

МОДИФИЦИРОВАНИЕ СТАЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ НАГРЕВЕ ПЛАЗМЕННЫМ ИМПУЛЬСОМ

Ю.Г. Чабак¹, В.И. Федун¹, Т.В. Пастухова¹, В.И. Зурнаджи¹,
С.П. Бережный², В.Г. Ефременко¹

¹Приазовский государственный технический университет, Мариуполь, Украина;

²Запорожский национальный технический университет, Запорожье, Украина

E-mail: julia.chabak25@gmail.com; vgefremenko@gmail.com

Исследованы термовременные условия формирования упрочненного модифицированного слоя на стальной поверхности при импульсно-плазменной обработке с использованием электротермического аксиального плазменного ускорителя. Численным экспериментом показано, что в зависимости от режима работы ускорителя возможен нагрев поверхности до температур, превышающих температуру плавления стали и чугуна, при этом скорость нагрева и охлаждения достигает $(3,7...5,5) \cdot 10^6$ К/с. Описаны строение и микротвердость модифицированного слоя, сформированного на поверхности стали 75Г без оплавления при импульсно-плазменной обработке с удельной мощностью нагрева $1,4 \cdot 10^9$ Вт/м².

PACS 52.77.-j

ВВЕДЕНИЕ

Плазменные технологии относятся к наиболее перспективным направлениям инженерии поверхности. Импульсно-плазменная обработка (ИПО) применяется для поверхностного упрочнения стальных поверхностей за счет модифицирующего воздействия и нанесения покрытия [1–3]. Модификация поверхности является следствием скоростной закалки при плазменном воздействии. В результате образуется поверхностный измененный слой, имеющий мелкокристаллическую мартенситную структуру с повышенными плотностью дефектов и искаженностью кристаллической решетки, обладающий высокими твердостью и сопротивлением хрупкому разрушению [4]. Кроме того, импульсное динамическое истечение плазмы оказывает деформационное упрочняющее воздействие и приводит к радиационно-стимулированной диффузии атомов поверхности в глубь основы [5]. ИПО проводят с применением различных источников потоков плазмы, в том числе – электротермического аксиального плазменного ускорителя (ЭАПУ) [6, 7]. ЭАПУ работает в гидродинамическом режиме, его преимуществом является возможность эксплуатации в среде воздуха при атмосферном давлении. При плазменной импульсной обработке с помощью ЭАПУ покрытие формируется из капель и паров материала центрального электрода и паров стенок диэлектрической камеры. В работах [8, 9] описаны особенности микроструктуры и микротвердость сложнолегированных покрытий, нанесенных с использованием ЭАПУ, а в статьях [10, 11] исследованы модифицированные слои, полученные на конструкционных сталях по той же технологии. В то же время теоретические предпосылки поверхностного модифицирования, связанные с особенностями возникновения плазмы в ЭАПУ и характером ее взаимодействия с обрабатываемой поверхностью, остаются недостаточно изученными. Это, в частности, касается температурно-временных параметров нагрева и охлаждения поверхности, предопределяющих возможность закалки стальной поверхности. Целью данной работы являлось исследование динамики тепловых полей, возникающих в поверхностных слоях стального образца при ИПО с применением ЭАПУ.

1. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве источника плазмы использовали ЭАПУ, конструкция и электрическая схема подключения которого описаны в работах [6–8]. В качестве разрядной камеры использовали трубчатый разрядник РТФ-6-0,5/10У1. ИПО проводили при следующих параметрах: напряжение предварительной зарядки накопителя энергии емкостью 1,5 мФ и подаваемое на электроды – не более 4,0 кВ; расстояние между электродами ~ 50 мм; расстояние от торца ЭАПУ до поверхности образца – 50 мм; количество импульсов – шесть, скважность импульсов – 30...40 с. Центральным электродом (катодом) служил стержень диаметром 5 мм из чугуна состава 2,34% С; 27,39% Сг; 3,13% Мп; 1,26% Si; 0,20% Ti; Fe – остальное. Обработке подвергали образцы размерами 10x10x20 мм из горячекатаной стали 75Г (0,75% С; 0,91% Мп; 0,28% Si).

Ток разряда и напряжение на электродах регистрировали с помощью пояса Роговского, омического делителя напряжения и цифрового осциллографа INSTRUSTAR ISDS205A. Фотосъемку истечения потока плазмы проводили с применением фотокамеры «Nikon 1s1» с интервалом между кадрами 1/1200 с. Прирост температуры образцов после ИПО определяли с помощью термопары, зачеканенной на тыльной (относительно воздействия плазмы) грани образца. Микроструктуру исследовали с помощью оптического микроскопа «Neophot-21» и сканирующего микроскопа JEOL JSM-6510 LV. Образцы подвергали химическому травлению 4%-м раствором нитрата, а также тепловому травлению на воздухе при 400 °С (1 ч). Микротвердость измеряли с помощью микротвердомера «Novotest» при нагрузке 25 г.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Осциллограммы временных зависимостей тока разряда и напряжения на электродах ЭАПУ приведены на рис. 1. Напряжение предварительной зарядки накопителя энергии составляло 4 кВ. Как следует из рис. 1, ток достигает максимума (~ 18,5 кА) через 0,2 мс после инициации разряда, при этом общая длительность разряда составляет около 0,6 мс.

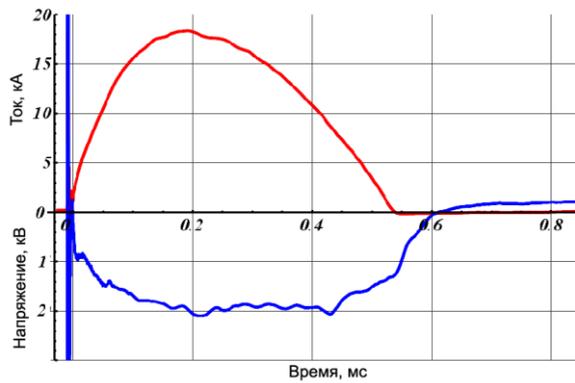


Рис. 1. Осциллограммы разряда в ЭАПУ

Численное интегрирование осциллограммы показало, что при протекании сильноточного импульсного разряда в камере ЭАПУ объемом $\sim 10 \text{ см}^3$ за время $\sim 0,6 \text{ мс}$ выделяется энергия, равная $\sim 10 \text{ кДж}$. Это приводит к сублимации диэлектрических стенок разрядной камеры, а также к оплавлению и испарению электродов, нагреву и ионизации газообразных продуктов эрозии, из которых формируется плазменная струя. Струя истекает из разрядной камеры и попадает на поверхность стального образца. Как показала высокоскоростная съемка в ультрафиолетовом свете, произведенная при помощи светофильтра ФС 8 (рис. 2), интенсивное воздействие плазменного потока на образец длится не более 1 мс.

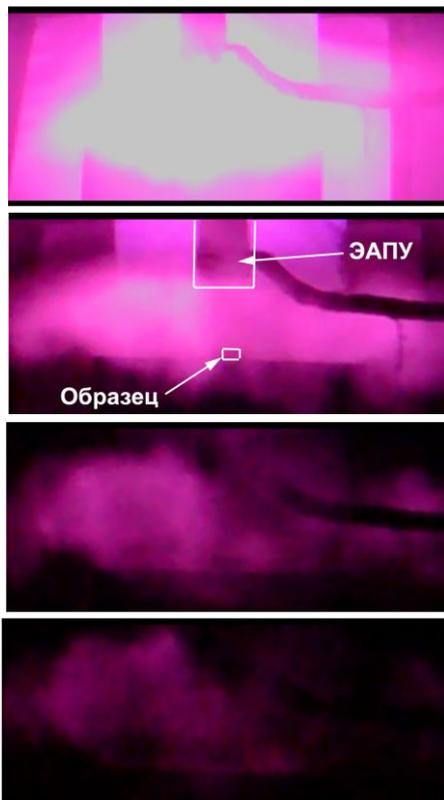


Рис. 2. Фоторегистрация облучения образца плазменным потоком в ультрафиолетовой части спектра. Интервал между кадрами 1/1200 с

При падении плазменной струи на большую грань стального образца при помощи термопарных измерений было зарегистрировано увеличение его температуры на 10...20 К. Так, при однократном

воздействии потоком в вышеупомянутом режиме работы ЭАПУ повышение температуры (ΔT) составило 16 °С. Это позволило оценить энергию, передаваемую образцу потоком плазмы. С учетом известных значений геометрических размеров и физических величин материала образца полученная им энергия составила $\sim 110 \text{ Дж}$.

Для анализа результатов натурального эксперимента необходимо иметь представление об эволюции температурных полей в образце при ИПО. С этой целью использовали численный метод решения задачи теплопроводности при наличии кратковременных распределенных источников теплоты:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = -\frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right), \quad (1)$$

где ρ – плотность; c – удельная теплоемкость; λ – коэффициент теплопроводности.

Скорость V_f продвижения границы раздела «жидкость – твердое тело» определялась из условия:

$$\rho \Lambda V_f = \lambda_l \left[\frac{\partial T}{\partial x} \right] - \lambda_c \left[\frac{\partial T}{\partial x} \right], \quad (2)$$

где Λ – удельная теплота плавления, λ_c и λ_l – коэффициенты теплопроводности кристаллической и жидкой фаз соответственно.

Для рассматриваемых режимов обработки граничные условия определяются поверхностной плотностью $q(t, x)$ тепловых источников:

$$\left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) \Big|_{x=0} = q(t, x) = \begin{cases} q_0 \sin(\pi t / \tau), & 0 < t \leq \tau, \\ 0, & t > \tau, \end{cases} \quad (3)$$

а начальные условия – распределением температуры по глубине образца:

$$T(x, 0) = T_0 = 300 \text{ K}. \quad (4)$$

Величину q_0 в условии (3) можно найти из уравнения теплового баланса:

$$\rho_p c_p S_p h_p \Delta T = S_p \int_0^\tau [q_0 \sin(\frac{\pi t}{\tau})] dt. \quad (5)$$

Левая часть уравнения (5) представляет собой изменение внутренней энергии образца (ρ_p, c_p, S_p, h_p – плотность, удельная теплоемкость, площадь основания и высота образца; ΔT – изменение температуры образца), а правая – количество теплоты, полученной образцом от потока плазмы за время действия разряда (τ). Следует отметить, что в рамках рассматриваемой модели не учитывается охлаждение образца окружающей средой (атмосферой).

После интегрирования выражения (5) получаем:

$$q_0 = \frac{\pi \rho_p c_p h_p \Delta T}{2\tau}. \quad (6)$$

Для стального образца ($\rho_p = 7830 \text{ кг/м}^3$, $c_p = 420 \text{ Дж/(кг·К)}$, $h_p = 10 \text{ мм}$, $\Delta T \sim 16 \text{ К}$) величина q_0 составила $\approx 1,4 \cdot 10^9 \text{ Вт/м}^2$. При расчетах принимали значения физических величин, взятые из литературных источников [12].

Задачу построения температурного поля решали методом конечных разностей по явной схеме [13].

Ниже приведены результаты численного эксперимента для различных режимов ИПО, отличающихся плотностью теплового потока q_o . В режиме I, когда величина $q_o = 1,4 \cdot 10^9$ Вт/м², температура поверхности максимально возрастает до 1400 °С в течение 440 мкс (рис. 3). Поскольку эта температура не превышает температуру солидус стали 75Г (1410 °С), то оплавление приповерхностных слоев маловероятно. Максимальная скорость нагрева поверхности близка к величине $4,5 \cdot 10^6$ К/с, а скорость ее охлаждения – к $3,7 \cdot 10^6$ К/с (рис. 4). В более глубоких слоях эти скорости также достаточно велики, так на глубине 40 мкм скорость нагрева составит $\sim 1,7 \cdot 10^6$ К/с, а охлаждения – $\sim 0,3 \cdot 10^6$ К/с.

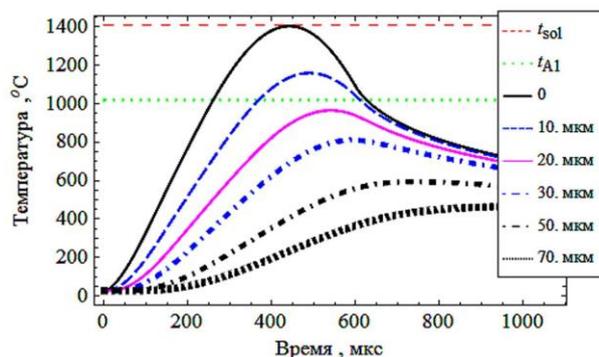


Рис. 3. Послойное изменение температуры образца при ИПО в режиме I

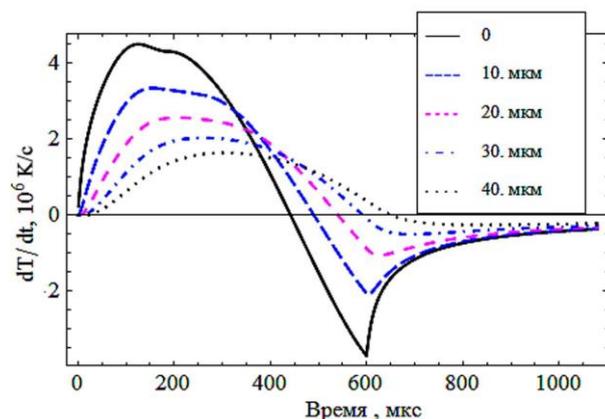


Рис. 4. Скорость послойного изменения температуры в образце при ИПО в режиме I

Проведенные расчеты показывают возможность сверхбыстрого нагрева и охлаждения поверхностных слоев образца в результате взаимодействия с плазменным импульсом. Известно, что при повышении скорости нагрева происходит рост критической точки A_{c1} (температуры появления аустенита) в сталях, что связано с запаздыванием процессов полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения и перераспределения углерода [14]. В работе [15] показано, что при нагреве отожженной стали У8 (близкой к 75Г) со скоростью $\sim 10^6$ К/с ее точка A_{c1} смещается от равновесного значения 727 до 1021 °С. Последнее значение было принято в качестве критической точки стали 75Г для случая плазменного нагрева. Поскольку рассчитанная температура поверхности образца превышает 1000 °С, а скорость охлаждения – критическую скорость закалки стали 75Г (35 К/с [16]), то прогретый

поверхностный слой должен испытывать сдвиговое фазовое превращение с изменением (модифицированием) структуры и свойств металла. Глубину модифицирования поверхности можно определить из рис. 5, на котором показано распределение температуры по сечению образца в различные промежутки времени. Из этого рисунка видно, что образец может прогреваться до температуры свыше A_{c1} на глубину не более ~ 15 мкм, что составляет прогнозируемую толщину модифицированного слоя. Максимальная глубина прогрева образца не превысит ~ 230 мкм.

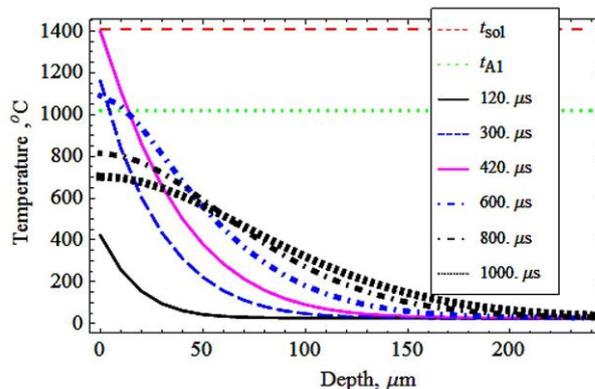


Рис. 5. Распределение температуры по сечению образца при ИПО в режиме I

В режиме II ($q_o = 1,75 \cdot 10^9$ Вт/м²) возрастает тепловложение в поверхность образца, что приводит к большему прогреву его поверхностных слоев. Температура поверхности достигает 1680 °С, превышая температуру плавления стали, при этом образец оплавится на глубину ~ 10 мкм (рис. 6).

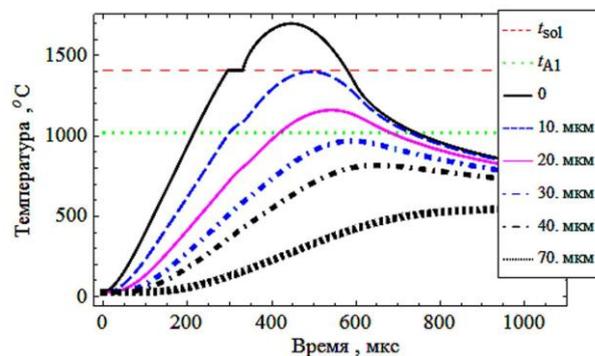


Рис. 6. Послойное изменение температуры образца при ИПО в режиме II

Время пребывания стали в жидком состоянии составляет около 300 мкс, при этом начало плавления приблизительно совпадает с максимумом теплового потока, т. е. через 250...300 мкс после начала нагрева (рис. 7). В этот момент скорость нагрева поверхности достигнет $\sim 5,5 \cdot 10^6$ К/с, а на глубине 40 мкм – $\sim 2,0 \cdot 10^6$ К/с. Глубина прогрева образца на температуру свыше A_{c1} возрастет по сравнению с режимом I и составит (включая расплавленный слой) ~ 27 мкм (рис. 8). После нагрева следует охлаждение: на поверхности – со скоростью $\sim 5 \cdot 10^6$ К/с, на глубине 40 мкм – со скоростью $\sim 0,5 \cdot 10^6$ К/с, что намного выше критической скорости закалки для стали 75Г. Таким образом, глубина модифицированного слоя при реализации режима

II может составить ~ 27 мкм. В пределах этого слоя приповерхностные слои на глубину до 10 мкм будут испытывать закалку из жидкого состояния, а нижележащие слои – из твердофазного состояния.

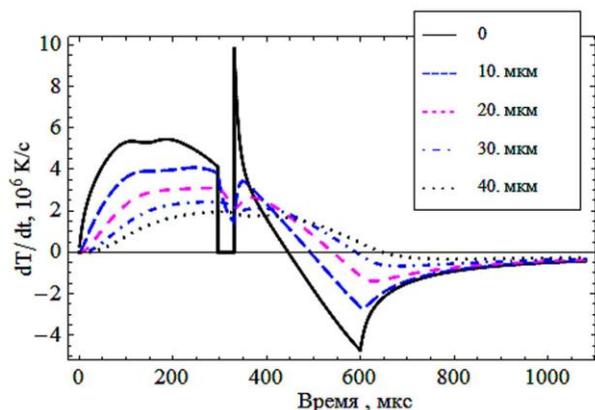


Рис. 7. Скорость послойного изменения температуры в образце при ИПО в режиме II

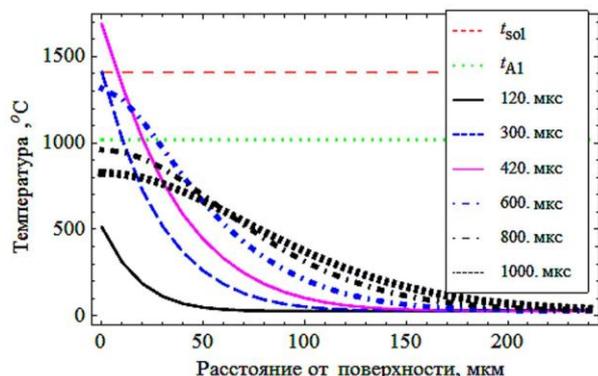


Рис. 8. Распределение температуры по сечению образца при ИПО в режиме II

Выводы численного эксперимента были подтверждены натурным экспериментом, в ходе которого произвели ИПО стального образца в режиме I (до шести импульсов). На рис. 9 показана микроструктура поверхностного участка образца. Основная структура образца – перлит с разорванной ферритной сеткой по границам зерен. После одного импульса на поверхности возник слаботравящийся модифицированный слой, строение которого резко отличается от перлитной структуры основы (см. рис. 9,а). С внешней стороны слоя на поверхности образца сформировалось тонкое покрытие, состоящее из вещества катода (высокохромистого чугуна). После шести импульсов толщина модифицированного слоя практически не изменилась, однако резко увеличилась толщина покрытия (см. рис. 9,б,в). Тепловое травление позволило четко идентифицировать границу между модифицированным слоем и покрытием. Граница «слой/покрытие» ровная, что указывает на отсутствие оплавления при формировании слоя. Толщина модифицированного слоя варьируется от 20 до 23 мкм, что несколько превышает результаты численного эксперимента (15 мкм). Одной из возможных причин расхождения расчетных и экспериментальных результатов является условность температуры, выбранной в качестве точки A_{c1} для данного случая. Вероятно, эта температура

(1021 °C) была несколько завышена, что при расчетах «уменьшило» толщину слоя, прогреваемого до аустенитного состояния. С учетом корректировки реальным значением A_{c1} для стали 75Г и использованной скорости нагрева следует считать ~ 950 °C.

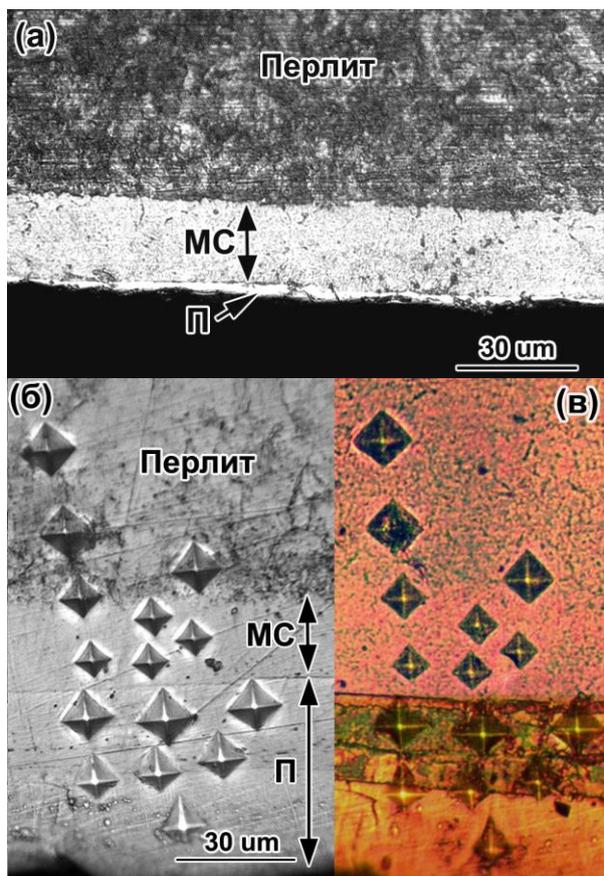


Рис. 9. Микроструктура образца, подвергнутого ИПО по режиму I: один импульс (а), шесть импульсов (б, в) (после химического (а, б) и теплового (в) травлений).

МС – модифицированный слой, П – покрытие

На рис. 10 показан профиль микротвердости по сечению приповерхностных слоев образца (без учета покрытия), из которого следует, что ИПО привела к резкому упрочнению поверхности образца. Измерения показали, что модифицированный слой, сформированный одним импульсом, обладает высокой микротвердостью (900...1000 HV), указывающей на его мартенситный характер. За пределами модифицированного слоя микротвердость резко снижается, выходя на глубине свыше 40 мкм на уровень неупрочненной основы – 220...300 HV. Известно, что в сталях с 0,7...0,8% С при закалке формируется игольчатый мартенсит [16]. В случае плазменной закалки игольчатость мартенсита в модифицированном слое не выявляется; это указывает на его высокую дисперсность как результат превращения мелкозернистого аустенита. Согласно теории гомогенного зарождения критический радиус зародышей (r^*) и энергетический барьер их зарождения (ΔG^*) обратно пропорциональны степени перегрева при фазовом переходе [17]:

$$r^* = \left[\frac{2\gamma T_0}{\Delta H} \right] \cdot \frac{1}{\Delta T_0}, \quad (7)$$

$$\Delta G^* = \left[\frac{16\pi(\gamma)^3 T_0^2}{3(\Delta H)^2} \right] \cdot \frac{1}{(\Delta T_0)^2}, \quad (8)$$

где γ – поверхностная энергия; ΔH – изменение энтальпии; T_0 – критическая температура; ΔT_0 – степень перегрева.

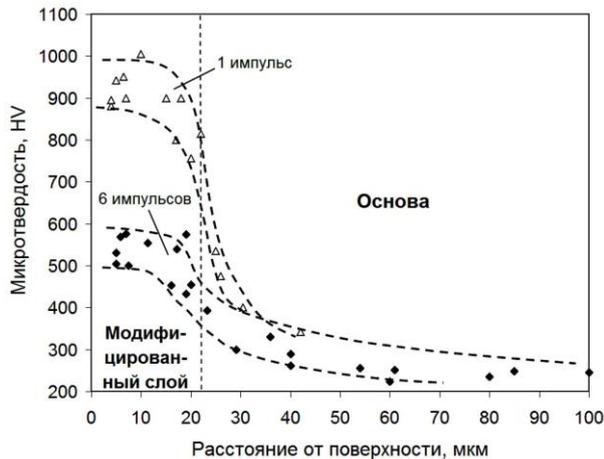


Рис. 10. Распределение микротвердости по сечению модифицированного слоя

В свою очередь, степень перегрева возрастает с увеличением скорости нагрева. Поскольку плазменный нагрев протекает с высокой скоростью, критический радиус аустенитных зародышей должен уменьшаться, приводя к резкому увеличению количества зерен с соответствующим уменьшением их размера. Из мелкозернистого аустенита образуется мелкоигольчатый (бесструктурный) мартенсит, не выявляемый оптической микроскопией.

Выполнение шести импульсов снизило микротвердость модифицированного слоя до 500...575 HV, причем на глубине 15...23 мкм от поверхности разброс в значениях микротвердости возрос до 400...575 HV. Причиной снижения твердости послужили плазменные импульсы, вызвавшие повторные циклы «нагрев/охлаждение» в ранее сформированном модифицированном слое. Эти циклы могли вызывать как повторную закалку, так и процессы отпуска, приводящие к разупрочнению мартенсита. По мере нарастания толщины покрытия максимальная температура цикла снижалась, т. е. отпуск превалировал над повторной закалкой, приводя к общему снижению микротвердости модифицированного слоя.

Сравнение результатов расчетов для двух режимов ИПО показывает, что увеличение плотности теплового потока в большей степени повышает температуру приповерхностных слоев и скорость нагрева и в меньшей степени – глубину прогрева до аустенитного состояния. Это связано с ограниченной теплопроводностью стали, в связи с чем скорость накопления тепла в поверхностных слоях существенно опережает скорость его отвода в тело образца. Результатом может стать оплавление образца (с нежелательным изменением микрогеомет-

рии поверхности) без существенного прироста глубины модифицирования. Таким образом, повышение плотности теплового потока при импульсно-плазменном модифицировании имеет свой рациональный предел, величина которого зависит от химического состава обрабатываемого сплава.

ВЫВОДЫ

1. Предложена и апробирована расчетная модель температурного поля стального образца при взаимодействии с плазменным импульсом, возникающим в результате высокоточного импульсного разряда в камере ЭАПУ.

2. Показано, что при ИПО по режимам, обеспечивающим плотности теплового потока в пределах $(1,4...1,75) \cdot 10^9$ Вт/м², температура поверхности стали 75Г может повыситься до 1400...1680 °С, достигая или превышая температуру плавления. При этом глубина максимального прогрева образца на аустенитную структуру может составлять до 15...27 мкм, а нагрев и охлаждение поверхности могут протекать со скоростью порядка $(3,7...5,5) \cdot 10^6$ К/с.

3. Установлено, что при однократном выполнении импульсов без оплавления при мощности поверхностного источника энергии, равной $1,4 \cdot 10^9$ Вт/м², на поверхности стали 75Г возникает модифицированный слой толщиной 20...23 мкм с микротвердостью 900...1000 HV, что в три раза выше микротвердости основы. Зафиксированная толщина модифицированного слоя близка к расчетному значению.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. А.Д. Погребняк, Ю.Н. Тюрин. Импульсно-плазменная модификация свойств поверхности и нанесение покрытий // *Успехи физики металлов*. 2003, т. 4, с. 1-66.
2. А.В. Батраченко. Влияние импульсно-плазменной обработки на микроструктуру и свойства стали 65Г // *Проблемы трибологии*. 2014, №3, с. 86-92.
3. N. Espallargas, S. Mischler. Dry wear and tribocorrosion mechanisms of pulse plasma nitrided Ni-Cr alloy // *Wear*. 2011, v. 270, issue 7-8, p. 464-471.
4. S.S. Samotugin, V.I. Lavrinenko, E.V. Kudinova, Yu.S. Samotugina. The influence of plasma surface modification process on the structure and phase composition of cutting-tool hardmetals // *Journal of Superhard Materials*. 2011, v. 33, N 3, p. 200-207.
5. S. Romankov, A. Mamaeva, S.D. Kaloshkin, S.V. Komarov. Pulsed plasma treatment of Ti-Al coatings produced by mechanical alloying method // *Materials Letters*. 2007, v. 61, p. 5288-5291.
6. Yu.E. Kolyada, V.I. Fedun. Pulse electrothermal plasma accelerators and its application in scientific researches // *Problems of Atomic Science and Technology. Series "Plasma Electronics and New Acceleration Methods"*. 2015, N 4(98), p. 325-330.
7. Yu.E. Kolyada, A.A. Bizyukov, O.N. Bulanchuk, V.I. Fedun. Pulse electrothermal plasma accelerators and its application in the technologies // *Problems of Atomic Science and Technology. Series "Plasma Electronics and New Acceleration Methods"*. 2015, N 4(98),

p. 319-324.

8. V.G. Efremenko, Yu.G. Chabak, A. Lekatou, A.E. Karantzalis, K. Shimizu, V.I. Fedun, A.Yu. Azarkhov, A.V. Efremenko. Pulsed plasma deposition of Fe-C-Cr-W coating on high-Cr-cast iron: effect of layered morphology and heat treatment on the microstructure and hardness // *Surface and Coating Technology*. 2016, v. 304, p. 293-305.

9. Yu.G. Chabak, V.I. Fedun, K. Shimizu, V.I. Zurnadzhy, V.G. Efremenko. Phase-structural composition of coating obtained by pulsed plasma treatment using eroded cathode of T1 high speed steel // *Problems of Atomic Science and Technology. Series "Physics of Radiation Effect and Radiation Materials Science"*. 2015, N 4(104), p. 100-106.

10. А.П. Чейлях, Ю.Ю. Куцомеля, В.И. Федун, М.А. Рябикина. Влияние параметров импульсно-плазменной обработки на структурообразование и свойства стали 40X // *Строительство, материаловедение, машиностроение*: Сб. науч. трудов. 2014, в. 73, с. 235-239.

11. Н.А. Савинков, Ю.Е. Коляда. Управление распределением микротвёрдости стали при импульсной плазменной обработке // *Вісник Приазовського державного технічного університету*: Зб. наукових праць. 2014, в. 29, с. 70-80.

12. А.П. Бабичев, А.М. Братковский и др. *Физи-*

ческие величины: Справочник / Под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. М.: «Энергоатомиздат», 1991, 1232 с.

13. Д. Андерсон, Дж. Таннехил, Р. Плетчер. *Вычислительная гидромеханика и теплообмен*. В 2-х томах. Т. 1 / Пер. с англ. М.: «Мир», 1990, с. 384.

14. С.С. Дьяченко. *Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах*. М.: «Металлургия», 1982, 128 с.

15. Г.Ю. Баландина, Б.И. Бертяев, И.Н. Завестовская, В.И. Игошин, В.А. Катулин. О причине смещения температуры инструментального начала аустенитного превращения в сталях при скоростном и лазерном нагреве // *Квантовая электроника*. 1986, т. 13, №11, с. 2315-2319.

16. В.Г. Ефременко, Ф.К. Ткаченко, С.О. Кузьмин, В.Г. Казанков. Кинетика превращения аустенита в рельсовых сталях марок М74 и 75ХГСМ при непрерывном охлаждении // *Вісник Дніпропетр. нац. університету заліз. трансп. ім. акад. В. Лазаряна*: Зб. наукових праць. 2009, в. 29, с. 198-201.

17. R.E. Smallman, Ray J. Bishop. *Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering: Science, Process, Application*. Butterworth: "Heinemann", 1999, p. 448.

Статья поступила в редакцию 16.02.2017 г.

МОДИФІКУВАННЯ СТАЛЕВОЇ ПОВЕРХНІ ПРИ НАГРІВІ ПЛАЗМОВИМ ІМПУЛЬСОМ

Ю.Г. Чабак, В.І. Федун, Т.В. Пастухова, В.І. Журнаджи, С.П. Березний, В.Г. Єфременко

Досліджено можливість формування зміцненого модифікованого шару на сталевій поверхні при імпульсно-плазмовій обробці з використанням електротермічного аксіального плазмового прискорювача. Чисельним експериментом показано, що в залежності від режиму роботи прискорювача можливий нагрів поверхні до температур, що близькі або перевищують температуру плавлення сталі, при цьому швидкість нагріву і охолодження приповерхневих шарів може сягати $(3,7...5,5) \cdot 10^6$ К/с. Описано будову і мікротвердість модифікованого шару, сформованого на поверхні стали 75Г без оплавлення при імпульсно-плазмовій обробці з питомою потужністю нагріву $1,4 \cdot 10^9$ Вт/м².

MODIFICATION OF STEEL SURFACE BY PULSED PLASMA HEATING

Yu.G. Chabak, V.I. Fedun, T.V. Pastukhova, V.I. Zurnadzhy, S.P. Berezhnyy, V.G. Efremenko

The possibility of forming a hardened modified layer on the steel surfaces during pulsed-plasma treatment with the use of the electro-axial plasma accelerator is studied in the work. By numerical experiment it was shown that depending on the operational mode of the accelerator the surface can be heated up to temperatures which are close or exceeds the melting point of the steel, while heating and cooling rates reach $(3.7...5.5) \cdot 10^6$ K/s. The structure and microhardness of the modified layer formed on the surface of the steel 75Mn1 without melting under pulse-plasma treatment with a specific heat input of $1.4 \cdot 10^9$ W/m² are described.