

УДК 621.039.587

ИЗМЕНЕНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ ОБЛУЧЕННЫХ НЕЙТРОНАМИ И ЭЛЕКТРОНАМИ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ В ПРОЦЕССАХ МЕХАНИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ РЕЛАКСАЦИИ ВНУТРЕННИХ УПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ

^{1,2)} Максимкин О.П., ¹⁾ Мережко М.С., ¹⁾ Отставнов М.А.

¹⁾ Институт ядерной физики, Алматы, Казахстан

²⁾ НИИЯУ «МИФИ», Москва, Россия

Исследовано влияние облучения нейтронами или электронами, а также температурного воздействия на процессы релаксации напряжений в аустенитных хромоникелевых сталях. Обнаружен эффект роста содержания ферромагнитной фазы в облученных образцах, деформированных при криогенных температурах и отожженных в области температуры 400 °С.

ВВЕДЕНИЕ

Ранее было установлено, что при проведении механических испытаний, в ходе разгрузки образца из метастабильной нержавеющей аустенитной стали 12Х18Н10Т, деформированного путем растяжения до момента образования в нем шейки, регистрируется возрастание намагниченности стали [1]. Это, вероятнее всего, связано с увеличением количества ферромагнитной α -фазы (M_f), образующейся в результате мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ перехода в процессе низкотемпературной деформации. Наряду с тем эффект изменения магнитных свойств наблюдался при отжиге в районе температур 400–450 °С облученных или/и деформированных стальных образцов во всех случаях, когда отжигали:

– сталь 12Х18Н10Т, предварительно деформированную растяжением при низких (от –100 до –146 °С) температурах [2] или облученную нейтронами, а затем деформированную при отрицательных температурах (–20, –60 °С) [3];

– сталь 12Х18Н10Т, облученную нейтронами до высоких флюенсов, а затем деформированную при комнатной температуре [4];

– сталь Х16Н15МЗБ [5], облученную нейтронами до высоких флюенсов, содержащую α -фазу;

– стальные образцы, облученные α -частицами «на прострел» и после имплантации гелия [5].

Эффект прироста M_f наблюдали также в работе [6] после прокатки и отжига хромоникелевых аустенитных сталей, легированных скандием. Установлено, что увеличение количества мартенситной α -фазы сопровождается приростом микротвердости при этих же температурах отжига, а также увеличением значений электросопротивления и тепловыделения, изменением геометрических размеров (дилатометрия) [7, 8].

В настоящей статье предпринята попытка показать, что природа явления прироста намагниченности при термическом и механическом воздействии на пластически деформированные или облученные реакторные стали одинакова и связана, вероятнее всего, с изменением величин внутренних напряжений сжатия.

ИССЛЕДУЕМЫЕ МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ

В качестве объектов изучения были выбраны две аустенитные хромоникелевые коррозионностойкие стали типа 18-9 и 18-10, несколько различающиеся величиной энергии дефекта упаковки, химический состав которых приведен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей (вес %)

Элемент Материал	Fe	Ni	Cr	C	Ti	Mn	Прочие
Х18Н9Т	основа	8–9	18,00	0,12	0,5	<2	P – 0,035; S – 0,02; Si – 0,8
12Х18Н10Т	основа	10,7	17,00	0,12	0,5	1,67	P – 0,03; S – 0,013; Si – 0,34

Эксперименты проводили с использованием образцов двух типоразмеров: цилиндрического ($\varnothing 1,7 \times 10$ мм) и плоского ($0,35 \times 3,5 \times 10$ мм), подвергнутых аустенизирующим термообработкам 1050 °С 30 мин и 1150 °С 4 ч., соответственно.

Термообработанные образцы облучали в активной зоне ядерного реактора ВВР-К при температуре <80 °С флюенсом нейтронов $1,3 \cdot 10^{19}$ н/см² и стационарным потоком электронов с энергией 4 МэВ в ускорителе ЭЛУ-4 до флюенса $5 \cdot 10^{18}$ эл/см². Кроме того в экспериментах использовали стальные (12Х18Н10Т) образцы, вырезанные из стенок чехлов отработавших тепловыделяющих сборок реактора на быстрых нейтронах БН-350, облученных до 50 сна. Необлученные и облученные образцы подвергали механическим испытаниям «на растяжение» при комнатной температуре со скоростью деформирования 0,5 мм/мин. Количество образующейся ферромагнитной фазы в деформированных и высокооблученных образцах определяли с помощью феррозонда *Feritscope MP30*. Изохронные и изотермические отжики стальных образцов проводили в электрической печи *СУОЛ-044 2М2*.

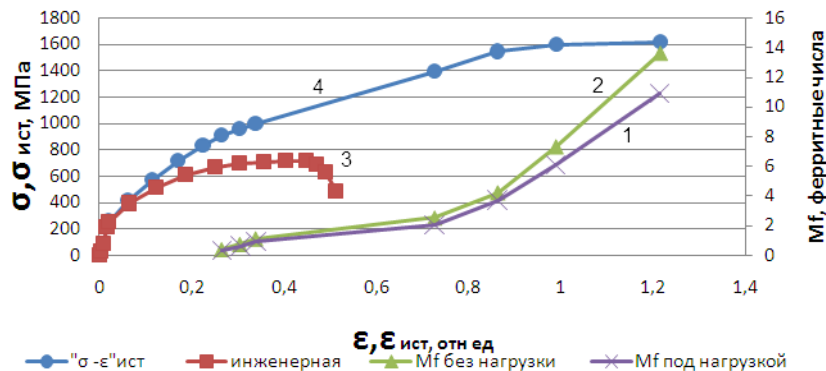


Рисунок 1. Диаграммы растяжения (3, 4) и кривые изменения количества ферромагнитной фазы, измеренные под нагрузкой (1) и в разгруженном состоянии (2) образца

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

С целью изучения влияния упругих напряжений на намагниченность аустенитной стали, склонной к $\gamma \rightarrow \alpha$ превращениям при деформации, исследовали изменения магнитных свойств цилиндрических образцов стали 12X18H10T, необлученных, деформируемых при 20 °С. Показания феррозонда регистрировали для нагруженного и разгруженного состояний образца, через каждые 5 % деформаций. Инженерную диаграмму растяжения (рисунок 1, кривая 3) перестраивали в «истинную» (кривая 4) с учетом величин локальных деформаций, определенных с применением методики цифровой экстензометрии [9].

Из рисунка 1 следует, что после разгрузки деформированного образца количество ферромагнитной фазы в нем возрастает на величину ΔM_f . С ростом степени деформирования стали значения ΔM_f увеличиваются. Этот эффект хорошо заметен на графике зависимости ΔM_f от величины «истинного» напряжения (рисунок 2) особенно на стадии развития шейки.

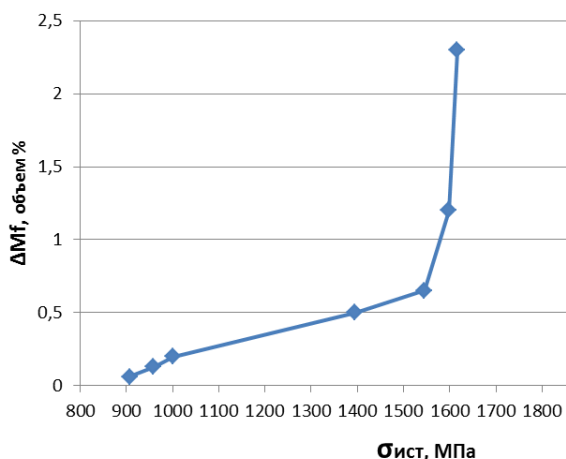


Рисунок 2. Зависимость величины прироста ферромагнитной фазы при разгрузке от «истинной» величины действующего напряжения

Экспериментально установлено, что рост намагниченности при разгрузке происходит неоднородно по всей деформированной длине образца. Больше всего прирост M_f замечен в шейке и ее окрестностях шириной ~3000 мкм; с эффектом роста M_f связано увеличение твердости стали именно в области шейки (рисунок 3).

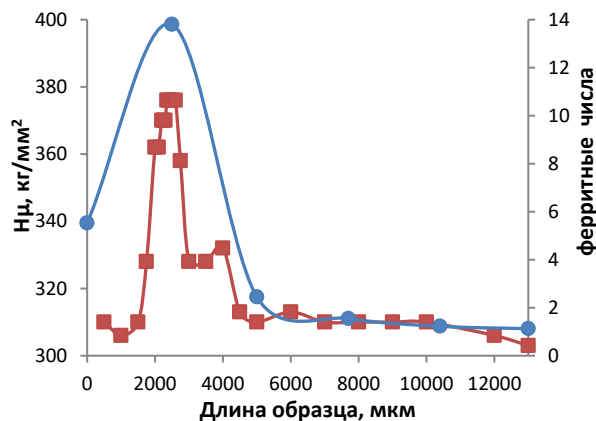
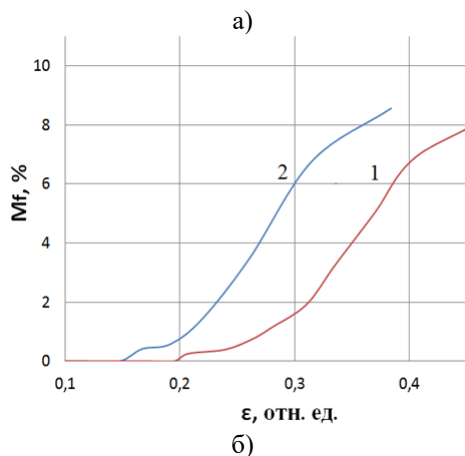
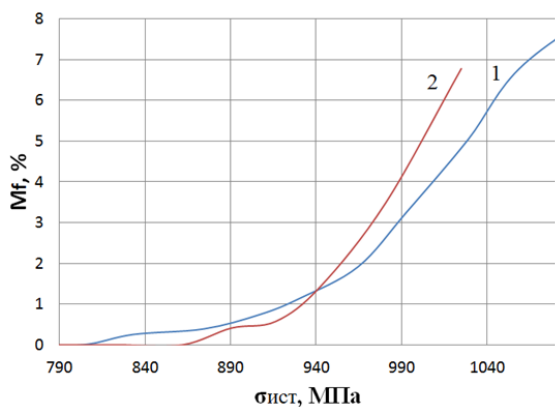


Рисунок 3. Распределение ферромагнитной фазы (—■—) и микротвердости (—●—) по длине деформированного образца стали 12X18H10T

Аналогичный эффект прироста количества ферромагнитной α -фазы (ΔM_f) наблюдали также при разгрузке предварительно пластически деформированных растяжением образцов метастабильной аустенитной стали 12X18H10T, облученной нейтронами. Показано, что величина ΔM_f зависит от степени деформации ϵ и, соответственно, от действующих напряжений σ . На рисунке 4 представлены результаты экспериментов по изучению влияния внешних напряжений на ΔM_f для необлученных и облученных нейтронами ($3 \cdot 10^{19}$ н/см²) деформируемых стальных образцов.



1 – необлученный образец стали 12X18H10T;
2 – образец, облученный нейтронами до флюенса $1,3 \cdot 10^{19}$ н/см².

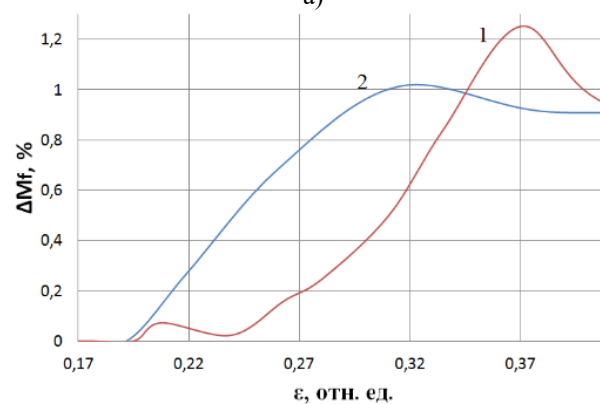
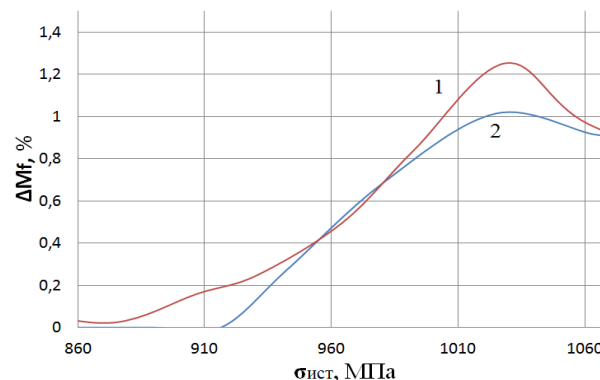
Рисунок 4. Кривые накопления мартенситной α -фазы в деформируемых растяжением при 20 °С стальных образцах, построенные в координатах: (а) количество мартенситной фазы – «истинные» напряжения; (б) количество мартенситной фазы – «истинные» локальные деформации

Получены следующие значения критических значений напряжений ($\sigma_{кр}$) и «истинных» деформаций ($\epsilon_{кр}$), при которых начиналось образование мартенситной α -фазы в деформируемых образцах: $\sigma_{кр}=800$ МПа, $\epsilon_{кр}=20\%$ для необлученной (1050 °С, 30 мин) стали, $\sigma_{кр}=860$ МПа, $\epsilon_{кр}=15\%$ для стали 12X18H10T, облученной нейтронами. В этих экспериментах после каждого растяжения до определенной степени деформации (напряжения) образец разгружали и фиксировали количество ферромагнитной α -фазы в области шейки под нагрузкой и без нагрузки. Результаты приведены на рисунке 5.

Анализ полученных данных показал, в частности, что экспериментальные кривые ($\Delta M_f = f(\sigma)$) для обоих случаев (необлученная и облученная сталь) имеют максимумы при напряжении $\sigma=1030$ МПа, которое согласно литературным данным [10], соответствует образованию стационарной шейки в холоднодеформируемых аустенитных хромоникелевых сталях.

Наряду с тем обнаружен эффект возрастания намагниченности (содержания α -фазы) и микротвердо-

сти H_μ при отжиге в интервале температур 400–550 °С облученных нейтронами и деформированных стальных образцов (см. рисунок 6 и таблицу 2).



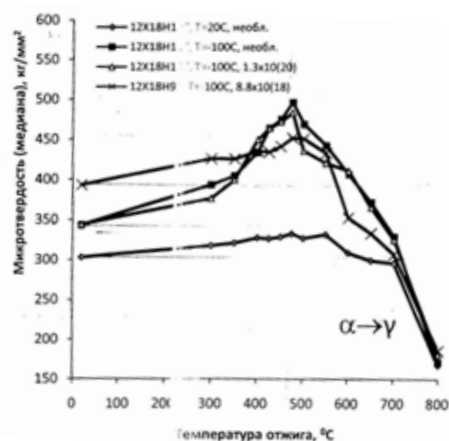
1 – необлученный образец; 2 – облученный до флюенса $1,3 \cdot 10^{19}$ н/см².

Рисунок 5. Кривые, приведенные на рисунке 4, перестроенные в координатах «прирост мартенситной фазы (ΔM_f) – истинные напряжения», в месте образования шейки в образце стали 12X18H10T

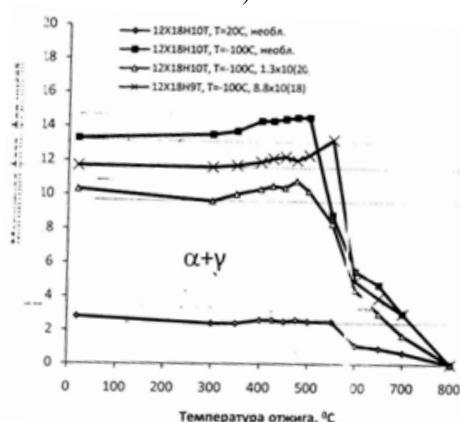
Самый большой прирост микротвердости после отжига (470 °С) отмечен в стали X18H10T, деформированной при –100 °С, причем эффект упрочнения в необлученном материале больше, чем в облученном. Самый маленький прирост твердости после отжигов наблюдали в необлученной стали, деформированной при 20 °С. Такое же незначительное повышение твердости отмечено в стали 12X18H9, облученной нейтронами флюенсом $8,8 \cdot 10^{18}$ н/см², деформированной при –100 °С.

Что касается ферромагнитной α -фазы, то наибольший относительный прирост M_f при отжиге наблюдался для случая растяжения стали 12X18H10T, облученной ($1,9 \cdot 10^{20}$ н/см²) и деформированной при –100 °С.

Сопоставляя результаты отжиговых изменений твердости и намагниченности можно предположить, что вероятно, эффект дополнительного упрочнения связан с изменением напряженного состояния и образованием в γ -решетке дополнительного количества более твердой α -фазы.



а)



б)

Рисунок 6. Эффект относительного прироста микротвердости (а) и магнитной фазы (б) при отжиге стали 12Х18Н10Т, облученной нейтронами [11]

Таблица 2. Увеличение твердости и намагниченности деформированных сталей при отжиге в интервале температур 400–550 °C

№	Сталь, T _{исп.} , состояние	Относительный прирост микротвердости	Относительный прирост M _f
1	X18H10 T _{исп.} =-100 °C, необл.	$\frac{502 - 348}{348} = 44\%$	$\frac{14,8 - 13,4}{13,4} = 10\%$
2	X18H10 T _{исп.} =-100 °C, обл., 1,9·10 ²⁰ н/см²	$\frac{480 - 348}{348} = 38\%$	$\frac{11 - 9,5}{9,5} = 15\%$
3	X18H9 T _{исп.} =-100 °C, обл., 8,8·10 ¹⁸ н/см²	$\frac{450 - 390}{390} = 15\%$	$\frac{12,5 - 11,8}{11,8} = 5\%$
4	T _{исп.} =20 °C, необл.	$\frac{348 - 300}{300} = 16\%$	0

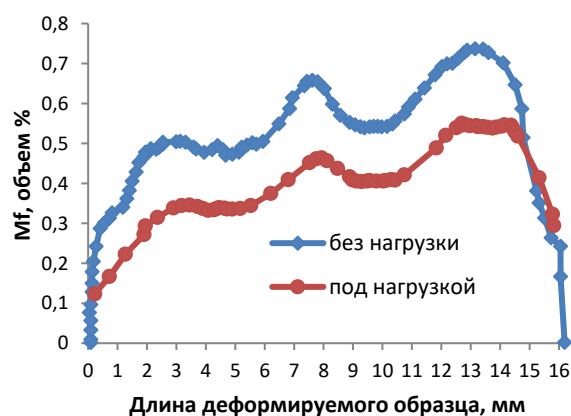
Из рисунка 6 видно, что больше всего α-фазы при деформации образовалось в необлученной стали, деформированной при отрицательной температуре (-100 °C). Это привело к релаксации внутренних напряжений и поэтому эффект относительного прироста α-фазы, связанный с уменьшением напряжений

сжатия, при отжиге оказался небольшим (см. таблицу 2, №1).

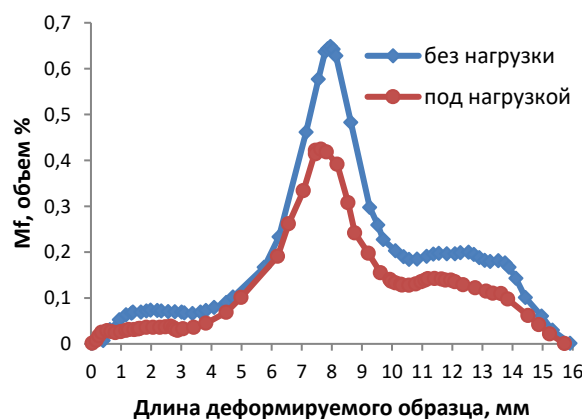
ОСОБЕННОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ МАГНИТНОЙ ФАЗЫ ПО ДЛИНЕ ДЕФОРМИРОВАННОГО ОБРАЗЦА СТАЛИ X18H9, ОБЛУЧЕННОГО ЭЛЕКТРОНАМИ.

Экспериментально исследованы эффекты увеличения количества ферромагнитной фазы в образцах стали X18H9, (необлученных и облученных электронами 4 МэВ, $5 \cdot 10^{18}$ эл/см²) деформированных до предела прочности, ($v=0,5$ мм/мин) а затем полностью разгруженных при комнатной температуре. В этих экспериментах величина радиационного упрочнения составляла 10%, при практически одинаковой пластичности ~60 %.

Обработка кривых распределения α-фазы по длине стальных (X18H9) образцов в нагруженном и разгруженном состояниях показала, что во всех случаях (различная термообработка, облучение) при разгрузке количество ферромагнитной фазы по всей длине деформированного образца больше, чем в нагруженном состоянии (рисунок 7).



а)



б)

а – необлученный (1150 °C, 4 ч.),
б – облученный электронами ($5 \cdot 10^{18}$ эл/см²).

Рисунок 7. Возможные виды распределений ферромагнитной фазы по длине стальных образцов в нагруженном (1, $\sigma_b=60$ кг/мм²) и разгруженном (2) состояниях

Таблица 3. Величины относительного прироста ферромагнитной фазы ($\Delta M_f/M_f$) в области шейки (Ш) и на периферии (П) образца стали X18H9, необлученной и облученной электронами.

№ образца	Состояние стали	Термообработка, °С	Местоположение максимума	$\Delta M_f/M_f$, отношение максимального количества феррофазы к минимальному
№1	необлуч.	1050	Шейка (Ш)	0,3:0,18:0,19
№55	необлуч.	1050	Шейка (Ш)	0,45:0,24 0,56:0,18
№16	облуч.	1050	Шейка (Ш)	0,5:0,48:0,3
№34	облуч.	1050	П (Ш)	0,4:0,4:0,4
№25	облуч.	1050	П (Ш)	0,43:0,37 0,9:0,37
№33	необлуч.	1150	Периферия (П)	0,48:0,43:0,34
№66	облуч.	1150	Шейка (Ш)	0,3:0,25

В то же время относительное повышение намагниченности в некоторых случаях наблюдалось больше в шейке (Ш), тогда как в 4-х других случаях количество ферромагнитной фазы оказалось больше на периферии (П) (т.е. в областях вне шейки, но близких к ней (см. таблицу 3).

Если предположить, что повышение содержания α -фазы в данном участке образца связано с релаксацией напряжения сжатия (σ^-), то надо думать, что величина σ^- – больше в шейке (в тех случаях когда $\left(\frac{\Delta M_f}{M_f}\right)_{Ш} > \left(\frac{\Delta M_f}{M_f}\right)_{П}$). В то же время если напряжения сжатия были больше на периферии, тогда $\left(\frac{\Delta M_f}{M_f}\right)_{П} > \left(\frac{\Delta M_f}{M_f}\right)_{Ш}$.

Явное различие величин $\left(\frac{\Delta M_f}{M_f}\right)_{Ш}$ и $\left(\frac{\Delta M_f}{M_f}\right)_{П}$ наблюдали при растяжении образцов №1, №55, №25. Таким образом, в некоторых случаях самые большие напряжения сжатия сосредоточены не в центре шейки, а по ее краям. Значит прирост α -фазы в результате релаксации этих напряжений (при отжиге или при разгрузке) будет больше именно для этих участков.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Полученные результаты можно попытаться объяснить следующим образом. При растяжении образца (σ^+) в какой-то момент (по достижению напряжения $\sigma_{лок}$) в нем начинает образовываться стационарная шейка. Этому моменту соответствует изменение напряженного состояния кристаллической решетки в этом участке: наряду с растягивающими (σ^+) начинают действовать напряжения сжатия (σ^-). Если остановить растяжение и начать разгрузку образца, то будут уменьшаться как напряжения растяжения, так и напряжения сжатия. Поскольку напряжения сжатия препятствуют образованию α -фазы (имеющей больший удельный объем по сравнению с γ -фазой), то их уменьшение приводит к росту M_f и этот рост будет продолжаться до того момента, пока полностью исчезнет составляющая σ^- . Заметим, что шейка как в необлученном так и в облученном нейтронами образце зарождается при одном и том же напряжении $\sigma_{лок} \approx$

1030 МПа, но если перестроить кривую « $\Delta M_f = f(\sigma)$ » в « $\Delta M_f = f(\epsilon)$ », то оказывается (см. рисунок 4), что шейка в облученном образце появляется при меньшей деформации, чем в необлученном.

Согласно [12] при электронно-лучевой обработке образца в зоне воздействия пучка происходит интенсивное объемное расширение металла, которому препятствуют более холодные окружающие области, что приводит к развитию сжимающих упругих напряжений в зоне воздействия. Показано, что в осевой зоне воздействия электронного пучка превалируют сжимающие, а на периферийных участках, в зоне термического влияния – растягивающие напряжения.

Таким образом, результаты экспериментов по упругому «мартенситному переходу» можно увязать с результатами экспериментов по изучению локализации деформации.

На основании анализа ранее полученных результатов было высказано предположение, что описанные выше эффекты увеличения количества ферромагнитной α -фазы обусловлены релаксацией напряжений сжатия, аналогично тому, как это происходит при отжиге и изложено, например, в работе [5]. В ней установлено, что при отжиге в районе температуры 400°С холоднодеформированных или облученных нейтронами стальных образцов наблюдаются эффекты возрастания намагниченности (M_f) и микротвердости (H_u), обусловленные увеличением количества мартенситной фазы, образовавшейся в результате фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в процессах холодной деформации или облучения.

В общем случае, одним из основных результатов радиационного и термического воздействий на конструкционные реакторные стали является формирование полей внутренних напряжений и их релаксация, оказывающих значительное влияние на структуру и эксплуатационные свойства материалов. С учетом анизотропии свойств металлических поликристаллитов следует различать внутренние напряжения, действующие в центральной части зерен и в приграничных зонах после различных внешних воздействий. Например, в случае анализа результатов комплексных экспериментов по изучению структурно-

фазовых изменений в процессе механических испытаний, проведенных при криогенных температурах образцов аустенитной стали, облученной нейтронами, целесообразно рассматривать напряжения, образующиеся отдельно на каждом из ниже следующих 4-х этапов эксперимента.

Этап 1. Аустенизация – предварительная термообработка, включающая в себя нагрев и резкое охлаждение металла. В результате в центре зерна могут возникать и накапливаются напряжения сжатия (σ^-), в то время как в приграничной области формируются напряжения растяжения (σ^+_T).

Этап 2. Облучение нейтронами – образование высокой концентрации вакансий в решетке приводит к возникновению и накоплению напряжений растяжения в центральных частях зерен и сжимающих напряжений в приграничных областях. В зависимости от дозы облучения эти напряжения могут быть мень-

ше или больше, чем образовавшиеся в результате термообработки (аустенизации).

Этап 3. Охлаждение до криогенных температур перед проведением механических испытаний. При охлаждении зерна сжимаются, но из-за анизотропии свойств неодинаковое термическое сжатие приведет к образованию в межзеренных областях напряжений растяжения $\sigma^+_{охл}$.

Этап 4. Растяжение при криогенных температурах еще больше увеличивает напряжения растяжения.

Таким образом, изменяя условия термообработки, облучения и температуры испытания мы можем изменять напряженное состояние поликристалла, влиять на кинетику $\gamma \rightarrow \alpha$ перехода и параметры деформационного упрочнения и управлять таким образом механическими свойствами (пластичность) а значит работоспособностью облученного материала и конструкций из него.

ЛИТЕРАТУРА

1. Максимкин, О.П., Цай, К.В. Магнитометрическое исследование особенностей мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в облученной нейтронами стали 12X18H10T/ О.П. Максимкин, К.В. Цай // Металлы. – 2008. – №5. – С. 39–47.
2. Чухлеб, А.Н., Мартынов, В.П. Фазовые $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения при старении в сталях типа 18-8 предварительно деформированных при отрицательной температуре/ А.Н. Чухлеб, В.П. Мартынов // Физика металлов и металловедение. – 1960. – т.10. – №2. – С. 240–244.
3. Рубан, С.В., Максимкин, О.П. Изменение физико-механических свойств аустенитной хромоникелевой нержавеющей стали X18H9, облученной нейтронами и деформируемой при отрицательных температурах / С.В. Рубан, О.П. Максимкин // Вестник НЯЦ РК. – 2015. – Вып 1. – С. 5–9.
4. Максимкин, О.П., Мережко, М.С., Рубан, С.В. Некоторые особенности обратного мартенситного превращения в стали 12X18H10T, облученной до высоких повреждающих доз в реакторе БН-350/ О.П. Максимкин, М.С. Мережко, С.В. Рубан // Вестник НЯЦ РК. – 2011. – №2. – С. 109–112.
5. Рахашев, Б.К. Исследование обратного мартенситного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в облученных высокоэнергетическими частицами деформированных нержавеющей сталях 12X18H10T и 08X16H11M3: автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата физ.-мат. наук. / Б.К. Рахашев. – Алматы: 2010. – 20 с.
6. Неклюдов, И.М., Нетесов, В.М. О некоторых возможных путях влияния на фазовый состав, структуру и свойства аустенитных сталей / И.М. Неклюдов, В.М. Нетесов // Вопросы атомной науки и техники серия. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение 2005. - №5(88). – С. 164–167.
7. Максимкин, О.П., Нургали, Е.Е. Изменения электросопротивления и намагниченности необлученной и облученной нейтронами стали X18H9 в процессах деформации и отжига/ О.П. Максимкин, Е.Е. Нургали // Вестник НЯЦ РК. – 2018. - №1. – С. 61–68.
8. Максимкин, О.П., Рахашев, Б.К. Тепловые и магнитные эффекты при отжиге пластически деформированной облученной нейтронами нержавеющей стали 12X18H10T / О.П. Максимкин, Б.К. Рахашев // Известия МОН РК, сер. Физико-математическая. – 2009. – 2(264). – С. 26–30.
9. Maksimkin O.P., Gusev M.N., Osipov I.S., Garner F. Application of Digital Marker Extensometry to determine the true Stress-Strain Behavior of irradiated Metals and alloys / O.P. Maksimkin, M.N. Gusev, I.S. Osipov, F. Garner // Small specimen test Techniques 5-th v. ASTM special Technical Publication v.5, N 4, p. 79-92, W. Conshohocken, 2009.
10. Byun T.S., Farrel K. Plastic instability in polycrystalline metals after low temperature irradiation/ T.S. Byun, K. Farrel // Acta Materialia 52(2004)/ - pp. 1597–1608.
11. Рофман, О.В., Цай, К.В., Максимкин, О.П., Гарнер Ф.А. Влияние облучения и деформации на фазовые превращения в реакторных хромоникелевых сталях / О.В. Рофман, К.В. Цай, О.П. Максимкин // Вестник НЯЦ РК. – 2016. – №1. – С. 66–72.
12. Поздняков, В.А., Александрова, Н.М. Поля температур и термоупругих напряжений/ В.А. Поздняков, Н.М. Александрова // Физика и химия обработки материалов. – 2004. - №5. – С. 61–66.

**ІШКІ ЭЛАСТИКАЛЫҚ СИПАТТАМАЛАРДЫ МЕХАНИКАЛЫҚ ЖӘНЕ ЕҢ ЖОҒАЛҒАН
РЕЛИКСАЦИЯЛАРДЫҢ МАҢҒЫНЫҢ НЕЙТРОНДАРЫ ЖӘНЕ АСТЕНИТИКАЛЫҚ ЖҮРГІЗУ
ЭЛЕКТРАЛАРЫНЫҢ МАҢНАТИКАЛЫҚ ҚЫЗМЕТІНІҢ ӨЗГЕРУІ**

^{1,2)} О.П. Максимкин, ¹⁾ М.С. Мережко, ¹⁾ М.А. Отставнов

¹⁾ *Ядролық физика институты, Алматы, Қазақстан*

²⁾ *«МИФИ» ұлттық ядролық зерттеу университеті, Мәскеу, Ресей*

Аустениттік никель-хромдық болаттардағы кернеу релаксациялық процестеріне нейтронды және электронды сәулелену ықпалы және де температуралық әсерлері зерттелінді. Криогенді температураларда деформацияланған және 400 °С температура диапазонында жанған, сәулеленген үлгілердегі ферромагниттік фазаның көлемінің өсу эффектісі анықталды.

**CHANGE OF MAGNETIC PROPERTIES OF IRRADIATED NEUTRONS AND ELECTRONS
OF AUSTENITIC STEELS IN THE PROCESSES OF MECHANICAL AND TERM RELAXATION
OF INTERNAL ELASTIC STRESSES**

^{1,2)} O.P. Maksimkin, ¹⁾ M.S. Merejko, ¹⁾ M.A.Otstavnov

¹⁾ *Institute of Nuclear Physics, Almaty, Kazakhstan*

²⁾ *National Research Nuclear University MEPhI, Moscow, Russia*

The effect of irradiation with neutrons and electrons, as well as temperature effects on stress relaxation processes in austenitic nickel-chromium steels has been investigated. The effect of an increase in the content of the ferromagnetic phase in irradiated samples deformed at cryogenic temperatures and annealed in the temperature range of 400 °C was found.