

Эрозия материалов при воздействии компрессионных плазменных потоков

**Н. Н. Черенда, А. П. Ласковнев, А. В. Басалай, В. В. Углов,
В. М. Асташинский, А. М. Кузьмицкий**

Исследована эрозия поверхности образцов стали Ст3 и бронзы БрБ2, а также образцов бронзы БрБ2 и меди М1 с покрытием циркония под действием компрессионных плазменных потоков (КПП). Установлено, что увеличение плотности энергии, поглощенной поверхностью образца, и количества импульсов обуславливает рост удаленной массы. Рассмотрены возможные механизмы эрозии. Показано, что эрозия вызывает уменьшение концентрации элемента покрытия в легированном слое в случае воздействия на систему покрытие/подложка. Этот эффект зависит от теплофизических характеристик обрабатываемого материала.

Ключевые слова: сталь, медь, бронза, компрессионные плазменные потоки, эрозия, абляция.

Введение

Взаимодействие импульсных концентрированных потоков энергии большой мощности с твердыми телами приводит к эрозии их поверхности. Причинами этого процесса, в зависимости от типа потока, его мощности и длительности импульса, могут быть возникновение ударных волн [1], абляция [2], гидродинамическое течение расплава [3] и другие. При воздействии на металлы потоками с удельной мощностью более 10^6 Вт/см² с длительностью импульса ~ 10 мкс и более (когда ударные волны не развиваются) одна из основных причин эрозии — абляция, то есть переход материала в паро-плазменное состояние, возникающее из-за резкого нагрева вещества в поверхностном слое [2, 4]. Конденсация полученного таким образом пара на приготовленных подложках позволяет синтезировать пленки (покрытия), состоящие из материала распыляемой мишени. Этот эффект широко используется для формирования покрытий при импульсном лазерном воздействии, а также воздействии мощных ионных пучков и сильнофокусированных электронных пучков [4, 5]. Подобная схема осаждения также применяется для синтеза наноразмерных порошков [6].

В зависимости от мощности потока частиц и длительности импульса реализуются различные меха-

низмы абляции [2, 4, 7]. Одной из первых, в 60-е годы, появилась тепловая модель, сформированная на основе данных, полученных при исследовании результатов воздействия непрерывных лазеров и лазеров с миллисекундным импульсом, работающих в режиме свободной генерации [2]. В [8] указывается, что в общем случае воздействия потоком высокоэнергетических частиц, эта модель применима для случая удельной мощности потока $10^6 - 10^9$ Вт/см². В рамках этой модели при воздействии на металлические материалы выделяют три основных механизма абляции: нормальное испарение, нормальное кипение и взрывное вскипание (или фазовый взрыв) [4].

Процесс абляции наблюдается и для случая воздействия импульсными потоками высокотемпературной плазмы. С практической точки зрения это представляет интерес для оценки стойкости к срыву плазмы материалов первой стенки термоядерных реакторов [9].

Ранее проведенные исследования по осаждению продуктов взрыва проводника либо дисперсного металлического порошка с помощью компрессионных плазменных потоков, генерируемых квазистационарным плазменным ускорителем, показали, что в формируемом наноструктурированном покрытии присутствуют атомы материала подложки [10, 11]. Их концентрация в условиях эксперимента

достигала 50 ат. % [11]. Покрытие толщиной до 300 нм представляло собой кластеры, сформированные в области, прилежащей к мишени, и впоследствии конденсировавшиеся на ее поверхности, что свидетельствует о достаточно интенсивном процессе абляции мишени. Существование эрозии следует учитывать при легировании поверхностного слоя материала атомами предварительно осажденного покрытия [11, 12]. Высокоэнергетическое воздействие на такую систему приводит к плавлению покрытия и поверхностного слоя подложки, жидкофазному перемешиванию компонент в расплаве, из-за возникновения конвективных потоков в результате развития гидродинамической неустойчивости Кельвина-Гельмгольца в поверхностном расплаве. В результате сверхбыстрого охлаждения расплава формируется легированный слой толщиной несколько десятков микрометров, содержащий атомы покрытия и материала подложки. Эрозия приводит к испарению материала покрытия и уменьшению концентрации легирующего элемента в поверхностном слое, что влияет на его фазовый состав и свойства.

Цель данной работы — изучение процесса эрозии при воздействии компрессионных плазменных потоков на некоторые конструкционные материалы, системы покрытие/подложка и степень влияния этого процесса на концентрацию элемента покрытия в легированном слое.

Объект и методики исследования

В качестве объекта исследования использовали образцы углеродистой стали Ст3 (состав, масс. %: 0,2 С; 0,2 Si; 0,5 Mn) диаметром 15 мм и толщиной 2 мм; образцы бериллиевой бронзы БрБ2 (состав, масс. %: 0,15 Fe; 0,15 Si; 0,2–0,5 Ni; 0,15 Al; 0,005 Pb; 1,8–2,1 Be) диаметром 10 мм и толщиной 5 мм, а также деформированные образцы меди М1 (степень деформации $\delta = 65\%$) с размерами $10 \times 15 \times 3$ мм. На образцы меди и бронзы наносили покрытие циркония методом вакуумного катодно-дугового осаждения (ток горения дуги — 100 А, напряжение смещения — 120 В, время нанесения — 10 мин) на установке ВУ-2МБС. Толщина покрытия составила ~ 2 мкм.

Образцы обрабатывали КПП, генерируемым газоразрядным магнитоплазменным компрессором компактной геометрии. В магнитоплазменном компрессоре ускорение плазмы в аксиально-симметричной системе двух электродов сопровождается ее сжатием за счет взаимодействия продольной составляющей тока с собственным азимутальным магнитным полем. В результате на выходе из

разрядного устройства формируется компрессионный плазменный поток длиной 10–12 см и диаметром до 2 см в области максимального сжатия. Давление рабочего газа — азота в камере составляло 400 Па. Определение изменения плотности поглощенной образцом энергии за импульс (Q), осуществляли калориметрическим методом путем варьирования расстояния от среза катода до обрабатываемого образца от 6 до 14 см при постоянном напряжении на конденсаторной батарее 4,0 кВ. Обработку проводили одним, тремя и шестью импульсами КПП. Длительность импульса составляла ~ 100 мкс.

Измерение массы образцов до и после воздействия проводили с помощью аналитических лабораторных весов ВЛА-200г-М с точностью определения $\pm 0,2$ мг. Морфологию поверхности исследовали методом растровой электронной микроскопии на микроскопе LEO1455VP. Элементный состав определяли методом энергодисперсионного микроанализа детектором Roentec, сопряженным с растровым электронным микроскопом.

Результаты и их обсуждение

Критические значения энергии потока частиц, необходимые для плавления и кипения материала мишени, могут быть определены при решении линейной задачи нагрева полубесконечного твердого тела. Если не учитывать зависимость теплофизических характеристик вещества от температуры, то значение удельной мощности потока W_c^1 (Вт/см²), необходимой для плавления вещества к концу действия импульса длительностью τ , при $T_i = T_{\text{плавления}}$ и значение удельной мощности потока W_c^2 , необходимой для кипения вещества, при $T_i = T_{\text{кипения}}$ могут быть определены следующим образом [8, 13]:

$$W_c^i = \frac{T_i - T_0}{2A_0} \lambda \left(\frac{\pi}{a\tau} \right)^{1/2}, \quad (1)$$

где a — температуропроводность, $a = \lambda / c\rho$, c — удельная теплоемкость, λ — теплопроводность, ρ — плотность вещества, A_0 — коэффициент поглощательной способности, T_0 — начальная температура мишени.

В табл. 1 приведены результаты расчета значений плотности поглощенной энергии, необходимой для плавления (Q_c^1) и кипения (Q_c^2) некоторых материалов — объектов исследования в данной работе. Расчет проводили с учетом следующих предпосылок и допущений: длительность импульса $\tau = 100$ мкс, что соответствует длительности разряда в магнитоплазменном компрессоре компактной геометрии,

Таблица 1

Теплофизические характеристики и значения плотности поглощенной энергии, необходимой для плавления (Q_c^1) и кипения (Q_c^2) некоторых материалов

Материал	$T_{\text{плавления}}, \text{K}$	$T_{\text{кипения}}, \text{K}$	$a \cdot 10^{-6}, \text{m}^2/\text{c}$	$\lambda, \text{Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$	$Q_c^1, \text{Дж}/\text{см}^2$	$Q_c^2, \text{Дж}/\text{см}^2$
Fe	1811	3145	4.4	32	13	25
Cu	1356	2816	81	352	37	88
Бронза БрБ2	1228	—	50	170	20	54
Zr	2125	4613	9.8	24	12	29

a — температуропроводность, m^2/c , λ — теплопроводность, $\text{Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$.

использованном для генерации компрессионных плазменных потоков; все теплофизические параметры были взяты из [14] при 1000 К; для бронзы была использована температура кипения меди; поскольку точное значение коэффициента поглощательной способности не было известно, то считали, что $A_0 = 1$. Последнее предполагает, что рассчитанные таким образом значения целесообразно отнести к поглощенной энергии, а не к энергии падающего потока, поскольку часть энергии потока будет рассеиваться на унос массы или за счет других механизмов диссипации. Кроме того, это позволяет соотнести рассчитанные значения с результатами калориметрических измерений.

Следует указать, что полученные значения плавления Q_c^1 и кипения Q_c^2 являются приближительными не только в силу упомянутых допущений. Известно, например, что теплопроводность существенно зависит от микроструктуры материала, на нее оказывает влияние размер зерна в поликристаллах, степень деформации, дефектность структуры, наличие примесей. Так, например, в [15] показано, что плавление поликристаллов меди со степенью деформации 65% при воздействии КПП происходит при значении $Q = 14 \text{ Дж}/\text{см}^2$, что более чем в 2,5 раза

меньше значения Q_c^1 , полученного по формуле (1). Поэтому рассчитанные величины критических энергий могут лишь качественно отражать зависимость от теплофизических характеристик материалов. Чем меньше их зависимость от структуры материала и наличия примесей, тем ближе будут рассчитанные значения критических энергий к экспериментально определенным.

На рис. 1 представлены зависимости массы, удаленной с единицы площади поверхности образцов стали Ст 3, от плотности энергии, поглощенной поверхностью образца после одного и трех импульсов воздействия. Как видно из рис. 1, после одного импульса, наблюдается некоторый скачок в значении удаленной массы в области Q_c^1 для железа, которое должно соответствовать достижению температуры плавления. Вместе с тем, визуально следы плавления наблюдали и при значениях меньше Q_c^1 . В целом, зависимость удаленной массы от плотности поглощенной энергии в пределах погрешности измерения массы, можно описать линейной зависимостью. Некоторое отклонение от нее может быть связано с тем, что распределение плотности поглощенной энергии по поверхности образца не является однородным и калориметрическим методом определяется интегрально со всей поверхности. Поскольку диаметр плазменного пучка во всех рассматриваемых случаях был больше диаметра (или других характерных размеров) образца, и пятно области взаимодействия потока с поверхностью не является аксиально-симметричным относительно оси вдоль центрального электрода, по которой располагался образец, то при одном импульсе образец может попадать в различные по энергии области потока. Увеличение количества импульсов, то есть усреднение по энергии, должно давать более сглаженную зависимость, что и наблюдается при трех импульсах воздействия (рис. 1, кривая 2). Коэффициент линейной зависимости при трех импульсах воздействия в ~ 3 раза больше, чем при одном импульсе.

Воздействие КПП на бронзу БрБ2 приводит к другому типу зависимости удаленной массы от плотности поглощенной энергии (рис. 2). По срав-

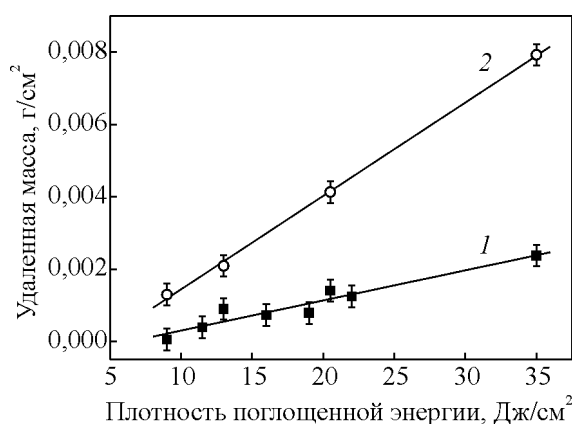


Рис. 1. Зависимость массы, удаленной с единицы площади поверхности образцов стали Ст 3, от плотности поглощенной энергии Q при числе импульсов: 1 — 1, 2 — 3.

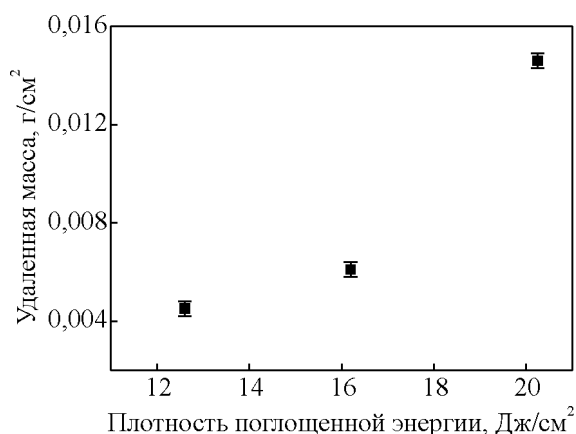


Рис. 2. Зависимость массы, удаленной за три импульса с единицы площади поверхности образцов бронзы БрБ2, от плотности поглощенной энергии Q .

нению с образцами стали Ст3 при тех же режимах воздействия с поверхности образцов бронзы уносится большая масса. Теплопроводность бронзы БрБ2 значительно больше теплопроводности стали Ст3 (табл. 1). Следовательно, можно было бы ожидать, что при воздействии КПП более эффективный отвод энергии (тепла) в объем материала будет уменьшать затраты энергии на абляцию за счет снижения температуры поверхности. В условиях данного эксперимента было обнаружено, что плавление поверхностного слоя образцов бронзы наблюдается уже при $Q = 8$ Дж/см², что существенно меньше рассчитанного значения Q_c^1 . Это позволяет предположить, что теплопроводность конкретных образцов бронзы существенно меньше теоретической и, по крайней мере, сравнима с теплопроводностью стали. Тогда при меньшей температуре плавления бронзы, следует ожидать большего времени существования

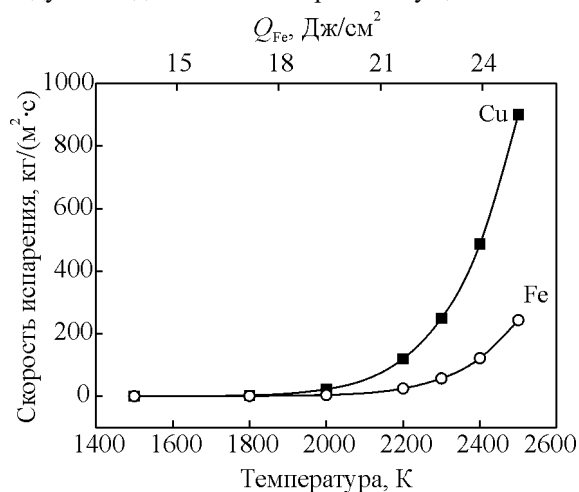


Рис. 3. Скорость испарения железа и меди в вакууме в зависимости от температуры.

расплава и более эффективного удаления массы за счет испарения и (или) кипения.

Согласно [16], скорость испарения материала J (кг/(м²·с)) в вакууме может быть оценена по формуле:

$$J = 0,585 P_m \sqrt{\frac{M}{T}}, \quad (2)$$

где P_m — давление насыщенных паров материала при температуре T , M — молекулярная масса испаряющегося материала. Давление насыщенных паров может быть рассчитано по формуле:

$$\lg P_m = A - \frac{B}{T}, \quad (3)$$

где A и B — константы для данного материала. Для железа $A = 10,9249$ и $B = 18700$ в диапазоне температур 1310 – 1850 К. Для меди $A = 10,6249$ и $B = 16600$ в диапазоне температур 1140 – 2610 К.

Используя формулы (2) и (3) были рассчитаны скорости испарения для железа и меди — материалов, составляющих основу стали и бронзы. Результаты представлены на рис. 3. Качественно рассчитанная зависимость для меди соответствует экспериментально полученной для бронзы. Как видно из рис. 3, теплофизические характеристики меди, обеспечивают ее более интенсивное испарение по сравнению с железом, что наблюдается экспериментально (рис. 1, 2). Для сравнения на рисунке также приведена рассчитанная по формуле (1) шкала плотности поглощенной энергии для железа, обеспечивающей достижение поверхности соответствующей температуры. Следует отметить, что из-за различия в теплофизических характеристиках материалов и их зависимости от микроструктуры, при построении такой зависимости только в координатах $J(Q)$ следует ожидать смещения этих кривых друг относительно друга по оси абсцисс. Поскольку теплопроводность реальных образцов меди оказывается существенно ниже теоретической, то будет происходить сдвиг кривой влево по отношению к железу. При одном и том же значении Q можно будет ожидать увеличение скорости испарения меди по сравнению с железом.

Вместе с тем, следует отметить, что в использованном диапазоне энергий вид зависимости удаленной массы от плотности поглощенной энергии для железа отличается от вида экспериментально полученной зависимости для стали. Кроме того, рассчитанное значение испаренной массы на порядок меньше, чем экспериментально определенная величина. Поэтому можно предположить преобладающее действие других, чем испарение, механизмов.

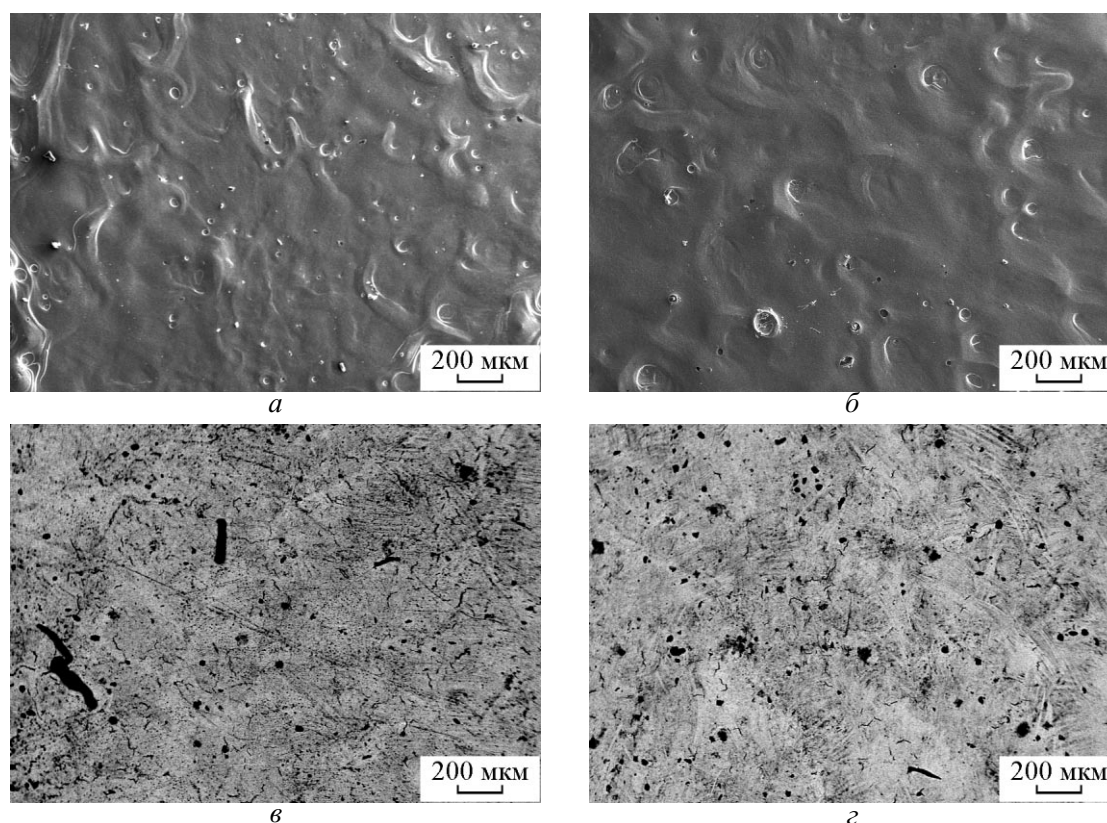


Рис. 4. Морфология поверхности образцов стали Ст3 (а, б) и бронзы БрБ2 (в, г), обработанных тремя импульсами КПП с различным значением Q : а – 9 Дж/см², б – 35 Дж/см², в – 13 Дж/см², г – 20 Дж/см².

Одним из таких механизмов является кипение. Для стали температура кипения должна достигаться при значении ~ 25 Дж/см² (табл. 1), которое попадает в диапазон используемых в эксперименте значений Q . На рис. 4 приведены результаты исследования морфологии поверхности образцов стали и бронзы, обработанных тремя импульсами КПП с различным значением Q . Из рисунка видно, что рельеф имеет вид, характерный для расплава, растекающегося под действием давления плазменного потока с последующей быстрой кристаллизацией. С увеличением плотности поглощенной энергии происходит сглаживание рельефа в рассматриваемом масштабе, что может быть связано с действием гидродинамической неустойчивости Кельвина-Гельмгольца на границе “плазма – расплав” [17]. При этом принципиально характер рельефа поверхности не меняется. На поверхности стали при всех режимах воздействия присутствуют кратеры диаметром до 100 мкм. Их появление может быть связано как с процессом выхода пузырьков пара из глубины мишени, так и с развитием гидродинамических неустойчивостей. При одном режиме воздействия можно наблюдать локальные участки с разным количеством кратеров,

варьирующихся по размеру. Зависимости количества или размеров кратеров от режимов обнаружить не удалось. Вместе с тем, анализ морфологии поверхности образцов бронзы не выявил существенных отличий при обработке КПП с различными режимами в рассматриваемом масштабе. На поверхности присутствуют лишь локальные углеродные загрязнения во впадинах (ямках) рельефа. Кратеры, присутствовавшие на поверхности стали, на данных образцах отсутствуют. Анализ морфологии поверхности не позволяет утверждать о протекании процесса кипения в использованном диапазоне Q .

Еще одной причиной увеличения удаленной массы с ростом плотности поглощенной энергии может быть размерный эффект — размер образца в плоскости перпендикулярной направлению набегающего потока меньше диаметра потока в пятне касания. Это приводит к обтеканию поверхности образца плазменным потоком. Под действием давления потока, достигающего 15 атм. [18], происходит радиальное гидродинамическое течение расплава от центра на края образца, где часть расплава может выноситься за пределы образца. С увеличением плотности поглощенной энергии происходит

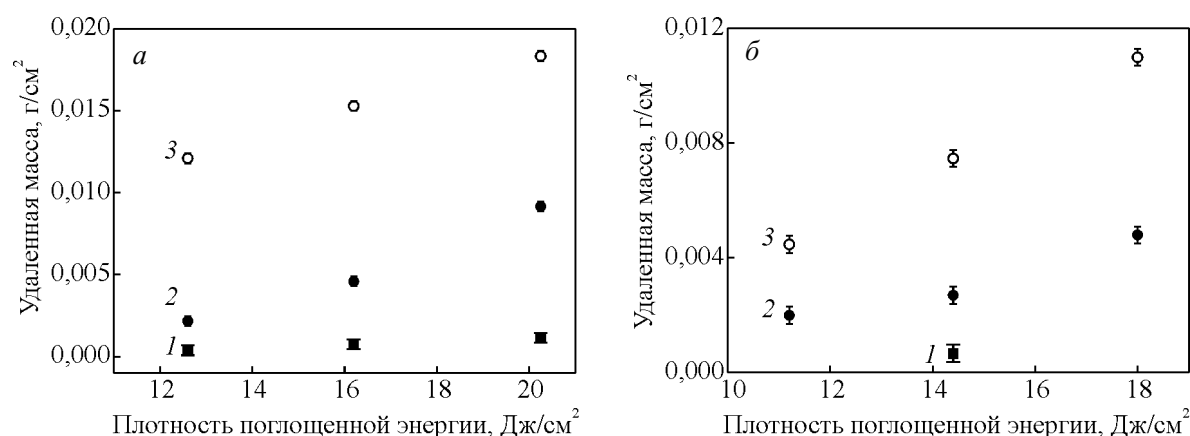


Рис. 5. Зависимость массы, удаленной с единицы площади поверхности образцов системы: *a* – Zr/BrB2, *б* – Zr/Cu, от количества импульсов и плотности энергии, поглощенной поверхностью образца.

увеличение массы расплава, удерживаемого на краях образца за счет сил поверхностного натяжения, то есть можно ожидать и увеличение массы расплава, удаляемого за пределы образца.

Этот механизм действует и в случае обработки образцов стали и бронзы. На боковых краях образцов присутствуют следы расплава. Его количество возрастает с увеличением плотности поглощенной энергии и количества импульсов. Меньшее количество расплава, попадающего на боковые грани образца стали, по сравнению с образцами бронзы, может быть связано с большим значением вязкости расплава стали [19, 20]. Поскольку изменение плотности поглощенной энергии достигалось за счет изменения расстояния между образцом катодом разрядного устройства, то помещение образца в различные области потока приводит к изменению давления потока на образец. Тем самым должно меняться и количество расплава, удаляемого растекающимся потоком с поверхности образца. Сходные представления о механизме удаления массы из области плазменного пятна рассматриваются в работе [3].

Нанесение покрытия циркония на поверхность образцов приводит к снижению массы материала, удаляемого с поверхности образцов при воздействии КПП (рис. 5а). Это может быть связано с изменением теплофизических характеристик поверхности. Нанесение покрытия тугоплавкого элемента обеспечивает уменьшение давления насыщенных паров над поверхностью материала, тем самым, снижая поток испаряющего материала. Кроме того, присутствие тугоплавкого элемента будет уменьшать время существования расплава в поверхностном слое, увеличивая его вязкость (при температуре меньше температуры плавления тугоплавкого элемента). Последний эффект может приводить к сокращению

массы расплава, вытесняемого давлением плазменного потока за пределы образца, а также к снижению однородности распределения легирующего элемента в поверхностном слое.

На величину удаленной с поверхности массы будет оказывать существенное влияние и теплопроводность подложки. При воздействии КПП более эффективный отвод энергии (тепла) в объем материала будет соразать затраты энергии на абляцию за счет снижения температуры поверхности. В частности, в системе Zr/Cu с той же толщиной покрытия, при воздействии КПП с теми же режимами наблюдается уменьшение величины удаленной массы, по сравнению с системой Zr/BrB2 (рис. 5б).

Анализ морфологии поперечного сечения образцов, проведенный с помощью растровой электронной микроскопии, а также электронно-дисперсионный микроанализ позволили оценить влияние абляции элемента покрытия на его концентрацию в легированном слое. Если предположить полное перемешивание в процессе воздействия и отсутствие абляции, то можно оценить среднюю концентрацию атомов циркония в перемешанном слое, в предположении, что все атомы покрытия попадут в перемешанный слой. Тогда средняя концентрация атомов циркония составляет

$$\bar{C}_{Zr} \approx \frac{t_{Zr}}{t_{mix}} \cdot 100, \quad (4)$$

где t_{Zr} — толщина покрытия циркония, t_{mix} — толщина легированного слоя.

В табл. 2 приведены сравнительные данные по концентрации циркония в легированном слое меди, полученные экспериментально и по формуле (4). Концентрацию циркония определяли энергодисперсионным микроанализом с поверхности образцов

Таблица 2

Концентрация циркония в легированном слое меди при воздействии КПП с $Q \approx 14$ Дж/см² за импульс

Количество импульсов	Средняя толщина легированного слоя, мкм	\bar{C}_Z , ат.%	
		формула (4)	эксперимент
1	19	10	6 ± 1
3	23,5	8,5	8 ± 1
6	24	8,3	5 ± 1

(средняя по толщине ~ 1 мкм). Сравнительный анализ полученных данных показывает, что увеличение количества импульсов ведет к росту глубины легированного слоя. Такой эффект связан с большим различием теплофизических характеристик материалов покрытия и подложки и, соответственно, с малым временем существования расплава одновременно двух элементов, что уменьшает время конвекции в расплаве, необходимое для однородного перераспределения в нем элементов. При трех и шести импульсах толщина слоя уже меняется незначительно, что должно соответствовать относительно однородному распределению легирующего элемента и подтверждается данными анализа поперечного сечения этих образцов. Неоднородность распределения циркония по поверхности и толщине легированного слоя сказывается и на немономонном характере зависимости концентрации от количества импульсов.

При 6 импульсах воздействия, что согласно данным анализа элементного состава соответствует однородному распределению циркония, эрозия приводит к уменьшению концентрации циркония в ~1,7 раза по сравнению с расчетной. В соответствии с данными, представленными на рис. 7, с ростом плотности поглощенной энергии и количества импульсов это различие будет увеличиваться. Простые оценки показывают, что при этом режиме воздействия (14 Дж/см² за импульс, 6 импульсов) из покрытия циркония толщиной 2 мкм удаляется такое количество циркония, которое эквивалентно толщине 0,8 мкм.

Выводы

Сделано предположение, что основной причиной эрозии поверхности стали Ст3 и бронзы БрБ2 под действием КПП является размерный эффект — размер образца в плоскости перпендикулярной направлению набегающего потока меньше, чем диаметр потока в пятне касания. Основным механизмом удаления массы с поверхности может быть гидродинамическое течение расплава на края образца

и вытеснение расплава за пределы образца под действием давления плазменного потока, растекающегося вдоль поверхности. Рост плотности энергии, поглощенной поверхностью, и количества импульсов обуславливает увеличение удаленной массы. Определен характер зависимости удаленной массы от плотности поглощенной энергии в диапазоне 9 – 35 Дж/(см²·импульс) для образцов стали определенного размера и 13 – 20 Дж/(см²·импульс) для образцов бронзы. Для образцов стали зависимость является линейной.

Эрозия поверхностного слоя при воздействии компрессионных плазменных потоков ведет к уменьшению концентрации элемента покрытия в легированном слое в случае воздействия на систему покрытие/подложка. На примере образцов меди и бронзы с покрытием циркония показано, что этот эффект зависит от теплофизических характеристик материала подложки.

Литература

1. Миркин Л.И. Физические основы обработки материалов лучами лазера. М.: МГУ, 1975, 383 с.
2. Анисимов С.И., Лукьянчук Б.С. Избранные задачи теории лазерной абляции. Успехи физических наук, 2002, т. 172, № 3, с. 301 – 333.
3. Tereshin V.I., Garkusha I.E., Bandura A.N. et al. Influence of plasma pressure gradient on melt layer macroscopic erosion of metal targets in disruption simulation experiments. Journal of Nuclear Materials, 2003, v. 313 – 316, p. 685 – 689.
4. Булгаков Л.В., Булгакова Н.М., Бураков И.М. и др. Синтез наноразмерных материалов при воздействии мощных потоков энергии на вещество. Новосибирск: Институт теплофизики СО РАН, 2009, 462 с.
5. Бойко В.И., Валяев А.Н., Погребняк А.Д. Модификация металлических материалов импульсными мощными пучками частиц. Успехи физических наук, 1999, т. 169, № 11, с. 1243 – 1271.
6. Ryabchikov A.I., Petrov A.V., Struts V.K., Mytnikov A.V., Usov Yu.P., Renk T.J. Structural-phase composition and tribological characteristics of fullerenes containing carbonic coatings obtained using high-power ion beams. Surface & Coatings Technology, 2009, no. 203, p. 2608 – 2611.
7. Макаров Г.Н. Применение лазеров в нанотехнологии: получение наночастиц и наноструктур методами лазерной абляции и лазерной нанолитографии. Успехи физических наук, 2013, т. 183, № 7, с. 673 – 718.
8. Грибков В.А., Григорьев Ф.И., Калинин Б.А., Якушин В.Л. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки материалов. М.: Круглый год, 2001, 528 с.
9. Linke J., Barabash V.R., Bolt H., Gervash A., Mazul I., Ovchinnikov I., Rödig M. Erosion of metals and carbon based materials during disruptions — simulation experiments in plasma accelerators. Journal of Nuclear Materials, 1994, no. 212 – 215, p. 1195 – 1200.

10. Astashynski V.M., Ananin S.I., Askerko V.V. et al. Deposition of nanostructured metal coatings on modified silicon surfaces in magnetoplasma compressor. *Vacuum*, 2005, v. 78, p. 157 – 160.
11. Uglov V.V., Anishchik V.M., Cherenda N.N. et al. The formation of a tungsten containing surface layer in a carbon steel by compression plasma flow. *Surface and Coatings Technology*, 2008, v. 202, p. 2439 – 2442.
12. Uglov V.V., Cherenda N.N., Anishchik V.M., et al. Formation of alloying layers in a carbon steel by compression plasma flows. *Vacuum*, 2007, v. 81, p. 1341 – 1344.
13. Калин Б.А., Скоров Д.М., Якушин В.Л. Проблемы выбора материалов для термоядерных реакторов: Радиационная эрозия. М.: Энергоатомиздат, 1985, 184 с.
14. Физические величины: справочник. Под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. М.: Энергоатомиздат, 1991, 1232 с.
15. Ласковнев А.П., Черенда Н.Н., Басалай А.В., Углов В.В., Анишик В.М., Асташинский В.М., Кузьмицкий А.М. Модификация поверхностного слоя меди под действием компрессионного плазменного потока. *Проблемы физики, математики и техники*, 2013, № 3 (16), с. 24 – 29.
16. Плисковский В.Я.. Конструкционные материалы и элементы вакуумных систем. М.: Машиностроение, 1976, 64 с.
17. Асташинский В.М., Лейви А.Я., Талала К.А., Углов В.В., Черенда Н.Н., Яловец А.П. Изменение рельефа поверхности мишени при обработке компрессионными плазменными потоками. *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*, 2013, № 10, с. 99 – 106.
18. Astashynski V.M. Investigation of plasma parameters during the action of compression plasma flows on surfaces. *Contributed Papers of IV International Conference “Plasma Physics and Plasma Technology”*, Minsk: Institute of Molec. And Atomic. Phys. NAS Belarus, 2003, v. 2, p. 633 – 636.
19. Мальцев И.В., Мирзоев А.А. Вязкость жидкого железа: молекулярно-динамический расчет с потенциалом погруженного атома. *Вестник ЮУрГУ*, 2009, № 22, с. 79 – 83.
20. Assael M.J., Kalyva A.E., Antoniadis K.D. et al. Reference data for the density and viscosity of liquid copper and liquid tin. *J. Phys. Chem. Ref. Data*, 2010, v. 39, no. 3, p. 033105-1 – 033105-8.
- erosion of metal targets in disruption simulation experiments. *Journal of nuclear materials*, 2003, vol. 313 – 316, pp. 685 – 689.
4. Bulgakov L.V., Bulgakova N.M, Burakov I.M. et al. *Sintez nanorazmernykh materialov pri vozdeystvii moshchnykh potokov energii na veshchestvo* [Synthesis of nanosized materials under effect of powerful energy flows on substance]. Novosibirsk, Institute of heat-physics of SB RAS Publ., 2009, 462 p.
5. Boyko V.I., Valyaev A.N., Pogrebnyak A.D. Modifikatsiya puchkami chastits [Modification of metal materials by powerful pulsed particles beams]. *Uspekhi fizicheskikh nauk — Physics uspekhi*, 1999, vol. 169, no. 11, pp. 1243 – 1271.
6. Ryabchikov A.I., Petrov A.V., Struts V.K., Mytnikov A.V., Usov Yu.P., Renk T.J. Structural-phase composition and tribological characteristics of fullerenes containing carbonic coatings obtained using high-power ion beams. *Surface & Coatings Technology*, 2009, no. 203, pp. 2608–2611.
7. Makarov G.N. Primeneniye lazerov v nanotekhnologii: polucheniye nanochastits i nanostruktur metodami lazernoy ablyatsii i lazernoy nanolitografii [The use of lasers in nano-technologies: preparation of nanoparticles and nanostructures by laser ablation and laser nanolithography methods]. *Uspekhi fizicheskikh nauk — Physics uspekhi*, 2013, vol. 183, no. 7, pp. 673 – 718.
8. Gribkov V.A., Grigoryev F.I., Kalin B.A., Yakushin V.L. *Perspektivnye radiatsionno-puchkovye tekhnologii obrabotki materialov* [Advanced radiation-beams technologies of materials treatment]. Moscow, Krugly god Publ., 2001, 528 p.
9. Linke J., Barabash V.R., Bolt H., Gervash A., Mazul I., Ovchinnikov I., Rödig M. Erosion of metals and carbon based materials during disruptions — simulation experiments in plasma accelerators. *Journal of Nuclear Materials*, 1994, no. 212 – 215, p. 1195 – 1200.
10. Astashynski V.M., Ananin S.I., Askerko V.V. et al. Deposition of nanostructured metal coatings on modified silicon surfaces in magnetoplasma compressor. *Vacuum*, 2005, vol. 78, pp. 157 – 160.
11. Uglov V.V., Anishchik V.M., Cherenda N.N. et al. The formation of a tungsten containing surface layer in a carbon steel by compression plasma flow. *Surface and coatings technology*, 2008, vol. 202, pp. 2439 – 2442.
12. Uglov V.V., Cherenda N.N., Anishchik V.M., et al. Formation of alloying layers in a carbon steel by compression plasma flows. *Vacuum*, 2007, vol. 81, pp. 1341 – 1344.
13. Kalin B.A., Skorov D.M., Yakushin V.L.. *Problemy vybora materialov dlya termoyadernykh reaktorov: Radiatsionnaya eroziya* [Selection of materials for fusion reactors: Radiation erosion]. Moscow, Energoatomizdat Publ., 1985, 184 p.
14. Grigoryev I.S., Meylikhov Ye.Z. *Fizicheskiye velichiny: Spravochnik* [Physical quantities: Handbook]. Moscow, Energoatomizdat publ., 1991, 1232 p.
15. Laskovnev A.P., Cherenda N.N., Basalay A.V., Uglov V.V., Anishchik V.M., Astashinsky V.M., Kuzmitsky A.M.

References

1. Mirkin L.I. *Fizicheskiye osnovy obrabotki materialov luchami lazera* [Physical basis of materials treatment by laser beams]. Moscow, MGU Publ., 1975, 383 p.
2. Anisimov S.I., Lukyanchuk B.S. Izbrannye zadachi teorii lazernoy ablyatsii. [Selected problems of laser ablation theory]. *Uspekhi fizicheskikh nauk — Physics uspekhi*, 2002, vol. 172, no. 3, pp. 301 – 333.
3. Tereshin V.I., Garkusha I.E., Bandura A.N. et al. Influence of plasma pressure gradient on melt layer macroscopic

- Modifikatsiya poverkhnostnogo sloya medi pod deystviyem kompressionnogo plazmennogo potoka. [Modification of copper surface by compression plasma flows]. *Problemy fiziki, matematiki i tekhniki — Problems of Physics, Mathematics and Technics*, 2013, no. 3 (16), pp. 24 – 29.
16. Pliskovsky V.Ya. *Konstruksionnye materialy i elementy vakuumnykh system* [Structural materials and details of vacuum systems]. Moscow, Mashinostroyeniye Publ., 1976, 64 p.
17. Astashinsky V.M., Leyvi A.Ya., Talala K.A., Uglov V.V., Cherenda N.N., Yalovets A.P. Izmeneniye relyefa poverkhnosti misheni pri obrabotke kompressionnymi plazmennymi potokami. Poverkhnost. Rentgenovskiyе, sinkhrotronnyе i neytronnyе issledovaniya [Change of target surface topography under treatment by compression plasma flows]. *Poverkhnost. Rentgenovskiyе, sinkhrotronnyе i neytronnyе issledovaniya — Journal of surface investigation. X-ray, synchrotron and neutron techniques*, 2013, no. 10, pp. 99 – 106.
18. Astashynski V.M. Investigation of plasma parameters during the action of compression plasma flows on surfaces. Contributed papers of IV International conference Plasma physics and plasma technology, Minsk, Institute of Molec. And Atomic. Phys. NAS Belarus, 2003, vol. 2, pp. 633 – 636.
19. Maltsev I.V., Mirzoyev A.A. Vyazkost zhidkogo zheleza: molekulyarno-dinamichesky raschet s potentsialom pogruzhennogo atoma [Viscosity of liquid iron: molecular dynamics calculation with immersed atom potential]. *Vestnik YuUrGU — Herald of South-Ural State university*, 2009, no. 22, pp. 79 – 83.
20. Assael M.J., Kalyva A.E., Antoniadis K.D., et al. Reference Data for the Density and Viscosity of Liquid Copper and Liquid Tin. *J. Phys. Chem. Ref. Data*, 2010, vol. 39, no. 3, pp. 033105-1 – 033105-8.

Статья поступила в редакцию 20.08.2014 г.

Черенда Николай Николаевич — Белорусский государственный университет (г. Минск), физический факультет, кандидат физико-математических наук, доцент кафедры физики твердого тела, специалист в области взаимодействия ионно-плазменных потоков с веществом и радиационного материаловедения. E-mail: Cherenda@bsu.by.

Ласковнев Александр Петрович — Государственное научное учреждение “Физико-технический институт НАН Беларуси” (г. Минск), доктор технических наук, член-корреспондент, заместитель директора по научной работе, специалист в области материаловедения в машиностроении. E-mail: Phti@belhost.by.

Басалай Анна Владимировна — Государственное научное учреждение “Физико-технический институт НАН Беларуси” (г. Минск), младший научный сотрудник (аспирант), специалист в области металловедения. E-mail: anna.basalay@mail.ru.

Углов Владимир Васильевич — Белорусский государственный университет (г. Минск), физический факультет, доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой, специалист в области взаимодействия ионно-плазменных потоков с веществом, защитных покрытий и радиационного материаловедения. E-mail: Uglov@bsu.by.

Асташинский Валентин Миронович — Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова НАН Беларуси (г. Минск), доктор физико-математических наук, заместитель директора по научной работе, специалист в области физики плазмы и плазменных ускорителей. E-mail: ast@imaph.bas-net.by.

Кузьмицкий Антон Михайлович — Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова НАН Беларуси (г. Минск), кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник, специалист в области физики плазмы и плазменных ускорителей.

Materials erosion under effect of compression plasma flows

**N. N. Cherenda, A. P. Laskovnev, A. V. Basalai, V. V. Uglov,
V. M. Astashynski, A. M. Kuzmitski**

The investigation results on erosion of St.3-type steel and BrB2-type bronze samples as well as bronze and copper samples with zirconium coating under effect of compression plasma flows are described in this work. The results show the increase of mass removed from samples surface with the growth of energy absorbed by the surface layer and with the growth of pulses number. Probable mechanisms of erosion are discussed. Erosion leads to diminishing of coating element concentration in the alloyed layer in case of coating/substrate system treatment. This effect depends on thermal characteristics of the treated material.

Keywords: steel, copper, bronze, compression plasma flows, erosion, ablation.

***Cherenda Nikolay** — Belarusian State University, Belarus, Minsk, PhD, associated professor of solid state physics department. E-mail: Cherenda@bsu.by.*

***Laskovnev Aleksandr** — State Scientific Institution “The Physical Technical Institute of the National Academy of sciences of Belarus”, Belarus, Minsk, DrSci (Eng), corresponding member of NAS, Deputy Director. E-mail: Phti@belhost.by*

***Basalai Anna** — State Scientific Institution “The Physical Technical Institute of the National Academy of sciences of Belarus”, Belarus, Minsk, junior research worker. E-mail: anna.basalay@mail.ru.*

***Uglov Vladimir** — Belarusian State University, Belarus, Minsk, DrSci (Phys-Math), professor; Head of solid state physics department. E-mail: Uglov@bsu.by*

***Astashynski Valentin** — A.V.Lykov Heat and Mass Transfer Institute of the National Academy of sciences of Belarus, Belarus, Minsk, DrSci (Phys-Math), Deputy Director. E-mail: ast@imaph.bas-net.by.*

***Kuzmitski Anton** — A.V.Lykov Heat and Mass Transfer Institute of the National Academy of sciences of Belarus, Belarus, Minsk, PhD (Phys-Math), senior research worker.*