

## 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  $\alpha$ -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  $\alpha$ -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 (Ar или остаточная среда,  $P = 1 \div 6$  Па;  $U = 0,5 \div 3,0$  кВ;  $j \leq 0,1$  mA/cm<sup>2</sup>), 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  $\alpha$ -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  $\sim 1$  м<sup>3</sup> 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/см<sup>2</sup>,  $T = 50 \div 70$  °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  $\alpha$ -Fe (008-ЖР ГОСТ-14-1-20-33-77). Образцы предварительно шлифовали, полировали ( $R_\alpha = 0,08 \div 0,1$  мкм). Часть образцов  $\alpha$ -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  $\alpha$ -Fe изучена при помощи электронного микроскопа (ЭМВ-100Л, метод двухступенчатых реплик). Контроль фазового состава проводили рентгенодифрактометрическим методом (ДРОН-3) с использованием  $\text{Cu K}_\alpha$  – излучения; распределение элементов (С, О) по глубине определялось методом рентгеновской фото-электронной спектроскопии (РФЭС) [15] путем распыления поверхностных слоев ионами Ar ( $E = 1$  кэВ,  $j = 10$  мкА/см<sup>2</sup>) со скоростью  $\sim 10$  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 ( $\alpha$ -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  $\alpha$ -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/см<sup>2</sup>,  $T = 50$  °С в течении  $\tau = 60$  мин. (доза –  $Q = 2 \cdot 10^{17}$  см<sup>-2</sup>) – в условиях, обеспечивающих максимальные значения прироста микротвердости ( $\Delta H_v$ ) механических характеристик большинства изученных облучаемых материалов, сплавов [2 – 6]. Рентгенографические исследования показали, что параметры решетки  $\alpha$ -Fe и ХВГ в результате облучения до дозы  $Q = 4 \cdot 10^{17}$  см<sup>-2</sup> ( $\tau = 120$  мин) в данных условиях не изменяются. Однако методом РФЭС при стравливании поверхностных слоев исходных и облученных образцов  $\alpha$ -Fe обнаружены относительные изменения концентрации атомов кислорода (О) и углерода (С) по глубине (рис. 1).

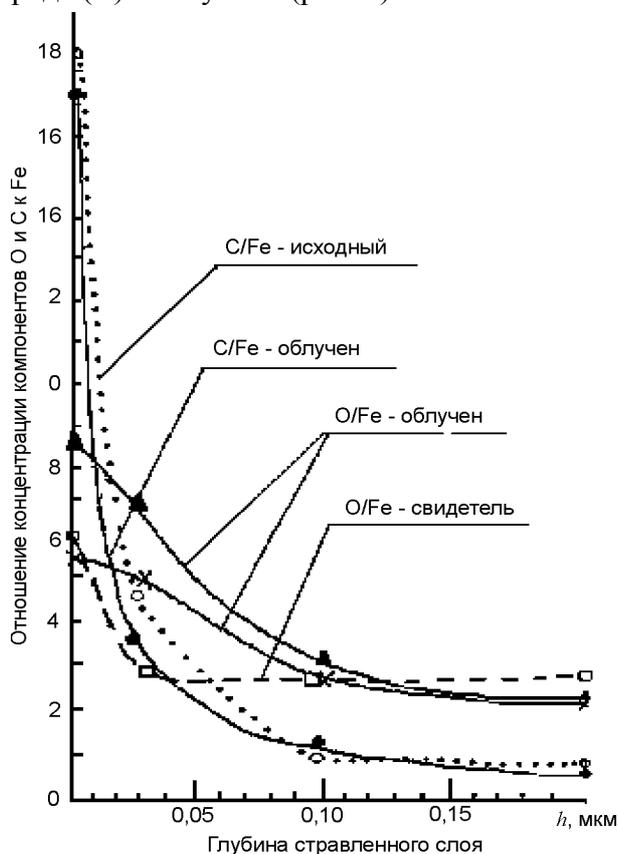


Рис. 1. Изменения отношений концентраций кислорода и углерода к содержанию Fe в поверхностных слоях образцов  $\alpha$ -Fe в исходном и облученном состояниях в зависимости от глубины стравленного слоя.

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  $\alpha$ -Fe практически не отличаются. Таким образом, глубина плазмохимического взаимодействия компонентов среды горения тлеющего разряда с  $\alpha$ -Fe не превышает  $\sim 0,2$  мкм. Эти результаты подтверждают полученные ранее [3] для аналогичных образцов  $\alpha$ -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  $\alpha$ -Fe разрезался на две равные части с размерами  $20 \times 10 \times 10$  мм (рис. 2 – I и II).

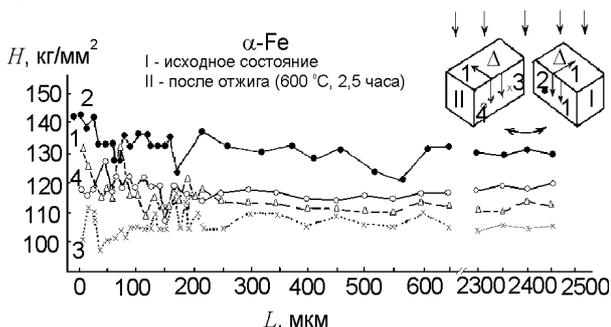


Рис. 2. Распределение микротвердости и схема ее измерений на образцах  $\alpha$ -Fe: 1 – исходное состояние, 2 – после облучения (в глубину), 3 – после отжига  $600$  °С,  $2,5$  часа (в глубину) и 4 – после облучения в отожженном состоянии. Облучение:  $P = 2$  Па,  $U = 2$  кВ,  $j = 0,08$  мА/см<sup>2</sup>,  $T = 60 \div 70$  °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/см<sup>2</sup>,  $T = 50$  °С в течении  $\tau = 90$  мин (доза –  $Q = 4 \cdot 10^{18}$  см<sup>-2</sup>). 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  $\alpha$ -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 ( $\Delta H_v$ ) 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).

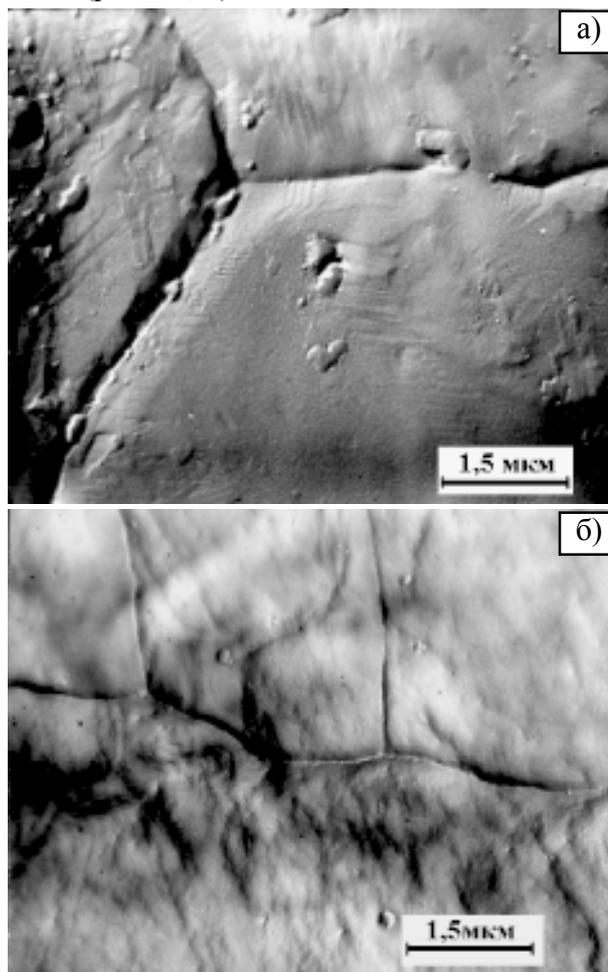


Рис. 3. а) – микроструктура исходного отожженного  $\alpha$ -Fe; б) – микроструктура исходного отожженного  $\alpha$ -Fe после его облучения.

На некоторых участках у границ смежных зерен возникают широкие зоны мелкокристаллической, блочной структуры с плотной сеткой дислокации (рис. 3б). Микротвердость крупных ( $\geq 3$  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  $\alpha$ -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).

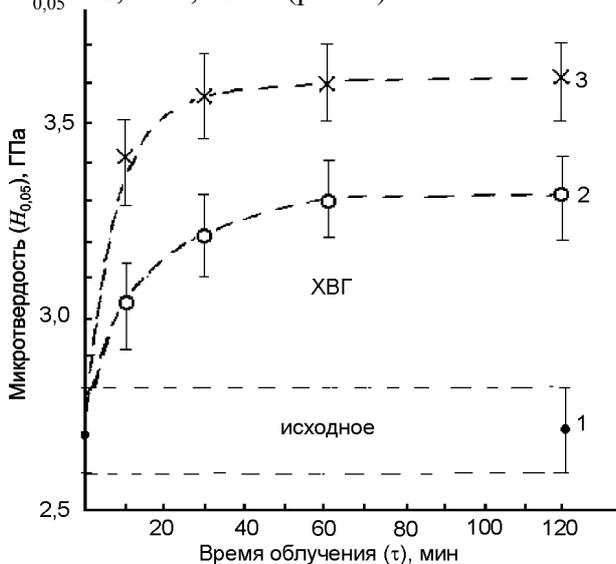


Рис. 4. Зависимость микротвердости ( $H_{0,05}$ ) стали ХВГ от времени облучения в остаточной атмосфере – (2), аргоне – (3) в сравнении с исходным состоянием – (1). Облучение:  $P = 2$  Па,  $U = 2$  кВ,  $j = 0,08$  мА/см<sup>2</sup>,  $T = 60 \div 70$  °С,  $\tau = 30$  мин.

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  $\geq 30$  мин при  $P = 2$  Па,  $U = 2$  кВ,  $j \leq 0,08$  мА/см<sup>2</sup>,  $T = 60 \div 70$  °С (рис. 4, кр. 2, 3 – соответственно).

Качественное представление о характере процесса кавитационного износа дают кинетические зависимости величины убыли массы ( $\Delta m$ ) 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.

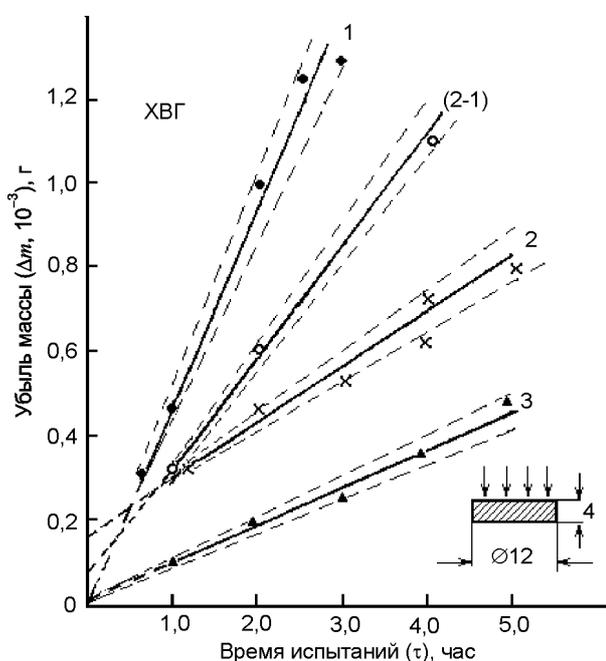


Рис. 5. Зависимости от времени испытаний кавитационного износа (убыли массы –  $\Delta m$ ) образцов стали ХВГ ( $\phi = 12$  мм,  $h = 4$  мм) в исходном состоянии – (1), (2-1) – обратной стороны образца (2), облученного в остаточной атмосфере и – (3) – в аргоне. Облучение:  $P = 2$  Па,  $U = 2$  кВ,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

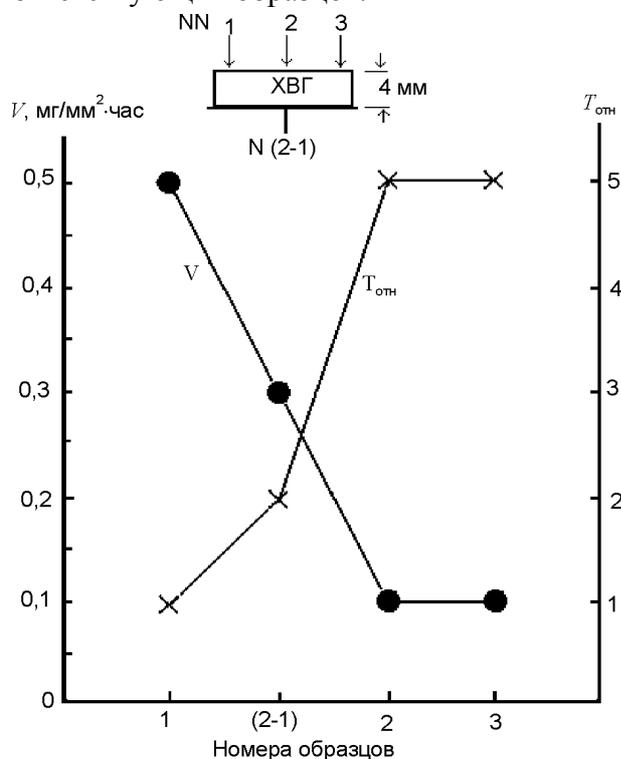


Рис. 6. Значения скоростей кавитационного износа ( $V$ ) и относительной стойкости ( $T_{отн}$ ) стали ХВГ (обозначения – см. рис. 5).

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  $\alpha$ -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  $\alpha$ -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  $\alpha$ -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  $\alpha$ -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 одноименной 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., Жабров 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 Microwave 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. Ковальский А.С., 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  $\alpha$ -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  $\alpha$ -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  $\alpha$ -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  $\alpha$ -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.