

Модифицирование структурно-фазового состояния ферритно-мартенситных сталей воздействием потоками импульсной газовой плазмы

**В. Л. Якушин, Аунг Тхуреин Хейн, П. С. Джумаев,
М. Г. Исаенкова, Б. А. Калинин, М. В. Леонтьева-Смирнова,
И. А. Науменко, Ю. А. Перлович, В. И. Польский**

Исследовано влияние обработки потоками импульсной плазмы на структурно-фазовое состояние (СФС) и упрочнение приповерхностных слоев твэльных труб из хромистых ферритно-мартенситных сталей. Модифицирование отрезков твэльных труб проведено потоками гелиевой и азотной плазмы с удельной мощностью потока, изменяющейся в интервале $0,6 - 5,2 \text{ МВт/см}^2$, при длительности импульсов $\sim 15 - 20 \text{ мкс}$. Число импульсов облучения N изменялось от 2 до 10. Установлено, что обработка твэльных труб потоками плазмы с удельной мощностью $\sim 1,0 \text{ МВт/см}^2$ ($N = 2$) приводит к оплавлению поверхности. При этом после затвердевания в приповерхностных слоях создается двумерная нанокристаллическая структура с поперечным размером зерен $\sim 100 \text{ нм}$. Выявлено, что плазменная обработка приводит к изменению кристаллографической текстуры поверхностных слоев оболочечных труб, вызывая рост текстурной компоненты $\{100\}$ вдоль радиального направления труб, и уменьшению параметра кристаллической ячейки, определяемому ориентацией исходных зерен. Показано, что происходящие структурно-фазовые изменения приводят к поверхностному упрочнению труб до 50 %, степень которого зависит от условий плазменной обработки.

Ключевые слова: хромистые стали, структурно-фазовое состояние, модифицирование, потоки импульсной плазмы.

Experimental results of the influence by pulsed plasma flows treatment on the structural-phase state and the strengthening of fuel claddings surface layers from the chromium ferritic-martensitic steels have been presented. The claddings fragments were modified by helium and nitrogen plasma flows with a specific power of $0.6 - 5.2 \text{ MW/cm}^2$ at a pulse duration of $\sim 15 - 20 \text{ }\mu\text{s}$. The number of irradiation pulses N was changed from 2 to 10. It has been found that the treatment of claddings by plasma flows with a specific power of $\sim 1.0 \text{ MW/cm}^2$ ($N = 2$) leads to the surface melting. At that, a two-dimensional nanocrystalline structure with a cross grain size $\sim 100 \text{ nm}$ is formed in the surface layers after solidification. Plasma treatment changes the crystallographic texture of the surface layers of claddings, increasing the texture component $\{100\}$ along their radial direction. A decrease of the crystal cell parameter determined by orientation of the initial grains has been revealed. It has been shown that the structural-phase changes lead to the surface hardening of claddings up to 50 %, the degree of which depends on the plasma treatment conditions.

Keywords: chromium steels, structural-phase state, modification, pulsed plasma flows.

Введение

Важной проблемой современного реакторного материаловедения является разработка радиационно- и коррозионно-стойких сталей и сплавов для элементов активной зоны атомных реакторов. Дисперсионно-твердеющие ферритно-мартенсит-

ные хромистые стали типа X12 рассматриваются в качестве перспективных материалов для оболочек тепловыделяющих элементов (твэлов) реакторов нового поколения на быстрых нейтронах (РБН) с жидкометаллическим теплоносителем [1 – 3]. Однако использование таких сталей в качестве оболочек твэлов РБН возможно лишь при условии создания более жа-

ропрочных сталей по сравнению с имеющимися материалами, например, сталью ЭП450 (12Х13М2БФР). Кроме того, для достижения заданного выгорания ядерного топлива необходимо оптимизировать ряд факторов, в том числе, СФС конструкционных материалов твэлов в исходном состоянии и при облучении. При этом определяющее значение имеют структурно-фазовая стабильность сталей при облучении и поиск путей повышения их радиационной и коррозионной стойкости.

Одним из перспективных методов модифицирования СФС приповерхностных слоев сталей для повышения их коррозионной стойкости является использование концентрированных потоков энергии [4–11] и, в частности, потоков высокотемпературной импульсной газовой плазмы (ВТИП) [6–11].

Цель работы — экспериментальное исследование влияния обработки потоками импульсной гелиевой и азотной плазмы на СФС и упрочнение приповерхностных слоев фрагментов твэльных труб из хромистых ферритно-мартенситных сталей типа Х12: ЧС139 (20Х12НМВ2БФР), ЭК181 (15Х12В2ФТаР), ЭП823 (16Х12НМВСБФР) и ЭП900 (16Х12НМВСБФАР).

Материалы, условия плазменной обработки и методы исследования

В качестве объектов для исследования использованы образцы длиной 50–80 мм, изготовленные из твэльных труб диаметром 6,9 мм (толщина стенки 0,4–0,5 мм) из дисперсионно-твердеющих хромистых сталей ЧС139, ЭП823, ЭП900 и малоактивируемой стали ЭК181 [12]. Усредненный по ТУ элементный состав исследованных сталей представлен в табл. 1.

В отличие от используемой в действующих атомных реакторах стали ЭП450 сталь ЧС139 имеет в своем составе повышенное содержание углерода, азота, кремния, содержит никель, вольфрам, добавки титана, церия, циркония. В результате этого реализованы принципы повышения жаропрочности ферритно-мартенситной стали за счет усложнения

состава твердого раствора и повышения эффективности твердорастворного упрочнения, повышения стабильности частиц второй фазы, например, нитридов и формирование в структуре, в том числе, в процессе облучения новых дисперсных фаз, обладающих более высокой стабильностью по сравнению с карбидами типа МС, например, карбонитридов.

Малоактивируемая сталь ЭК181 в отличие от состава стали ЭП450 имеет повышенные концентрации углерода, азота, кремния, добавки титана, церия, циркония и при этом содержит вольфрам вместо молибдена, тантал вместо ниобия, что существенно уменьшает ее наведенную активность.

Сталь ЭП900 в отличие от стали ЭП823 дополнительно легирована азотом, что приводит к меньшему связыванию хрома, образованию нитридных упрочняющих частиц вместо карбидных и повышает стабильность частиц второй фазы, в частности, нитридов, при облучении до более высоких повреждающих доз.

Обработку образцов потоками ВТИП проводили в экспериментальной плазменной установке типа z-пинч — “Десна-М” [13]. Специфической особенностью этой установки является получение самостоятельных к оси рабочей камеры потоков импульсной плазмы. Это позволяет проводить одновременно всестороннюю обработку поверхности изделий сложной конфигурации, в частности, цилиндрических, что весьма удобно для модифицирования отрезков труб, стержней и др. В качестве плазмообразующего газа применяли гелий и азот при рабочем давлении $p = 36$ Па. Основным варьируемым в экспериментах параметром было напряжение зарядки U импульсных высоковольтных конденсаторов, которое определяет энергосодержание E_0 потоков плазмы.

Модифицирование внешней поверхности трубчатых образцов проведено потоками ВТИП с удельной мощностью падающего потока (W), изменяющейся в интервале 0,6–5,2 МВт/см² ($U = 10–15$ кВ для гелиевой плазмы и 11–17 кВ для азотной). Число

Таблица 1

Элементный состав исследованных твэльных труб из ферритно-мартенситных сталей

Марка стали	Содержание основных элементов, масс. %															
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti	W	V	B	Ta	Ce	N	Zr	
ЧС 139	0,19 – 0,25	0,1 – 1,0	0,5 – 0,8	10,0 – 12,5	0,5 – 0,8	0,4 – 1,1	0,2 – 0,4*	0,03 – 0,3	0,5 – 2,0	0,2 – 0,4	0,002 – 0,006	0,2 – 0,4*	0,001 – 0,10	0,02 – 0,15	0,05 – 0,2	
ЭК 181	0,10 – 0,21	0,1 – 0,8	0,5 – 0,8	10,0 – 12,5	<0,1	<0,01	<0,01	0,03 – 0,3	0,8 – 2,5	0,2 – 1,0	0,003 – 0,008	0,05 – 0,2	0,001 – 0,10	0,02 – 0,15	0,05 – 0,2	
ЭП 823	0,14 – 0,18	1,2	0,6 – 0,7	11,0 – 12,0	0,7	0,8	0,3	—	0,3 – 0,6	0,3 – 0,4	0,006	—	—	—	—	
ЭП 900	0,15	1,14	0,7	11,5	0,7	0,7	0,3	—	0,75	0,3	0,0045	—	0,03	0,15	—	

* — суммарное содержание ниобия и тантала.

импульсов облучения N было постоянным ($N = 2$) при обработке потоками гелиевой плазмы и изменялось от 2 до 10 для азотной плазмы при длительности импульсов $\tau_{\text{и}}$ равной 15 и 20 мкс, соответственно.

Изучение структурно-фазового состава исходных и обработанных потоками ВТИП образцов из твэльных труб проведено методами металлографии с использованием оптической (Neophot 30) и растровой электронной микроскопии (EV0 50) и рентгеновских исследований по стандартным методикам [14]. Регистрацию рентгеновских спектров проводили на дифрактометре ДРОН-3, используя монохроматизированное Cu -излучение, а для оценки структурных параметров сталей ЧС139 и ЭК181 анализировали линии (110), (200), (112), (310) и (222). Профиль регистрируемых линий полностью описывается тремя параметрами: угловое положение (2θ), интенсивность (I) и ширина линии ($B_{1/2}$) на половине ее высоты.

Угловое положение линии позволяет определить межплоскостные расстояния, а для кубической симметрии для каждой из линий спектра можно рассчитать период элементарной кристаллической ячейки. Экстраполяция данных по периоду ячейки в зависимости от угловой функции $\cos^2\theta \cdot (1/\sin\theta + 1/\theta)/2$ позволяет получить среднее значение периода ячейки с высокой точностью.

Интенсивность всех линий спектра использовали для оценки преимущественной ориентации зерен, то есть для определения кристаллографической текстуры путем расчета обратных полюсных фигур (ОПФ). Кроме того, проведен анализ кристаллографической текстуры поликристаллических материалов путем рентгеновской дифрактометрической съемки прямых полюсных фигур (ППФ) методом наклона образца для соответствующих отражений (hkl). Прямая полюсная фигура $\{hkl\}$ представляет собой распределение полюсной плотности нормалей выбранного типа $\langle hkl \rangle$ на стереографической проекции. Полюсная плотность прямо пропорциональна интенсивности рентгеновского пучка, отраженного от соответствующих плоскостей $\{hkl\}$. Для измерения полюсной фигуры регистрируют интенсивность дифрагированного рентгеновского пучка от плоскостей $\{hkl\}$ для всех возможных ориентаций образца относительно направления первичного и отраженного пучков. Величина регистрируемой интенсивности пропорциональна объёму зерен, участвующих в формировании дифрагированного пучка.

Измерения текстуры проводили на дифрактометре ДРОН-3, оснащённом автоматической текстурной приставкой, с накоплением информации на

компьютере. Последующую обработку осуществляли по оригинальным программам. Анализ кристаллографической текстуры внешней поверхности труб проводили на образцах размером $4 \times 4 \text{ мм}^2$.

Полуширина линии характеризует искаженность кристаллической решетки (микронапряжения), а также мелкодисперсность структуры [14].

Элементный состав поверхностных слоев образцов определяли методом рентгеноспектрального микроанализа с использованием энергодисперсионного (INCA 350 x-act) и волнового (INCA Wave 500) спектрометров, совмещенных с растровым электронным микроскопом EV0 50.

Микротвердости образцов измеряли по методу Викерса на микротвердомере HVS-1000 с автоматическим нагружением индентора. Нагрузка P на индентор составляла 0,5 Н. Для повышения точности определения величины микротвердости на каждом образце проводили не менее 15 измерений, при этом погрешность измеренных значений микротвердости с учетом коэффициента Стьюдента при доверительной вероятности $\alpha = 0,95$ не превышала $\pm 6 \%$.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Влияние плазменной обработки на структурно-фазовое состояние труб

На рис. 1 представлены типичные снимки микроструктуры поверхности исходных труб и облученных потоками импульсной газовой плазмы при разных режимах.

Электронно-микроскопические исследования и результаты элементного анализа показали, что в исходном состоянии стали имеют двухфазную структуру (рис. 1а) с мелкодисперсными выделениями разного типа (рис. 1б, в). В табл. 2 приведены результаты элементного состава исходных образцов с разных областей, указанных на рис. 1б, в, и после обработки потоками азотной плазмы ($W = 1,1 \text{ МВт/см}^2$, $N = 2$).

Как следует из результатов табл. 2, в исходных трубах из стали ЭП823 происходит выделение сложных карбидов на основе ниобия (рис. 1б; спектр 4). В стали ЭП900, помимо относительно крупных карбидов типа $(\text{Fe}, \text{Nb}, \text{Cr})_2\text{C}$ (рис. 1в; спектр 4), наблюдаются мелкодисперсные, преимущественно “стро-чечные” нитриды сложного состава на основе Fe и Cr, содержащие углерод (рис. 1в; спектр 5). При этом наличие азота в матрице в пределах погрешности определения не обнаружено.

Анализ результатов металлографических исследований показал, что при удельной мощности плазменного потока W равной $\sim 1 \text{ МВт/см}^2$ ($N = 2$)

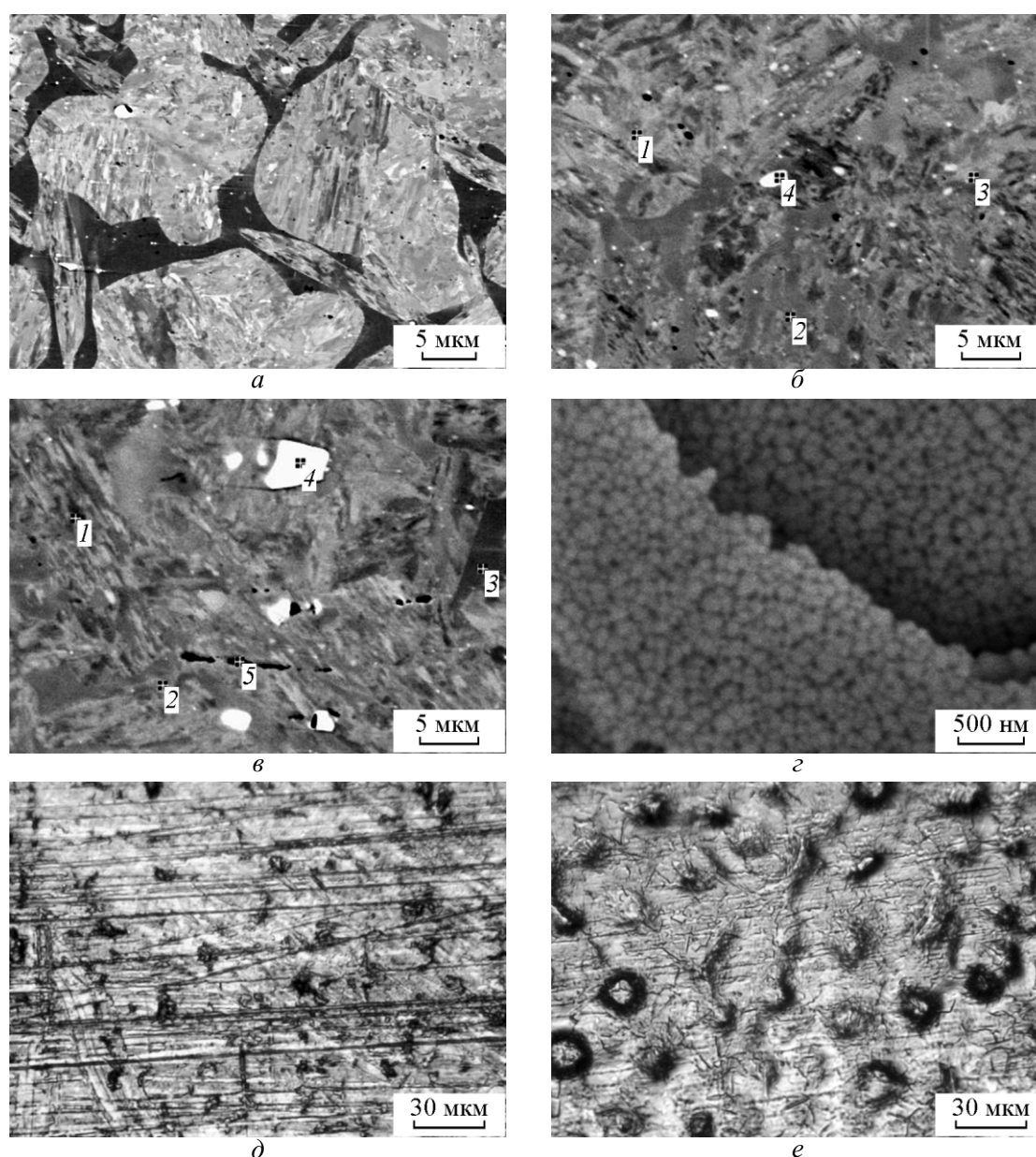


Рис. 1. Структура поверхности труб из стали ЭП823 (а, б, в), ЭП900 (г) и ЭК181 (д, е), в исходном состоянии (а–в, д) и облученных потоками ВТИП ($N=2$): в – азотная плазма, $W = 1,1$ МВт/см²; е – гелиевая плазма, $W = 2,4$ МВт/см²

наблюдается оплавление приповерхностных слоев труб, приводящее к полировке поверхности и “залечиванию” технологических дефектов (рис. 1д) исходных труб. По мере увеличения удельной мощности падающего потока происходит более интенсивное плавление приповерхностных слоев, и образование развитого рельефа в виде волн расплава (рис. 1е).

Исследования методом растровой электронной микроскопии показали, что в приповерхностных слоях образцов, обработанных потоками ВТИП в режимах с плавлением, после затвердевания наблюдается

создание субмикроструктурной (двухмерной нанокристаллической) структуры с поперечным размером зерен около 100 – 150 нм (рис. 1з). Однако при “жестких” режимах облучения ($W > 4$ МВт/см²) вследствие возникновения в приповерхностных слоях значительных термонапряжений [15] возможно образование на поверхности локальных микротрещин, которые могут инициировать разрушение труб в процессе их эксплуатации.

Облучение образцов потоками импульсной плазмы в режимах плавления приводит к частичному

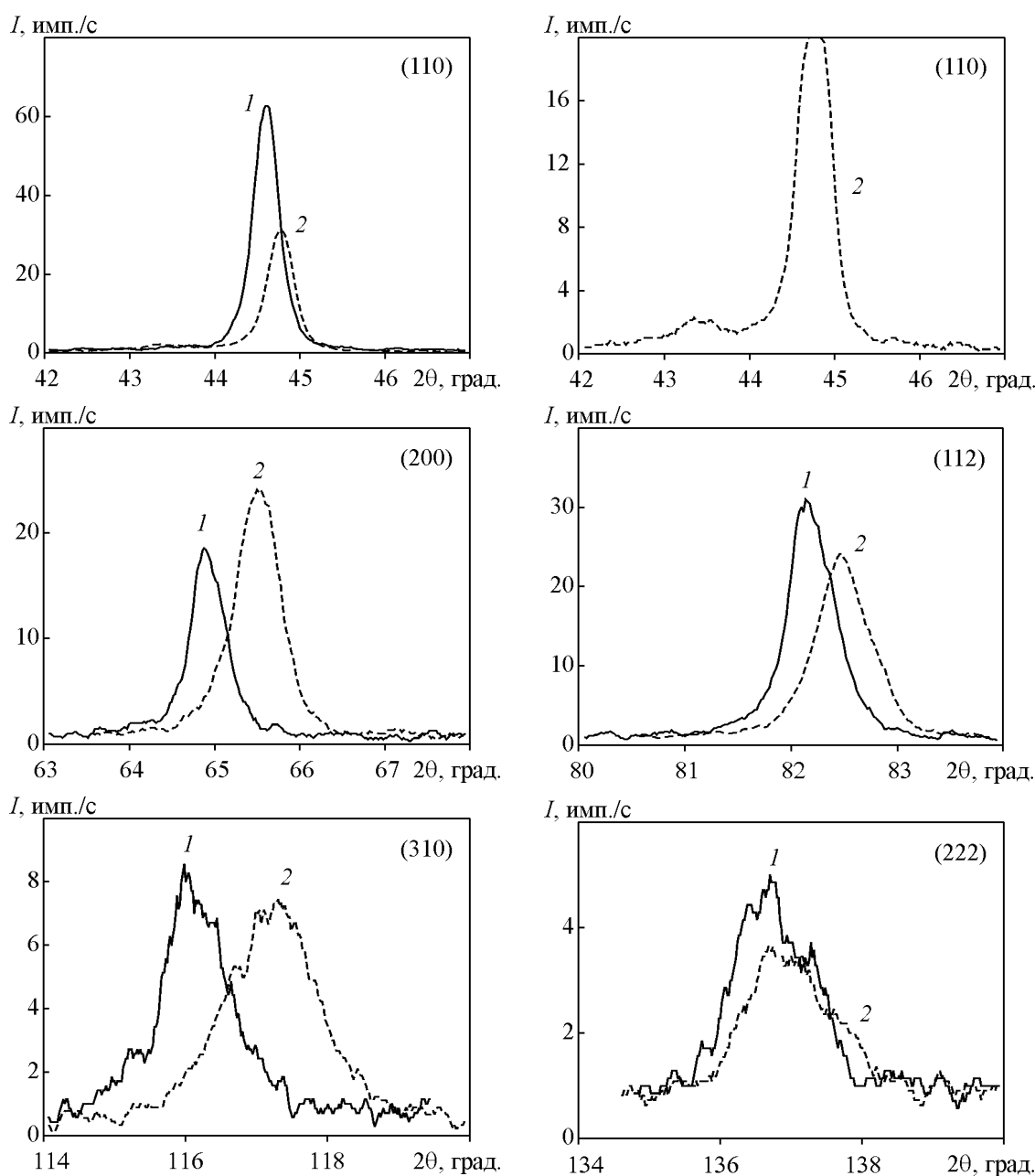


Рис. 2. Изменение рентгеновских отражений поверхностных слоёв оболочечных труб из стали марки ЧС139, обработанных потоками гелиевой ВТИП: 1 – исходное состояние; 2 – после обработки потоками плазмы ($W = 1,9 \text{ МВт/см}^2$, $N=2$).

растворению исходных мелкодисперсных выделений. При этом в случае обработки потоками азотной плазмы содержание азота в поверхностных слоях достигает 1,87 – 2,57 масс.% в зависимости от количества импульсов облучения и марки стали. Однако усредненное по поверхности содержание основных легирующих элементов практически не изменяется (табл. 2).

Используя рентгеновские исследования, проведен анализ структуры приповерхностных слоёв

оболочечных труб из сталей ЭК181 и ЧС139, обработанных потоками импульсной плазмы в различных условиях. На рис. 2 представлены типичные изменения профиля и углового положения основных рентгеновских линий для труб из стали марки ЧС139 в результате их обработки потоками гелиевой ВТИП ($W = 1,9 \text{ МВт/см}^2$, $N=2$).

Анализ полученных результатов показал, что в результате плазменной обработки в приповерхностных слоях образцов вследствие высокоскоростной

Таблица 2

Элементный состав (масс. %) труб из сталей ЭП823 и ЭП900 в исходном состоянии и после обработки потоками азотной плазмы ($W = 1,1 \text{ МВт/см}^2$)

Марка стали	Область анализа ¹⁾	Элементный состав, масс. %										
		Si	N	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb	Mo	W	Другие
ЭП823, исходная (рис. 1б)	среднее по 1 – 3	1,41	0,00	0,35	12,04	0,78	83,17	0,50	0,00	0,86	0,90	–
	4 — светлое выделение	0,00	0,00	1,31	2,62	0,00	12,13	0,00	70,63	0,00	0,00	12,86 C; 0,45 Ti
	среднее ²⁾	1,18 – 1,31	0,00	0,30 – 0,32	11,54 – 11,64	0,79 – 0,87	83,62 – 83,77	0,55 – 0,60	0,12 – 0,26	0,72 – 0,76	0,74 – 0,91	0,01 Ti
	ЭП823, $N=2$	1,49	1,87	0,27	11,83	0,92	81,08	0,61	0,25	0,76	0,91	0,01 Ti
ЭП823, $N=8$	среднее ²⁾	1,39	2,08	0,32	11,38	0,87	80,58	0,64	0,35	0,78	0,88	0,73 C
ЭП900 исходная (рис. 1в)	среднее по 1 – 3	1,19	0,00	0,30	11,62	0,93	83,58	0,63	0,00	0,80	0,95	—
	4 — светлое выделение	0,52	0,00	1,43	6,29	—	34,23	—	50,6	—	—	6,95 C
	5 — темное выделение	1,02	6,57	0,46	14,56	1,04	72,57	0,64	0,10	0,57	0,79	0,17 O
	среднее ²⁾	1,18	0,00	0,31	11,63	1,01	83,31	0,59	0,42	0,65	0,90	—
ЭП900, $N=8$	среднее ²⁾	1,48	2,57	0,32	11,33	0,69	79,39	0,66	0,22	0,74	0,80	1,79 C

¹⁾ — область анализа соответствует точкам, указанным на рис. 1;

²⁾ — среднее содержание элементов по поверхности образца.

закалки происходят структурные изменения, в частности, обнаруживаются следы мартенситной фазы, проявляющейся в появлении дополнительных дифракционных линий (рис. 2б). При этом дополнительный максимум, обусловленный появлением тетрагональности решётки, регистрировали только для линии (110), расположенной в начале дифракционного спектра. Это указывает на то, что тетрагональная фаза образуется только в очень тонких ($\sim 2 - 5 \text{ мкм}$) поверхностных слоях, а по мере увеличения глубины проникновения рентгеновского пучка, то есть при увеличении угла регистрируемого отражения, разбиения линий не происходит.

На рис. 3 приведены изменения полуширины рентгеновских линий для образцов из сталей ЧС139 и ЭК181 в зависимости от условий обработки. Как видно

из полученных зависимостей, структура поверхностных слоев труб из стали ЧС139 после обработки потоками ВТИП изменяется в большей степени по сравнению с образцами из стали ЭК181. Это, по-видимому, обусловлено различиями состава и структуры данных сталей, которые даже в исходном состоянии отличаются друг от друга величиной периода элементарной ячейки: $2,8725$ и $2,8717 \text{ Å}$, соответственно. Следует отметить, что максимальные изменения полуширины линий наблюдаются при относительно низких плотностях мощности потоков плазмы ($W = 1,9 \text{ МВт/см}^2$).

Проведенные на основе полученных рентгеновских дифракционных спектров расчеты периодов элементарной кристаллической ячейки (из угловых положений разных линий) показали, что период

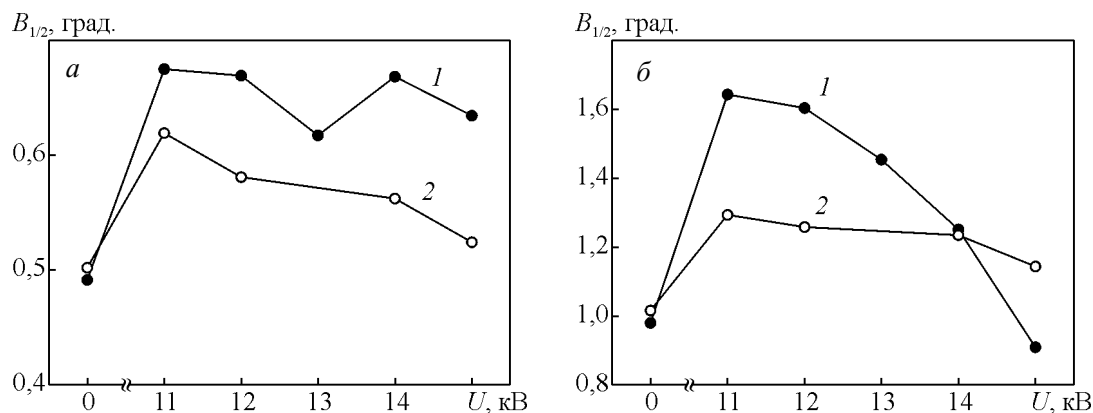


Рис. 3. Изменение полуширины рентгеновских линий: а — (200), б — (310) оболочечных труб из сталей: 1 — ЧС139, 2 — ЭК181, в зависимости от режимов обработки потоками ВТИП.

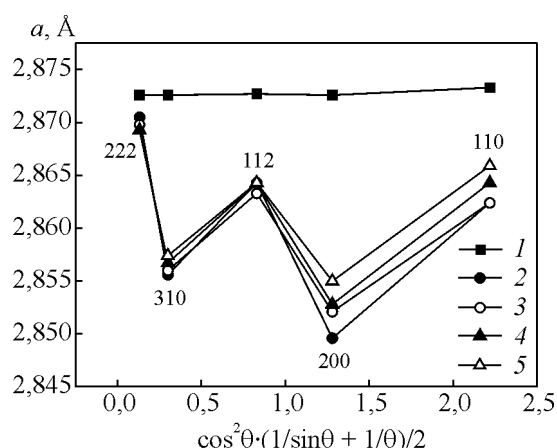


Рис. 4. Влияние обработки потоками гелиевой плазмы на периоды кристаллической ячейки стали ЧС139, рассчитанные из угловых положений разных линий: 1 – исходное состояние; 2 – $U = 11$ кВ; 3 – $U = 12$ кВ; 4 – $U = 13$ кВ; 5 – $U = 14$ кВ.

ячейки образцов после плазменной обработки уменьшается, причем степень изменения различна в зернах разной ориентации, а для определенных ориентаций зависит от режимов обработки (рис. 4). При этом происходящие изменения периода ячейки при разных значениях удельной мощности падающего потока плазмы для образцов из стали ЧС139, как правило, меньше, чем для стали ЭК181.

Анализ полученных результатов показал, что наибольшие изменения величины $\Delta a/a$ происходят при использовании для расчёта углового положения отражения (200). Необходимо отметить, что экстра-

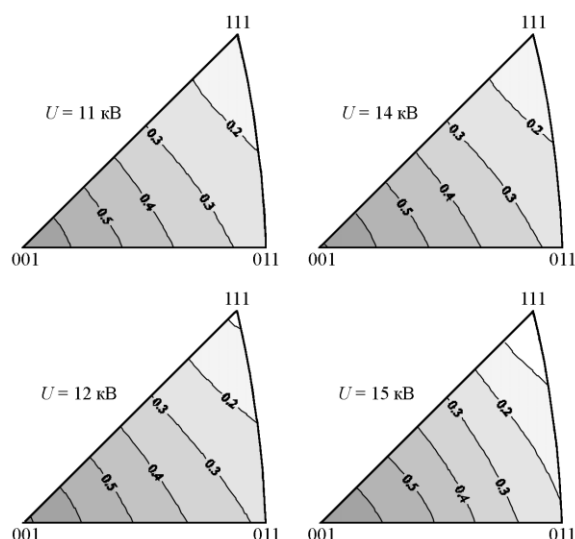


Рис. 5. Относительное изменение параметра кристаллической решётки для зёрен разной ориентации при различных режимах обработки потоками плазмы поверхностных слоёв оболочечных труб из стали ЭК181.

поляция данных при наблюдающемся разбросе значений периода кристаллической ячейки в зависимости от индексов отражения (рис. 4) не допустима, поэтому систематизировать наблюдаемые изменения периодов ячейки удастся только в случае использования стереографической проекции.

На рис. 5 приведены относительные изменения периодов кристаллической ячейки ($|\Delta a/a| \cdot 100\%$), рассчитанные для зёрен разной ориентации для образцов из стали ЭК181, сведенные на стереографическую проекцию. Как видно из представленных результатов, независимо от величины удельной мощности потоков плазмы (напряжения зарядки конденсаторов), максимальные изменения периодов кристаллической ячейки отмечены для нормалей к плоскостям (100).

Исследование текстуры модифицированных труб

Используя величины интенсивностей рентгеновских линий, были рассчитаны ОПФ кристаллографической текстуры. Согласно полученным ОПФ, с повышением удельной мощности потоков плазмы увеличивается интенсивность текстурной компонен-

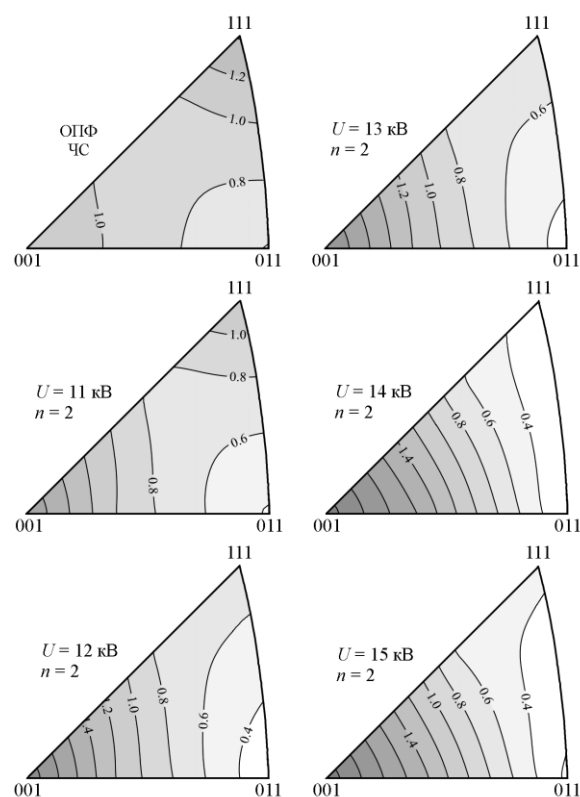


Рис. 6. Изменение текстуры (ОПФ) оболочечных труб из стали ЧС139 после обработки потоками импульсной гелиевой плазмы в разных режимах.

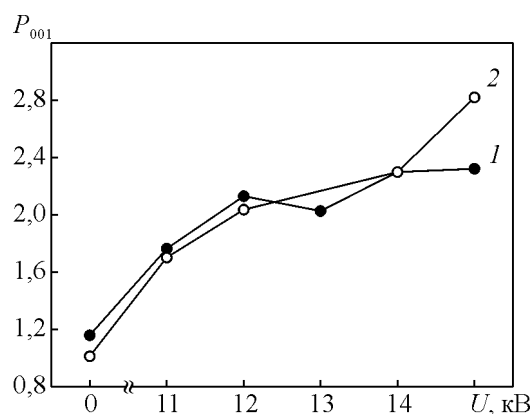


Рис. 7. Зависимость интенсивности текстурной компоненты (100) от напряжения зарядки конденсаторов (удельной мощности потоков плазмы) для сталей: 1 – ЧС139, 2 – ЭК181.

ты (100), и снижается вес текстурной компоненты (111) (рис. 6).

Анализ построенных прямых полюсных фигур типа {100}, {110} и {211} поверхностных слоев исходных оболочечных труб из сталей ЭК181 и ЧС139 и обработанных потоками гелиевой ВТИП с различной удельной мощностью потоков показал, что они полностью согласуются с ОПФ, построенными по результатам обработки рентгеновских спектров. На рис. 7 представлена зависимость интенсивности текстурной компоненты (100) ППФ от напряжения зарядки конденсаторов (удельной мощности потоков плазмы). Как видно на рисунке, при увеличении удельной мощности потоков плазмы интенсивность текстурной компоненты (100) значительно возрастает. Данный эффект, по-видимому, обусловлен тем, что, как было показано ранее [15], возникающие при плазменной обработке ячеистые структуры (рис. 1з) ориентированы ближе к нормали плотноупакованных плоскостей (в случае ГЦК-решетки это система плоскостей {100}).

Как было отмечено выше, подобным образом изменяются периоды кристаллической решетки ($\Delta a/a$), рассчитанные из угловых положений разных линий: максимальные изменения периодов кристаллической решетки обнаружены для нормалей к плоскостям (100) (рис. 5).

Поверхностное упрочнение твэльных труб

Проведенные ранее исследования показали [8, 9, 13, 17], что импульсная плазменная обработка приводит к упрочнению сталей. В частности, было установлено [8, 9], что модифицирование потоками ВТИП приводит к упрочнению поверхности фрагментов труб из высоколегированной хромистой

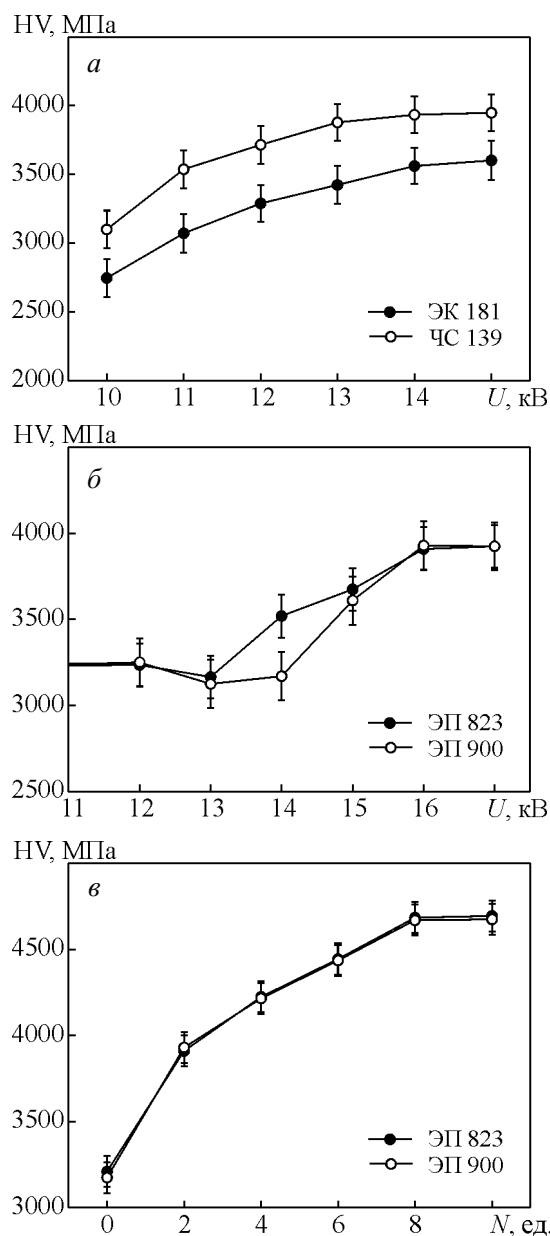


Рис. 8. Зависимость микротвердости модифицированных твэльных труб из хромистых сталей от условий плазменной обработки: а – гелиевая плазма; б, в – азотная плазма.

ферритно-мартенситной стали ЭП823 на 25 – 50 % в зависимости от условий облучения.

Учитывая, что поверхностное упрочнение способствует повышению стойкости твэльных труб к фреттинг-коррозии, исследовано влияние импульсной плазменной обработки на микротвердость твэльных труб из хромистых сталей. На рис. 8 приведены экспериментальные зависимости микротвердости для исследованных труб от режимов плазменной обработки.

Полученные результаты показали, что микротвердость модифицированных твэльных труб монотонно возрастает при увеличении напряжения зарядки конденсаторов (удельной мощности падающего потока) и числа импульсов облучения, независимо от типа плазмы, достигая насыщения. Это обусловлено структурно-фазовыми превращениями, происходящими в приповерхностных слоях образцов в результате высокоскоростной закалки и имплантации азота. Максимальное повышение микротвердости при использованных режимах обработки составляет ~ 30 % для гелиевой плазмы и до 50 % для азотной. Следует отметить, что для труб из сталей ЭП823 и ЭП900 в пределах погрешности измерений степень упрочнения одинакова, что обусловлено их близким составом.

Выводы

1. Обработка твэльных труб из ферритно-мартенситных хромистых сталей типа X12 потоками импульсной газовой плазмы с удельной мощностью $W \sim 1 \text{ МВт/см}^2$ ($N \geq 2$), приводит к оплавлению поверхности. При этом после затвердевания в приповерхностных слоях создается двумерная нанокристаллическая структура с поперечным размером зерен ~100 нм. С увеличением удельной мощности потоков плазмы происходит более интенсивное плавление приповерхностных слоев и образование развитого рельефа после затвердевания. При этом для относительно “жестких” режимов обработки ($W \geq 4 \text{ МВт/см}^2$) наблюдается образование микро-трещин на поверхности.

2. Нагрев и последующее высокоскоростное охлаждение приповерхностных слоев позволяет зафиксировать неравновесную мартенситную структуру сталей, отличающуюся наличием большого количества дефектов, а при определенных условиях даже изменением симметрии кристаллической ячейки. Выявлено уменьшение параметра кристаллической ячейки, определяемое ориентацией исходных зерен относительно радиального направления трубы или направления воздействия потоками плазмы.

3. Процессы плавления, последующая перекристаллизация и возникающие при импульсной обработке напряжения изменяют кристаллографическую текстуру поверхностных слоев оболочечных труб, предопределяя рост текстурной компоненты {100} вдоль радиального направления труб, интенсивность которой возрастает по мере увеличения плотности мощности потоков плазмы.

4. Структура твэльных труб из сталей ЧС139 и ЭК181 в результате модифицирования потоками

импульсной плазмы изменяется практически идентично, однако для труб из стали ЧС139 уровень микронапряжений после обработки существенно выше, чем в стали ЭК181.

5. Модифицирование структурно-фазового состояния приповерхностных слоев тонкостенных твэльных труб из хромистых сталей при воздействии потоками импульсной плазмы приводит к повышению их микротвердости на 30 – 50 % в зависимости от режимов обработки. При этом состав исследованных сталей не оказывает значительного влияния на характер и степень их поверхностного упрочнения.

Литература

1. Solinin M.I., Chernov V.M., Gorokhov V.A. et al. Present status and future prospect of the Russian program for fusion low-activation materials. J. of Nuclear Materials, 2000, v. 283 – 287, p. 1468 – 1472.
2. Klueh R.L., Harries D.R. High-Chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications. ASTM Stock Number: MON03, 2001, 221 p.
3. Jin Sik Cheon, Chan Bock Lee, Byoung Oon Lee et al. Sodium fast reactor evaluation: Core materials. J. of Nuclear Materials, 2009, v. 392, p. 324 – 330.
4. Engelko V., Yatsenko B., Mueller G., Bluhm H. Pulsed electron beam facility (GESA) for surface treatment of materials. Vacuum, 2001, v. 62, p. 211 – 216.
5. Müller G., Heinzel A., Konys J. et al. Results of steel corrosion tests in flowing liquid Pb/Bi at 420–600°C after 2000 h. J. of Nucl. Mater., 2002, v. 301, p. 40 – 46.
6. Русанов А.Е., Скворцов Н.С., Литвинов В.В., Левин О.Э. Коррозионная стойкость сталей в тяжелых жидкотеплоносителях: состояние и перспективы. Материалы второй Рос. конф. “Материалы ядерной техники” (МАЯТ-2). М.: ВНИИНМ, 2005, с. 87.
7. Якушин В.Л., Калинин Б.А., Кохтев С.А., Кравцов Д.В. Влияние обработки потоками высокотемпературной импульсной плазмы на коррозионную стойкость фрагментов твэлов ЯЭУ. 6th Intern. Conf. on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows (Tomsk, 2002). Томск: Изд. Дом “Курсив”, 2002, с. 405 – 408.
8. Якушин В.Л., Калинин Б.А., Джумаев П.С. и др. Повышение коррозионной стойкости стали ЭП823 в жидком свинце путем ее обработки потоками высокотемпературной импульсной плазмы. ВАНТ. Серия: Физика радиац. повреждений и радиац. материаловедение, 2005, № 3 (86), с. 128 – 133.
9. Якушин В.Л., Калинин Б.А., Джумаев П.С. и др. Влияние импульсной обработки потоками высокотемпературной плазмы на повышение коррозионной стойкости хромистой ферритно-мартенситной стали в жидком свинце. Физика и химия обработки материалов, 2005, № 4, с. 33 – 45.
10. Yakushin V.L., Kalin B.A., Polsky V.I., Dzhumaev P.S. Influence of High Temperature Pulsed Plasma Flows

- Treatment on the Corrosion Resistance of Steels. Известия вузов. Физика, 2006, № 8, Приложение, с. 280 – 283.
11. Якушин В.Л., Калинин Б.А., Джумаев П.С. и др. Влияние обработки потоками высокотемпературной импульсной плазмы на коррозионную стойкость сталей в различных агрессивных средах. Инженерная физика, 2007, № 4, с. 49 – 58.
 12. Иолтуховский А.Г., Велюханов В.П., Зеленский Г.К., Леонтьева-Смирнова М.В. и др. Малоактивируемая коррозионно-стойкая и радиационно-стойкая хромистая сталь. Патент РФ RU 2325459 от 13.06.2006. Опубл. 27.05.2008. Бюл. № 15.
 13. Грибков В.А., Григорьев Ф.И., Калинин Б.А., Якушин В.Л. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки материалов. М.: Круглый год, 2001, 528 с.
 14. Физическое материаловедение: Учебник для вузов: В 6 т. Под общей ред. Б.А. Калинина. Том 3. Методы исследования структурно-фазового состояния материалов. М.: МИФИ, 2008, 808 с.
 15. Буланов И.А., Калинин Б.А., Польский В.И., Якушин В.Л. К механизму “эффекта дальнего действия” при воздействии потоков импульсной плазмы. Труды XII междунар. совещ. “Радиационная физика твердого тела” (Севастополь, 2002). М.: НИИ ПМТ МГИЭМ (ТУ), 2002, с. 63 – 68.
 16. Якушин В.Л., Калинин Б.А. Модифицирование структурно-фазового состояния металлических материалов при воздействии потоков высокотемпературной импульсной плазмы. 12th Intern. Conf. on radiation physics and chemistry of inorganic materials (Tomsk, Russia, 2003): Proceedings. Tomsk: TPU, 2003, p. 569 – 574.
 17. Якушин В.Л. Модифицирование углеродистых и низколегированных сталей потоками высокотемпературной импульсной плазмы. Металлы, 2005, № 2, с. 12 – 24.

Статья поступила в редакцию 24.12.2012 г.

Якушин Владимир Леонидович — Национальный исследовательский ядерный университет “МИФИ”, профессор, доктор физико-математических наук. Специалист в области ионно-плазменной обработки материалов и радиационного материаловедения. E-mail: VLYakushin@mephi.ru.

Аунг Тхуреин Хейн — Национальный исследовательский ядерный университет “МИФИ”, аспирант. Специализируется в области физики металлов и материаловедения.

Джумаев Павел Сергеевич — Национальный исследовательский ядерный университет “МИФИ”, ассистент. Специалист в области электронной микроскопии. E-mail: PSDzhumaev@mephi.ru.

Исаенкова Маргарита Геннадьевна — Национальный исследовательский ядерный университет “МИФИ”, доктор физико-математических наук, профессор. Специалист в области рентгенографии и текстурного анализа. E-mail: MGIsaenkova@mephi.ru.

Калинин Борис Александрович — Национальный исследовательский ядерный университет “МИФИ”, доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой. Специалист в области физических проблем материаловедения. E-mail: BAKalin@mephi.ru.

Леонтьева-Смирнова Мария Владимировна — Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара (ОАО “ВНИИНМ”), начальник отдела, кандидат технических наук. Специалист в области реакторного материаловедения. E-mail: swift@bochvar.ru

Науменко Ирина Александровна — Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара (ОАО “ВНИИНМ”), старший научный сотрудник, кандидат технических наук. Специалист в области реакторного материаловедения. E-mail: oliv33@yandex.ru

Перлович Юрий Анатольевич — Национальный исследовательский ядерный университет “МИФИ”, ведущий научный сотрудник, доктор физико-математических наук. Специалист в области рентгенографии и текстурного анализа. E-mail: YuPerl@mail.ru.

Польский Валерий Игоревич — Национальный исследовательский ядерный университет “МИФИ”, доцент, кандидат физико-математических наук. Специалист в области рентгеноспектрального микроанализа и материалов для реакторов синтеза. E-mail: VIPolskij@mail.ru.