

2. Чернышева Ю.П., Берин И.Ш. Свойства меди и медных сплавов.– Алма-Ата: Наука, 1975.
3. Беликов А.Г. и др.//ЖТФ.–41 Вып 9.–С.1881-1886.
4. R.Conn, J Kesnor//J. Nuclear Materials.–1976.–V63, p1-14
5. Катаев Р.С., Тронь А.С., Шевченко С.В., Неклюдов И.М. Сплав на основе меди. Патент РФ, 10.03.95. Бюл. №7.
6. С.М. Mc. Kraken, P.E. Scott// Nuclear Fusion.–1979–V19,–p889-981.
7. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1983. – 352с.

ВЛИЯНИЕ СГУСТКОВ ВОДОРОДНОЙ ПЛАЗМЫ НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ВЫСОКОПРОВОДНОЙ МЕДИ

**И.М. Неклюдов, Н.В. Камышанченко,
С.В. Шевченко, В.А. Беленко**

Конструкционные материалы энергетических установок должны обеспечивать надежные эксплуатационные свойства этих установок в течение длительного срока их эксплуатации. Чисто экспериментально подобрать такие материалы, и в особенности для термоядерных установок, практически невозможно. Возникла необходимость в развитии адекватных методов моделирования и прогнозирования эксплуатационной стойкости материалов в условиях воздействия на них высоких механических, термических и радиационных полей. Для решения такой задачи необходимо направлять усилия на осознание кинетики процессов, протекающих в материале при воздействии на него интенсивных полей; на построение более общих моделей таких явлений; на разработку методов оценки уровня адекватности имитационных испытаний, проводимых на плазменных ускорителях и ускорителях заряженных частиц.

В работе [1] приведены результаты исследований процессов формирования механических характеристик медных материалов под воздействием высокоэнергетичных сгустков водородной плазмы, генерируемых плазменным ускорителем ННЦ ХФТИ «ПРОСЕТ». Экспериментально показано, что механические характеристики, формируемые в процессе воздействия на медные материалы сгустков высокоэнергетичной плазмы, в значительной мере определяются состоянием поверхностного слоя исследуемого материала.

Несмотря на то, что чувствительность эксплуатационных характеристик конструкционных материалов к воздействию внешних сред вызывает пристальное внимание специалистов-материаловедов, роль и механизмы влияния поверхностных слоев на механические характеристики материалов изучены недостаточно. Повышение и снижение напряжений течения, хруп-

кое разрушение и пластифицирование, изменение характеристик при испытаниях на ползучесть, усталость, ударную вязкость, смена механизмов деформации – это далеко не полный перечень эффектов, проявляющихся под воздействием поверхностных пленок [2]. Очевидно, что многоплановость проблемы (различие физических свойств внешних сред, поверхностей раздела и объема материала; несоответствие их структур и физико-химических свойств; взаимное влияние среды, поверхностей раздела и объема материала на процессы диссипации энергии и другие взаимозависимые факторы) усложняет выявление простых закономерностей и не дает возможности, в рамках существующих моделей, получить однозначное объяснение явления.

Настоящая работа посвящена качественному рассмотрению процессов формирования поверхностей раздела при взаимодействии конструкционного материала с высокоэнергетичной плазмой.

Реальные металлические поверхности, с которыми на практике приходится иметь дело, получают путем какого-либо вида обработки, например,ковки, волочения, горячей или холодной прокатки, механической, физико-химической, термической или механикотермической обработок и т.п. Следовательно, состояние реальной поверхности, прежде всего, обуславливается способом получения или предварительной обработкой.

В реальных условиях на поверхности металлов, как правило, можно наблюдать такие структурные образования [3]:

- адсорбированный слой. Этот слой может содержать адсорбированные газы, воду, органические и неорганические загрязняющие вещества. Толщина этого слоя может быть от нескольких десятых до десятков нанометров;

- оксидный слой. В зависимости от состава материала и предыстории его получения этот слой может иметь толщину до 10 нм и более;

- внутренний граничный слой. Этот слой проявляет нарушения кристаллической решетки и структуры, вызванные предыдущей обработкой.

Считается [4], что состояние чистой поверхности можно достичь при удалении с поверхности металла всех поверхностных слоев, перечисленных выше, и под чистой поверхностью понимается: поверхность твердого тела, которая не покрыта инородными атомами или молекулами в результате адсорбций или химической реакции, протекающих на ней, а также не имеет внедренных в поверхностные кристаллы чужеродных атомов. Чистые поверхностные слои металла проявляют существенно иные характеристики, по сравнению с объемом металла. Это связано с тем, что каждый атом в объеме металла обладает набором ближайших соседей, в то время как поверхностному атому чистой поверхности не хватает, по крайней мере, одного соседа, что и приводит к возникновению поверхностного состояния, ассоциированного со свободной связью.

В процессе импульсного взаимодействия поверхности материала со ступком высокоэнергетичной плазмы, генерируемой плазменным ускорителем «ПРОСЕТ», удельный тепловой поток через поверхность материала

достигает 10 МДж/см имп. Учитывая реальную шероховатость поверхности исследуемого материала, локальная плотность энергии может быть еще выше, что приводит к взрывному испарению и распылению поверхности. Особенностью процесса взаимодействия является то, что эрозийные процессы развиваются в тонком поверхностном слое конструкционного материала, в котором, в силу конечной теплопроводности, выделяется практически все тепло, поступающее от сгустка. Уравнение Фурье [5]:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x_1^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial x_2^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial x_3^2} \right) + \frac{1}{c\gamma} - q_v$$

где c – теплоемкость материала;

x_1, x_2, x_3 – пространственные координаты;

γ – удельный вес;

α – коэффициент теплопроводности;

q_v – интенсивность внутренних источников тепла: дает возможность оценить распределение температурного поля в процессе такого взаимодействия.

При $q_v=0$ глубина проникновения температурного поля за время t :

$$\delta_t = \sqrt{\sigma T \alpha} \quad (1)$$

Время, за которое поверхность материала нагреется до температуры T , можно оценить:

$$t = \frac{2\alpha c \gamma T^2}{3q^2}, \quad (2)$$

где q – интенсивность поверхностного источника тепла.

Пользуясь представлениями об интенсивности поверхностного источника тепла и исходя из уравнений (1) и (2), получается, что время прогрева поверхностного слоя меди до температуры выше температуры испарения составляет 10^{-4} с, при этом максимальная глубина проникновения температурного поля в глубь медного материала составит 0,1-0,2 мкм. На рис. 1 приведены оценочные распределения температуры в приповерхностном слое меди при воздействии на нее высокотемпературного импульса различной продолжительности.

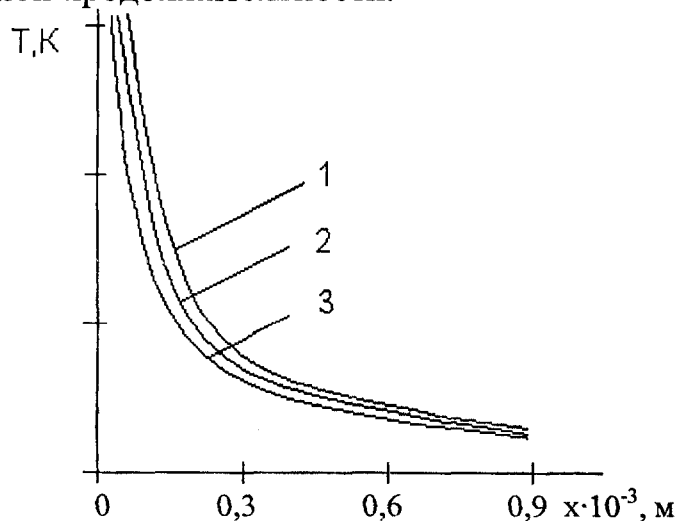


Рис. 1. Оценочные распределения температуры в приповерхностном слое меди при воздействии на нее высокотемпературного импульса: 1 – время обработки 0,06; 2 – 0,04; 3 – 0,02 с.

Исходя из таких представлений, получается, что в течение нескольких микросекунд в процессе воздействия сгустка высокоэнергетичной водородной плазмы на поверхности массивного холодного металла ($T=20^0$ C), в узком поверхностном слое, достигается температура, существенно превышающая температуру плавления массивного кристаллического материала.

Экспериментальные результаты исследования эрозии меди и медных сплавов в процессе воздействия на них сгустков водородной плазмы, приведены в табл. 1. Эрозию поверхности оценивали, базируясь на весовом методе с использованием расчетного соотношения:

$$Y = \frac{\Delta m A}{MSD} \left[\frac{ат}{ион} \right],$$

где Y - коэффициент эрозии;

Δm – потеря веса образцом в процессе его взаимодействия с плазмой;

A – число Авогадро;

S – площадь взаимодействия материала с плазмой;

M – масса грамм-атома исследуемого вещества;

D – количество ионов плазмы, участвующих во взаимодействии.

Значения коэффициентов эрозии, приведенные в табл. 1, в десятки раз превосходят значения распыления поверхности, получаемые при облучении поверхности меди, находящейся при комнатной температуре, пучками протонов малой плотности. Высокие значения коэффициентов эрозии, полученные в данном исследовании, свидетельствуют о наложении на ионное распыление ($Y \approx 10^{-1} \div 10^{-2}$) эффекта сублимации материала, что качественно согласуется с приведенными выше оценками распределения температурного поля в медном материале.

Таблица 1

Марка меди	Коэффициент эрозии, $\frac{ат.}{ион}$	Марка меди	Коэффициент эрозии, $\frac{ат.}{ион}$
МВЭ	5,1	ММВЦ	4,7
МВП	6,6	ММВИЦ	4,9
ММВИ	4,9	ММВИП	4,8
ММВС	4,1		

Очевидно, с каждым импульсом высокоэнергетичной плазмы поверхность материала претерпевает расплавление, частичное испарение и почти что мгновенную кристаллизацию и охлаждение, стремящееся к минимальной температуре эксперимента. Специфика рассматриваемого явления состоит еще и в том, что в процессе кратковременного перехода приповерхностных слоев материала в квазижидкую фазу эта фаза взаимодействует с одной стороны с плазмой (ионизированным водородом и ионами сопутствующих плазме загрязнений), с другой – с реальным кристаллическим ма-

териалом, продуктом которого эта, квазижидкая фаза, является. При таком взаимодействии, очевидно, будет происходить обогащение поверхностного слоя конструкционного материала химическими элементами, попадающими как из плазмы, так и поверхностно активными элементами, диффундирующими из основы материала. Так, например, водород в жидкой меди растворим как в атомарном, так и в ионном виде. Изотерма равновесной растворимости водорода в меди [6] для жидкого состояния выражается уравнением:

$$C_{ж} = (-13,94 + 0,0184T)\sqrt{\rho}, \quad (3),$$

а для твердого состояния -

$$C_T = (0,623 - 28,6 \cdot 10^{-4}T + 3,785 \cdot 10^{-6}T^2)\sqrt{\rho},$$

где C_T – растворимость водорода, $\text{см}^3/100\text{г}$, при заданном давлении;

ρ – давление, Мпа;

T – температура, $^{\circ}\text{C}$.

Как следует из уравнения (3), растворимость водорода в меди увеличивается с увеличением температуры расплава и давления водорода над ним. Так, в расплаве меди, находящемся под давлением водорода 0,1 Мпа, растворимость его при 1300°C будет $9,37 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, при 1200°C – $7,33 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, а при температуре начала кристаллизации – $5,5 \text{ см}^3/100 \text{ г}$.

Необходимо отметить, что скорость растворения водорода в металле и достижение равновесных концентраций, соответствующих насыщению, – многофункциональный процесс, зависящий как от концентрации водорода в газовой фазе, так и от скорости перемещений газовой фазы относительно поверхности расплава, величины контактной поверхности, продолжительности контакта, степени смещения системы водород – медь от равновесного состояния и др. факторов.

При кристаллизации меди концентрация растворенного водорода, находящегося в равновесии с газом при атмосферном давлении, оценочно, изменяется от 5,5 до 2 $\text{см}^3/100 \text{ г}$ соответственно для жидкого и твердого состояний. При затвердевании объем неравновесного водорода составит разность между этими величинами. При быстрой кристаллизации и охлаждении поверхностного слоя материала, очевидно, будет происходить закалка в нем избыточного (растворенного в жидкой фазе) водорода.

Водород, находящийся в равновесном твердом растворе, не оказывает существенного влияния на механические свойства меди [7]. В случае распада пересыщенного (метастабильного) твердого раствора, водород будет выделяться из матрицы меди в виде самостоятельной газовой фазы. Гетерогенное зарождение водородонасыщенных пузырьков будет при этом происходить предпочтительно на дефектах кристаллического строения: на дислокационных образованиях, на границах зерен и субзерен [8]. В этом случае водород, скапливаясь на дефектах, формирует микропоры и микронесплошности, в которых он, находясь под высоким давлением, способствует фазовому наклепу и разрушению материала [9].

Существующие гипотезы, согласно которым водород, доставленный на поверхность зародившейся микропоры, адсорбируется на ней и, снижая ее поверхностную энергию, в совокупности с приложенными извне растягивающими напряжениями приводит к ускоренному разрушению материала, – не могут быть приемлемы, поскольку медь и медные материалы, содержащие избыточное количество водорода, проявляют не только снижение пластичности, но также повышение пределов текучести и прочности.

Медь (в рассматриваемом случае – приповерхностные слои меди) может при наличии достаточного количества водорода переходить в хрупкое состояние при накоплении в ней даже незначительных ($\geq 0,001\%$ по массе) количеств примеси не связанного в химически прочные окислы кислорода. Это явление широко известно под названием «водородная хрупкость» или «водородная болезнь» меди.

Металлографические исследования медных материалов, прошедших обработку сгустками водородной плазмы, показывают, что на их поверхности появляются участки, имеющие мелкокристаллическую структуру, газовые кратеры и мелкодисперсные вздутия. На рис. 2 и 3 в качестве примера приведены микрофотографии поверхности не легированной электроннолучевой меди после воздействия на нее, соответственно, одного и пятидесяти импульсов водородной плазмы.

Морфология поверхности меди МВЭ, облученной сгустками водородной плазмы:



Рис.2. $n = 1$ имп. $D = 3 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$ (ув. $\cdot 400$)

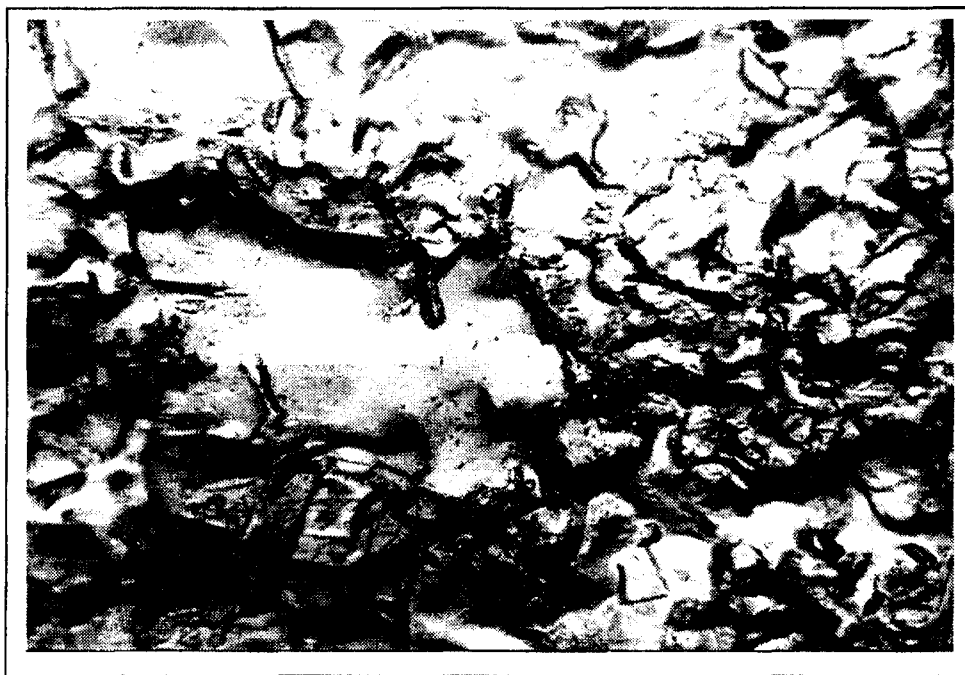


Рис.3. $n = 50$ имп. $D = 1,5 \times 10^{18} \text{ см}^{-2}$ (ув. $\cdot 400$)

Подводя итог, отметим, что взаимодействие плазменного сгустка с поверхностью медного материала проявляется в торможении ионов плазмы тонким поверхностным слоем материала. При этом на поверхности материала выделяется значительная часть кинетической энергии плазмы, что и приводит к кратковременному (несколько микросекунд) нагреву тонкого поверхностного слоя медного материала до температур, намного превышающих температуру ее плавления. Высокотемпературный нагрев поверхности происходит в условиях высокого давления ионизированного водорода и сопутствующих ему примесей.

Многokратная перекристаллизация приповерхностного слоя материала в процессе импульсного плазменного воздействия, кроме измельчения приповерхностных зерен, приводит к обогащению его примесями и дефектами кристаллического строения, приводящими к его упрочнению. Формирование в процессе взаимодействия упрочненного, особого для каждого из исследуемых материалов, дефектного слоя в свою очередь определяет эксплуатационные характеристики материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Неклюдов И.М., Камышанченко Н.В., Шевченко С.В. и др. Исследование воздействия сгустков водородной плазмы на формирование механических характеристик меди // Вестник БГУ (В этом сборнике).
2. Ажажа В.М., Ковтун Г.П. Влияние твердых поверхностных пленок на механические свойства металлов. Аналитический обзор. – Харьков: ХФТИ, 1976. – 36с.

3. Кнаушер А.М. Повышение качества поверхности и планирование металлов// Справочное.-М.: Металлургия, 1984. – 308с.
4. Стеблянок В.П., Ситников И.В. Подготовка поверхности металлических компонентов при производстве слоистых композиционных материалов. – Магнитогорск: МГПИ, 1989. – 102с.
5. Коледов Л.А. и др. Методы регулируемого введения дислокаций в кремний // ФИХОМ.- 1980. –№4.- С101-108.
6. Talbot d.- International Metals Review, 1975, v20, N 85, p166-184/
7. Емелевский Я. Литье цветных металлов. М.: Высшая школа, 1977.-544с.
8. Wampler W., Schober T., Lengell B, Philosophical Magazine, 1976, v34, N1, p123-141.
9. Ватрушин Л.С. и др. Бескислородная медь. – М.: Металлургия, 1982.-192с.

ОКИСЛИТЕЛЬНАЯ СЕГРЕГАЦИЯ ЖЕЛЕЗА ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ И РАДИАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОМ РАЗЛОЖЕНИИ ГИДРИДА $ZnFeH_x$

Ю.И. Соловецкий, Д.М. Пантелеев, В.В. Лунин

В работе приведены результаты исследований окислительной сегрегации железа, возникающей при термической и радиационно-термической обработке гидрида переменного состава сплава $Zr^{57}FeH_{2,7-x}$ с помощью мессбауэровской спектроскопии. Радиационно-термическая обработка проводилась на ускорителе электронов ЭЛВ-2 с энергией 1,2-1,6 МэВ. Показано, что в процессе термической и высокотемпературной радиационной обработок протекают процессы накопления в приповерхностных слоях фаз ZrO_{2-x} , Fe, Fe_2O_3 и Fe_3O_4 . В процессе окисления наблюдается изменение масс фаз Fe и Fe_2O_3 и, частично, Fe_3O_4 , связанное с фазовыми переходами в слоях. Для окисления при облучении отмечено возрастание на порядок скорости формирования поверхностной структуры, обогащенной железосодержащими фазами. Определены энергии активации процесса сегрегации ^{57}Fe для двух температурных интервалов: $E_{a\text{терм.}}(Fe) = 19,7 \pm 2,1$ кДж/моль и $E_{a\text{рад.}}(Fe) = 54,3 \pm 2,1$ кДж/моль для интервала температур 523-573 К и $E_{a\text{терм.}}(Fe) = 75,2 \pm 4,2$ кДж/моль и $E_{a\text{рад.}}(Fe) = 37,6 \pm 1,7$ кДж/моль для 573-623 К.

В ранее опубликованных работах было показано, что гидриды бинарных сплавов в процессе нагревания в атмосфере, содержащей кислород, претерпевают структурную и фазовую перестройку поверхностных слоев. В результате образуется многослойная поверхностная структура, состоящая из металлов и их оксидов. Наблюдаемая в гидридах сплавов сегрегация вызывается химической реакцией на поверхности при селективном окислении одного из металлов [1, 12]. Явление окислительной сегрегации одного из