

УДК 539.21:539.12.04:669.3

РАДИАЦИОННАЯ РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ В РЕАКТОРНЫХ СТАЛЯХ, ОБЛУЧЕННЫХ НЕЙТРОНАМИ ИЛИ ИМПУЛЬСНЫМИ ЭЛЕКТРОНАМИ^{1,2)} Максимкин О.П., ¹⁾ Яровчук А.В., ³⁾ Шорт М.¹⁾ *Институт Ядерной Физики, Алматы, Казахстан*²⁾ *НИИЯУ «МИФИ», Москва, Россия*³⁾ *Массачусетский технологический институт (MIT), США*

Представлены экспериментальные результаты по релаксации внутренних напряжений в конструкционных нержавеющей стали X18H9T, 12X18H10T и AISI 316 после нейтронного облучения, воздействия стационарными или импульсными потоками электронов различной мощности. Установлено, что в сталях, облученных низкими флюенсами нейтронов ($10^{16} \div 10^{18}$ н/см²), при деформации растяжением в результате релаксационных явлений мартенситный $\gamma \rightarrow \alpha$ переход начинается при меньших значениях критических напряжений, чем после аустенизации. При этом наблюдается аномальный эффект снижения предела текучести и уменьшения величины механической работы, затрачиваемой на разрушение стального образца. Выявлены особенности релаксации внутренних напряжений и образования α -фазы в нержавеющей стали при облучении электронами различной энергии. Показано, что радиационная релаксация внутренних напряжений, вызванная воздействием нейтронов, импульсных или стационарных электронов, изменяя условия образования α -фазы, определяет уровень механических и коррозионных свойств облученной нержавеющей стали.

ВВЕДЕНИЕ

Аустенитные нержавеющей стали нашли широкое применение при конструировании ответственных узлов ядерных реакторов на быстрых нейтронах. Опыт, накопленный за длительное время эксплуатации этих материалов, свидетельствует о том, что в результате интенсивного нейтронного воздействия существенно изменяются структура и свойства сталей, а в кристаллической решетке накапливаются и эволюционируют радиационные дефекты, с которыми связаны внутренние напряжения (σ_p) [1–4]. В то же время еще до облучения, когда стали подвергаются предварительной штатной термообработке, – аустенизации (нагрев до 1050 °С 30 мин и охлаждение) или термомеханической обработке (ТМО: холодная деформация ~20 % отжиг до 800 °С 1 час), в материале возникают термоструктурные напряжения (σ_a), уровень которых способен различным образом влиять на эксплуатационные характеристики стального изделия. Формирование полей внутренних напряжений ($\sigma_p + \sigma_a = \sigma_r$) и их релаксация при термическом, радиационном и механическом воздействии оказывают определяющее влияние на свойства конструкционных реакторных материалов, что, несомненно, необходимо учитывать при проведении лабораторных исследований. Существующие в научной литературе различия в показателях механических характеристик термообработанных облученных сталей, зачастую, обусловлены явлениями релаксации внутренних напряжений, протекающими еще до момента пострадиационных механических испытаний. К сожалению, работ, посвященных данной проблеме, в научной литературе явно недостаточно.

Существует несколько основных способов релаксации внутренних напряжений: механический (ползучесть), термический (отжиги или «естественное»

старение-вылеживание при 20 °С) и радиационный (облучение ускоренными элементарными частицами) [5]. В случае, когда локальные участки кристаллической решетки с высокими внутренними напряжениями достаточно велики (более 1–10 мкм), напряжения могут быть снижены за счет релаксационных процессов, вызванных отжигом, пластической деформацией или длительным «естественным» старением. В случае наличия небольших напряженных областей (размерами менее 0,1 мкм) основным релаксационным процессом может быть зарождение в решетке поликристалла несплошностей в виде вакансий или пор. Релаксация напряжений в упруго искаженных участках кристаллической решетки осуществляется, как правило, путем перемещения дислокаций, интенсификации диффузионных или развития бездиффузионных (типа мартенситных) превращений, а также процессов микроразрушения [6]. Это обстоятельство выдвигает эффекты образования и накопления напряжений, а также их релаксации в практически важную проблему, исследование которой актуально для радиационного материаловедения.

Настоящая работа посвящена изучению релаксационных явлений внутренних напряжений в нержавеющей конструкционных реакторных сталей после воздействия энергетическими частицами: нейтронами и электронами.

ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали аустенитные хромоникелевые коррозионно-стойкие стали X18H9T, 12X18H10T и AISI 316, предварительная термообработка которых заключалась в нагреве до 1050 °С, выдержке 30 минут и охлаждении в воду. Для механических испытаний изготовлены две партии образцов: гантелеподобные образцы, рабочая длина которых составляла 10 мм, диаметр 1,8 мм, и плоские образцы лопаточного типа

размерами $0,35 \times 10 \times 3,5$ мм. После аустенизации стальные образцы облучали нейтронами в активной зоне исследовательского ядерного реактора ВВР-К до различных флюенсов ($10^{16} \div 10^{20}$ н/см², $T_{\text{обл}} \approx 80$ °С). Облучение электронами проводили на ускорителях ЭЛУ-4 в стационарном режиме и «Нептун» – в импульсном. Механические испытания «на растяжение» выполняли на испытательной машине Инстрон-1195 при комнатной температуре со скоростью 0,5 мм/мин. Непосредственно в ходе растяжения определяли количество индуцированной деформацией ферромагнитной α -фазы путем сканирования различных участков образца феррозондом Forster 1053.

Исследования коррозионной стойкости облученных стальных образцов проводили в соответствии с ГОСТ 9.903.-81. Для изучения особенностей питтингообразования в качестве агрессивной среды использовали 5 % раствор $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$. Кинетику коррозионных процессов и установление закономерностей деградации поверхности исследовали при циклическом погружении образцов в агрессивный раствор с выдержкой 2 часа, после чего образцы тщательно промывали дистиллированной водой, сушили и производили измерения массы. Суммарное время коррозии составляло ~ 200 часов и более. Взвешивание осуществляли на электронных аналитических весах KERN-700 с погрешностью измерения 0,001 г. Стойкость к коррозии оценивали по удельной характеристике потерь массы с единицы поверхности образцов (г/м^2) и скорости коррозии Π (мм/год).

Микроструктуру исследуемых облученных и деформированных стальных образцов изучали с помощью оптического микроскопа Neophot-2. Электронно-микроскопические (ПЭМ) исследования тонкой структуры сталей проводили на микроскопе JEM-100CX.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В результате проведенных экспериментов по статическому деформированию растяжением облученной нейтронами стали 12X18H10T установлено, что при воздействии сравнительно небольших флюенсов (от $1 \cdot 10^{16}$ до $1 \cdot 10^{18}$ н/см²) мартенситный $\gamma \rightarrow \alpha$ переход начинается при меньших значениях критических напряжений ($\sigma_{\text{кр}}$), чем в необлученных аустенизированных образцах (таблица 1). Отмечается также аномальное снижение предела текучести образцов, облученных сравнительно низким флюенсом нейтронов. Полученные результаты свидетельствуют о проявлении эффекта релаксации внутренних напряжений, которые сформировались в материале при операции аустенизации. Можно предположить, что матричные зерна при охлаждении в процессе аустенизации «сжимаются», при этом в приграничных областях поликристаллов преобладают напряжения растяжения. Облучение малыми дозами нейтронов усиливает эти

напряжения и в итоге для начала развития $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения требуется приложить извне меньшее напряжение растяжения, чем к необлученному образцу. Увеличение степени облучения ($1 \cdot 10^{18}$ н/см² и более) упрочняет кристаллическую решетку и фазовый мартенситный переход затрудняется.

Таблица 1. Влияние флюенса нейтронного облучения на предел текучести ($\sigma_{0,2}$) и критическое напряжение ($\sigma_{\text{кр}}$) начала $\gamma \rightarrow \alpha$ перехода в стали 12X18H10T при растяжении

Флюенс, н/см ² Напряжение, кг/мм ²	необл	$1 \cdot 10^{16}$	$1 \cdot 10^{17}$	$1,1 \cdot 10^{17}$	$2,5 \cdot 10^{17}$	$5 \cdot 10^{17}$	$1 \cdot 10^{18}$
$\sigma_{0,2}$	26,7	18	24,9	25,0	25,3	26,7	28
$\sigma_{\text{кр}}$	67	63	62	56,3	55,1	54,9	61,0

На рисунке 1 представлены данные по изменению значений плотности механической работы от дозы нейтронного облучения стали 12X18H10T. Видно, что при малых повреждающих дозах наблюдается резкий спад значений $A_{\text{кр}}$, необходимых для осуществления фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ перехода. Этот эффект обусловлен проявлением радиационной релаксации внутренних напряжений, которые возникли в процессе облучения стали.

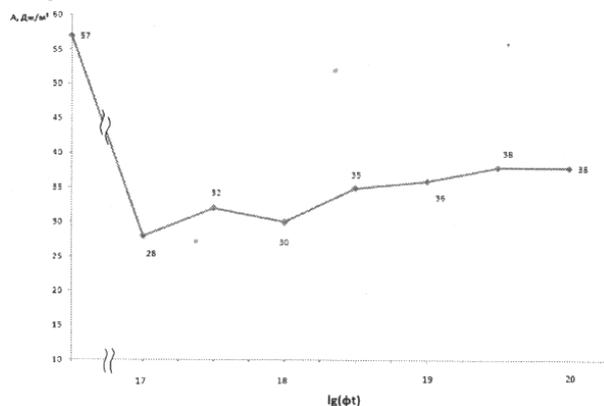


Рисунок 1. Дозовое изменение механической работы, $A_{\text{кр}}$, затрачиваемой на пластическое формоизменение облученных нейтронами образцов стали 12X18H10T, до начала образования в них мартенситной α -фазы, индуцированной деформацией

Аналогичные данные могут быть получены для стали AISI 316 SS после обработки результатов, приведенных в работе [7]. Исходя из этих опубликованных экспериментальных кривых « σ - ε », рассчитанные показатели плотности механической работы разрушения образца в зависимости от дозы облучения изменяются по кривой, проходящей через минимум, который наблюдается при малых значениях повреждаемости $\sim 0,0001$ сна (рисунок 2). Минимальное значение плотности работы, предположительно связано с радиационной релаксацией внутренних напряжений, после которой регистрируется известное из

литературы упрочнение материала, вызванное нейтронным облучением стали и при котором для разрушения образца требуются дополнительные затраты энергии.

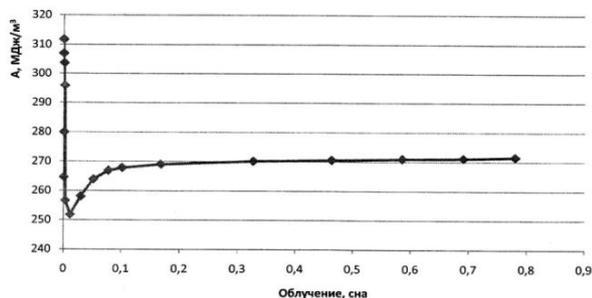


Рисунок 2. Дозовая зависимость плотности механической работы (A_p), необходимой для разрушения облученного нейтронами образца стали AISI 316 SS

Важным фактором влияния облучения малыми дозами нейтронов на свойства метастабильной аустенитной стали является своеобразное воздействие на кинетику мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения на этапе равномерной деформации. Так, оказалось, что кинетическая кривая образования и накопления индуцированной деформацией α -фазы для облученной небольшим ($5 \cdot 10^{17}$ н/см²) флюенсом нейтронов стали лежит ниже, чем для необлученной (рисунок 3).

На рисунке 3 видно, что интегральное количество ферромагнитной мартенситной α -фазы, образовавшейся к моменту завершения процесса растяжения в необлученной аустенизированной стали, больше, чем в облученной. Ранее, в работе [9], для более высоких флюенсов нейтронов (10^{18} – 10^{20} н/см²) установлена другая зависимость: $\gamma \rightarrow \alpha$ переход в облученной стали 12X18Н10Т начинался при меньших деформациях и протекал более интенсивно, чем в необлученной.

Можно предположить, что с ростом величины повреждающей дозы облучения (до $6 \div 10$ сна) внутренние напряжения при растяжении возрастают вплоть до критического напряжения, необходимого для зарождения $\gamma \rightarrow \alpha$ перехода (600–800 МПа) и достижения предельной плотности запасаемой энергии ~ 50 – 60 МДж/м³. С этого момента в аустенитной стали начинает зарождаться мартенсит деформации, что ведет к релаксации внутренних напряжений и наблюдается эффект насыщения радиационного упрочнения [10]. Количество мартенситной α -фазы в высокооблученной холоднодеформируемой стали увеличивается настолько, что материал утрачивает способность запасать подводимую извне энергию (рисунок 4). Этот эффект становится особенно заметным после облучения максимальным флюенсом нейтронов.

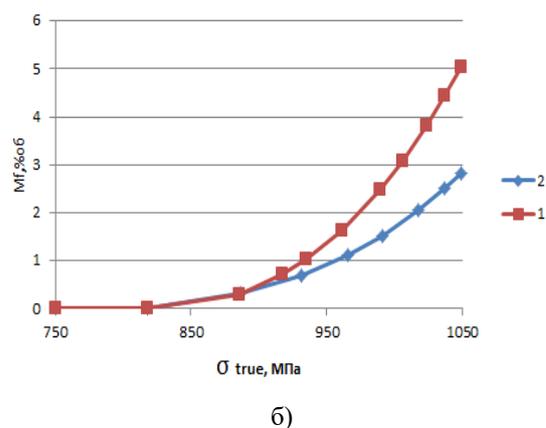
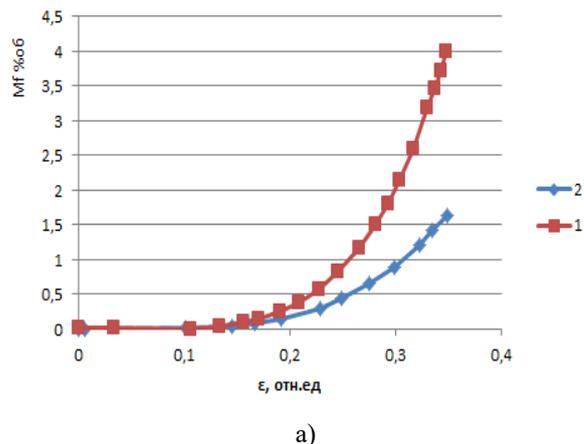


Рисунок 3. Зависимости образования мартенситной α -фазы от степени деформации (а) и «истинных» напряжений (б) при испытаниях на статическое растяжение образцов стали AISI 321 в аустенизированном необлученном состоянии (1) и после облучения (2) нейтронами ($5 \cdot 10^{17}$ н/см²) [8]

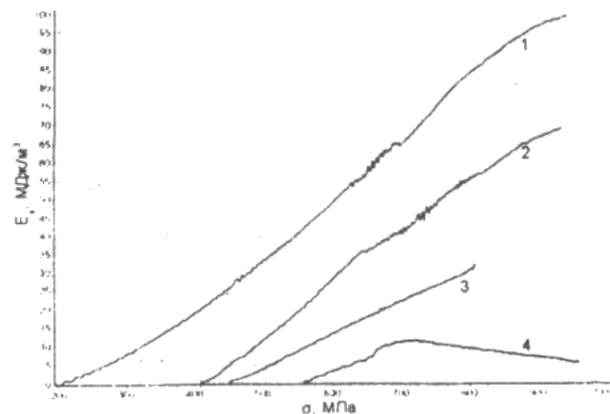


Рисунок 4. Зависимость величины латентной энергии от действующего напряжения при деформации стали 12X18Н10Т необлученной аустенизированной (1) и облученной нейтронами флюенсами: $5 \cdot 10^{18}$ н/см² (2), $1,4 \cdot 10^{19}$ н/см² (3), $1,3 \cdot 10^{20}$ н/см² (4) [11]

Релаксация внутренних напряжений в стали X18H9, облученной стационарным потоком электронов с энергией 4 МэВ

Исследовано влияние, облучения электронами с энергией 4 МэВ, плотностью потока частиц $5 \cdot 10^3$ эл/см²·с и интегральной дозой $2 \cdot 10^{18}$ эл/см² на механические свойства и фазово-структурные превращения при статической деформации в промышленной нержавеющей стали X18H9, предварительно термообработанной по двум режимам аустенизации: I – 1050 °С 30 мин, II – 1150 °С 4 часа с последующим охлаждением в воду [12].

Установлено, что после высокотемпературной аустенизации (режим II) предел текучести стали составлял 18 кг/мм² против 23 кг/мм² для стали, нагретой до 1050 °С. Последующие механические испытания «на растяжение» (при 20 °С, V=0,5 мм/мин) показали, что в результате электронного облучения для стали, термическая обработка которой проводилась с более высокой температуры, резко возросли величины критической степени деформации и критического напряжения, при которых фиксировалось начало мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Так, критическая степень деформации возросла с 11 до 36,5 % а напряжение – с 32 до 50,5 кг/мм². Чтобы оценить влияние возможного температурного воздействия в процессе электронного облучения на параметры $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения ($\delta_{кр}$ и $\sigma_{кр}$), проведены дополнительные механические испытания стальных образцов, которые подвергли резкому охлаждению с температуры 1150 °С до 20 °С, а затем в течение 10 часов (время облучения) «старелись» при температуре ~180 °С (предполагаемая температура во время электронного облучения). Оказалось, что в этих термически состав-

ленных образцах мартенситная α -фаза в ходе растяжения при 20 °С образуется при сравнительно небольших значениях деформаций (10–12 %), сопоставимых со значением $\delta_{кр}$ для необлученной стали. Наблюдаемый эффект трехкратного увеличения $\delta_{кр}$ для облученной стали, обусловлен, в основном, воздействием электронной бомбардировки. Резкое охлаждение образцов стали от $T_{ауст}$ до $T_{комн}$, создает условия для образования термоструктурных пиковых напряжений $\sigma_{пик}$, вызванных градиентом температуры и различием коэффициентов линейного сжатия кристаллитов. При этом можно ожидать, что напряжения растяжения локализуются, в основном, в участках вблизи границ зерен, их величина будет тем больше, чем больше разница температур $T_{ауст} - T_{ком}$ и чем крупнее зерна исследуемого материала (рисунок 5). Если предположить, что мартенситная α -фаза при деформации образуется, только при условии достижения некоторого критического уровня напряжений $\sigma_{кр}$, наличие в структуре закаленной стали локальных упругих напряжений способно привести к началу образования α -фазы при значении внешнего приложенного напряжения равного $\sigma_{кр} = \sigma_t - \sigma_{пик}$.

Применительно к нашим экспериментам уровень остаточных внутренних напряжений оказался выше в стали, закаленной с температуры 1050 °С. В процессе электронного облучения пиковые напряжения, вероятно, релаксируют за счет перераспределения атомов компонентов сплава, причем эффект этот будет более заметен в стали, термообработанной по режиму I. В этом случае для образования α' -фазы в стали при растяжении требуется приложить значительно большее напряжение, чем до облучения.

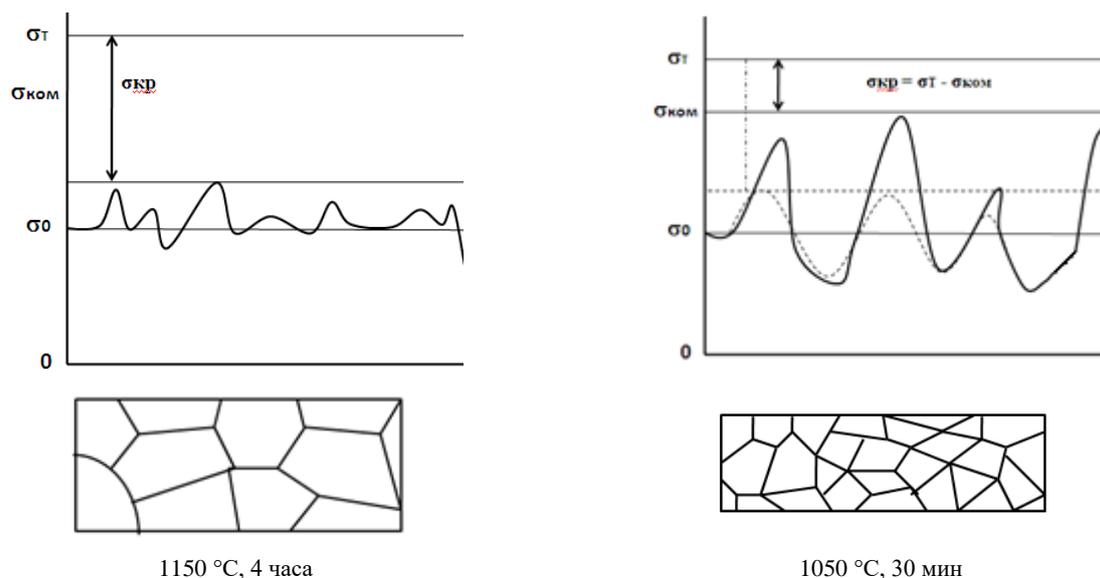
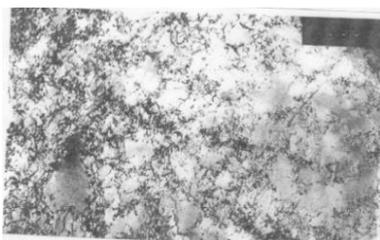


Рисунок 5. Схема образования внутренних напряжений в закаленной аустенитной стали после облучения электронами, поясняющая эффект увеличения $\Delta\sigma_{кр}$ при нагружении. ($\sigma_{кр}$ – напряжение начала мартенситного превращения). Пунктиром обозначен уровень внутренних напряжений в стали после электронного облучения

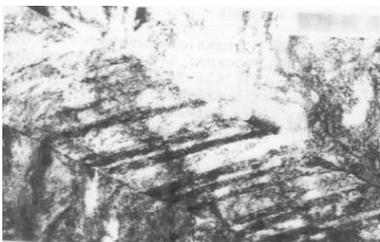
Можно заключить, что электронное облучение ($2 \cdot 10^{18}$ эл/см², 4 МэВ) закаленной (1150 °С) стали X18H9 приводит к стабилизации исходной аустенитной структуры и мартенситно $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращение при деформации проявится при большем внешнем усилии.

Из научных источников известно, что при электронно-лучевой обработке образца в зоне воздействия пучка происходит интенсивное объемное расширение металла, которому препятствует более холодная окружающая область, что приводит к развитию сжимающих упругих напряжений в зоне воздействия электронов. Так, в работе [13] показано, что в осевой зоне воздействия электронного пучка превалируют сжимающие, а на периферийных участках в зоне термического влияния – растягивающие напряжения.

Проведенные нами ПЭМ-исследования позволили установить, что в зоне воздействия электронов на глубине 0,35 мм образуется дислокационно-ячеистая структура, тогда как на глубине 0,25 мм (т.е. при большей энергии электронов) преобладают двойниково-мартенситные формирования (рисунок 6).



а)



б)

Рисунок 6. Изменение тонкой структуры облученной электронами стали X18H9 по глубине образца: 0,35 мм (а) и 0,25 мм (б)

Релаксация внутренних напряжений в стали 12X18H10T, облученной импульсными электронами

В работе [14] нами установлено, что при некоторых параметрах электронного облучения на ускорителе Кальмар ($E=150-180$ кэВ, $j=2-4$ кА/см², $q=3,6-6 \cdot 10^8$ Вт/см²) значения $\delta_{кр}$ и $\sigma_{кр}$, возрастают (рисунок 7), а не уменьшаются как после облучения нейтронами [12]. При этом оказалось, что мартенситной фазы M_f в облученном импульсными электронами материале образуется меньше, чем в необлученном или облученном нейтронами.

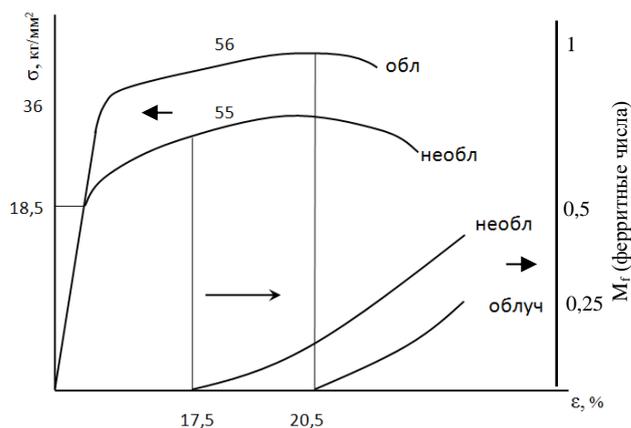


Рисунок 7. Влияние импульсного электронного облучения на параметры образования и накопления α -фазы в стали 12X18H10T при растяжении

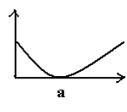
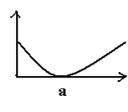
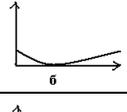
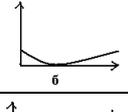
Этот эффект можно объяснить предполагая, что во время электронного облучения происходит сжатие поверхностных слоев материала образца. Подтверждением являются экспериментальные результаты, которые показали, что в случае облучения на ускорителе «Нептун» ($E=200-540$ кэВ, $q=5 \cdot 10^8$ Вт/см²) в области ударного воздействия пучка электронов по всей рабочей части образца равномерно уменьшается его толщина с 300 до 266 мкм. В этом случае, чтобы при деформации на растяжение начался $\gamma \rightarrow \alpha$ переход, необходимо сначала снизить практически до нуля сжимающие напряжения, и только после этого начнется «чистое» растяжение. Но если продолжить облучать стальные образцы до больших флюенсов, то $\gamma \rightarrow \alpha$ переход при деформации начнется раньше т.к. в этом случае значения пределов текучести возрастут в результате облучения.

Кроме того, при исследовании $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в стали 12X18H10T, облученной импульсными электронами, обнаружено, что при определенных значениях энергии частиц (E) и плотности мощности потока электронов (q) α -фаза образовывалась непосредственно в результате облучения. В процессе дальнейшего растяжения при малых деформациях ($\epsilon < 25\%$) α -фаза исчезала, а затем появлялась вновь (при $\epsilon > 25\%$) и накапливалась в деформируемом образце в соответствии с ранее описанными закономерностями (таблица 2).

Полученные результаты можно объяснить, исходя из представления о проявлении двух возможных эффектов при облучении импульсными электронами: механического удара и термического воздействия. При механическом ударе превалирует ударное нагружение, которое приводит к гидростатическому сжатию образца. При приложении внешних растягивающих напряжений количество α -мартенсита, образовавшегося под действием напряжений сжатия, уменьшается. Термическое воздействие, сопровождающееся увеличением температуры вследствие пре-

вращения кинетической энергии в тепловую (случай «в»), приводит к отжигу последствий механического удара и повышению температуры M_d – предельной температуры испытания, выше которой α -мартенсит не образуется. Случай «б» – промежуточный.

Таблица 2. Характер кривых (а, б, в) изменения содержания мартенситной α -фазы, индуцированной деформацией образцов стали 12X18H10T, облученных импульсными электронами

Ускоритель «Кальмар»			Ускоритель «Нептун»		
E, кэВ	q, Вт/см ²	Вид кривой $M_t - \delta$	E, кэВ	q, Вт/см ²	Вид кривой $M_t - \delta$
150 180	$5 \cdot 10^8$			$5 \cdot 10^8$	
225 300	$4 \cdot 10^9$		500	$5 \cdot 10^8$	
300 300	$4,5 \cdot 10^9$		700	$5 \cdot 10^8$	

Проведено исследование структурного состояния стали после облучения электронами. Для получения объекта исследования поверхность образца сполировывали на определенную глубину, которая определялась с точностью $\sim 0,5$ мкм. ПЭМ исследования структуры материала на глубине 4–5 мкм от поверхности

облучения, показали, что наиболее типичными являются участки с дислокационной структурой ячеистого типа. Наряду с одиночными дислокациями наблюдалось присутствие мелкоячеистой дислокационной структуры со средним размером ячеек 0,1–0,5 мкм; при этом средняя плотность дислокаций составляла $\sim 5 \cdot 10$ см⁻² (рисунок 8). Как показал темнопольный анализ ПЭМ-дисков, границы ячеек представляли собой сложную дислокационную структуру с многочисленными дефектами упаковки. На глубине 5–20 мкм от поверхности облучения замечено, что на месте пересечения «стенок» некоторых дислокационных ячеек и лент дефектов упаковки, зарождается α' -мартенситная фаза с ОЦК решеткой, о чем также свидетельствует появление на электронограммах дополнительных рефлексов и ячеек (рисунок 9).

Коррозионные исследования малооблученных стальных образцов

Исследования коррозионной стойкости стали 12X18H10T в необлученном и облученном нейтронами до малых флюенсов ($6 \cdot 10^{17}$ н/см²) состояниях позволили установить некоторые особенности проявления общей и питтинговой коррозии [15, 16]. Измерения потерь массы ($\Delta m/s$) и скорости коррозии (Π) в зависимости от времени нахождения в 5 %-м водном растворе H₂SO₄ позволили установить, что наибольшие значения Π и $\Delta m/s$ наблюдались у аустенизированного необлученного материала во всем диапазоне выдержки (рисунок 10 а, б).

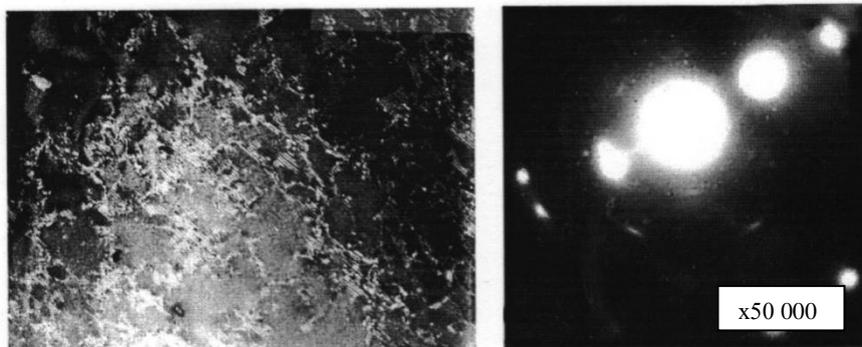


Рисунок 8. Ячеистая дислокационная микроструктура в облученной ИЭП ($q=5 \cdot 10^8$ Вт/см²; $U=540$ кВ) стали 12X18H10T на глубине 4–5 мкм от поверхности облучения

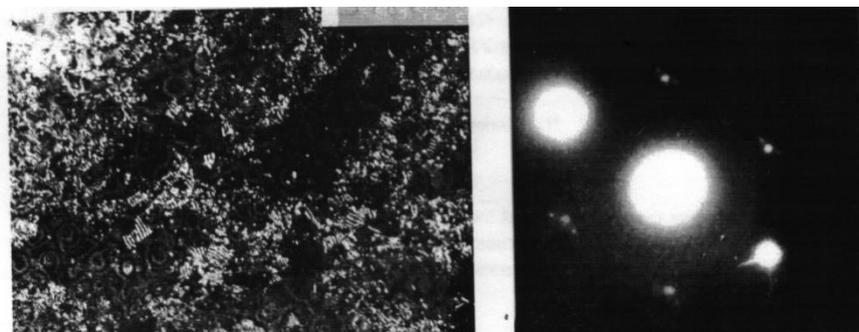


Рисунок 9. Зарождение мартенситной α' -фазы на границах ячеек в стали 12X18H10T на глубине 15–20 мкм от поверхности облучения ИЭП ($q=5 \cdot 10^8$ Вт/см²; $U=540$ кВ)

Облученная малым флюенсом нейтронов сталь в агрессивном растворе, содержащем ионы SO_3 , практически не корродировала, даже после 200 часов выдержки. При этом скорость коррозии составила 0,006 мм/год, в то время как для аустенизированной стали $P=0,015$ мм/год. Следует отметить, что максимальные показатели коррозии для стали независимо от состояния материала отмечались при 50 часах воздействия раствора. Оценка коррозионной стойкости позволяет отнести облученную и необлученную сталь к группе стойкого (4÷5 баллов по десятибалльной шкале) материала.

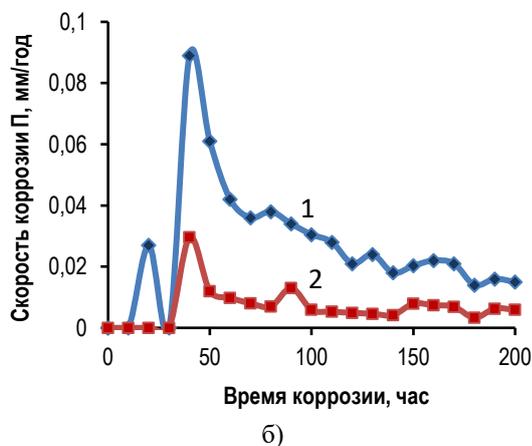
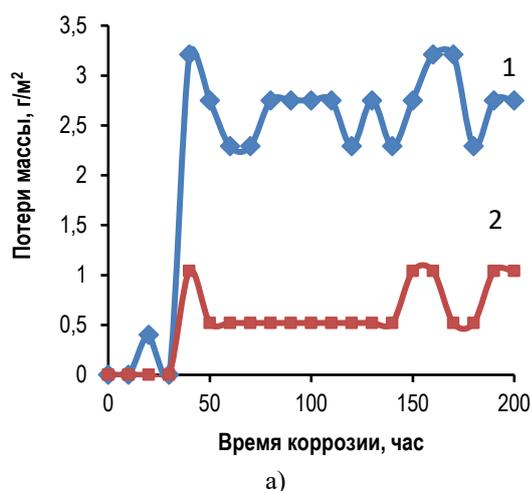


Рисунок 10. Зависимость потерь массы (а) и скорости коррозии (б) в 5 %-м растворе H_2SO_4 от времени выдержки стали 12X18H10T в состояниях: 1 – аустенизированной; 2 – аустенизированной, облученной нейтронами ($\Phi=6 \cdot 10^{17}$ н/см²)

В агрессивном хлоридсодержащем растворе (5 %-м $FeCl_3$) коррозия протекает несколько иначе. На поверхности образцов наблюдаются образования точечных дефектов, питтингов. Количество видимых невооруженным глазом очагов коррозии на поверхности облученного материала в первые часы коррозии (до 120 час) меньше, чем на необлученном. С увеличением времени испытания число дефектов на поверхности стальных образцов возрастает как у облу-

ченного, так и у необлученного материала. На рисунке 11 приведены результаты по изменению потерь массы от времени коррозии в растворе $FeCl_3$ стали в аустенизированном (1050 °С, 1 час) и облученном нейтронами ($\Phi=5 \cdot 10^{18}$ н/см²) состояниях. Обращает на себя внимание тот факт, что до времени воздействия агрессивного раствора 125 часов стойкость к коррозии облученного нейтронами материала выше, чем аустенизированного. При увеличении времени коррозии показатели коррозионной стойкости становятся довольно близкими по значениям.

Расчет скорости коррозии при различных временах выдержки приведен в таблице 3. Отметим, что в начальные моменты воздействия агрессивного раствора, содержащего ионы хлора, скорость коррозии выше у аустенизированного образца, в то время как после 250 часов выдержки облученный образец корродирует с большей скоростью.

Таблица 3. Скорость коррозии (P , мм/год) в 5 %-м растворе $FeCl_3$ стали 12X18H10T в состояниях: аустенизированном и после облучения нейтронами (реактор ВВР-К)

Состояние стали	Время коррозии, час			
	20	200	250	350
Аустенизированное, облученное ($\Phi=5 \cdot 10^{18}$ н/см ²)	0,58	0,5	0,64	0,63
Аустенизированное необлученное	2,9	0,45	0,44	0,34

Металлографические исследования позволили установить, что развитие очагов коррозионных повреждений происходит в несколько этапов. На первом этапе питтинги образуются между зернами, преимущественно на тройных стыках поликристаллов и карбидных включениях (рисунок 12).

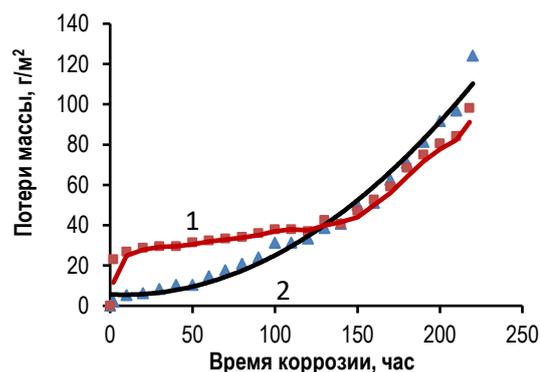
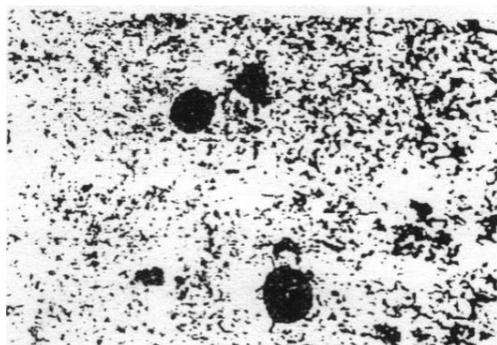


Рисунок 11. Зависимость потерь массы (а) в 5 %-м растворе $FeCl_3$ от времени выдержки стали 12X18H10T в состояниях: 1 – аустенизированной; 2 – аустенизированной, облученной нейтронами ($\Phi=5 \cdot 10^{18}$ н/см²)

На втором – наблюдается разрушение границ и выкрашивание отдельных зерен. Третий этап характеризуется развитием обширных очагов коррозии, их слиянием, что приводит к появлению сквозных дефектов.



а)



б)

Рисунок 11. Вид коррозионных дефектов на поверхности стали 12X18H10T в состояниях: а) необлученном, аустенизированном (11 часов коррозии), б) облученном нейтронами (1 час коррозии)

Учитывая, что определенную роль в склонности материала к коррозии играют внутренние напряжения, можно предположить следующее. В стальном образце в процессе аустенизации при охлаждении с

ЛИТЕРАТУРА

1. Арбузов В.Л., Гощицкий Б.Н., Данилов С.Е., Зуев Ю.Н., Сагарадзе В.В. Радиационные дефекты и водород в аустенитной и аустенитно-мартенситной сталях при низкотемпературном облучении. // ФММ. – 2010. – № 5. – С. 511–519.
2. Дружков А. П., Арбузов В. Л., Перминов Д. А. Радиационные дефекты и низкотемпературное упрочнение в сплаве Fe-Cr. // ФММ. – 2011. – т. 111, № 2. – С. 218–224.
3. Максимкин О.П. Дефекты упаковки, их энергия и влияние на свойства облученных металлов и сплавов. // Алматы. – 2010. – 72 с.
4. Maziasz, P.J. Overview of microstructural evolution in neutron-irradiated austenitic stainless steels. // J Nucl Mater. – 1993. – V. 205. – P.118–145.
5. Фарбер В.М. Селиванова О.В. Классификация процессов релаксации напряжений и их проявление на различных стадиях пластической деформации металлов. // Металлы. – 2001. – № 1. – С. 110–115.
6. Лившиц Б.Г., Крапотин В.С., Липецкий Я.Л. Физические свойства металлов и сплавов. М. «Металлургия». – 1980. – 320 с.
7. Kim J.W., Вyun T.S. // Journal of Nuclear Materials. – 2010. – V. 396. – P. 10–19.
8. Максимкин О.П., Мережко М.С., Мережко Д.А. Кинетика фазового превращения в процессе пластической деформации облученных нейтронами метастабильных сталей 12X18H10T и AISI 304. // Труды семинара «Ядерный потенциал РК». – 2010. – Алматы. – С. 115–118.
9. Максимкин О.П., Садвакасов Д.Х. Влияние температуры деформации и отжига на мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение и механические свойства стали 12X18H10T, облученной нейтронами. / Физика металлов и материаловедение. – 1992. – № 5. – С. 136–139.
10. Максимкин О.П. К вопросу о физической природе эффекта дозового насыщения радиационного упрочнения аустенитных нержавеющей сталей. // Вестник НЯЦ РК. – 2013. – Вып. 3. – С. 10–16.
11. Максимкин О.П., Гусев М.Н. Изменения напряжений течения и латентной энергии при деформации нержавеющей стали 12X18H10T, облученной нейтронами. // Письма в ЖТФ. – 2003. – т. 29, № 3. – С. 1–7.

закалочной температуры создаются внутренние напряжения за счет различия в скорости охлаждения внутренних и наружных слоев металла. При последующем сравнительно незначительном нейтронном облучении происходит некоторое снижение уровня внутренних напряжения, что ведет к уменьшению скорости коррозии по сравнению с аустенизированным материалом.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Обобщены и проанализированы результаты по изучению процессов радиационной релаксации внутренних напряжений в экспериментах по нейтронному облучению и пластическому деформированию образцов коррозионноустойчивых хромоникелевых аустенитных сталей с различным содержанием никеля.

Показано, что при облучении малыми флюенсами нейтронов ($5 \cdot 10^{16} - 1 \cdot 10^{18}$ н/см²) значения предела текучести, критического напряжения, соответствующего началу мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ перехода, и плотности механической работы, необходимой для разрушения образцов сталей 12X18H10T и AISI316 SS, уменьшаются. Важным фактором влияния малых доз нейтронов на свойства метастабильной реакторной стали является их своеобразное воздействие на кинетику мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения на этапе равномерной деформации.

С применением метода ускоренных испытаний на «общую» и «питтинговую» коррозию показано, что в начальные моменты воздействия агрессивного раствора потери массы и скорость коррозии в нержавеющей стали 12X18H10T, облученной нейтронами флюенсами $6 \cdot 10^{17}$ н/см² и $5 \cdot 10^{18}$ н/см², несколько ниже, чем у необлученной аустенизированной стали.

12. Максимкин О.П., Петухов В.К., Садвакасов Д.Х. Влияние электронного облучения на $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение и механические свойства стали 12X18H9. // Сборник научных трудов «Радиационная физика твердого тела» Алматы. – 1993. – С. 52–57.
13. Поздняков В.А., Александрова Н.М. Поля температур и термоупругих напряжений. // Физика и химия обработки металлов. – 2004. – № 5. – С. 61–66.
14. Максимкин О.П. и др. Влияние импульсных электронных пучков на механические свойства и мартенситные $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в стали 12X18H10T. // Сборник научных трудов ДГТУ. – 2009. – № 1(2). – С. 13–19.
15. Максимкин О.П., А.В. Яровчук, О.В.Рофман, Л.Г. Турубарова, С.Б. Кислицин, А.С. Диков. Старение и коррозия конструкционных материалов, облученных нейтронами в атомных реакторах БН-350 и ВВР-К. // Материалы международной школы-конференции для молодых ученых специалистов МИФИ, Москва. – 2016. – 17–21 октябрь. – С. 31.
16. Maksimkin O.P. Phase diffusionless $\gamma \rightarrow \alpha$ transformations and their effect on physical, mechanical and corrosion properties of austenitic stainless steels irradiated with neutrons and charged particles. // Material Science and Engineering. – 2016. – v. 130. – P. 1–13.
17. Максимкин О.П., Рубан С.В., Рыбин С.В. Аномальный эффект изменения магнитных и механических свойств облученной нейтронами нержавеющей стали 12X18H10T при отжиге 400 °С. // Вестник НЯЦ РК. – 2011. – вып. 3. – С. 98–101.

НЕЙТРОН НЕМЕСЕ ПУЛСЭ ЭЛЕКТРОНДАРЫНЫҢ РЕАТОРЛЫҚ ЖҮРГІЗІНДЕГІ СТРЕССТЕРДІ РАДИАЦИЯЛЫҚ РЕЙЛАЦИЯЛАУ

^{1,2)} О.П. Максимкин, ¹⁾ А.В. Яровчук, ³⁾ М. Шорт

¹⁾ *Ядролық физика институты, Алматы, Қазақстан*

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

³⁾ *Massachusetts технологиялық институты (MIT), АҚШ*

X18H9T, 12X18H10T және AISI 316 құрылымдық нейтронды сәулеленуден кейін әртүрлі күштердің стационарлық немесе импульстік электрондарының әсеріне байланысты ішкі кернеулерді релаксациялау бойынша тәжірибелік нәтижелер ұсынылған. Төменгі нейтронды ағындармен ($10^{16} \div 10^{18}$ н/см²) сәулелендірілген болаттарда релаксациялық құбылыстардың нәтижесінде кеңею арқылы деформация $\gamma \rightarrow \alpha$ өтуі аустенизациядан кейінгі сындық кернеулердің төменгі мәндерінен басталады. Сонымен бірге болат үлгісінің жойылуына жұмсалған механикалық жұмыс көлемін азайту және кірдің беріктігін азайтудың ауытқуы бар. Ішкі кернеулердің релаксациясының ерекшеліктері және түрлі энергияның электрондары арқылы сәулелену кезінде баспайтын болаттардағы α -фаза қалыптасуы анықталды. Нейтрондардың, импульстік немесе стационарлық электрондардың әсерінен туындаған ішкі кернеулердің радиациялық релаксациясы, α -фаза қалыптасуының жағдайларын өзгерту, сәулеленбеген баспайтын болаттан механикалық және коррозиялық қасиеттер деңгейін анықтайды.

RADIATION RELAXATION OF STRESSES IN REACTOR STEELS IRRADIATED BY NEUTRONS OR PULSE ELECTRONS

^{1,2)} O.P. Maksimkin, ¹⁾ A.V. Yarovchuk, ³⁾ M. Short

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

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

³⁾ *Massachusetts Institute of Technology (MIT), USA*

Experimental results on the relaxation of internal stresses in structural stainless steels X18H9T, 12X18H10T and AISI 316 after neutron irradiation, effects of stationary or pulsed electrons of various powers are presented. It has been established that in steels irradiated with low neutron fluxes ($10^{16} \div 10^{18}$ n/cm²), the deformation by extension as a result of relaxation phenomena is the martensitic $\gamma \rightarrow \alpha$ transition begins at lower values of critical stresses than after austenization. At the same time, there is an anomalous effect of reducing the yield strength and reducing the amount of mechanical work expended on the destruction of the steel sample. The features of the relaxation of internal stresses and the formation of the α -phase in stainless steels under irradiation with electrons of various energies are revealed. It is shown that the radiation relaxation of internal stresses caused by the action of neutrons, pulsed or stationary electrons, changing the conditions for the formation of the α -phase, determines the level of mechanical and corrosion properties of irradiated stainless steel.