

Влияние мощных пучков дейтериевой плазмы на структуру и механические свойства хромистой стали

А. Б. Цепелев, А. С. Илюшин, Т. Ю. Киселева,
Е. А. Бровкаина, Н. А. Виноградова

Изучено влияние мощных наносекундных импульсных потоков ионов дейтерия и плотной дейтериевой плазмы (10^8 Вт/см²), генерируемых в установке Плазменный Фокус, на механические свойства хромистых сталей. Установлено, что замена углерода в ферритной стали 12 Cr – 2 W – 0,1 С на азот приводит к ее резкому охрупчиванию и разупрочнению, обусловленному, по-видимому, образованием хрупких нитридов железа и/или вольфрама. Облучение мощными импульсами горячей плазмы повышает механические свойства азотистой ферритной стали за счет растворения хрупких включений нитридных фаз и образования наноразмерных частиц W, что подтверждается результатами рентгеноструктурного анализа облученной стали. Ферритные хромистые стали без азота и аустенитные марганцовистые стали показали высокую стабильность механических свойств при облучении мощными импульсами дейтериевой плазмы.

Ключевые слова: дейтериевая плазма, импульсное облучение, ферритные хромистые стали, аустенитные малоактивируемые стали, механические испытания дисковых микрообразцов, охрупчивание, упрочнение, рентгеноструктурный анализ, наночастицы W.

Введение

При выборе конструкционных материалов для ядерных энергетических установок (ядерных и термоядерных реакторов) важной характеристикой является их радиационная стойкость, то есть способность в течение всего времени эксплуатации в условиях интенсивного радиационного воздействия сохранять приемлемый уровень прочности и пластичности. С этой точки зрения известный эффект радиационного упрочнения металлов и сплавов кажется не представляющим особой опасности, однако, к сожалению, как правило он сопровождается потерей пластичности материала. Кроме того, традиционные конструкционные стали обладают склонностью к радиационному охрупчиванию — высоко- или низкотемпературному, в зависимости от структуры, — которое в некоторых случаях может принимать катастрофический характер.

В связи с ужесточением условий работы материалов в разрабатываемых атомных реакторах нового поколения и реакторах термоядерного синтеза

становится необходимым учитывать еще один фактор — импульсный характер воздействия мощных энергетических потоков, как, например, при срыве плазмы в камере термоядерного реактора. При этом материал, контактирующий с плазмой, подвергается бомбардировке интенсивными потоками заряженных частиц (ионов), вся энергия которых выделяется в тонком (порядка микрометра) поверхностном слое. В этих условиях основным повреждающим фактором становится радиационно-термическое воздействие, способное приводить не только к изменению свойств материала, но и к распылению, оплавлению и испарению поверхностного слоя. Происходящие при этом структурные изменения в материале во многом определяются уже не радиационным воздействием ускоренных заряженных частиц, а термическими эффектами, обусловленными действием ионных пучков (плазменных потоков) как мощным поверхностным источником тепла.

Для адекватной оценки эксплуатационных характеристик современных конструкционных материалов для атомной и термоядерной энергетики

необходимо проводить их испытания в условиях, моделирующих воздействие мощных импульсных пучков заряженных частиц. Для проведения подобных экспериментов представляется перспективным использовать установки типа Z-пинч, в частности Плазменный Фокус (ПФ) [1], важной особенностью которых является возможность облучения материалов мощными импульсными потоками высокоэнергетических частиц и излучения различного вида, к которым относятся электронные и ионные пучки ($E > 100$ кэВ), потоки плотной плазмы, мягкое (~ 1 кэВ) и жесткое (десятки и сотни кэВ) рентгеновское излучение и импульсы нейтронного излучения [2].

Цель данной работы — исследование влияния облучения мощными плазменными потоками на установке Плазменный фокус ПФ-6 на механические свойства ферритных хромистых (12 и 9 % Cr) и аустенитных марганцовистых сталей.

Материалы и методика эксперимента

В качестве объектов исследования были выбраны ферритная сталь 12 Cr – 2 W, содержащая 0,1 % C (углеродистая) или 0,2 % N (азотистая), ферритная сталь 9 Cr – 2 Mo (0,04 % C) и аустенитные малоактивируемые стали 12 Cr – 18 Mn – 2 W (0,3 % C) и 12 Cr – 14 Mn – 4 Ni (0,1 % C) (все — масс.%). Перед испытаниями стали отжигали при 1100 °C (аустенитные) или 1000 °C (ферритные) в течение 1 ч с последующим охлаждением в воде и старением 700 °C, 1 ч.

Выбор сталей был обусловлен их перспективностью как конструкционных материалов для ядерных реакторов, обладающих повышенной стойкостью к вакансионному набуханию (ферритные стали) и пониженным уровнем наведенной радиоактивности (малоактивируемые аустенитные стали).

Образцы в виде фольг толщиной $\sim 0,2$ мм подвергали облучению на установке Плазменный фокус ПФ-6 (энергетический запас 6 кДж, Институт физики плазмы и лазерного микросинтеза, Варшава, Польша), где в качестве рабочего газа, заполняющего разрядную камеру при начальном давлении ~ 600 Па, использовали чистый дейтерий. Расстояние между анодом и плоскостью облучаемого образца составляло $l = 8,5$ см, длительность воздействия импульса дейтериевой плазмы на поверхность образца $t = 0,1$ мкс. Количество импульсов облучения каждого образца было равно $n = 5$.

Схема проведения экспериментов представлена на рис. 1 [3]. В процессе разряда при подаче на электроды высокого напряжения $U = 10$ кВ происходит схлопывание плазменной токовой оболочки на

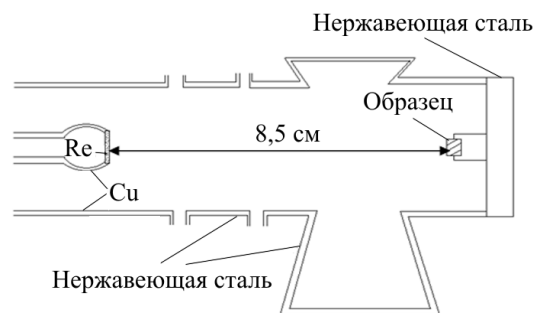


Рис. 1. Схема облучения образцов на установке ПФ-6.

оси камеры вблизи анода и генерация мощного импульса высокотемпературной плазмы, движущегося в направлении мишени со скоростью $\sim 2 \cdot 10^7$ см/с. Примерно через 10 нс после образования пинча в плазменном фокусе (области максимального сжатия плазмы) создается плазменный диод и происходит генерация быстрых ионов дейтерия с энергией 10 – 200 кэВ (максимум распределения при 100 кэВ), движущихся в сторону образца-мишени (катода) со скоростью $\sim 3 \cdot 10^8$ см/с. Плотность мощности плазменного потока ($T \approx 100$ эВ) в кумулятивной струе, распространяющейся по оси камеры и создающей перед собой полусферическую ударную волну, составляла $\sim 1 \cdot 10^7$ Вт/см², плотность мощности ионного пучка $\leq 10^{10}$ Вт/см².

Из облученных фольг вырубали дисковые образцы диаметром 3 мм, которые помещали в специально сконструированную приставку и деформировали методом вдавливания цилиндрического пуансона диаметром 1 мм (Miniaturized Disk Bend Test — MDBT) [4, 5]. Испытания проводили на испытательной машине Instron 3382 в режиме сжатия со скоростью нагружения 0,2 мм/мин. Регистрируемая в процессе таких испытаний кривая “нагрузка – прогиб образца” (MDBT-кривая) позволяет качественно оценить изменение механических свойств материала после облучения, так как ее вид весьма чувствителен к структурно-фазовому состоянию материала [6]. Всего было испытано около 50 образцов — не менее чем по 5 штук для каждого материала в исходном и облученном состоянии.

Определение фазового состава образцов проводили методом рентгеновской дифракции на порошковом дифрактометре Empyrean Panalytical (Нидерланды) в геометрии Брэгга – Brentano ($\theta - 2\theta$ сканирования) с использованием медного анода (длина волны 1,5406 Å), рабочие режимы 40 мА, 40 кВ. Дифрактограммы снимали с шагом 0,026 град. в диапазоне углов от 5 до 140 градусов с использова-

нием двухкоординатного детектора Pixel3D. Анализ дифрактограмм проводили с помощью программного обеспечения HighScore Plus Panalytical с осуществлением полнопрофильного анализа и фазового анализа с привлечением кристаллографической базы данных ICSD Panalytical.

Результаты и обсуждение

На рис. 2 представлены MDBT-кривые ферритных сталей 12 Cr – 2 W в исходном состоянии (кривые 1, 3, 5) и после облучения на установке ПФ-6 пятью импульсами горячей плазмы (кривые 2, 4, 6). Как видно, углеродистая сталь 12 Cr – 2 W – 0,1 C является более пластичной, а ее прочность (максимальная нагрузка до разрушения — аналог предела прочности, определяемого при растяжении плоских образцов) практически вдвое выше, чем прочность стали того же состава, в которой углерод был заменен азотом (0,2 % N, содержание углерода < 0,04 %). Следует, однако, заметить, что толщина фольг, из которых вырубали образцы для механических испытаний, несколько различалась и составляла 0,26 мм для углеродистой и 0,21 мм для азотистой стали, что необходимо учитывать при сравнительном анализе прочностных характеристик этих сталей.

MDBT-кривые нагружения ферритной 9 Cr – 2 Mo стали, содержащей 0,04 % C, также представленные на рис. 2 (кривые 5, 6), показывают, что механические свойства этой стали практически нечувствительны к плазменному облучению. Учитывая, что толщина образцов из этой стали была меньше, чем

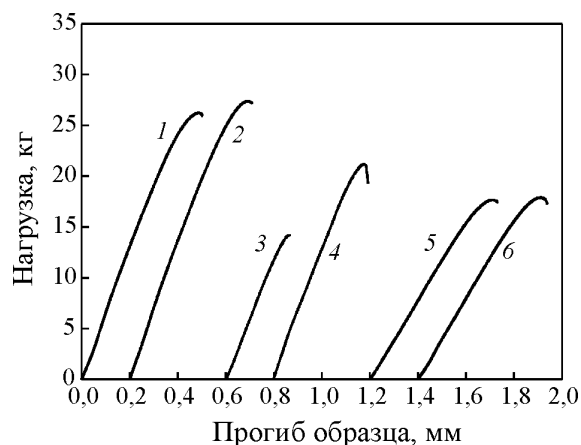


Рис. 2. Типичные MDBT-кривые нагружения ферритных сталей в исходном состоянии (1, 3, 5) и после облучения на установке Плазменный Фокус (2, 4, 6): 1, 2 — углеродистая 12 Cr – 2 W – 0,1 C сталь; 3, 4 — азотистая 12 Cr – 2 W – 0,2 N сталь; 5, 6 — 9 Cr – 2 Mo сталь.

для всех других сталей, и составляла 0,19 мм, можно считать, что по прочностным характеристикам ферритная сталь с 9 % Cr близка к стали с 12 % Cr, а по пластичности, которую можно оценить по величине прогиба образца до разрушения (при MDBT испытаниях это аналог удлинения до разрушения при растяжении плоских образцов), заметно превосходит ее. Облучение мощными импульсами дейтериевой плазмы не приводит к деградации механических свойств обеих этих сталей.

В то же время, плазменное облучение привело к значительному (в ~ 1,5 раза) увеличению максимальной нагрузки до разрушения азотистой модификации 18 Cr – 2 W стали, хотя и в этом случае прочность и пластичность азотистой стали 12 Cr – 2 W – 0,2 N были ниже (кривая 4), чем для углеродистой стали 12 Cr – 2 W – 0,1 C (кривая 2). По характеру изменения вида MDBT-кривых азотистой стали можно предположить, что в данном случае облучение приводит скорее не к упрочнению, а к повышению пластичности азотистой стали, которая, очевидно, в исходном состоянии склонна к “преждевременному” хрупкому разрушению.

Охрупчивание исходной азотистой Fe – Cr – W стали естественно связать либо с образованием менее прочных и хрупких нитридов, либо с отсутствием в ее структуре карбидов, ответственных за более высокие прочностные свойства углеродистой модификации этой стали. Отсутствие карбидов, конечно, может приводить к разупрочнению стали, однако объяснить этим резкое (в ~ 1,8 раза) уменьшение деформации образца до разрушения вряд ли возможно. По-видимому, основной причиной охрупчивания азотистых хромистых Fe – Cr – W сталей может быть образование нитридов железа и/или вольфрама. Известно, например, что нитриды железа Fe₄N, Fe₂N образуют очень хрупкие игольчатые кристаллы, разрушение которых приводит к зарождению так называемых холодных трещин уже в области упругой деформации материала. Из рис. 2 видно, что разрушение образцов стали Fe – Cr – W – N происходит практически без их пластической деформации, то есть в упругой области, что можно рассматривать как косвенное подтверждение реальности предложенного механизма охрупчивания азотистой хромистой стали.

Для подтверждения данного предположения были проведены рентгенографические структурные исследования стали системы Fe – 12 Cr – 2 W, легированной азотом. Дифрактограммы, полученные от образцов этой стали в исходном состоянии и после облучения на установке Плазменный фокус, приведены на рис. 3.

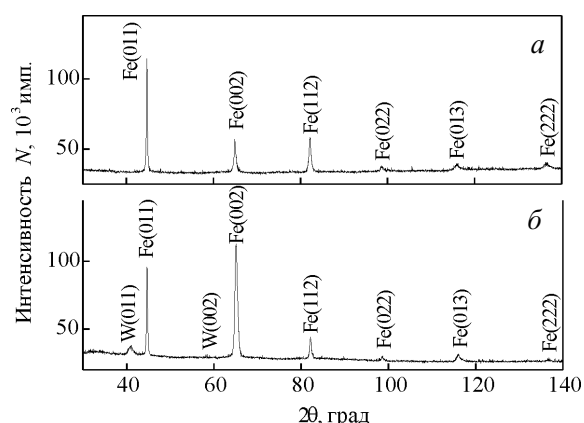


Рис. 3. Дифрактограммы образцов сплава Fe – 12 Cr – 2 W – N в исходном состоянии (а) и после облучения ионами дейтерия в установке Плазменный фокус (б).

Анализ дифрактограммы исходного образца (рис. 3а) показывает, что его фазовый состав представляет собой твердый раствор хрома и вольфрама в α -Fe, при этом размер зерна (областей когерентного рассеяния, ОКР), рассчитанный по методу Шеррера, составляет $\langle D \rangle = 350 \text{ \AA}$.

На дифрактограмме, полученной от облученного образца (рис. 3б), помимо дифракционных максимумов от твердого раствора α -Fe(Cr,W) присутствуют линии малой интенсивности от W, что свидетельствует об обеднении твердого раствора и выделении вольфрама в виде отдельной фазы. Размер зерен (ОКР) для твердого раствора при этом уменьшается до $\langle D \rangle = 300 \text{ \AA}$, а размер выделений W составляет $\langle D_W \rangle = 66 \text{ \AA}$. Кроме того, отмечается перераспределение интенсивностей максимумов от твердого раствора, что указывает на текстуру (отклонение ориентировки кристаллитов от случайной). Усиление интенсивности рефлекса 002 свидетельствует об увеличении числа зерен, для которых плоскости $\{001\}$ параллельны поверхности образца.

Таким образом, плазменное облучение стали приводит к некоторой переориентировке кристаллитов и радиационно-стимулированному распаду α -твердого раствора с формированием наночастиц вольфрама размером менее 10 нм, при этом размер ОКР в облученном твердом растворе уменьшается на ~ 15 %.

Однако обнаружить наличие нитридных фаз в исследуемом сплаве методами рентгеноструктурного анализа не удалось, что, конечно, можно объяснить их малыми размерами и/или небольшим количеством, не поддающимся обнаружению рентгеновскими методами.

Таким образом, причина охрупчивания ферритной Fe – Cr – W стали при замене углерода

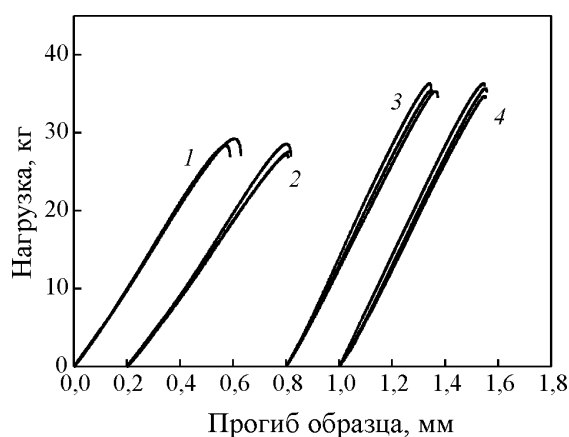


Рис. 4. Типичные MDVT-кривые нагружения аустенитных марганцевистых сталей 12 Cr – 14 Mn – 4 Ni (1, 2) и 12 Cr – 18 Mn – 2 W (3, 4) в исходном состоянии (1, 3) и после облучения на установке Плазменный Фокус (2, 4).

(~ 0,1 масс. %) на азот (~ 0,2 масс. %) осталась неизвестной, однако эффект упрочнения азотистой стали после облучения ионами дейтерия в установке Плазменный фокус можно связать с образованием наноразмерных частиц W, выделяющихся из твердого раствора хрома и вольфрама в α -Fe, появление которых было зафиксировано на дифрактограммах (рис. 3). Если считать, что охрупчивание азотистой Fe – Cr – W стали связано с мелкими игольчатыми выделениями нитридов железа, то из полученных результатов следует, что облучение мощными импульсами горячей дейтериевой плазмы стимулирует растворение этих выделений, и механизм такого растворения может быть связан с синергетическим радиационно-термическим эффектом облучения в установке Плазменный фокус.

Можно также предположить, что охрупчивание исходного сплава, легированного азотом, обусловлено образованием динитрида вольфрама WN_2 , а упрочнение после импульсного плазменного воздействия — его разложением по реакции $WN_2 \rightarrow W + N_2$, которая в обычных условиях протекает при температурах 400 – 800 °C и может стимулироваться в условиях радиационно-термического плазменного воздействия. Однако для выяснения действительной причины охрупчивания ферритной стали, легированной азотом, и механизма ее упрочнения при облучении мощными импульсами дейтериевой плазмы требуется проведение дополнительных исследований более тонкими методами структурного анализа.

В любом случае, независимо от того, какие именно нитридные фазы ответственны за охрупчивание сплава Fe – Cr – W при его легировании

азотом, полученные результаты по влиянию облучения на механические свойства сплава свидетельствуют, что выделения этих хрупких и непрочных фаз в результате радиационно-термического плазменного воздействия растворяются в ферритной матрице.

МДВТ-испытания аустенитных марганцовистых сталей показали, что облучение импульсами горячей плазмы не приводит к изменению их механических свойств, о чем свидетельствует практически неизменный вид МДВТ-кривых нагружения дисковых микрообразцов до и после облучения (рис. 4). По-видимому, это свидетельствует о высокой стабильности марганцовистого аустенита в условиях радиационно-термического воздействия при плазменном ударе, что позволяет рассматривать малоактивируемые аустенитные стали на основе системы Fe – Mn в качестве перспективных радиационно-стойких конструкционных материалов.

Выводы

Механические испытания методом вдавливания дисковых образцов нержавеющей стали ферритного и аустенитного класса показали, что замена углерода (0,1 %) на азот (0,2 %) в ферритных 12Cr – 2W сталях приводит к их охрупчиванию и, как следствие, значительному снижению прочности. Этот эффект, по-видимому, обусловлен образованием хрупких нитридов железа и/или вольфрама. Радиационно-термическое воздействие при облучении стали мощными импульсами дейтериевой плазмы повышает прочность и пластичность азотистой ферритной стали, что объясняется растворением фазовых включений нитридов в ферритной матрице (α -твердом растворе хрома и вольфрама в Fe) и образованием наноразмерных выделений чистого W, что подтверждается результатами рентгеноструктурного анализа.

Механические свойства ферритной стали 18 Cr – 2 W, содержащей 0,1 масс.% С, и стали 9 Cr – 2 Мо (0,04 % С) после плазменного облучения практически не изменились, что свидетельствует о стабильности структурно-фазового состояния хромистых сталей, не легированных азотом.

Аустенитные марганцовистые стали 12 Cr – 18 Mn – 2 W и 12 Cr – 14 Mn – 4 Ni (ЭП 838) также показали нечувствительность к облучению на установке Плазменный фокус, что можно объяснить достаточно высокой стабильностью марганцовистого аустенита в условиях радиационно-термического воздействия горячей дейтериевой плазмы.

Авторы выражают благодарность проф. В.А. Грибкову за помощь в проведении экспери-

ментов по облучению образцов на установке Плазменный Фокус.

Литература

1. Иванов Л.И., Пименов В.Н., Грибков В.А. Взаимодействие мощных импульсных потоков энергии с материалами. Физика и химия обработки материалов, 2009, № 1, с. 23 – 37.
2. Gribkov V.A. On possible formulation of problems of a dense Plasma Focus used in material sciences. Nukleonika, 2000, v. 45, no. 3, p. 149 – 153.
3. Цепелев А.Б., Грибков В.А., Мельников В.Н., Садыхов С.И.О., Виноградова Н.А., Никитушкина О.Н. Влияние мощных энергетических воздействий на механические свойства конструкционных материалов. В сб.: Новые материалы и технологии. Ред. К.А. Солнцев. М.: ИнтерконтактНаука, 2015, т.2, с.783 – 786.
4. Tsepelev A.B., Poymenov I.L. Application of miniaturized disk bend test technique for selection of optimum composition of candidate materials for fusion reactors. J.Nucl.Mater., 1992, v. 189, p. 222 – 225.
5. Цепелев А.Б. Применение метода изгиба дисковых микрообразцов для оценки механических свойств облученных ферритных сталей. Физика и химия обработки материалов, 2001, № 1, с. 31 – 38.
6. Kluech R.L., Maziasz P.J. Reduced activation austenitic stainless: The Fe – Mn – Cr – C system. In: Reduced Activation Materials for Fusion Reactors. Eds. R.L.Kluech, D.S.Gelles, M.Okada, N.H.Packan. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, ASTM STP 1047, 1990, p. 7 – 18.

References

1. Ivanov L.I., Pimenov V.N., Gribkov V.A. Vzaimodeystvie moshchnykh impulsnykh potokov energii s materialami [Interaction of power pulsed energy fluxes with materials]. *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov — Physics and Chemistry of Materials Treatment* (In Rus), 2009, No. 1, pp. 23 – 37. .
2. Gribkov V.A. On possible formulation of problems of a dense Plasma Focus used in material sciences. Nukleonika, 2000, v. 45, no.3, pp. 149 – 153.
3. Tsepelev A.B., Gribkov V.A., Melnikov V.N., Sadykhov S.I.O., Vinogradova N.A., Nikitushkina O.N. *Vliyaniye moshchnykh energeticheskikh vozdeystviy na mekhanicheskie svoystva konstruktivnykh materialov* [Effect of a power energy impact on the mechanical properties of structural materials]. In: *New materials and technologies*. Ed. K.A. Solntsev. Moscow: Interkontakt Nauka Publ., 2015, v. 2, pp.783 – 786. (In Russ.).
4. Tsepelev A.B., Poymenov I.L. Application of miniaturized disk bend test technique for selection of optimum composition of candidate materials for fusion reactors. J.Nucl.Mater., 1992, v. 189, pp. 222 – 225.
5. Tsepelev A.B. *Primeneniye metoda izgiba diskovykh mikroobraztsov dlya otsenki mekhanicheskikh svoystv*

- obluchennykh ferritnykh staley [Application of miniaturized disk bend test technique for estimation of mechanical properties of irradiated ferrite steels]. *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov — Physics and Chemistry of materials Treatment* (In Rus), 2001, No.1, pp. 31 – 38.
6. Kluech R.L., Maziasz P.J. Reduced activation austenitic stainless: The Fe – Mn – Cr – C system. In: *Reduced Activation Materials for Fusion Reactors*. Eds. R.L.Kluech, D.S.Gelles, M.Okada, N.H.Packan. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, ASTM STP 1047, 1990, pp. 7 – 18.

Статья поступила в редакцию 15.10.2015 г.

Цепелев Аркадий Борисович — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (119334, Москва, Ленинский проспект, д. 49), доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник; Национальный исследовательский ядерный университет “МИФИ” (115409 Москва, Каширское ш., 31), профессор, специалист в области радиационного и космического материаловедения. E-mail: tsep@imet.ac.ru.

Илюшин Александр Сергеевич — Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Физический факультет (119991, Москва, Ленинские горы, д.1, стр.2), доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой, специалист в области физики твердого тела. E-mail: sols146i@phys.msu.ru.

Киселева Татьяна Юрьевна — Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Физический факультет (119991, Москва, Ленинские горы, д.1, стр.2), кандидат физико-математических наук, доцент, специалист в области рентгеноструктурного и фазового анализа твердых тел. E-mail: kiseleva.tyu@gmail.com.

Бровкина Елена Анатольевна — Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Физический факультет (119991, Москва, Ленинские горы, д.1, стр.2), кандидат физико-математических наук, доцент, специалист в области рентгеноструктурного и фазового анализа сплавов. E-mail: el-brov@yandex.ru.

Виноградова Наталья Александровна — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (119334, Москва, Ленинский проспект, д. 49), кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник, специалист в области радиационного и космического материаловедения. E-mail: na_vin@mail.ru.

Effect of power pulses of deuterium plasma on the structure and mechanical properties of chromium steel

A. B. Tsepelev, A. S. Ilyushin, T. Yu. Kiseleva, E. A. Brovkina, N. A. Vinogradova

Effect of the high-power nanosecond pulse fluxes of deuterium ions and dense deuterium plasma (10^8 W/cm²), generated in the Plasma Focus apparatus, on the mechanical properties of chromium steel has been investigated. It is found that the replacement of carbon in composition of the ferrite 12 Cr – 2 W – 0,1 C steel to nitrogen leads to dramatic embrittlement and softening of the steel caused apparently by formation of brittle nitrides of iron and/or tungsten. Irradiation with powerful pulses of hot plasma improves the mechanical properties of nitrous ferrite steel due to dissolution of the brittle precipitations of nitride phases and formation of nanoscale particles of W, which is confirmed by X-ray analysis of irradiated steel. Ferrite chromium steels without nitrogen as well as austenitic manganese steels have shown a high stability of the mechanical properties under irradiation with powerful pulses of deuterium plasma.

Keywords: deuterium plasma, pulse irradiation, ferrite chromium steels, low activation austenite steels, miniaturized disk bend tests, embrittlement, strengthening, X-ray diffraction analysis, W nanoparticles.

Tsepelev Arkady — A.A. Baikov Institute of metallurgy and materials science of the Russian Academy of Sciences (49 Leninsky pr., 119334 Moscow, Russia), DrSci (Phys.Math.), leading scientist; National Research Nuclear University “MEPhI” (31 Kashirskoe shosse, 115409 Moscow, Russia), professor; authority in the field of solid state physics and radiation material science. E-mail: tsep@imet.ac.ru.

Ilyushin Alexandr — Lomonosov Moscow State University, Faculty of Physics (Russia, 119991, Moscow, 1-2 Leninskiye Gory), DrSci (Phys.Math.), Professor; Head of solid state physics department, authority in the field of solid state physics. E-mail: sols146i@phys.msu.ru.

Kiseleva Tat'yana — Lomonosov Moscow State University, Faculty of Physics (Russia, 119991, Moscow, 1-2 Leninskiye Gory), PhD (Phys.Math.), associate professor, authority in the field of X-ray structure and phase analysis of solids. E-mail: kiseleva.tyu@gmail.com.

Brovkina Elena — Lomonosov Moscow State University, Faculty of Physics (Russia, 119991, Moscow, 1-2 Leninskiye Gory), PhD (Phys.Math.), associate professor, authority in the field of X-ray structure and phase analysis of alloys. E-mail: el-brov@yandex.ru.

Vinogradova Natalia — A.A. Baikov Institute of metallurgy and materials science of the Russian Academy of Sciences (49 Leninsky pr., 119334 Moscow, Russia), PhD, senior scientist; authority in the field of cosmic and radiation material science. E-mail: na_vin@mail.ru.