации на количество мартенситной  $\alpha'$ -фазы, накопившейся к моменту разрушения стальных образцов (1-необлученный, 2-облученный  $5 \cdot 10^{18} \text{ н/см}^2$ )

Проведенные параллельно исследования распределения мартенситной  $\alpha'$ -фазы по длине деформированного образца показали, что при комнатной температуре и несколько выше (до 310 К) возможно ее сосредоточение в одном–двух местах (шейках) на образце. В то же время при более высоких температурах ферромагнитная  $\alpha'$ -фаза локализовалась, как правило, только в одном месте – месте разрушения образца

На рис.4 показано, что в области образования мартенситной пластины в зерне наблюдается своеобразный рельеф: одна часть кристаллита смещается по высоте относительно другой. По-видимому это приводит к созданию повышенных уровней внутренних напряжений в решетке и способствует зарождению новых мартенситных образований.

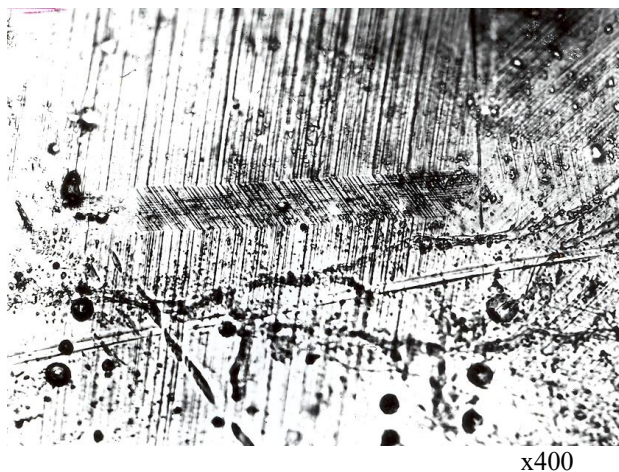


Рис.4. Микроструктура и микрорельеф в деформированном образце стали 12Х18Н10Т в области мартенситной пластины

Влияние скорости деформации на мартенситное превращение и механические характеристики необлученной и облученной нейтронами стали 12Х18Н10Т

Механические испытания необлученных и облученных образцов проводили с одновременной регистрацией кривой образования и накопления ферромагнитной  $\alpha'$ -фазы. В процессе эксперимента изменяли (увеличивали) скорость растяжения, причем первоначальная скорость была выбрана 0,5 мм/мин. В тот момент, когда фиксировали начало образования ферромагнитной фазы скорость увеличивали в два раза и в дальнейшем эту операцию повторяли с шагом по деформации 5–10 %. В конечном итоге образец разрушался при скорости растяжения 10 мм/мин. Вычисленные из первичных кривых характеристики прочности и пластичности стали представлены в таблице 1.

Таблица 1 Характеристики прочности и пластичности стали 12Х18Н10Т

Термообработка	Флюенс нейтронов, н/см <sup>2</sup>	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Критическая деформация $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения, %	Относительная равномерная деформация, %	Относительная полная деформация, %	Содержание $\alpha'$ -фазы в шейке при максимальной нагрузке, %	Содержание $\alpha'$ -фазы в изломе, %
1325 К, 30 мин.	необлуч.	245	740	20,5	40	50	0,28	2,8
	$5 \cdot 10^{17}$	246	738	18	36,6	48,3	0,35	3,2
	$5 \cdot 10^{18}$	335	724	15	41,3	53,4	0,35	3,13
1425 К, 30 мин	необлуч.	220	723	21,6	47,5	58,6	0,18	2,0

Установлено, что изменение (увеличение) скорости растяжения в процессе деформации необлученных и облученных образцов стали оказывает существенное влияние как на кривую течения, так и на кинетическую кривую образования мартенситной  $\alpha'$ -фазы. Так при изменении нагрузки вплоть до достижения максимального значения наблюдается уменьшение скорости накопления мартенситной фазы. При этом в образце постепенно выделяется область с большим содержанием  $\alpha'$ -фазы (шейка). По достижении максимальной нагрузки на диаграмме растяжения появляется «плато» и эта область составляет в необлученном образце  $\Delta \epsilon \approx 3,8\%$ , а в облученном  $\Delta \epsilon \approx 5,5 \div 7,5\%$ . В этой деформационной области идет накопление мартенситной фазы по всему объему образца. На стадии предразрушения увеличение скорости растяжения не оказывает значительного влияния на кривую течения и накопления мартенситной фазы. Показано, что в шейке 90 % от общего количества образовавшейся  $\alpha'$ -фазы приходится на деформацию в диапазоне от предела прочности до разрушения.

Установлено, что при этих испытаниях в необлученных образцах с большим размером зерна (т.о. 1425 К, 30 мин) мартенситной фазы в области шейки образуется меньше, чем в образцах с мелким зерном (т.о. 1325 К, 30 мин). Кроме того замечено, что крупнозернистые образцы пластичнее а зерна в них текстурированы.

В другой серии экспериментов исследовали изменения механических и магнитных свойств стали 12Х18Н10Т, аустенизированной при 1323 К, 30 мин. Необлученные и облученные до максимального флюенса нейтронов  $1,8 \times 10^{18}$  н/см<sup>2</sup> ( $E > 0,1$  МэВ) цилиндрические образцы деформировали при различных температурах в диапазоне 293–433 К, со скоростями растяжения 0,16 и 1,6 мм/мин. На рис. 5 показано, как температура и скорость деформации влияют на количество  $\alpha'$ -фазы, накопившейся в образце к моменту разрушения.

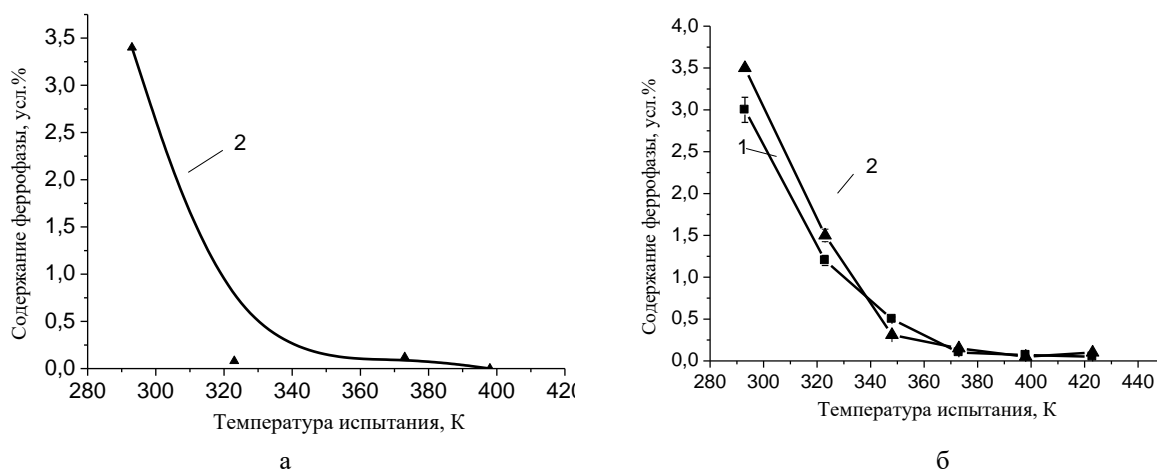


Рис. 5 Количество накопленной  $\alpha'$ -фазы к моменту разрушения в необлученной и облученной стали 12X18H10T, деформированной с различной скоростью (1-0.16мм/мин, 2-1.6мм/мин) при разных температурах. а-необлученный, б-облученный до  $1.8 \cdot 10^{18} \text{н/см}^2$

Установлено также, что увеличение на порядок скорости растяжения не оказало существенного влияния на значение пределов текучести и прочности. В то же время при уменьшении скорости деформации верхняя граница температурной области интенсивного снижения предела прочности смещается в сторону меньших температур.

Плоские образцы стали 12X18H10T после аустенизации (1323 К, 30 мин.) и облучения в реакторе ВВР-К деформировали до предела прочности в интервале скоростей 0,5-200 мм/мин на установке «Инстрон-1195». После деформирования, используя феррозонд F 1053, изучали распределение мартенситной по рабочей длине образца.

На рис.6 показано распределение мартенситной  $\alpha'$ -фазы ( $M_\phi$ ) по длине ( $l$ ) плоских образцов нержавеющей стали 12X18H10T, деформированных при комнатной температуре с различными скоростями. Площади под кривыми « $M_\phi-l$ » соответствуют интегральному количеству мартенситной фазы, накопленному в образце к пределу прочности. Обращает на себя внимание тот факт, что с ростом скорости растяжения образца увеличивается степень неоднородности распределения  $\alpha'$ -фазы по его длине. А именно – при  $V = 200$  мм/час, максимум распределения  $\alpha'$ -фазы локализуется в области шейки более явно, чем при  $V = 0,5$  мм/мин.

Как видно из таблицы 2, с ростом скорости деформирования, пластичность стали уменьшается одновременно с величиной равномерного удлинения, снижается интегральное суммарное по образцу – количество мартенситной  $\alpha'$ -фазы, накопленной в образце до предела прочности по его длине. Прочностные характеристики в указанном диапазоне скоростей изменяются незначительно.

Таблица 2–Влияние скорости деформации на механические и магнитные характеристики стали 12X18H10T, необлученной и облученной нейтронами

Состояние, скорость растяжения	$\sigma_t$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_b$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\delta_p$ , %	$M_\phi$ , усл. ед.
Необл., 0,5мм/мин	23	66	72	0,35
$5 \cdot 10^{18} \text{н/см}^2$ , 0,5мм/мин	33,5	69	46	0,34
Необл., 50мм/мин	30	73,3	56	0,3
Необл., 200мм/мин	23	65	54	0,28

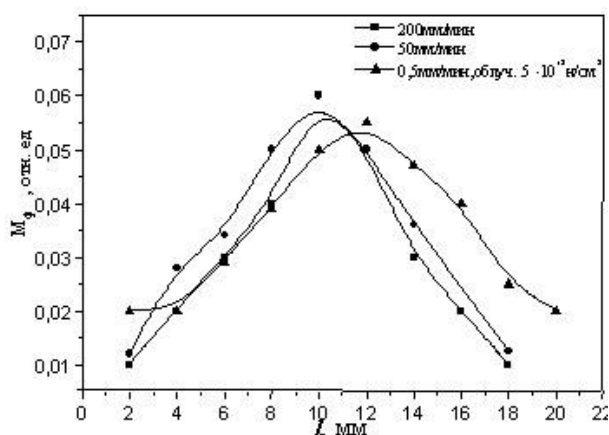


Рис. 6 Распределение мартенситной  $\alpha'$ -фазы по рабочей длине деформированного образца

### Заключение

- Установлено, что повышение температуры деформации метастабильной нержавеющей стали приводит к существенному уменьшению количества мартенситной  $\alpha'$ -фазы, накапливаемой к моменту разрушения необлученных и облученных нейтронами образцов.
- Изменение скорости деформации оказывает значительное и неоднозначное влияние на начало образования мартенситной  $\alpha'$ -фазы и кинетику бездиффузионного  $\gamma \rightarrow \alpha'$  перехода в нержавеющей стали.
- Уменьшение температуры деформации приводит к снижению значений критических параметров образования мартенситной  $\alpha'$ -фазы в нержавеющей аустенитной стали 12X18H10T, облученной нейтронами.

### Литература

1. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Этин Э.И. Превращения в железе и стали // М.: Наука. 1977.
2. Кайбышев О. А.. Пластичность и сверхпластичность металлов. – М.: Металлургия, 1975 – 280 с.
3. Гойхенберг Ю.Н. и др. Превращения при пластической деформации и их влияние на механические свойства // Вопросы производства и обработки стали. 1972. № 107.
4. Ибрагимов Ш. Ш., Максимкин О. П., Садвакасов Д. Х. Мартенситное  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращение и механические свойства стали 12X18H10T, облученной нейтронами. // ФММ. №5, 1992 – с. 43-48.
5. Максимкин О.П., Налтаев А., Бердалиев Д.Т, Рахашев Б.К. Мартенситные  $\gamma \leftrightarrow \alpha'$  превращения в стали 12X18H10T, облученной в реакторе ВВР-К. // Вестник НЯЦ РК, 2007, вып. 3 (31), с.53-58.

## 12X18H10T БОЛАТТАҒЫ МАРТЕНСИТТІК $\gamma \rightarrow \alpha$ ТҮРЛЕНУГЕ НЕЙТРОНДЫҚ СӘУЛЕЛЕНУДІҢ, ДЕФОРМАЦИЯЛАУ ТЕМПЕРАТУРАСЫ МЕН ЖЫЛДАМДЫҚТЫҢ ӘСЕРІ

О.П. Максимкин, Л.Г.Турубарова, О.В. Тиванова,  
А. Налтаев, Д.Т. Бердалиев, Б.К. Рахашев

ВВР-К реакторында жоғары энергиялы ядролық бөлшектермен сәулеленген 12X18H10T тот баспайтын аустениттік болаттың фаза-құрылымдық орнықтылық шарттары мен сәулеленуден кейін температура-жылдамдық әсерлерін анықтау бағытында жасалған эксперименттердің нәтижелері баяндалады.

## THE INFLUENCE OF NEUTRON IRRADIATION, TEMPERATURE AND DEFORMATION SPEED ON MARTENSITE $\gamma \rightarrow \alpha$ CONVERSION IN STEEL 12H18Ni10T

O.P. Maksimkin, L.G. Turubarova, O.V. Tivanova,  
A. Naltaev, D.T. Berdalyev, B.K. Rakhashev

The results of experiments which are directed on identification of criterion of phase-structural constancy of stainless austenitic steel 12H18Ni10T incurred by high energy nuclear fraction irradiation in reactor BBR-K and post radiation temperature speed influence have been supplied.