

УДК 538.9

МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ НИЗКОАКТИВИРУЕМЫХ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ИМПУЛЬСНОЙ ДЕЙТЕРИЕВОЙ ПЛАЗМОЙ С ПАРАМЕТРАМИ, ХАРАКТЕРНЫМИ ДЛЯ ПЕРИФЕРИЙНЫХ СРЫВОВ ПЛАЗМЫ

© 2022 г. А. В. Голубева^{a, *}, Д. В. Коваленко^b, С. Д. Лиджигоряев^b, В. А. Барсук^b, Н. П. Бобырь^a,
А. А. Медников^a, Н. С. Климов^b, К. Хуанг^c, Д. Терентьев^d, Н. Ашикава^e, В. М. Чернов^f

^aНациональный исследовательский центр “Курчатовский институт”,
Москва, 123182 Россия

^bТроицкий институт инновационных и термоядерных исследований,
Москва, 108840 Россия

^cИнститут технологии безопасности ядерной энергии, Хэфэйские институты физических наук,
Китайская академия наук, Анхуй, Хэфэй, 230031 Китай

^dБельгийский ядерный исследовательский центр (SCKCEN), Институт ядерных материалов,
Буретанг 200, МолВ-2400 Бельгия

^eАспирантский университет перспективных исследований
и Национальный институт термоядерных наук, Гифу, 240-0193 Япония

^fВысокотехнологический научно-исследовательский институт
неорганических материалов им. А.А. Бочвара, Москва, 123098 Россия

*e-mail: av_golubeva@nrcki.ru

Поступила в редакцию 27.04.2021 г.

После доработки 25.06.2021 г.

Принята к публикации 30.06.2021 г.

Низкоактивируемые (с быстрым спадом активности) ферритно-мартенситные стали – перспективные конструкционные материалы термоядерной энергетики. Рассматривается возможность их применения в качестве материала, обращенного к плазме, в областях установки с относительно низкой энергетической нагрузкой. Образцы сталей Русфер, Еврофер, CLAM и F82H облучали импульсными потоками дейтериевой плазмы, характерными для периферийных срывов плазмы. Были выбраны два варианта нагрузки: 0.3 МДж/м², 1 мс – условия, при которых происходит расплавление поверхностного слоя. Образцы облучали 1–25 импульсами при каждой нагрузке. Исследована модификация поверхностного слоя. Установлено, что если при облучении поверхностный слой образцов плавится, то уже после одного импульса поверхности образцов Русфер, CLAM и F82H становятся волнистыми, а поверхность стали Еврофер остается плоской вплоть до облучения 25 импульсами с параметрами 0.6 МДж/м², 1 мс. Это может быть связано с различиями в составе сталей. Как показали расчеты, коэффициент поверхностного натяжения в расплавленном слое стали Еврофер выше, чем в расплаве стали Русфер при той же температуре. Сталь с более высоким коэффициентом поверхностного натяжения лучше держит форму под действием внешних сил.

Ключевые слова: низкоактивируемые ферритно-мартенситные стали, ЭК-181, Русфер, Еврофер, CLAM, F82H, дейтерий, импульсная плотная плазма, поверхность, рельеф.

DOI: 10.31857/S102809602201006X

ВВЕДЕНИЕ

В качестве конструкционных материалов промышленных термоядерных установок рассматривают аустенитные стали, композиты на основе карбида кремния, сплавы ванадия, ферритно-мартенситные стали со сниженной активацией при облучении термоядерными нейтронами.

Недостатком аустенитных сталей является их длительная активация при облучении нейтронами, образовавшимися в реакции D–T. Сплавы ванадия захватывают большое количество водорода. При использовании в термоядерных реакторах в них будет накапливаться радиоактивный тритий в высоких концентрациях, что является существенным недостатком этих материалов.

Таблица 1. Состав низкоактивируемых ферритно-мартенситных сталей (мас. %)

Сталь (№ плавки)	Ni	C	N	Si	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Ta	W	P	S	O
Русфер (ДШ41 056)	0.03	0.16	0.07	0.4	0.05	0.4	12	0.6	База	0.15	1.09			
Еврофер (83699)	0.007	0.15	0.017			0.19	8.99	0.44		0.014	1.1			
CLAM (1506)		0.12	0.0026	0.03	0.21	0.19	9.1	0.41		0.2	1.52	0.003	0.003	0.001
F82H		0.1				0.2	8	0.45		0.06	2.0			
CLF-1						0.3	8.5	0.5		0.08	1.5			

Из композитов SiC_f/SiC пока не умеют производить детали больших размеров и сложной формы. Состав ферритно-мартенситных сталей со сниженной активацией подобран таким образом, чтобы уже через 100 лет после вывода из эксплуатации с этими материалами мог непосредственно работать персонал. Захват водорода в этих материалах значительно ниже, чем в сплавах ванадия. Поэтому из перечисленных материалов ферритно-мартенситные стали со сниженной активацией в настоящий момент являются фаворитами, несмотря на то, что это магнитные материалы и их размещение в магнитном поле токамака может быть сопряжено с технологическими проблемами.

Первую стенку реактора, сделанную из таких сталей, планируется защищать путем облицовки бериллием, а в наиболее энергонапряженных областях – вольфрамом. Возможны варианты облицовки исключительно вольфрамом, а также капиллярными пористыми структурами из тугоплавких материалов или даже из стали, смоченными литием [1]. Ряд ученых рассматривает также возможность использовать ферритно-мартенситные стали со сниженной активацией в качестве материала, обращенного к плазме, в областях, на которые приходится относительно низкие потоки плазмы и энергии [2, 3]. Кроме того, нельзя исключить плазменное облучение конструктивных сталей в зонах, удаленных от плазмы (в результате вторичных разрядов или срывов плазмы).

Низкоактивируемые ферритно-мартенситные стали разрабатывают для использования в ядерных и термоядерных установках. Стали со сниженной активацией под нейтронным облучением разработаны в Европе (сталь Еврофер), Японии (F82H), России (ЭК-181 Русфер), Китае (CLAM, CLF-1 [4]).

Основное отличие в составе этих сталей – концентрация хрома. Легирующая добавка хрома увеличивает коррозионную стойкость материала за счет того, что на поверхности образуется пленка нерастворимых оксидов хрома. Вследствие высокой концентрации хрома сталь Русфер обладает прекрасными прочностными и антикоррозионными свойствами. Однако при повышенной концентрации хрома наблюдается большой за-

хват водорода [5]. Диффузию водорода в сталях в аспекте их потенциального использования в термоядерных установках исследуют уже более 20 лет [6]. Захват водорода в низкоактивируемых ферритно-мартенситных сталях исследуют менее 10 лет [7–9]. Вместе с тем информация о поведении этих сталей при тепловых и плазменных нагрузках, которым они могут подвергаться, будучи обращенными к плазме в термоядерных реакторах, ограничена тремя публикациями. В [10, 11] изучена микроструктура низкоактивируемых ферритно-мартенситных сталей после фотонной тепловой нагрузки 50–200 импульсов длительностью 0.5 мс, плотность потока энергии 0.5 МДж/м². В [12] исследовано изменение микроструктуры стали Русфер при облучении импульсной азотной плазмой. Модификацию поверхностей низкоактивируемых ферритно-мартенситных сталей при облучении импульсными потоками плазмы, характерными для периферийных срывов, ранее не изучали.

Целью настоящей работы было сравнительное исследование модификации поверхности низкоактивируемых ферритно-мартенситных сталей четырех марок – ЭК-181 (Русфер), Еврофер, F82H, CLAM – при облучении плотной импульсной плазмой с параметрами, характерными для периферийных срывов плазмы.

МАТЕРИАЛЫ И ОБРАЗЦЫ

В работе исследованы низкоактивируемые ферритно-мартенситные стали Русфер (ЭК-181) [13, 14], Еврофер [15], F82H [16], CLAM [17], разработанные, соответственно, в России, Европе, Японии и Китае. Составы исследованных сталей приведены в табл. 1. Из таблицы видно, что содержание хрома в стали Русфер несколько выше, чем в остальных сталях (12 мас. %), а в стали F82H – наименьшее (8 мас. %). Напротив, содержание вольфрама в стали F82H наибольшее.

Образцы размером 10 × 10 мм были вырезаны механически и отполированы с двух сторон до зеркального блеска. Толщина образцов сталей Русфер, Еврофер, CLAM была 2 мм, стали F82H – 1 мм. Было изготовлено несколько десятков образцов каждой стали.

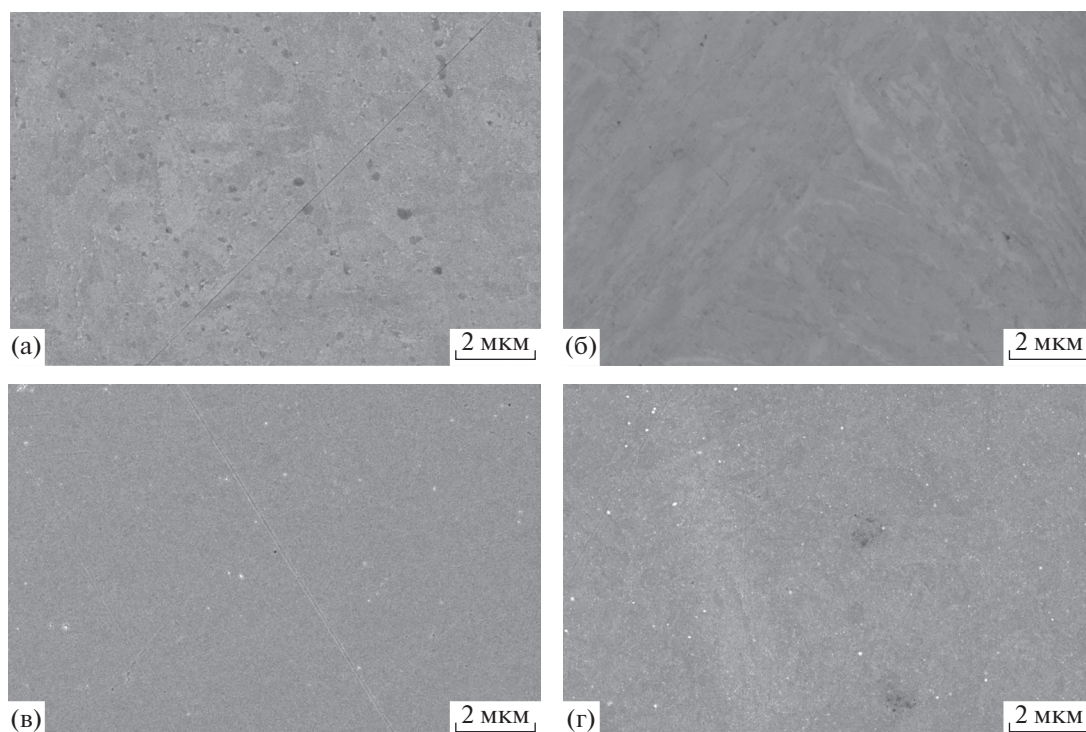


Рис. 1. РЭМ-изображения поверхности образцов низкоактивируемых ферритно-мартенситных сталей после полировки и отжига в вакууме: а – Русфер, б – Евровер, в – F82H, г – CLAM.

Согласно предыдущим исследованиям, 773 К – оптимальная температура отжига образцов стали Русфер, при которой не меняется микроструктура материала [7]. Поэтому после резки и полировки образцы были последовательно очищены в ультразвуковой ванне в разведенном дистиллированной водой щелочном жидком растворе для очистки металлов (5%), изопропанол, этаноле. Затем образцы были помещены в вакуум и отожжены при 773 К в течение 2 ч с целью релаксации напряжений, образовавшихся при изготовлении и полировке материала. Изображения поверхностей образцов, полученные с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) Versa 3D (Thermo Fisher Scientific), приведены на рис. 1.

ОПИСАНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Облучение импульсной плазмой на стенде КСПУ-Т

Установка КСПУ-Т, подробно описанная в [18], представляет собой одноступенчатый квазистационарный плазменный ускоритель с собственным магнитным полем. На этой установке исследуют поведение материалов под действием импульсных плазменно-тепловых нагрузок. В настоящей работе КСПУ-Т использовали для облучения материалов импульсной дейтериевой плазмой с параметрами, характерными для периферийных

срывов плазмы. Образцы сталей закрепляли в центральной части стальной пластины размером $160 \times 160 \times 5$ мм с помощью вакуумного двухстороннего (углеродного) скотча. Пластины вместе с образцами устанавливали на держатель в вакуумной камере КСПУ-Т и ориентировали перпендикулярно потоку плазмы (рис. 2а). Образцы облучали сериями из 1, 5, 10 и 25 импульсов. В каждой серии облучению подвергались сразу четыре образца (по одному образцу каждого вида исследуемых сталей), расположенные вплотную друг к другу так, что облучаемые плазмой поверхности всех образцов были в одной плоскости (рис. 2б). Распределение тепловой нагрузки по поверхности мишени иллюстрирует рис. 2в. Неоднородность потока в пределах составной мишени 20×20 мм не превышала 10%. Интервал между импульсами в серии составлял ~10 мин. За это время образцы остывали до температуры, на 7–9 К превышавшей первоначальную. Таким образом, после серии из 25 импульсов температура образца могла подняться не более чем на 200 К, после серии из 10 импульсов – менее чем на 100 К. Воздух напускали в камеру непосредственно после завершения облучения образцов.

Характерную длительность плазменно-теплого воздействия на исследуемые образцы определяли по импульсу давления торможения потока плазмы на поверхность пластины, для измерения которого применяли датчик давления с чувстви-

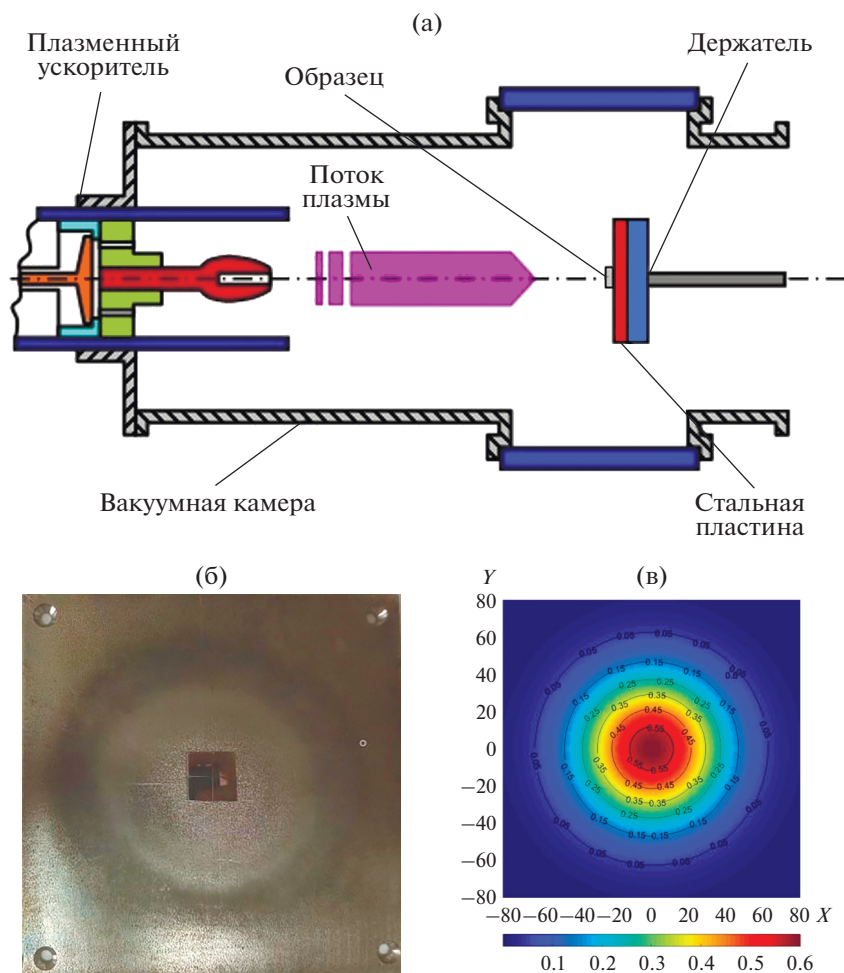


Рис. 2. Схема облучения образцов низкоактивируемых ферритно-мартенситных сталей на установке КСПУ-Т: а – схема установки образцов в вакуумной камере КСПУ-Т; б – внешний вид пластины с четырьмя закрепленными образцами сталей; в – характерное распределение тепловой нагрузки по поверхности пластины [МДж/м²].

тельным элементом из пьезокерамики ЦТС-19 [19]. Диаметр приемной поверхности датчика составлял 5 мм. Во время экспериментов приемный торец датчика вставляли в отверстие в центре пластины так, что его поверхность находилась на одном уровне с поверхностью пластины, облучаемой плазмой. Типичный импульс давления представлен на рис. 3.

Было проведено численное моделирование динамики температуры на поверхности сталей марок Русфер и Еврофер при варьировании тепловой нагрузки. Расчеты осуществляли в программной среде Comsol Multiphysics [20]. Задавали начальную температуру образцов 293 К. Температурные зависимости теплоемкости, плотности и теплопроводности указанных марок сталей были взяты из [21, 22]. Форма импульса теплового потока, падающего на поверхность образца, соответствовала эксперименту (рис. 3). За длительность импульса принимали ширину временной зависимости на полувысоте.

На рис. 4 представлена характерная расчетная зависимость температуры поверхности стали марки Русфер от времени при тепловой нагрузке $Q = 0.3$ МДж/м². На рис. 5 показаны расчетные зависимости максимальной температуры на поверхности сталей марок Русфер и Еврофер для $Q = 0–0.7$ МДж/м². Облучение образцов проводили в двух режимах: “выше плавления” – плазменная тепловая нагрузка $Q = 0.6$ МДж/м², 1 мс (в этих условиях максимальная температура поверхности образцов при облучении превышает температуру плавления стали и достигает ~2000 К (рис. 5)); “ниже плавления” – $Q = 0.3$ МДж/м², 1 мс (в этих условиях максимальная температура поверхности образцов при облучении не превышает 1230 К, что ниже температуры плавления изучаемых сталей (~1620 К для стали Еврофер)). Согласно расчетам (рис. 5б), толщины всех исследованных образцов сталей много больше, чем толщина слоя, который должен плавиться при плазменной тепловой нагрузке 0.6 МДж/м².

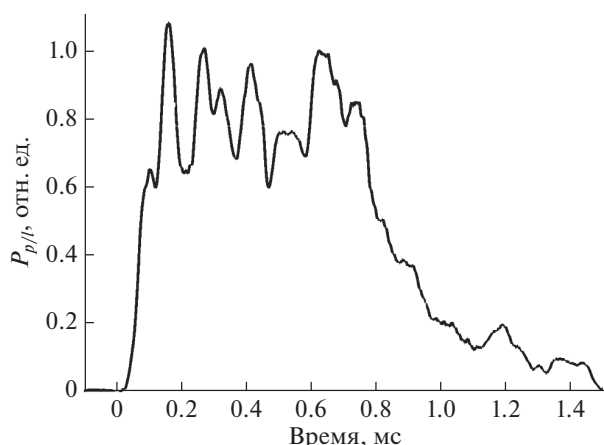


Рис. 3. Характерный импульс давления потока плазмы КСПУ-Т на поверхность облучаемой мишени.

При облучении начальная энергия ионов дейтерия, вылетающих из плазменного источника, меньше 1 кэВ. При столкновении плазменного сгустка с мишенью около ее поверхности образуется плотный (до 10^{23} м^{-3}) и относительно холодный (менее 5 эВ) слой плазмы [23]. Поэтому, как и в [24], предполагали, что средняя энергия частиц, взаимодействующих с поверхностью мишени, ниже 10 эВ. Доза облучения дейтерием за один импульс, согласно оценкам потока [24], составляет $7.5 \times 10^{23} \text{ м}^{-2}$.

Микроскопия

Оптическую микроскопию образцов (в том числе исследования состояния поверхности, перепада высот рельефа, торцевых шлифов образцов) проводили с помощью оптического микро-

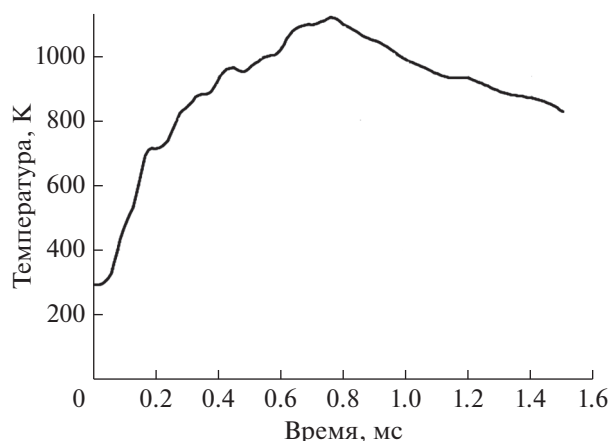


Рис. 4. Расчетные зависимости температуры поверхности сталей Русфер и Еврофер от времени для $Q = 0.3 \text{ Мдж/м}^2$.

скопа Zeiss Imager A1m. Перед исследованиями образцы подготавливали на металлографических отрезных и шлифополировальных станках. Травление металлографических шлифов с целью выявления структуры осуществляли с помощью стандартных растворов.

Электронно-микроскопические исследования проводили с помощью РЭМ EVO MA10, оснащенного рентгеновским энергодисперсионным спектрометром XFlash Detector 5030 фирмы Bruker.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

При облучении образцов импульсной плазмой в режиме “ниже плавления” их поверхности остаются гладкими, наблюдается растрескивание поверхностного слоя всех материалов, прогрессиру-

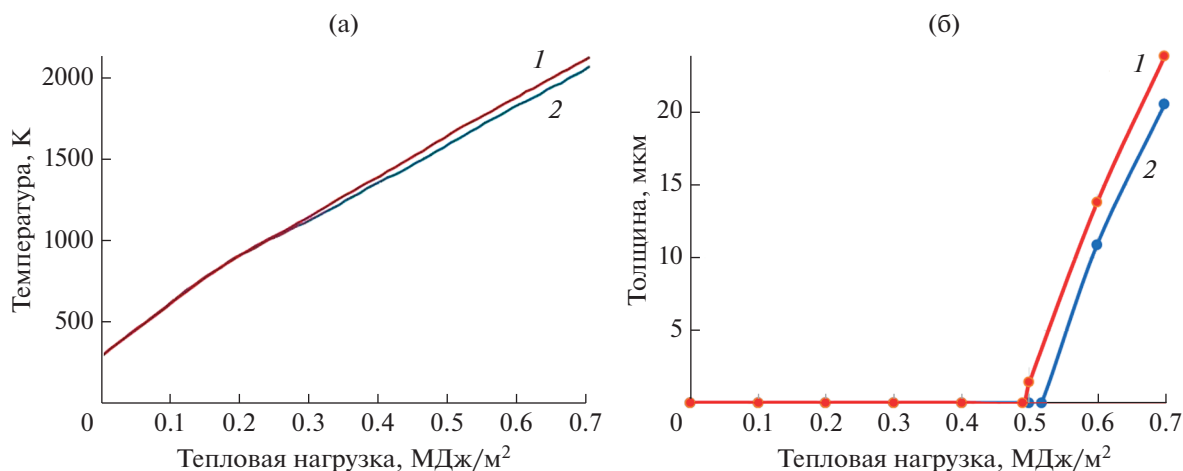


Рис. 5. Расчетные зависимости максимальной температуры на поверхности сталей Русфер (1) и Еврофер (2) (а) и толщины расплавленного слоя (б) от величины тепловой нагрузки.

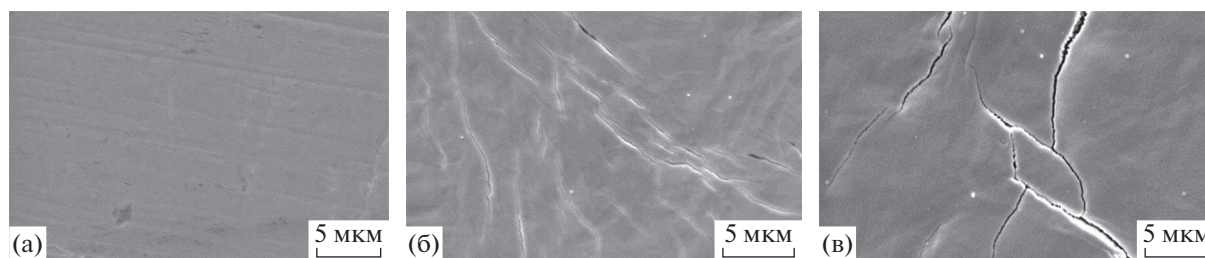


Рис. 6. Поверхность образцов стали Русфер после облучения импульсной дейтериевой плазмой, нагрузка “ниже плавления” (1 мс, 0.3 МДж/м²), количество импульсов: а – 1; б – 5; в – 25.

ющее с увеличением числа импульсов, что иллюстрирует рис. 6 на примере стали Русфер.

После облучения образцов сталей импульсным потоком дейтериевой плазмы в режиме “выше плавления” формируется волнистый рельеф поверхностей сталей Русфер, F82H, CLAM, состоящий из горбов и впадин, а поверхность стали Еврофер остается гладкой (рис. 7). На шлифах сечения видно, что при указанной нагрузке поверхностный слой расплавляется на глубину ~15 мкм (рис. 8), что совпадает с предварительными расчетами (рис. 5б). РЭМ-изображения с высоким разрешением демонстрируют, что поверхности образцов, подвергавшихся расплавлению, состоят из кристаллитов с характерным размером ~0.5 мкм.

РЭМ-изображения поверхностей образцов CLAM, подвергшихся расплавлению при облуче-

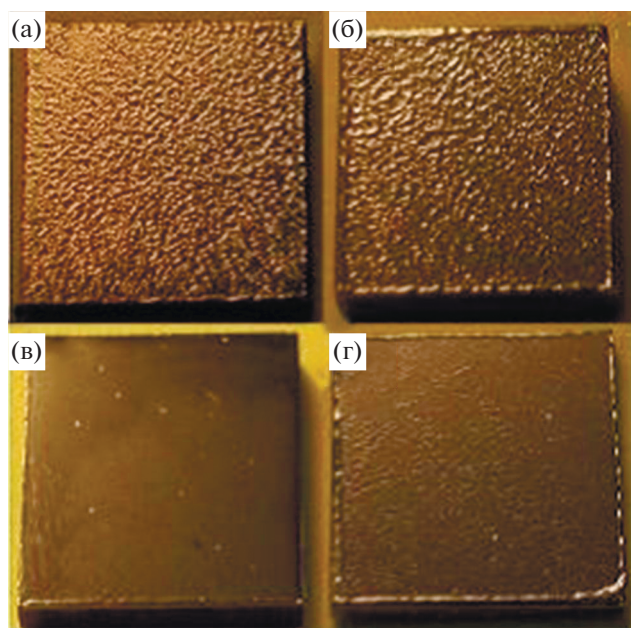


Рис. 7. РЭМ-изображения образцов низкоактивируемых ферритно-мартенситных сталей после облучения одним импульсом в режиме “выше плавления”: а – Русфер; б – CLAM; в – Еврофер; г – F82H.

нии импульсной дейтериевой плазмой, приведены на рис. 9. Аналогично выглядели поверхности трех других исследованных сталей. Такой же была и поверхность стали Русфер [10, 11] при облучении импульсными потоками тепла (не плазмы!), при которых поверхностный слой сталей плавился. Согласно [10, 11], переплавленный слой сталей состоял из ориентированных перпендикулярно поверхности зерен, имеющих форму колонн с основанием 0.1–1 мкм в диаметре. В [12] при облучении стали Русфер импульсной азотной плазмой непосредственно на поверхности наблюдался ячеистый слой толщиной 0.5–1 мкм. Аналогичную структуру переплавленного слоя наблюдали в [24] после облучения вольфрама импульсными потоками плазмы, вызывавшими циклическое плавление поверхностного слоя. Логично предположить, что в настоящих экспериментах переплавленный поверхностный слой также состоит из столбчатых кристаллитов. Перепад высот на поверхности с развитым волнистым рельефом, возникающим в результате облучения образцов плотной импульсной плазмой, находится в пределах 6–16 мкм.

В [11] при облучении аустенитной стали SS316L-1G импульсными тепловыми потоками (0.5 МДж/м², 0.5 мс) перепад рельефа возрастал пропорционально числу импульсов и достигал величины 200 мкм при 200 импульсах. В настоящей работе при облучении импульсной дейтериевой плазмой четкой зависимости перепада высот Δh от количества импульсов, которыми был облучен образец низкоактивируемой ферритно-мартенситной стали, не выявлено, что иллюстрирует рис. 10. Рельеф поверхности трех из четырех исследованных сталей развит, в то время как поверхность стали Еврофер остается плоской. Причины развития рельефа, вероятно, кроются в разном элементном составе исследуемых сталей.

Развитие рельефа на поверхности расплавленной стали впервые описано в [25, 26]. В [25] исследовали развитие рельефа на поверхности расплавленных аустенитных сталей при облучении нейтральным потоком высокоэнергетического водорода, мощность потока ~80 МВт/м², дли-

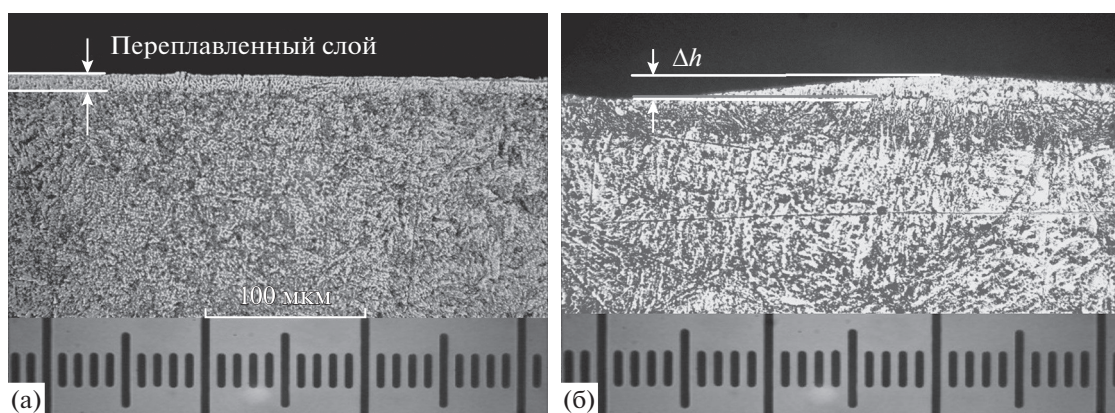


Рис. 8. Микроструктура шлифов сечения образцов сталей Еврофер (а) и Русфер (б) после облучения одним импульсом с параметрами 1 мс, 0.6 МДж/м² на стенде КСПУ-Т.

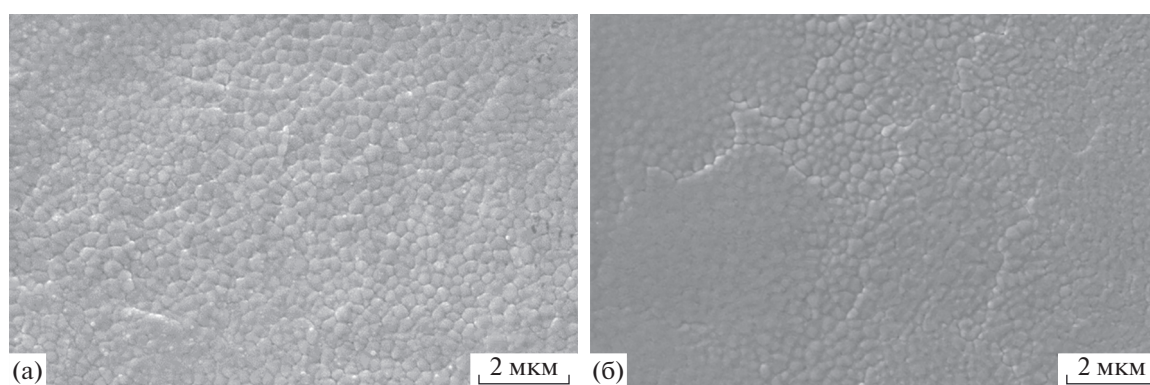


Рис. 9. Поверхность образца стали CLAM, облученного импульсной дейтериевой плазмой с параметрами 1 мс, 0.6 МДж/м², количество импульсов: а – 1; б – 5.

тельность облучения 1.5 с. Было обнаружено, что поверхность очень чувствительна к концентрации ряда примесей: сера и кислород начиная с определенного содержания приводят к развитию волнистого рельефа. Примеси Р, Al, Са действуют противоположным образом, подавляя развитие рельефа на поверхности расплавленной стали [26]. Не исключено, что аналогично могут действовать и другие примеси. Процессы на расплавленной поверхности довольно сложны, так как на расплавленный слой действуют сила поверхностного натяжения, сила тяжести, сила вязкого трения, сила реактивного испарения, а также силы при стягивании во время затвердевания. Если другие силы превышают силу вязкого трения, материал расплавленного слоя может двигаться.

Для расчета поверхностного натяжения стали может быть использована формула, предложенная Попелем [27]:

$$\sigma = \sigma_{\text{Fe}} - 2000 \lg \sum_{i=2}^k F_i X_i, \quad (1)$$

где σ_{Fe} – поверхностное натяжение чистого железа, X_i – атомная доля i -го компонента в сплаве, F_i –

параметр, характеризующий капиллярную активность легирующей добавки.

При 1873 К значения F_i для большинства легирующих добавок приведены в табл. 2. Для других

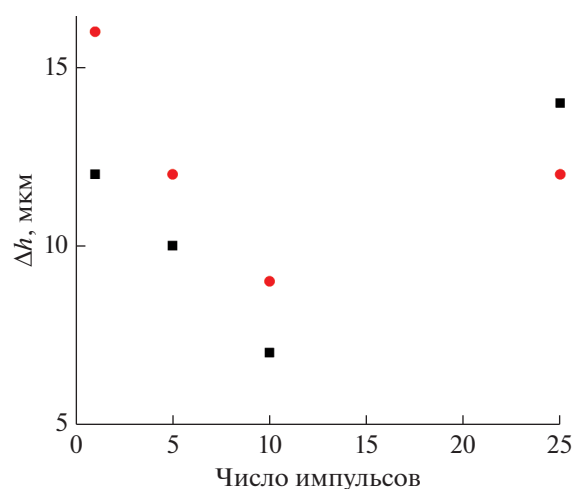


Рис. 10. Перепад высот рельефа в зависимости от количества импульсов (1 мс, 0.6 МДж/м²), которыми были облучены образцы сталей Русфер (квадраты) и CLAM (кружки).

Таблица 2. Параметр капиллярной активности различных элементов

Элемент	Fe	Cr	W	Mn	Si	V	C	N	Ni	S
F_{1873}	1	2.5	1.5	5	2.2	0.6	2	150	1.4	500

температур значение F следует определять из выражения [27]:

$$F_i^T = (F_i^{1873})^{\left(\frac{1873}{T}\right)}. \quad (2)$$

В табл. 3–5 приведены параметры и результаты расчетов поверхностного натяжения сталей Русфер, Еврофер и CLAM при $T = 1873$ К. Рассчи-

танные по формуле (1) коэффициенты поверхностного натяжения при температуре 1873 К составили: $\sigma_{\text{Русфер}} = 1466$, $\sigma_{\text{Еврофер}} = 1643$, $\sigma_{\text{CLAM}} = 1677$ МДж/м². Расчетные зависимости коэффициента поверхностного натяжения от температуры сталей приведены на рис. 11.

Так как коэффициент поверхностного натяжения расплавленной стали Еврофер больше, ее поверхность более устойчива и лучше держит форму, чем сталь Русфер. Однако согласно расчетам, коэффициент поверхностного натяжения стали CLAM еще выше, но этот материал демонстрирует развитую волнистую поверхность после переплавки поверхностного слоя. Можно предположить, что химический состав не полностью

Таблица 3. Расчет коэффициента поверхностного натяжения стали марки Русфер

Элемент	Содержание, мас. %	Атомная масса	F_{1873}	n_i	Σn_i	$X_i = n_i/\Sigma n_i$	$X_i F_{1873}$	$\Sigma X_i F_{1873}$	σ , МДж/м ²
Fe	91.576	56	1	1.635286	1.909901	0.856215	0.856215	1.573188	1466.439
Cr	11.28	52	2.5	0.216923		0.113578	0.283945		
W	1.08	183.8	1.5	0.005876		0.003077	0.004615		
Mn	0.75	55	5	0.013636		0.00714	0.035699		
Si	0.37	28	2.2	0.013214		0.006919	0.015221		
V	0.28	51	0.6	0.00549		0.02875	0.001725		
C	0.15	12	2	0.0125		0.006545	0.01309		
N	0.05	14	150	0.003571		0.00187	0.280493		
Ni	0.03	58.7	1.4	0.000511		0.000268	0.280493		
Al	0.02	27	0	0.000741		0.000388	0		
Ta	0.021	181	0	0.0001163		0.0000607	0		
Ce	0.1	58	0	0.001724		0.000903	0		
S	0.005	16	500	0.000313		0.000164	0.081811		

Примечание: X_i – атомная доля i -го компонента в сплаве, F_i – параметр, характеризующий капиллярную активность легирующей добавки, n_i – количество i -го компонента на 100 г сплава [моль].

Таблица 4. Расчет коэффициента поверхностного натяжения стали марки Еврофер

Элемент	Содержание, мас. %	Атомная масса	F_{1873}	n_i	Σn_i	$X_i = n_i/\Sigma n_i$	$X_i F_{1873}$	$\Sigma X_i F_{1873}$	σ , МДж/м ²
Fe	93.106	56	1	1.662607	1.868355	0.87052	0.87052	1.297889	1633.525
Cr	8.99	52	2.5	0.172885		0.09052	0.2263		
W	1.1	183.8	1.5	0.005985		0.003134	0.0047		
Mn	0.44	55	5	0.008		0.004189	0.020943		
Si	0.07	28	2.2	0.0025		0.001309	0.00288		
V	0.19	51	0.6	0.003725		0.001951	0.00117		
C	0.12	12	2	0.01		0.005236	0.010472		
N	0.017	14	150	0.001214		0.000636	0.095368		
Ni	0.007	58.7	1.4	0.000119		0.0000624	0.0000874		
Al	0.008	27	0	0.00296		0.000155	0		
Ta	0.14	181	0	0.000773		0.000405	0		
S	0.004	16	500	0.00025		0.000131	0.065488		

Примечание: X_i – атомная доля i -го компонента в сплаве, F_i – параметр, характеризующий капиллярную активность легирующей добавки, n_i – количество i -го компонента на 100 г сплава [моль].

Таблица 5. Расчет коэффициента поверхностного натяжения стали марки CLAM

Элемент	Содержание, мас. %	Атомная масса	F_{1873}	n_i	Σn_i	$X_i = n_i/\Sigma n_i$	$X_i F_{1873}$	$\Sigma X_i F_{1873}$	σ , МДж/м ²
Fe	93.4324	56	1	1.668436	1.878065	0.8733942	0.873394	1.23394	1677.412
Cr	9.06	52	2.5	0.174231		0.091206	0.228016		
W	1.52	183.8	1.5	0.00827		0.004329	0.006494		
Mn	0.42	55	5	0.007636		0.003997	0.019987		
Si	0.025	28	2.2	0.000893		0.000467	0.001028		
V	0.19	51	0.6	0.003725		0.00195	0.00117		
C	0.12	12	2	0.01		0.005235	0.01047		
N	0.0026	14	150	0.000186		0.0000972	0.014583		
Ni	0	58.7	1.4	0		0	0		
Al	0	27	0	0		0	0		
Ta	0	181	0	0		0	0		
Ce	0	58	0	0		0	0		
S	0.0048	16	500	0.0003		0.000157	0.078522		
Te	0.21	47.86	0.12	0.004388	0.002297	0.000276			

Примечание: X_i – атомная доля i -го компонента в сплаве, F_i – параметр, характеризующий капиллярную активность легирующей добавки, n_i – количество i -го компонента на 100 г сплава [моль].

указан в спецификациях сталей, тогда как незначительные количества некоторых примесей (в первую очередь азота) могут оказать существенное влияние на коэффициент поверхностного натяжения расплава. Механизм образования волн на поверхности не вполне ясен. Если расплавленный слой потеряет баланс поверхностного натяжения в момент затвердевания, части слоя с большим натяжением могут притягивать остальные части слоя к ним [26]. Как возможное объяснение различия рельефа исследованных сталей стоит отметить и различие в концентрации азота (табл. 1). Согласно [28], при выделении азот образует кратеры.

В целях использования низкоактивируемых ферритно-мартенситных сталей в качестве обра-

щенных к плазме материалов предпочтительнее, чтобы после интенсивных нагрузок поверхность стенки камеры на микроуровне сохраняла прежнюю гладкость, что может быть достигнуто за счет оптимизации концентраций легирующих добавок и контроля их содержания в выплавляемом материале.

ВЫВОДЫ

Было исследовано воздействие импульсной дейтериевой плазмы с параметрами, характерными для периферийных срывов плазмы, на образцы низкоактивируемых ферритно-мартенситных сталей Русфер, Еврофер, CLAM, F82H. Облучение проводили в двух режимах: импульсами длительностью 1 мс с энергией 0.3 и 0.6 МДж/м². При меньшей нагрузке поверхностный слой не расплавлялся, при большей – плавился на глубину ~15 мкм.

После облучения образцов сталей дейтериевой плазмой с параметрами 0.3 МДж/м², 1 мс, 1–25 импульсов обнаружены трещины на поверхности образцов всех сталей. Поверхности всех образцов состояли из кристаллитов, диаметр которых в плоскости поверхности составлял ~0.5 мкм.

После облучения импульсной дейтериевой плазмой с нагрузкой 0.6 МДж/м², 1 мс поверхности образцов всех сталей состояли из кристаллитов. В плоскости поверхности диаметр этих кристаллитов ~1 мкм. По аналогии с результатами [12] и [24] можно предположить, что переплавленный

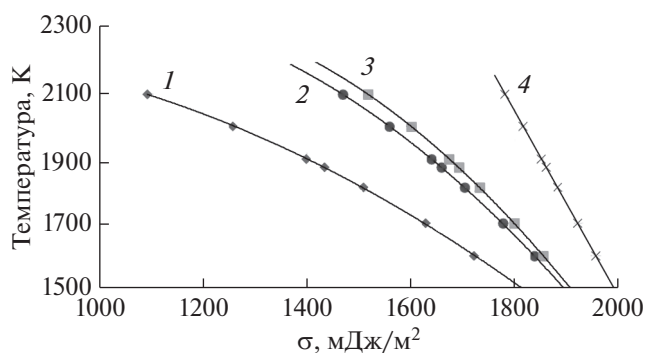


Рис. 11. Зависимости коэффициента поверхностного натяжения сталей Русфер (1), Еврофер (2), CLAM (3) и железа (4) от температуры.

слой состоит из столбчатых кристаллитов, ориентированных перпендикулярно поверхности.

После облучения импульсной дейтериевой плазмой с нагрузкой 0.6 МДж/м², 1 мс поверхности образцов сталей Русфер, F82H и CLAM приобрели волнистый рельеф, поверхность же образца стали Еврофер оставалась гладкой независимо от числа импульсов.

Вероятной причиной различий рельефа поверхностей образцов сталей после импульсного плазменного облучения может быть различие в содержании ряда примесей, влияющих на силу поверхностного натяжения в расплавленном слое (С, О, N, P, Al, Са и, возможно, других элементов). Согласно проведенным расчетам коэффициент поверхностного натяжения расплавленной стали Еврофер выше, чем расплавленной стали Русфер при той же температуре.

БЛАГОДАРНОСТИ

Работа выполнена в рамках совместного российско-китайского гранта при поддержке РФФИ (грант № 18-58-53026 ГФЕН_а) и NSFC (грант № 1171 101243).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Люблинский И.Е. // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Термояд. синтез. 2006. Вып. 3. С. 3.
2. Bolt H., Barabash V., Federici G. et al. // J. Nucl. Mater. 2002. V. 307–311. P. 43.
[https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(02\)01175-3](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(02)01175-3)
3. Roth J., Sugiyama K., Alimov V. et al. // J. Nucl. Mater. 2014. V. 454. Iss. 1–3. P. 1.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2014.07.042>
4. Wang L., Ye X., Feng Y. et al. // Fusion Eng. Design. 2020. V. 153. P. 111490.
<https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2020.111490>
5. Nishijima D., Tokitani M., Patino M.I. et al. // Physica Scripta. 2020. V. T171. P. 014005.
<https://doi.org/10.1088/1402-4896/ab3702>
6. Serra E., Perujo A., Benamati G. // J. Nucl. Mater. 1997. V. 245. Iss. 2–3. P. 108.
<https://doi.org/10.1016/j.nme.2020.100740>
7. Golubeva A.V., Bobyr N.P., Cherkez D.I. et al. // J. Nucl. Mater. 2013. V. 438. Suppl. P. S983.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2013.01.214>
8. Tolstolutskaia G.D., Ruzhytskyi V.V., Voyevodin V.N. et al. // J. Nucl. Mater. 2013. V. 442. Iss. 1–3. Suppl. 1. P. S710.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2013.02.053>
9. Ashikawa N., Sugiyama K., Manhard A. et al. // Fusion Eng. Design. 2016. V. 112. P. 236.
<https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2016.04.029>
10. Klimov N.S., Putrik A.B., Linke J. et al. // J. Nucl. Mater. 2015. V. 463. P. 61.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2014.11.098>
11. Klimov N.S., Linke J., Pitts R.A. et al. // J. Nucl. Mater. 2013. V. 438. P. S241.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2013.01.036>
12. Emelyanova O.V., Dzharmaev P.S., Yakushin V.L., Kalin B.A. // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 2015. V. 365. P. 218.
<https://doi.org/10.1016/j.nimb.2015.08.048>
13. Леонтьева-Смирнова М.В., Агафонов А.Н., Ермолаев Г.Н. и др. // Материалы атомной и термоядерной энергетики. 2006. № 6. С. 40.
14. Chernov V.M., Leonteva-Smirnova M.V., Potapenko M.M. et al. // Nucl. Fusion. 2007. V. 47. P. 839.
<https://doi.org/10.1088/0029-5515/47/8/015>
15. Fernández P., Lancha A.M., Lapeña J. et al. Reduced Activation Ferritic/Martensitic Steel Eurofer'97 as Possible Structural Material for Fusion Devices, Metallurgical Characterization on As-Received Condition and After Simulated Service Conditions. Report Informes Técnicos Ciemat 1048. Madrid, Spain, 2004.
https://inis.iaea.org/search/search.aspx?orig_q=RN:36026402
16. Kohyama A., Hishinuma A., Gelles D.S. et al. // J. Nucl. Mater. 1996. V. 233–237. P. 138.
[https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(96\)00327-3](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(96)00327-3)
17. Liu Sh., Huang Q., Li Ch., Huang B. // Fusion Eng. Design. 2009. V. 84. Iss. 7. P. 1214.
<https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2008.12.037>
18. Климов Н.С., Коваленко Д.В., Подковыров В.Л. и др. // ВАНТ. Сер. Термояд. синтез. 2019. Т. 42. Вып. 3. С. 52.
<https://doi.org/10.21517/0202-3822-2019-42-3-52-63>
19. Лиджигорьяев С.Д., Коваленко Д.В., Сафронов В.М. Измерение распределения давления торможения потока плазмы по поверхности мишени в экспериментах по имитации переходных плазменных процессов в ИТЭР на установке КСПУ-Т. // Матер. XLVI Междунар. конф. по физике плазмы и УТС. Звенигород, 2019. С. 283.
<https://www.comsol.ru>
20. Mergia K., Boukos N. // J. Nucl. Mater. 2008. V. 373. P. 1.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2007.03.267>
22. Полехина Н.А. Закономерности фазовых превращений и изменения механических свойств в различных условиях обработки 12%-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей: Дис. ... канд. физ.-мат. наук: 01.04.07. Томск: ТГУ, 2015. 132 с.
http://www.ispms.ru/files/Dissertacii_D038_1/Polehina/Diser_Polehina.pdf
23. Belan V.G., Levashov V.F., Maynashev V.S. et al. // J. Nucl. Mater. 1996. V. 233–237. P. 763.
[https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(96\)00011-6](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(96)00011-6)
24. Poskakalov A.G., Gasparyan Yu.M., Efimov V.S. et al. // Physica Scripta. 2020. V. T171. P. 014062.
<https://doi.org/10.1088/1402-4896/ab60f9>
25. Madarame H., Sukegawa T., Yanagi H. et al. // Fusion Eng. Design. 1989. V. 9. P. 213.
26. Madarame H., Sukegawa T. // Fusion Eng. Design. 1991. V. 15. P. 75.
27. Попель С.И. Теория металлургических процессов. М.: ВИНТИ, 1971. 132 с.
28. Yanagi H., Sukegawa T., Kobayashi K. et al. // J. Nucl. Mater. 1988. V. 155–157. P. 402.

Modification of the Surfaces of Reduced-Activation Ferritic-Martensitic Steels by Pulsed Deuterium Plasma Irradiation with Parameters Typical for Edge Localized Modes

A. V. Golubeva^{1,*}, D. V. Kovalenko², S. D. Lidzhigoryaev², V. A. Barsuk², N. P. Bobyr¹, A. A. Mednikov¹, N. S. Klimov², Q. Huang³, D. Terentyev⁴, N. Ashikawa⁵, V. M. Chernov⁶

¹*NRC “Kurchatov Institute”, Moscow, 123182 Russia*

²*SRC Troitsk Institute for Innovation and Fusion Research, Moscow, Troitsk, 108840 Russia*

³*Institute of Nuclear Energy Safety Technology, Chinese Academy of Sciences, Hefei, Anhui 230031 China*

⁴*SCK CEN, Nuclear Materials Science Institute, Boeretang 200, B-2400 Mol, Belgium*

⁵*Graduate University for Advanced Studies & National Institute for Fusion Science, Gifu, 240-0193 Japan*

⁶*A.A. Bochvar High-Technology Research Institute of Inorganic Materials, Moscow, 123098 Russia*

**e-mail: av_golubeva@nrcki.ru*

Reduced-activation ferritic-martensitic steels are promising structural materials for fusion power engineering. The possibility of their use as plasma-facing materials in areas with low energy loads is considered. Samples of steels Rusfer, Eurofer, CLAM, and F82H were irradiated with pulsed deuterium plasma fluxes typical for edge localized modes. Two load options were selected: 0.3 MJ/m², 1 ms – conditions under which the surfaces of steels did not melt, and 0.6 MJ/m², 1 ms – conditions under which the surface layer melted. The samples were irradiated with 1–25 pulses at each load. The modification of the surface layer was investigated. It was found that if the surface layer of the samples melted during irradiation, then after one pulse the surfaces of the Rusfer, CLAM, and F82H samples became wavy, and the surface of the Eurofer steel remained flat until irradiation with 25 pulses with parameters 0.6 MJ/m², 1 ms. This may be due to differences in the steel composition. Calculations showed that the surface tension coefficient in the molten layer of Eurofer steel was higher than in the molten layer of Rusfer steel at the same temperature. Steel with a higher surface tension coefficient holds its shape better when exposed to external forces.

Keywords: reduced-activation ferritic-martensitic steels, EK-181, Rusfer, Eurofer, CLAM, F82H, deuterium, pulsed dense plasma, surface, relief.