

О ГЛУБИНЕ ЗОНЫ МОДИФИКАЦИИ СВОЙСТВ (УПРОЧНЕНИЯ) МАТЕРИАЛОВ ОБЛУЧЕНИЕМ ПРИ $T \leq 100$ °С НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ПЛАЗМОЙ ТЛЕЮЩЕГО РАЗРЯДА

Ю.В. Кунченко, В.В. Кунченко Г.Н. Картмазов

Национальный научный центр “Харьковский физико-технический институт”

Украина

Поступила в редакцию 13.05.2009

Макроскопический масштаб модифицированной (упрочненной) зоны установлен на основании результатов измерений распределения микротвердости по глубине (до ~ 2,5 мм) исходных деформированных, отожженных (600 °С; 2,5 часа) и облученных низкоэнергетической плазмой тлеющего разряда при $T \leq 100$ °С образцов α -Fe, а так же – двухкратного повышения относительной эрозионной стойкости облученных образцов стали ХВГ при кавитационном воздействии воды на противоположной облучаемой грани образца, толщина которого составляет 4 мм. Особенности изменений микроструктуры облученных крупнозернистых образцов α -Fe и факт упрочнения противоположной, не облученной поверхности образца стали подтверждают волновую природу механизма дальнего действия, переноса энергии упругой волны на макрорасстояния от поверхности облучения.

ВВЕДЕНИЕ

Исследования процессов взаимодействия низкоэнергетической плазмы тлеющего разряда (средняя энергия ионов – сотни эВ – единицы кэВ) при относительно низких $T \leq 200$ °С связаны в большинстве своем с проблемами газонасыщения, газопроницаемости, блистерообразования, распыления конструкционных материалов, а также с развитием новых физических вакуумно-плазменных методов нанесения покрытий [1]. При этом установлено, что глубина имплантации близка к расчетной и составляет доли мкм, тогда как инициированные облучением структурно-фазовые превращения наблюдаются на глубинах до нескольких мкм, а повышенная плотность дислокаций и микротвердость – десятков микрон. В 90-х появились публикации в которых сообщалось о том, что при облучении металлов, сплавов и др. материалов при температурах $T \leq 100$ °С плазмой тлеющего разряда, горящего в определенных режимах (Аг или остаточная среда, $P = 1 \div 6$ Па; $U = 0,5 \div 3,0$ кВ; $j \leq 0,1$ мА/см²), эффекты дальнего действия, наблюдаемые по изменению дислокационных структур, могут достигать ~10 мм [2, 3]. Практически важным следствием такой обработки оказываются “объемные” изменения физико-механических свойств, в т.ч. повышение служебных

характеристик (износостойкость и др.) конструкционных, инструментальных материалов, изделий из них [3, 4, 5]. До настоящего времени нет общепринятых представлений о природе, механизме глубинной (“объемной”) модификации свойств материалов, облучаемых низкоэнергетической плазмой тлеющего разряда при $T \leq 100$ °С. Рассматриваются преимущественно две основные гипотезы объяснения образования дислокаций на больших глубинах: либо перенос дефектов в глубь образца за счет различных механизмов взаимодействия, либо перенос энергии на большие расстояния в виде упругих волн, инициирующих образование дислокаций и других дефектов [2, 3, 6 – 10].

В развитие этих работ нами показано [6], что эффекты дальнего действия наблюдаются при облучении плазмой тлеющего разряда, горящего в нестабильном режиме ВЧ колебаний катодного падения потенциала [1], которые обуславливают импульсное ускорение экстрагируемых из плазмы ионов. И таким образом поверхность образца (изделия) подвергается облучению не стационарным потоком ионов [3], а импульсной бомбардировке “пакетами” ускоренных ионов. Частота их соударений с поверхностью определяется условиями формирования ВЧ колебаний плазмы и характеристиками ионов [11]. Распро-

странение в глубину слабозатухающих импульсных упругих волн, которые, как нам представляется, формируются в процессе бомбардировки поверхности “пакетами” ионов и в результате частотной модуляции знакопеременных упругих колебаний, возникающих в поверхностных слоях при стохастических актах рождения и аннигиляции “мерцающих” пар Френкеля, обуславливают безактивационную миграцию межузельных атомов, образование и распространение дислокаций на большие расстояния в объеме образца вплоть до противоположной (не облучаемой) поверхности. Облучение плазмой тлеющего разряда в отсутствие пластического течения [12] приводит к интенсивному образованию вокруг дислокационных петель атмосфер “порядка” Сноэка, а также Котрелла, комплексов “дефект-внедренный атом”, с энергией связи (диссоциации), превышающей их исходное состояние. Таким образом, происходит блокирование дислокаций, приводящее к повышению критического напряжения сдвига закупоренных дислокационных источников. Следствием этого и являются наблюдаемые эффекты повышения механических свойств, служебных характеристик изделий [4 – 6].

Однако существуют и альтернативные точки зрения на эффект дальнего действия при ионном облучении, которые заключаются в его отрицании, на том основании, что часть экспериментов выполнялись с использованием разгрушающих методов исследований [13] или из-за того, что за проявление эффекта дальнего действия принимается смещение границы имплантированной примеси внутрь облученного образца (режущий инструмент) в процессе фрикционного взаимодействия материалов при толщине изношенного слоя, многократно превышающего средний проективный пробег ионов [14].

Целью настоящей работы является экспериментальное подтверждение макроскопических масштабов эффектов дальнего действия (в частности упрочнения) на примерах образцов α -Fe и стали ХВГ, облучаемых при $T \leq 100$ °С низкоэнергетической плазмой тлеющего разряда, в режиме ВЧ колебаний падения катодного потенциала, и тем самым

– представлений о волновой природе и механизме эффекта дальнего действия.

УСЛОВИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДЫ

Тлеющий разряд инициировался в вакуумной камере объемом ~ 1 м³ в точном соответствии с условиями и параметрами горения, обеспечивающими ранее установленные эффекты дальнего действия, упрочнения облучаемых материалов [2 – 5]. При этом расстояние анод-катод составляло 550 мм, потенциал горения $U = 1,8 \div 2,2$ кВ, плотность ионного тока $j \leq 0,08$ мА/см², $T = 50 \div 70$ °С, давление Ar или остаточной атмосферы $P = 1 \div 2$ Па. Исследовались образцы из стали ХВГ размером $\phi = 12$ мм, $h = 4$ мм (в состоянии поставки) и α -Fe (008-ЖР ГОСТ-14-1-20-33-77). Образцы предварительно шлифовали, полировали ($R_\alpha = 0,08 \div 0,1$ мкм). Часть образцов α -Fe отжигали в безмасляном вакууме $\sim 10^{-4}$ Па при 600 °С в течении 2,5 часов с целью снятия искажений, обусловленных механической обработкой. Микроструктура образцов α -Fe изучена при помощи электронного микроскопа (ЭМВ-100Л, метод двухступенчатых реплик). Контроль фазового состава проводили рентгенодифрактометрическим методом (ДРОН-3) с использованием Cu K_α – излучения; распределение элементов (C, O) по глубине определялось методом рентгеновской фото-электронной спектроскопии (РФЭС) [15] путем распыления поверхностных слоев ионами Ar ($E = 1$ кэВ, $j = 10$ мкА/см²) со скоростью ~ 10 Å/мин за время 20, 80 и 120 мин. Чувствительность метода $\sim 0,01$ монослоя (2 \div 3 об. %). Анализ проведен по линиям Fe2p, O1s, C1s оболочек. Оценки глубины модифицированного слоя облученных образцов установлены на основании измерений значений микротвердости (α -Fe) и кавитационного износа образцов стали ХВГ. Микротвердость измерялась при помощи микротвердомера ПМТ-3 с алмазной пирамидкой Виккерса с нагрузкой на индентор 0,02 и 0,05 Н с максимальной ошибкой, рассчитываемой по 10 измерениям, не превышающей 5 \div 10%; кавитационные испытания проведены на экспериментальном ультразвуковом стенде МСВ-1 [16].

РЕЗУЛЬТАТЫ, ОБСУЖДЕНИЕ

СОСТАВ И СТРУКТУРА
ПРИПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ α -Fe

Глубина взаимодействия компонентов плазмы тлеющего разряда, горящего в остаточной атмосфере вакуумной камеры при $P = 2$ Па, определялась после облучения при $U = 2$ кВ, плотность ионного тока $j = 0,02$ мА/см², $T = 50$ °С в течении $\tau = 60$ мин. (доза – $Q = 2 \cdot 10^{17}$ см⁻²) – в условиях, обеспечивающих максимальные значения прироста микротвердости (ΔH_v) механических характеристик большинства изученных облучаемых материалов, сплавов [2 – 6]. Рентгенографические исследования показали, что параметры решетки α -Fe и ХВГ в результате облучения до дозы $Q = 4 \cdot 10^{17}$ см⁻² ($\tau = 120$ мин) в данных условиях не изменяются. Однако методом РФЭС при стравливании поверхностных слоев исходных и облученных образцов α -Fe обнаружены относительные изменения концентрации атомов кислорода (О) и углерода (С) по глубине (рис. 1).

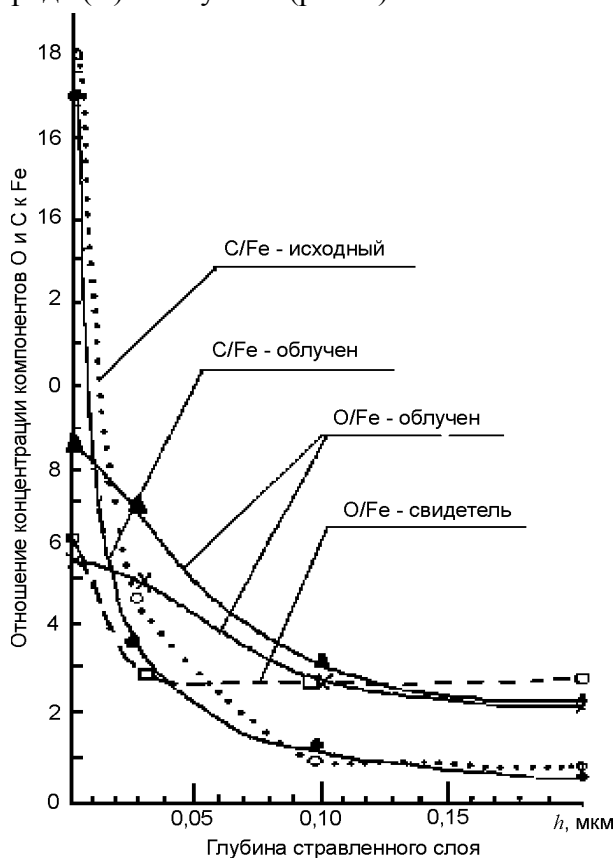


Рис. 1. Изменения отношений концентраций кислорода и углерода к содержанию Fe в поверхностных слоях образцов α -Fe в исходном и облученном состояниях в зависимости от глубины стравленного слоя.

Спектры основных оболочек Fe, полученных с поверхности исходных (до стравливания) образцов, – идентичны для необлученных и облученных образцов и соответствуют Fe_2O_3 . После распыления ионами Ag^+ слоя $\sim 0,1$ мкм в спектре появляются линии Fe_3C ; в отожженных в вакууме и облученных в тлеющем разряде – наблюдается слабо-интенсивная линия ($E_i = 709$ эВ), которая принадлежит соединению $Fe_3(CO)_4$. После стравливания слоя $\sim 0,2$ мкм спектры исходных и облученных образцов α -Fe практически не отличаются. Таким образом, глубина плазмохимического взаимодействия компонентов среды горения тлеющего разряда с α -Fe не превышает $\sim 0,2$ мкм. Эти результаты подтверждают полученные ранее [3] для аналогичных образцов α -Fe данные электронно-микроскопических исследований, свидетельствующих о структурно-фазовой неоднородности приповерхностной зоны до глубины $\leq 1,0$ мкм. При этом установлено, что поверхностный слой $\leq 0,2$ мкм имеет аморфную структуру.

МИКРОТВЕРДОСТЬ

С целью изучения распределения микротвердости по облучаемой поверхности и по глубине исходный образец α -Fe разрезался на две равные части с размерами $20 \times 10 \times 10$ мм (рис. 2 – I и II).

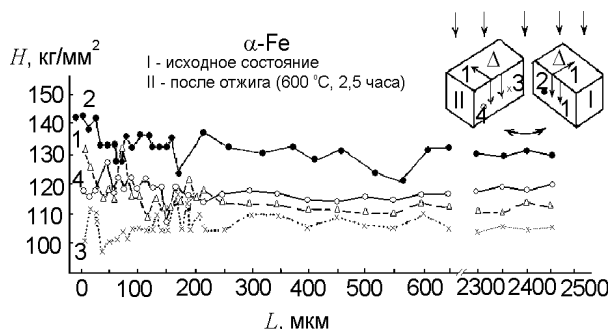


Рис. 2. Распределение микротвердости и схема ее измерений на образцах α -Fe: 1 – исходное состояние, 2 – после облучения (в глубину), 3 – после отжига 600 °С, $2,5$ часа (в глубину) и 4 – после облучения в отожженном состоянии. Облучение: $P = 2$ Па, $U = 2$ кВ, $j = 0,08$ мА/см², $T = 60 \div 70$ °С, $\tau = 30$ мин.

Плоскости, предназначенные для измерений H_v , механически шлифовались, полировались ($R_\alpha \approx 0,08$ мкм). После этого был проведен вакуумный отжиг при 600 °С в течении

2,5 часов одной половины образца, измерены значения H_v в исходном – не отожженном и отожженном состояниях (рис. 2, 1 – I и 3 – II – соответственно) в направлении от ребра к центру грани (рис. 2, стрелки). Затем обе половины образца были состыкованы, скреплены струбциной, помещены на катод установки и облучены плазмой тлеющего разряда при давлении остаточной среды $P = 2$ Па, $U = 2$ кВ, $j = 0,02$ мА/см², $T = 50$ °С в течении $\tau = 90$ мин (доза – $Q = 4 \cdot 10^{18}$ см⁻²). Измерения H_v после облучения проведены параллельно цепочке отпечатков индентора в исходном состоянии на минимально допустимых от них расстояниях в облучаемых и перпендикулярных к ним плоскостях, закрытых в процессе облучения второй половиной образца (рис. 2, 2 – I и 4 – II). При плотном соприкосновении плоскостей плазма тлеющего разряда не проникает в пространство между ними [18], что позволяет значения H_v , полученные в этих плоскостях, принимать за распределение по глубине. Из графиков следует, что по сравнению с исходным состоянием (рис. 2, кр. 3 – II – отжиг до облучения), после облучения наблюдается увеличение значений H_v не только в области, примыкающей к ребру, как на облученной грани, так и на закрытой в процессе облучения, но и по глубине на расстояние до ~2500 мкм. На расстояниях более ~150 ÷ 200 мкм от ребра значения H_v практически совпадают в пределах “разброса”. Величина этого “разброса” выше в области, примыкающей к ребру, особенно для облученного состояния (сравни, рис. 2, 1 – I и 4 – II). Для не отожженного состояния (рис. 2, кр. 2 – I) этот эффект повышенного значения H_v в зоне ребра менее заметен на фоне более существенного общего увеличения микротвердости. Причем, в противоположность отожженному образцу (рис. 2, кр. 4 – II) “разброс” значений H_v в зоне ребра – меньше. Наблюдаемые особенности в неоднородности микротвердости – “разброс”, обусловлены отличиями в микроструктуре образцов. Об этом свидетельствуют значения микротвердости, измеренные в пределах выявленных химическим травлением двух типов кристаллитов, отличающихся характерными структурными особенностями

(наличие или отсутствие следов травления дислокаций), что обусловлено различной ориентацией кристаллитов по отношению к плоскости шлифа и анизотропией значений H_v .

Для облученного образца α -Fe отличия в значениях микротвердости в пределах каждого из двух типов в средних значениях не превышают $\Delta H = \pm(0,03 \div 0,05)$ ГПа. В тоже время отличия между ними достигают ~0,23 ГПа, усредненные же по всем измерениям и составляют “разброс” $H = \pm 0,15$ ГПа.

Аналогичные по неоднородности значений микротвердости (ΔH_v) результаты получены на облученном отожженном образце. При этом характерная крупнозернистая микроструктура рекристаллизации с малой плотностью следов травления дислокаций, с присутствующей микротвердостью (рис. 2, кр. 3 – II) на уровне $H = (1,05 \div 1,08)$ ГПа, в результате облучения в тлеющем разряде заметно изменяются (рис. 3а, б).

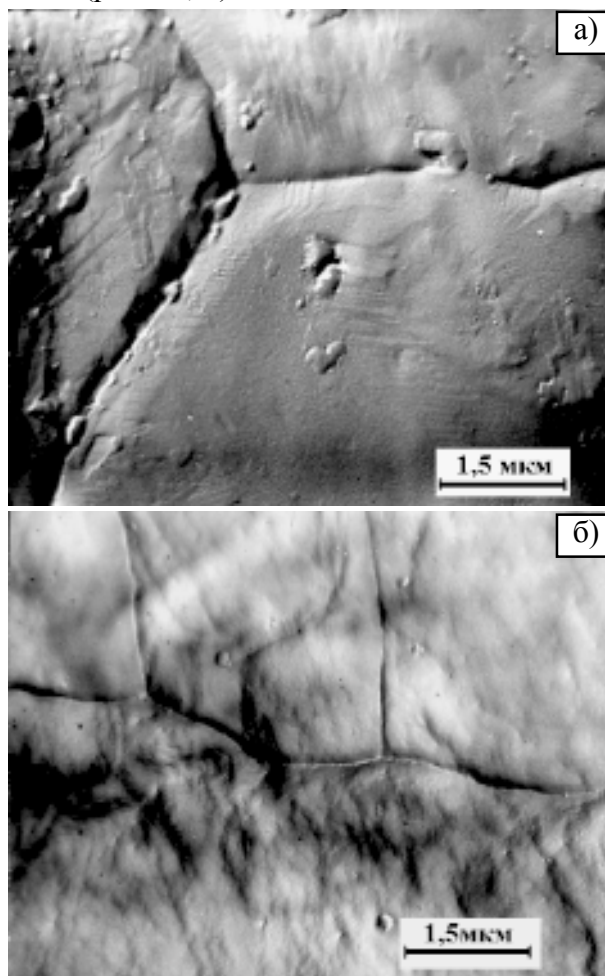


Рис. 3. а) – микроструктура исходного отожженного α -Fe; б) – микроструктура исходного отожженного α -Fe после его облучения.

На некоторых участках у границ смежных зерен возникают широкие зоны мелкокристаллической, блочной структуры с плотной сеткой дислокации (рис. 3б). Микротвердость крупных (≥ 3 мкм) кристаллитов практически совпадает с исходными значениями отожженных образцов ($H \approx 1,05$ ГПа). В тоже время микротвердость мелкокристаллической зоны приближается к значениям, соответствующим исходным, не отожженным образцам ($H \approx 1,22 \div 1,28$ ГПа).

Таким образом, обработка в тлеющем разряде как отожженных, рекристаллизованных, так и деформированных, в состоянии механического наклепа образцов α -Fe, приводит к повышению средних значений микротвердости до измеренных глубин не менее 2500 мкм (рис. 2). Эффект более выражен у границ зерен, а так же для состояния с максимальным уровнем искажений кристаллической решетки образцов, вызванным их механической обработкой в процессе их изготовления.

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НА ЭРОЗИОННУЮ (КАВИТАЦИОННУЮ) СТОЙКОСТЬ СТАЛИ ХВГ

Для эрозионных испытаний использованы образцы стали ХВГ размером $\phi = 12$ мм, $h = 4$ мм с исходной микротвердостью $H_{0,05} = 2,7 \div 0,1$ ГПа (рис. 4).

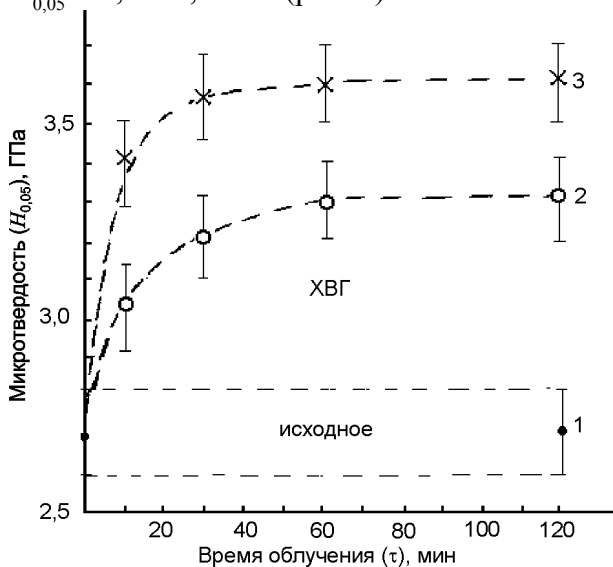


Рис. 4. Зависимость микротвердости ($H_{0,05}$) стали ХВГ от времени облучения в остаточной атмосфере – (2), аргоне – (3) в сравнении с исходным состоянием – (1). Облучение: $P = 2$ Па, $U = 2$ кВ, $j = 0,08$ мА/см², $T = 60 \div 70$ °С, $\tau = 30$ мин.

Максимальный уровень повышения микротвердости (упрочнения) при облучении тлеющим разрядом, горящим в атмосфере остаточных газов, составляет $\Delta H \approx 20\%$, аргона – 30% и достигается за время облучения ≥ 30 мин при $P = 2$ Па, $U = 2$ кВ, $j \leq 0,08$ мА/см², $T = 60 \div 70$ °С (рис. 4, кр. 2, 3 – соответственно).

Качественное представление о характере процесса кавитационного износа дают кинетические зависимости величины убыли массы (Δm) образца со временем испытаний (t), (рис. 5), где: 1 – соответствует исходному состоянию стали ХВГ; (2 – 1) – обратной (не облученной) стороне образца – 2, облученного в остаточной среде и 3 – образцу, облученному в атмосфере Ar.

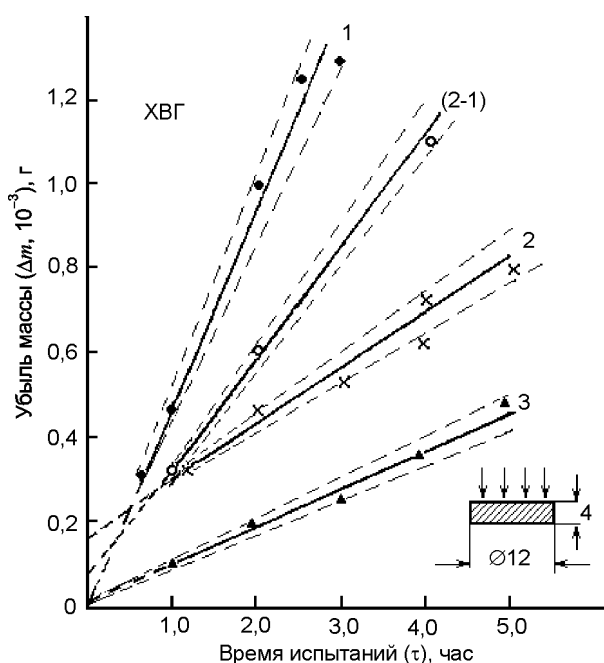


Рис. 5. Зависимости от времени испытаний кавитационного износа (убыли массы – Δm) образцов стали ХВГ ($\phi = 12$ мм, $h = 4$ мм) в исходном состоянии – (1), (2-1) – обратной стороны образца (2), облученного в остаточной атмосфере и – (3) – в аргоне. Облучение: $P = 2$ Па, $U = 2$ кВ, $j = 0,08$ мА/см², $T = 60 \div 70$ °С, $\tau = 30$ мин.

Видно, что, начиная с определенного момента времени с начала испытаний (“инкубационный” период) [17], устанавливается прямо пропорциональная зависимость убыли массы от времени испытаний, что свидетельствует об установившейся определенной, характерной для каждого из испытываемых образцов скорости кавитационного (эрозионного) разрушения. Количественно эта скорость (V)

определяется тангенсом угла наклона линейного участка кинетической кривой износа – $V = \Delta m / \Delta t$ (рис. 6 (V)), а эрозионная стойкость (T) – величиной, обратной величине скорости эрозионного износа – $T = 1/V$ (рис. 6 (T)) соответствующих образцов.

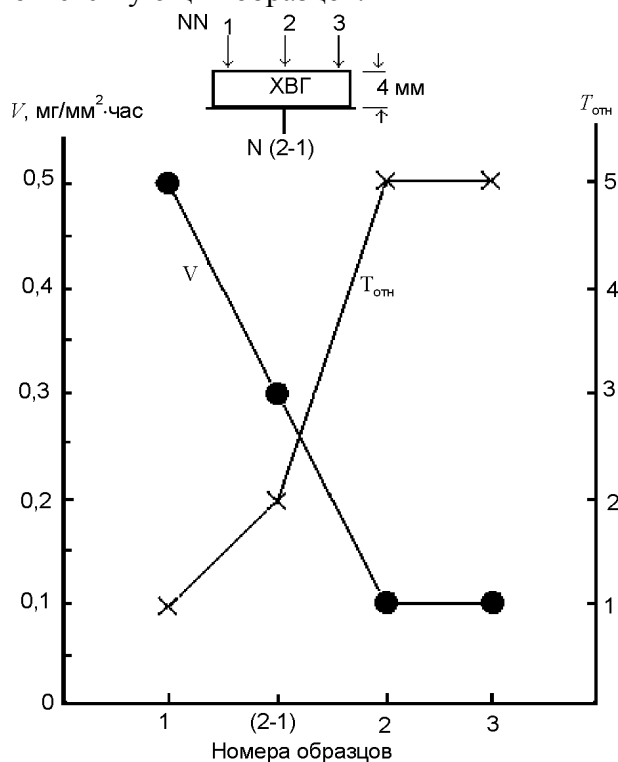


Рис. 6. Значения скоростей кавитационного износа (V) и относительной стойкости ($T_{отн}$) стали ХВГ (обозначения – см. рис. 5).

Видно, что облучение стали ХВГ плазмой низкоэнергетического тлеющего разряда, горящего в нестабильном режиме ВЧ колебаний катодного падения потенциала, приводит к существенному повышению микротвердости, сопротивлению стали эрозионному разрушению в условиях кавитационного воздействия воды, обеспечивая 5 – кратное увеличение эрозионной стойкости по сравнению с исходным состоянием (рис. 6).

Наблюдаемые отличия в характере кинетических кривых убыли массы от времени испытаний на начальной стадии (“инкубационный” период) испытаний ($t \leq 1$ часа), (рис. 5, кр. 2 и 3) свидетельствуют о различиях в структурно-фазовых состояниях поверхностных слоев образцов, облученных в остаточной атмосфере (кр. 2) и аргоне (кр. 3). В отличие от облучения в Ar (образец № 3) в процессе облучения плазмой тлеющего разряда образца № 2 на его поверхности, аналогично

облученному α -Fe (рис. 1), образуется слой соединений компонентов остаточной среды (O, C, N) с элементами стали (окислы, карбиды, нитриды), установление закономерностей эрозионного разрушения которого требует дальнейшего более детального изучения. Наличием этого слоя может быть объяснено повышенное значение убыли массы образца № 2 по сравнению с образцом № 3 на начальной стадии испытания (сравни рис. 5 кр. 2 и 3 при $t \leq 1$ часа). После удаления этого слоя в ходе эрозионных испытаний процесс характеризуется установившейся, постоянной скоростью износа, которая близка к скорости износа образца № 3 (сравни углы наклона соответствующих кр. 2 и 3 на рис. 5, а также значения V – на рис. 6). Это свидетельствует о близости структурно-фазового состояния на данном этапе испытаний (глубине эрозионного износа) образцов, облученных в различных средах.

Почти двукратное увеличение относительной эрозионной стойкости, не облученной поверхности (2 – 1), противоположной облучаемой плоскости образца № 2, толщина которого – 4 мм, свидетельствует об объемном, макроскопическом масштабе эффекта модифицирования (упрочнения) облученной стали. При этом, уровень стойкости оказывается в 2,5 раза более низким по сравнению с облучаемой поверхностью образца, что свидетельствует о затухании эффекта упрочнения по мере удаления от поверхности облучения. Это качественно коррелирует с характером распределения по глубине (до ~10 мм) плотности дислокаций, установленным авторами [3].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Полученные результаты свидетельствуют о волновой природе и механизме эффектов дальнего действия, наблюдаемых при облучении при $T \leq 100$ °C образцов α -Fe и стали ХВГ низкоэнергетической плазмой тлеющего разряда, горящего в нестабильном режиме ВЧ колебаний падения катодного потенциала. Это подтверждается образованием у границ крупных зерен рекристаллизованного α -Fe широких зон мелко кристаллической, блочной структуры с высокой плотностью дислокаций, для которых характерными являются

повышенные значения микротвердости (H_v), практически совпадающие с H_v исходных, деформированных, не отожженных образцов. Такой характер локализации структурных изменений у границ зерна при отсутствии внешнего воздействия силы, приводящего к пластической деформации, может быть объяснено освобождением энергии упругой волны (возникающей в процессе облучения [6]) на препятствии, которым и является граница зерна в объеме образца, а также его внешняя граница [10]. Последнее проявляется в повышении прочностных свойств (эрозионной стойкости) обратной, не облученной грани образца стали ХВГ.

Установление повышенных по сравнению с исходными состояниями значений микротвердости по глубине до ~2,5 мм от поверхности облучения как крупнокристаллических, отожженных, так и деформированных образцов α -Fe, а также – эффекта повышенной эрозионной стойкости (упрочнения) обратной не облученной грани образца стали ХВГ на расстоянии 4 мм от поверхности облучения являются фактами, подтверждающими макроскопические масштабы эффекта модификации (упрочнения) материалов, облучаемых плазмой тлеющего разряда.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гребенюк В.Ф., Рудаков В.И. плазменные покрытия на деформируемом инструменте//Вакуумные технологии и оборудование. Харьковская научная ассамблея, ICVTE-6, Харьков – 2003. – С. 147-150.
2. Tereschko I.V., Khodyrev V.I., Tereschko V.M., Lipsky E.A., Goncharenja A.V., Ofori-Sey S. Self – organizing processes in metals by low-energy ion beams//Nuclear instrum and Methods in Phys. Res. – 1993. – В 80/81. – P.115-119.
3. Козлов Э. В., Терешко И.В., Попова Н.А.. Физическая картина модификации поверхностных слоев и объема металлов и сплавов при воздействии низкоэнергетической плазмой//Изв. высш. уч. зав., физика. – 1994. – № 5. – С. 127-140.
4. Картмазов Г.Н., Кунченко В.В., Ломино Н.С., Сопрыкин Л.И.. Особенности поведения легированных материалов при воздействии низкоэнергетической плазмы тлеющего разряда (исследования и практическое использование)//Материалы VIII Конф. стран СНГ по проблеме “Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов” (Белгород). – 1997. – С. 140-142.
5. Кунченко В.В., Картмазов Г.Н., Кунченко Ю.В., Ломино Н.С., Неклюдов И.М., Савченко В.И.. К вопросу о природе упрочнения материалов, облученных плазмой низкоэнергетического тлеющего разряда//В сб. “Труды 15 конф. по физ. рад. явлен. и рад. материаловедению” (Алушта). – 2002. – С. 258-259.
6. Неклюдов И.М., Кунченко Ю.В., Картмазов Г.Н., Кунченко В.В., Ломино Н.С., Савченко В.И. Природа и механизм модификации материалов на большую глубину при обработке низкоэнергетической плазмой тлеющего разряда//Физика и химия обработки материалов. – 2005. – № 4. – С. 17-27.
7. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д.. Структура и прочность азотированных сплавов. – М.: Металлургия, 1982. –170 с.
8. Лариков Л.Н., Ресный А.В. Воздействие одно-временной имплантации He и H на структуру и свойства//Письма в ЖТФ. – 1986. – Т.12, Вып. 10. – С.591-593.
9. Бабад-Захряпин А.А.. Высокотемпературные процессы в материалах, повреждаемых низкоэнергетическими ионами. – М.: Энергоатомиздат, 1985. – 120 с.
10. Серов И.Н., Марголин В.И., Жабрев В.А., Тупик В.А., Фантисов В.С. Эффекты дальнего действия в микро – и наноразмерных структурах //Инженерная физика.–2005.– № 1.– С. 50-67.
11. Slutsker Ya.Z., Bliokh Y.P., Felsteiner I., Vaisberg P.M. Bohm criterion failure and periodic oscillations of the plasmasheath in nonstationary plasmas//In.: Strong Microwaves in Plasmas/Ed. Litvak A.C. Nizhny Novgorod; Inst. Appl. Phys. RAS. – 2003. – Vol. 2. – P. –537-547.
12. Гордиенко Л.К.. Изменение внутреннего трения железа и низкоуглеродистой стали в области малых пластических деформаций//Сб. трудов Всесоюзной науч. конф./под ред. В.С. Постникова. – 1963. – С. 263-270.
13. Бахарев О.Г., Погребняк А.Д., Базыл Е.А., Соколов С.В. Исследование эффекта дальнего действия при высокодозной ионной имплантации в металлы//Металлофизика и новейшие технологии. –1999. – Т. 21, № 8. – С. 12-18.
14. Полященко К.Н., Поворознюк С.Н., Верещак Г.А., Геринг Г.И., Ложников Е.А. Влияние миграции имплантированной примеси на износостойчивость модифицированных твердых сплавов//Вестник Омского университета. – 1977. – Вып. 2. – С7-11.

15. Kazarinov J.G., Gritzina V.T., Sidorenko I.V. Processing of photoelectron spectroscopy for advanced chemical analysis//Functional materials. – 2004. – Vol. 11. – P.131-135.
16. Коваленко В.І., Марінін В.Г. Обладнання для дослідження ерозії покриттів при мікроударному діянні//ВАНТ, сер. ФРП и РМ. – 1998. – Вип. 5(71). – С. 83-85.
17. Ковальський А.Є., Картмазов Г.Н., Кунченко В.В. Обоснование толщины и условий нанесения вакуумного противозерозионного покрытия для лопаток последних ступеней мощных паровых турбин//Авиационно-космическая техника и технология.– 2006. – № 6. (320). – С. 5-18.
18. Капцов Н.А. Электрические явления в газах и вакууме. – М.–Л.: Техничко-теоретическая литература. –1950. – 836 с.

**ПРО ГЛИБИННЕ МОДИФІКУВАННЯ
ВЛАСТИВОСТЕЙ (ЗМІЦНЕННЯ)
МЕТАЛІВ, СПЛАВІВ ОПРОМІНЕННЯМ
НИЗЬКОЕНЕРГЕТИЧНОЮ ПЛАЗМОЮ
ТЛІЮЧОГО РОЗРЯДУ ПРИ $T \leq 100$ °C**

**Ю.В. Кунченко, В.В. Кунченко,
Г.Н. Картмазов**

Макроскопічний масштаб модифікованої (зміцненої) зони встановлено на підставі результатів вимірювання розподілу мікротвердості у глибину (до ~2,5 мм) у висхідних (деформованих), відпалених (600 °C, 2,5 години) та опроміненіх низькоенергетичною плазмою тліючого розряду при $T \leq 100$ °C зразків α -Fe, а також – двократного підвищення відносної ерозійної стійкості опроміненіх зразків сталі ХВГ під час кавітаційного діяння води на грань, яка протилежна тій, що опромінюється при товщині зразку, що становить 4 мм. Особливості мікроструктури крупнозернистих опроміненіх зразків α -Fe та факт зміцнення протилежної, не опроміненої поверхні зразку сталі підтверджують хвильову природу механізму дальності, перенесення енергії пружної хвилі на макровідстані від поверхні опромінення.

**ABOUT DEPTH OF THE ZONE OF
UPDATING OF PROPERTIES
(HARDENING) MATERIALS THE
IRRADIATION AT
 $T \leq 100$ °C C LOW-ENERGY PLASMA OF
THE GLOW DISCHARGE**

**Y.V. Kunchenko, V.V. Kunchenko,
G.N. Kartmazov**

The macroscopical scale the modified (strengthened) zone is established on the basis of results of measurements of distribution of microhardness on depth (up to 2,5 mm) initial deformed, annealed (600 °C, 2,5 hours) and irradiated low-energy plasma of the glow discharge at $T \leq 100$ °C samples α -Fe, and as – two-multiple increase of relative erosive stability (resistance) of the irradiated samples of steel HVG at cavitation influence of water on an opposite irradiated side of a sample which thickness have 4 mm. Features of changes of a microstructure of the irradiated coarse-grained samples α -Fe and the fact of hardening of the opposite, not irradiated surface of a sample of steel confirm the wave nature of the mechanism of long-range action, carry of energy of an elastic wave on macrodistances from a surface of an irradiation.