

## БЛИСТЕРИНГ И $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ОТЖИГЕ СТАЛИ 12X18H10T, ОБЛУЧЕННОЙ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ АЛЬФА-ЧАСТИЦАМИ

*С.Б. Кислицин, М.Ф. Верещак, И.А. Манакова, А.Н. Озерной,  
Д.А. Сампаев, Ю.Ж. Тулеушев*

*Институт ядерной физики*

*Национального ядерного центра Республики Казахстан, Алматы*

*E-mail: skislitsin@inp.kz; факс +(7727)386-68-00, тел. +(7727)386-68-39*

Методами мессбауэровской спектроскопии, рентгеноструктурного анализа и растровой электронной микроскопии исследованы изменения структуры и морфологии поверхности в облученной альфа-частицами с энергией 40 кэВ и отожженной в вакууме нержавеющей стали 12X18H10T. Установлено, что в облученной до высоких флюенсов стали наблюдается появление магнитной  $\alpha$ -фазы и блистеров на облученной поверхности. С повышением температуры отжига до 400 °С содержание  $\alpha$ -фазы в стали возрастает, при дальнейшем увеличении температуры отжига содержание  $\alpha$ -фазы уменьшается, и при температуре 600 °С  $\alpha$ -фаза полностью исчезает. При этой же температуре наблюдается шелушение поверхности.

### ВВЕДЕНИЕ

Стали аустенитного класса широко используются в качестве конструкционных материалов атомных реакторов и, по крайней мере, на начальном этапе будут применяться для изготовления первой стенки термоядерных реакторов, например, в демонстрационном термоядерном реакторе ИТЭР. Известно, что аустенитные стали под действием нейтронного и ионного облучений подвержены изменению структурно-фазового состояния, т.е. формированию в них мартенситной  $\alpha$ -фазы [1] и блистерингу при облучении ионами инертных газов [2]. Изменение фазового состава стали ведет к изменению механических свойств стали, блистеринг – к деградации поверхности, и оба этих эффекта облучения ухудшают эксплуатационные характеристики аустенитных сталей. Предметом данной работы являются: изучение температурной зависимости структурно-фазового состояния, эволюции газовой пористости, а также выявление возможной связи между этими явлениями в нержавеющей аустенитной стали 12X18H10T, предварительно облученной низкоэнергетическими альфа-частицами ( $E = 40$  кэВ) до высоких ( $2 \cdot 10^{18}$  част. $\cdot$ см $^{-2}$ ) флюенсов.

### 1. ОБРАЗЦЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Для экспериментальных исследований были подготовлены образцы стали 12X18H10T в виде прямоугольных пластин размерами 15×20 мм. Толщина образцов после прокатки на вальцах составляла 1 мм. После этого образцы отжигались в вакууме при 800 °С в течение 1 ч. Для проведения последующих электронно-микроскопических, рентгенодифрактометрических и мессбауэровских исследований подготавливалась соответствующим образом поверхность образцов, т.е. проводилась механическая шлифовка и полировка.

Облучение образцов проведено на низкоэнергетическом канале ускорителя тяжелых ионов ДЦ-60 Астанинского филиала ИЯФ НЯЦ РК двухзарядными ионами гелия  $^4\text{He}^{2+}$  с энергией 20 кэВ на заряд, т.е. полная энергия иона составляла 40 кэВ. Температура облучения не превышала 150 °С, флюенс составил  $2 \cdot 10^{18}$  част. $\cdot$ см $^{-2}$ , облучаемая площадь – 1 см $^2$ . Согласно расчетам по программе SRIM проективный пробег альфа-частиц с энергией 40 кэВ в стали 12X18H10T составляет ~ 150 нм, страгглинг ~ 75 нм, т.е. имплантированный гелий сосредоточен вблизи облучаемой поверхности.

Исследования структурно-фазового состава необлученной, облученной и облученно-отожженной стали проводились методами рентгеноструктурного анализа и мессбауэровской спектроскопии в геометрии обратного рассеяния с регистрацией электронов внутренней конверсии.

Рентгеноструктурный анализ выполнялся на дифрактометре D8 ADVANCE фирмы BRUKER с использованием медного излучения с монохроматором на дифрагированном пучке в геометрии съемки Брега-Брентано. Режим съемки следующий: напряжение на рентгеновской трубке – 40 кВ при токе 40 мА, шаг сканирования по углу  $2\theta - 0,02^\circ$ , время стояния в точке при этом шаге – 1,0 с. Рентгенодифрактометрический метод в данной геометрии дает усредненную информацию о структуре стали от поверхности до ~7...10 мкм по глубине, что определяется пробегом рентгеновских квантов в материале.

Вторым был выбран метод мессбауэровской спектроскопии на конверсионных электронах в геометрии обратного рассеяния (КЭМС), с помощью которого можно регистрировать фазовый состав приповерхностного слоя стали на глубине до ~100...150 нм [3]. Поскольку глубина проникновения альфа-частиц с энергией 40 кэВ соизмерима с толщиной доступного для зондирования этим методом приповерхностного

слоя, то регистрация конверсионных электронов позволяет детально анализировать фазовое состояние в зоне повреждения. Измерения мессбаэровских спектров проводили на спектрометре MS-110 Em при комнатной температуре. Источником  $\gamma$ -квантов служил  $^{57}\text{Co}$  в матрице хрома. Калибровку спектрометра осуществляли по эталонному образцу  $\alpha$ -Fe. Обработку мессбаэровских спектров выполняли с помощью программного комплекса MSTools методами модельной расшифровки и восстановления функций распределения сверхтонких параметров парциальных спектров [4].

Оба метода исследования, дополняя друг друга, позволяют получить информацию о структурно-фазовом составе стали как в приповерхностной области, так и в объеме материала.

Морфология поверхности изучалась на растровом электронном микроскопе JSM-7500F с максимальным разрешением до 1 нм.

Последовательные двухчасовые отжиги облученных образцов проводились в вакууме при температурах 400, 500 и 600 °С. Начальный вакуум составлял  $10^{-4}$  Па, при выходе на заданную температуру вакуум понижался до  $2 \cdot 10^{-3}$  Па. Электронно-микроскопические и структурные исследования выполнялись после каждого этапа отжига.

## 2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

### 2.1. ИСХОДНАЯ СТРУКТУРА И МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 12X18H10T

Как следует из результатов рентгеноструктурного анализа и мессбаэровской спектроскопии, структура стали до облучения альфа-частицами двухфазная, преобладающая фаза – аустенит (ГЦК), текстурированная по плоскости (220), текстура сохранилась после прокатки образцов, а также манипуляций при подготовке поверхности с некоторым содержанием ОЦК-фазы.

На рис. 1,а показана дифрактограмма стали до облучения альфа-частицами вместе с дифрактограммами стали после облучения альфа-частицами (см. рис. 1,б), а также после отжигов при температурах 500 и 600 °С (см. рис. 1,в и г). Из отношения интегральных интенсивностей отдельных линий аустенитной фазы ( $\gamma$ -фаза) к линиям мартенсита ( $\alpha$ -фаза) можно судить о соотношении концентраций  $\gamma$ - и  $\alpha$ -фаз в исходных образцах (см. рис. 1,а). Отношение интенсивностей рефлексов от плоскостей  $(111)_{\gamma}(2,07 \text{ \AA})/(110)_{\alpha}(2,03 \text{ \AA})$  дает соотношение содержания аустенитной фазы к мартенситной, равное 85/15%. Из этих данных следует, что в исходных образцах содержание мартенситной фазы в объеме составляет ~ 15%, и выделения  $\alpha$ -фазы имеют преимущественную кристаллографическую ориентацию, причем дифракционные линии и  $\gamma$ - и  $\alpha$ -фаз уширены, что свидетельствует о значительных микроискажениях кристаллической решетки.

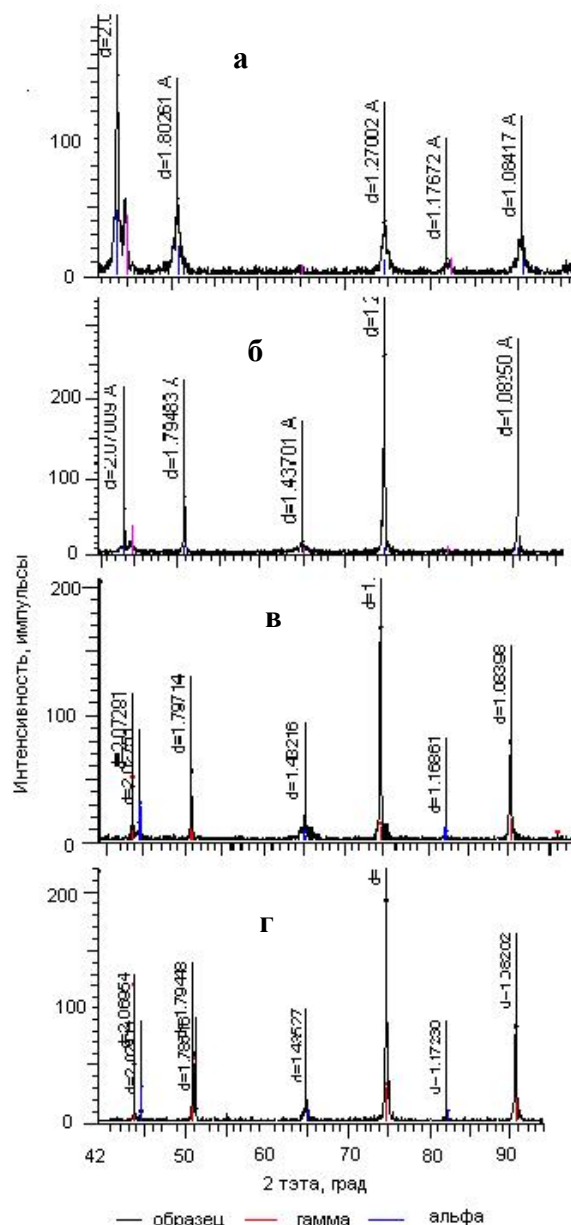


Рис. 1. Дифрактограммы стали 12X18H10T:  
 а – до облучения альфа-частицами;  
 б – после облучения альфа-частицами;  
 в, г – после облучения и последующих отжигов при температурах 500 и 600 °С соответственно

Мессбаэровские спектры необлученной стали, облученной и отожженной при 400, 500, 600 °С, приведены на рис. 2. По результатам обработки мессбаэровских спектров, т.е. соотношению площадей под синглетными и секстетными пиками, также можно оценить соотношение фаз аустенит/мартенсит (см. верхний график на рис. 2,а).

Такая оценка дает соотношение: 50% аустенита, 50% мартенсита. Отметим, что поверхность подвергалась механическому воздействию – шлифовке и полировке, что может вызвать образование мартенсита деформации в приповерхностной области, т.е. той области, с которой получена информация о фазовом составе методом мессбаэровской спектроскопии на конверсионных электронах. По-видимому, это и является причиной расхождения данных,

полученных методами рентгеновской дифрактометрии и мессбауэровской спектроскопии, об относительной концентрации фаз.

Следует также заметить, что извлекаемая из мессбауэровских спектров информация о фазовом составе в большей степени качественная, и количественные оценки фазового состава весьма приблизительны. Связано это с тем, что вероятность поглощения гамма-квантов атомами  $^{57}\text{Fe}$ ,

присутствующими в фазах стали, а следовательно, и площадь соответствующих компонент спектра зависит не только от содержания железа в фазах, но и от их дебаевской температуры, которая при анализе спектров в настоящей работе не учитывалась. Однако, если фазовыми составляющими являются аустенит и мартенсит, как в нашем случае, то дебаевские температуры этих фаз близки [5].

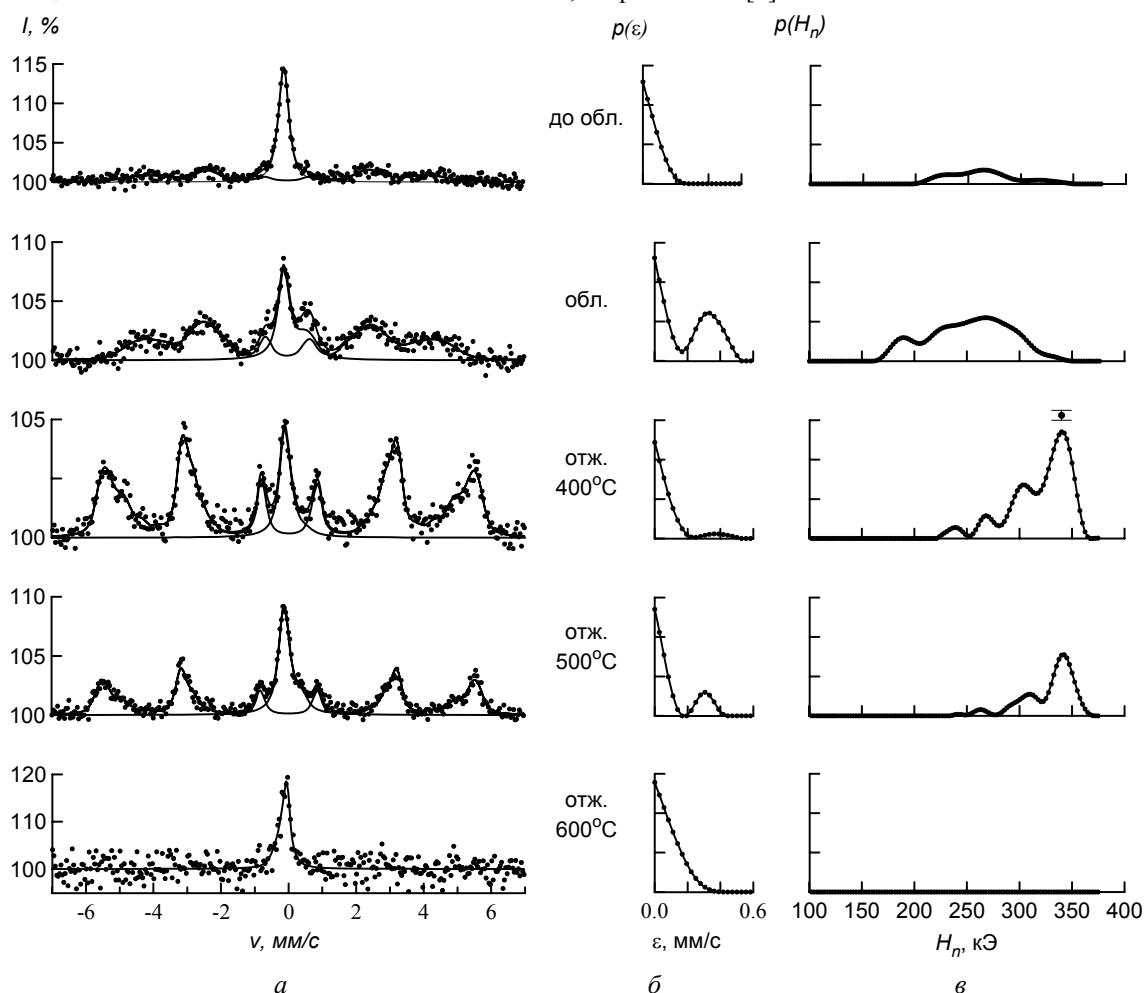


Рис. 2. Мессбауэровские спектры на конверсионных электронах (а), функция распределения квадрупольного смещения  $p(\varepsilon)$  (б) и функция распределения магнитного поля на ядрах железа  $p(H_n)$  (в) для необлученной, облученной альфа-частицами с энергией 40 кэВ и облученной–отожженной при температурах 400, 500, 600 °С стали 12X18H10Т

Электронно-микроскопический снимок поверхности образца стали до облучения альфа-частицами приведен на рис. 3,а, вместе с изображениями поверхности после облучения и отжигов при температурах 500, 600 °С соответственно – на рис. 3,б-г. Поверхность достаточно гладкая, можно отметить продольные полосы – следы от подготовки поверхности.

## 2.2. СТРУКТУРА И МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 12X18H10Т ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ АЛЬФА-ЧАСТИЦАМИ И ОТЖИГОВ

Структурно-фазовый состав стали после облучения альфа-частицами и отжигов претерпел существенные изменения.

Это относится как к объему, так и к приповерхностному слою бомбардируемой ионами поверхности. Дифрактограммы стали со стороны облученной поверхности непосредственно после облучения, облучения и последующих отжигов при температурах 500 и 600 °С показаны на рис. 1,б-г соответственно.

Характерной чертой является увеличение содержания  $\alpha$ -фазы в стали непосредственно после облучения. Количественные оценки соотношения аустенитной и мартенситной фаз, сделанные по отношению интегральных интенсивностей отдельных линий аустенитной  $\gamma$ -фазы к линиям мартенситной  $\alpha$ -фазы, даны в табл. 1. Как видно из таблицы, содержание  $\alpha$ -фазы в объеме увеличилось от ~ 15 до ~ 25 %.

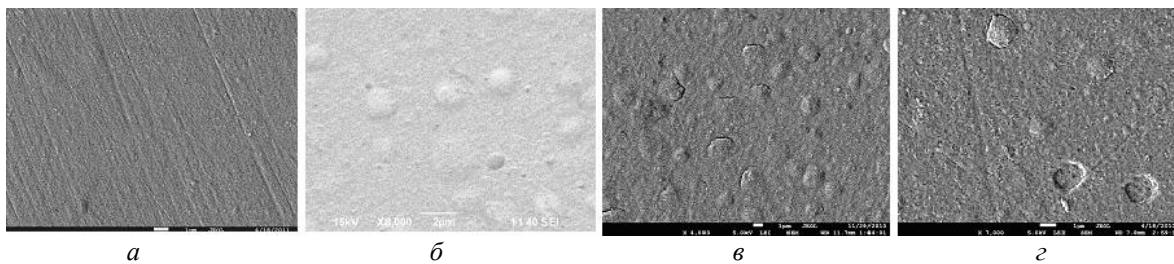


Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения поверхности необлученной стали 12X18H10T (а), облученной альфа-частицами с энергией 40 кэВ (б) и облученной – отожженной при температурах 500 и 600 °С стали 12X18H10T (в, з, соответственно)

Сравнительный анализ дифрактограмм необлученной и облученной стали показывает, что наряду с увеличением содержания  $\alpha$ -фазы наблюдаются структурные перестройки  $\gamma$ -фазы – уменьшение ширины и увеличение площади

дифракционного (220) рефлекса, указывающие на увеличение блоков когерентного рассеяния (т. е. размеров зерен) и уменьшение микроискажений решетки.

Таблица 1

Соотношения аустенитной и мартенситной фаз в стали 12X18H10T после облучения альфа-частицами и последующих отжигов, рассчитанные по отношению интенсивностей отдельных линий аустенитной  $\gamma$ - и мартенситной  $\alpha$ -фаз

Соотношение $I_{hkl}$ рефлексов $\gamma$ - и $\alpha'$ -фаз	Процентное содержание $\gamma$ - и $\alpha'$ -фаз, %					
	до отжига		500 °С		600 °С	
	$C_\gamma$	$C_\alpha$	$C_\gamma$	$C_\alpha$	$C_\gamma$	$C_\alpha$
$(200)_\gamma(1,79 \text{ \AA}) / (110)_\alpha(2,02 \text{ \AA})$	75	25	79	21	95	5
$(200)_\gamma(1,79 \text{ \AA}) / (200)_\alpha(1,43 \text{ \AA})$	65	35	50	50	71	29

Отжиг при температуре 400 °С не приводит к существенному изменению дифракционной картины, а отжиг при более высокой температуре ведет к уменьшению содержания  $\alpha$ -фазы, и после отжига при 600 °С  $\alpha$ -фаза практически полностью отжигается, что согласуется с результатами исследований превращений мартенсит–аустенит в работе [6].

Зависимость содержания  $\alpha$ -фазы в облученной альфа-частицами стали 12X18H10T от температуры отжига, полученная по данным рентгеновской дифрактометрии (см. рис. 1), показана на рис. 4.

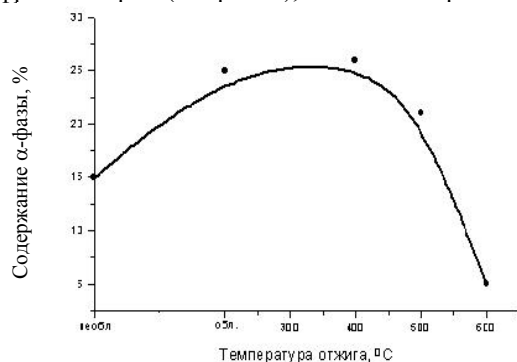


Рис. 4. Зависимость содержания  $\alpha$ -фазы в облученной альфа-частицами стали 12X18H10T от температуры отжига по данным рентгеновской дифрактометрии

Анализ результатов рентгеновской дифрактометрии облученной альфа-частицами стали после последовательных отжигов показывает, что ширина линий аустенитной фазы после последовательных отжигов при различных температурах не меняется. Следовательно, размеры

блоков когерентного рассеивания в пределах ошибки определения остаются неизменными в плоскости (200) (табл. 2).

В то же время отжиг приводит к уменьшению ширины линий мартенситной  $\alpha$ -фазы, что говорит о перестройках этой фазы, т. е. об увеличении размеров блоков когерентного рассеивания. Причем, перестройка  $\alpha$ -фазы идет неодинаково для различных плоскостей. Так для плоскости (200) наблюдается монотонное увеличение блоков когерентного рассеивания от неотожженного–облученного состояния до отожженного при температуре 600 °С. Для плоскости (110) при температуре отжига 500 °С наблюдается фрагментация кристаллитов, приводящая к увеличению ширины дифракционных рефлексов. Дальнейший отжиг (600 °С) приводит к увеличению размеров кристаллитов, т. е. мартенситная фаза, сформировавшаяся при облучении альфа-частицами, перестраивается в процессе последовательных отжигов.

На дифрактограмме, снятой после отжига 600 °С, появились две очень слабые по интенсивности линии в области углов  $2\theta = 33,673$  и  $51,126^\circ$  (см. рис. 1, г), которые не удалось идентифицировать вследствие ее малого количества.

Результаты исследования фазового состава приповерхностной области облученной, облученной и отожженной при разных температурах стали методом КЭМС показаны на рис. 1, а-в. Из рис. 1, б, в, где приведены функции распределения квадрупольного смещения  $p(E)$  и распределения магнитного поля на ядрах железа  $p(H_n)$ , видно, что после облучения и последовательных отжигов происходят заметные изменения фазового состава стали.

Интегральная ширина линии  $\gamma$  и  $\alpha$  в зависимости от температуры отжига облученной альфа-частицами стали 12X18H10T

Рефлекс	Интегральная ширина, град		
	После облучения	$T_{\text{отжига}} = 500 \text{ }^\circ\text{C}$	$T_{\text{отжига}} = 600 \text{ }^\circ\text{C}$
$(200)_\gamma (1,79 \text{ \AA})$	0,152	0,155	0,156
$(110)_\alpha (2,02 \text{ \AA})$	0,321	0,499	0,247
$(200)_\alpha (1,43 \text{ \AA})$	0,634	0,576	0,417

Мессбауэровский спектр облученной стали показывает наличие около 70 %  $\alpha$ -фазы в приповерхностном слое. Следует заметить, что магнитная составляющая спектра практически не отличается от спектра исходного образца, в котором изначально присутствовал мартенсит деформации. Т. е. мартенсит деформации, присутствовавший в образцах стали до облучения, и мартенсит, сформировавшийся в результате облучения альфа-частицами, имеют одинаковую природу зарождения, стимулированную неоднородными полями внутренних напряжений. Известно, что гелий, как инертный газ, не растворим в металлах и сплавах и при достаточной подвижности коагулирует в газонаполненные пузырьки, инициируя высокие градиенты напряжений в имплантированном слое. Следствием этого, как и в случае пластической деформации, является мартенситное превращение  $\gamma \rightarrow \alpha$  в стали 12X18H10T.

На рис. 5 показано изменение содержания  $\alpha$ -фазы от температуры отжига.

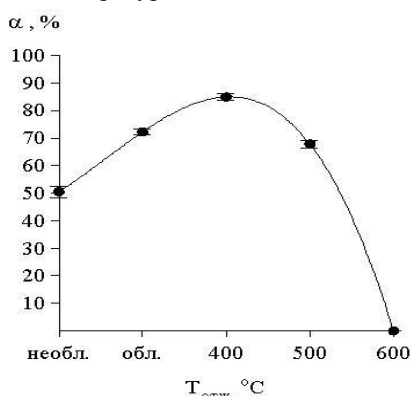


Рис. 5. Зависимость содержания  $\alpha$ -фазы в облученной альфа-частицами стали 12X18H10T от температуры отжига по данным мессбауэровской спектроскопии на конверсионных электронах

Обращает на себя внимание прирост количества мартенситной  $\alpha$ -фазы при температуре отжига  $400 \text{ }^\circ\text{C}$ , что согласуется с данными рентгеноструктурного анализа (см. рис. 4). Это является, по-видимому, следствием перераспределения остаточных напряжений, создаваемых имплантированным гелием. Отжиг при более высоких температурах приводит к резкому уменьшению содержания мартенсита до полного ее исчезновения при температуре  $600 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Особенностью кинетики обратного  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при последовательных отжигах является процесс перераспределения компонентов

стали (см. рис. 2), выраженный в изменении формы КЭМС спектров. При этом также наблюдается увеличение магнитного поля на ядрах железа в кристаллической решетке мартенсита от  $263 \text{ кЭ}$  в облученной–неотожженной стали до  $340 \text{ кЭ}$  в облученной и отожженной стали при  $600 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Это возможно, если предположить, что происходит перераспределение атомов компонентов стали, приводящее к обогащению ближайшего окружения (1–3 координационные сферы) атомов железа, в том числе мессбауэровских атомов  $^{57}\text{Fe}$  атомами никеля, и соответственно к сегрегации хрома на границах зерен и облучаемой поверхности.

Изучение структуры поверхности методом растровой электронной микроскопии показало, что исходная структура (см. рис. 3,а) существенно изменяется. После облучения на поверхности появляются округлые выступы – следы сформировавшихся наполненных гелием пузырьков в приповерхностной области. Обращает на себя внимание тот факт, что формирование гелиевых пузырьков произошло при низкой для этого температуре  $\sim 150 \text{ }^\circ\text{C}$ . Можно предположить, что это следствие высокой степени пересыщения гелием в имплантированной области, и миграцию гелия стимулируют высокие градиенты напряжений в этой области. Атермический механизм миграции при высоких значениях градиентов напряжений подтверждается результатами компьютерных экспериментов [7]. Атермический механизм миграции гелия из области имплантированной  $\alpha$ -частицами вглубь подтверждается также полученными нами данными по резерфордскому обратному рассеянию на протонах до и после имплантации. По сравнению спектров обратного рассеяния до и непосредственно после имплантации гелий в значительных количествах ( $\sim 0,2 \dots 0,3 \text{ ат.}\%$ ) фиксируется на глубине до  $1 \text{ мкм}$ , в то время как проективный пробег альфа-частиц с энергией  $40 \text{ кЭВ}$  в стали составляет  $\sim 150 \text{ нм}$ .

С повышением температуры выступы на поверхности становятся более отчетливыми, часть пузырьков раскрывается на поверхности, а после отжига при температуре  $600 \text{ }^\circ\text{C}$ , практически, все гелиевые пузырьки выходят на поверхность и раскрываются, т. е. наблюдается шелушение поверхности (см. рис. 3, в,г).

## ВЫВОДЫ

Методами рентгеновской дифрактометрии и мессбауэровской спектроскопии в геометрии обратного рассеяния по электронному каналу и растровой электронной микроскопии исследованы

процессы фазовых превращений в аустенитной нержавеющей стали 12X18H10T, имплантированной альфа-частицами с энергией до флюенса  $2 \cdot 10^{18}$  част.·см<sup>-2</sup>. Установлены закономерности прямого  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при облучении и обратного  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при последовательных изохронных отжигах.

- Облучение приводит к превращению аустенита в мартенсит. Содержание мартенсита в приповерхностной области, соответствующей пробегу  $\alpha$ -частиц, выше по сравнению с его содержанием в объеме.

- Обнаружено сходство структур облученной стали и подвергнутой пластической деформации, что указывает на единый механизм  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, вызванный высокими неоднородными полями напряжений от имплантированного гелия.

- Показано, что обратный  $\alpha \rightarrow \gamma$ -переход при изохронных отжигах происходит немонотонно. При температуре отжига 400 °C наблюдается прирост  $\alpha$ -фазы, дальнейший отжиг приводит к резкому уменьшению содержания мартенсита. Отжиг при температуре 600 °C ведет к практически полному восстановлению аустенитной структуры стали.

- Увеличение магнитного поля на ядрах железа, находящихся в структуре мартенсита с 263 до 349 кЭ, при отжиге облученной стали указывает на увеличение числа атомов никеля в ближайшем окружении атомов железа. Т. е. отжиг облученной  $\alpha$ -частицами стали, наряду с  $\gamma \rightarrow \alpha$ - и  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращениями, сопровождается перераспределением легирующих элементов в имплантированной гелием области и обеднением объема стали хромом.

Облучение низкоэнергетическими альфа-частицами стали 12X18H10T приводит к формированию гелиевой пористости в имплантированной области и блистерингу.

Гелиевые пузырьки в имплантированной области формируются при сравнительно низкой температуре облучения (~150 °C), отжиг способствует перемещению гелиевых пузырьков к поверхности, и при температуре отжига 600 °C, практически, все гелиевые пузырьки выходят на поверхность.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. О.П. Максимкин, К.В. Цай, Н.В. Щербинина. Исследование мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в аустенитной нержавеющей хромоникелевой стали, имплантированной гелием // *ВАНТ. Серия «Термоядерный синтез»*. 2003, №2, с. 73-79.

2. И.М. Неклюдов, Г.Д. Толстолуцкая. Гелий и водород в конструкционных материалах // *ВАНТ. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2003, №3, с.3-14.

3. Sh.Sh. Ibragimov, M.F. Vereshchak, T.M. Zhantikin. Study of plastic deformation and proton irradiation influence on phase transitions in 12Cr18Ni9Ti stainless steel // *Hyperfine interactions*. 1986, v. 29, p. 1293-1296.

4. В.С. Русаков. *Мессбауэровская спектроскопия локально-неоднородных систем*. Алматы: Изд-во ОПНИ ИЯФ НЯЦ РК, 2000, 431 с.

5. В.С. Литвинов, А.В. Литвинов. *Мессбауэровская спектроскопия в металлофизике*. Екатеринбург: Изд-во УГТУ-УПИ, 2007, с. 45-67.

6. О.П.Максимкин, А. Налтаев, Б.К. Рахашев, Д.Т. Бердалиев. Определение параметров мартенситного  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при деформации стали X18H9T, облученной альфа-частицами // *Вестник КазНТУ*. 2008, №4, с. 113-117.

7. V.V. Kirsanov, S.B. Kislitsin, E.M. Kislitsina. Interstitial Migration in a Stress Gradient // *Phys. Stat. Sol. (a)*. 1984, N 6, p. 199-206.

Статья поступила в редакцию 25.09.2012 г.

### БЛИСТЕРИНГ І $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -ПЕРЕТВОРЕННЯ ПРИ ВІДПАЛІ СТАЛІ 12Х18Н10Т, ОПРОМІНЕНОЇ НИЗЬКОЕНЕРГЕТИЧНИМИ АЛЬФА-ЧАСТКАМИ

*С.Б. Кислицин, М.Ф. Верещак, І.А. Манакова, О.М. Озерной, Д.А. Сатпаев, Ю.Ж. Тулеушев*

Методами мессбауерівської спектроскопії, рентгеноструктурного аналізу та растрової електронної мікроскопії досліджено зміни структури і морфології поверхні в опроміненій альфа-частками з енергією 40 кеВ і відпаленій у вакуумі нержавіючої сталі 12Х18Н10Т. Встановлено, що в опроміненій до високих флюенсів сталі спостерігається поява магнітної  $\alpha$ -фази і блистерів на опроміненій поверхні. З підвищенням температури відпалу до 400 °C зміст  $\alpha$ -фази в сталі зростає, при подальшому збільшенні температури відпалу зміст  $\alpha$ -фази зменшується і при температурі 600 °C  $\alpha$ -фаза повністю зникає. При цій температурі спостерігається лущення поверхні.

### BLISTERING AND $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ PHASE TRANSITIONS AT ANNEALING OF STAINLESS STEEL C12Cr18Ni10Ti IRRADIATED BY LOW ENERGY ALPHA-PARTICLES

*S.B. Kislitsin, M.F. Vereschak, I.A. Manakova, A.N. Ozernoi, D.A. Satpaev, Yu.Zh. Tuleushev*

Structure and surface morphology changes of stainless steel C12Cr18Ni10Ti after irradiation by 40 keV alpha-particles and subsequent annealing was studied by means of Mossbauer spectroscopy; x-ray diffractometry and scanning electron microscopy. Experimental results shows that in irradiated up to high fluence C12Cr18Ni10Ti stainless steel the phase transition austenite- martensite and blisters on irradiated surface are observed. Under vacuum annealing up to annealing temperature 400 °C the content of  $\alpha$ -phase is increase, with further rise of annealing temperature the  $\alpha$ -phase content is decrease and at annealing temperature 600 °C  $\alpha$ -phase completely vanish. At the same temperature flaking of the irradiated surface is observed.