

МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛА Fe-Cr-Ni-Mn С ПОМОЩЬЮ МОЩНОГО ИОННОГО ПУЧКА

А.Д.Погребняк¹⁾, А.Г.Лебедь²⁾, М.В.Ильяшенко²⁾, Т.Ренк³⁾

¹⁾ Сумский Государственный Университет, Римского-Корсакова, 2, 244007 Сумы, Украина, pogreb@diskret.sumy.ua

²⁾ Сумский Государственный Университет, Римского-Корсакова, 2, 244007 Сумы, Украина, kpe@ssu.sumy.ua

³⁾ Сандия Национальные Лаборатории, Альбукерк, США

Образцы монокристаллов Fe₅₆-Cr₁₈-Ni₁₆-Mn₁₀ с кристаллографическими плоскостями (111) и (100) (размер - 12×12×2 мм) обрабатывались пучком протонов с энергией 1Мэв. Анализ структуры и элементного состава проводился методами просвечивающей электронной микроскопии, растровой электронной микроскопии, атомно-силовой микроскопии, резерфордовского обратного рассеяния ионов, а также применялись тесты на микротвердость, износ и коррозионную стойкость. Численно решалась задача определения количества испарившегося материала.

1. Введение

В последнее время мощные ионные пучки нано- и микросекундной длительности используются не только для модификации свойств металлов и сплавов, но и для нанесения пленок, покрытий с помощью абляции.

Процесс абляции представляет собой плавление поверхностного слоя облучаемого образца и унос жидкой фазы сразу же после ее образования.

В результате воздействия мощного ионного пучка одновременно наблюдается и модификация свойств обрабатываемого образца и испарение его поверхностного слоя.

2. Параметры эксперимента и методы анализа результатов

В данной работе мы использовали образцы монокристаллов Fe₅₆-Cr₁₈-Ni₁₆-Mn₁₀ с кристаллографическими плоскостями (111) и (100) и размерами 12×12×2 мм. Образцы были облучены пучком протонов с энергией 1 Мэв. Длительность импульса пучка протонов - 50 нс, плотность потока энергии - 10-20 Дж/см².

Для анализа структуры и элементного состава были использованы методы просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), растровой электронной микроскопии (РЭМ), резерфордовского обратного рассеяния ионов (пучок ионов ⁴He⁺), атомно-силовой микроскопии, а также тесты на микротвердость, износ и коррозионную стойкость.

Для моделирования физики процессов, происходящих в материале при воздействии мощного ионного пучка (МИП), был разработан алгоритм и написана программа для расчета количества испарившегося материала.

3. Математическая модель численного решения задачи Стефана

При воздействии на материал концентрированного потока энергии (КПЭ) с плотностью потока энергии превышающей пороговое значение, определяемое соотношением (1), на его поверх-

ности за время меньшее длительности импульса τ достигается температура плавления T_m .

$$Q = 0.885 \cdot T_m \cdot \lambda / (a \cdot \tau)^{1/2}, \quad (1)$$

где λ - коэффициент теплопроводности, a - коэффициент температуропроводности.

Таким образом, в оставшийся до окончания импульса промежуток времени действие КПЭ вызывает разрушение материала, а точнее оплавление твердой фазы и испарение образующейся жидкой фазы. Иными словами мы имеем систему с двумя движущимися границами фазовых переходов. Задача определения температур в фазах (твердой и жидкой) и скоростей движения границ фазовых переходов называется задачей Стефана и обладает нелинейностью третьего рода. Точные решения этой задачи получены в ограниченном ряде случаев. В данной работе задача Стефана решалась численно методом конечных разностей. Постановка задачи имеет следующий вид:

$$a \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial^2 T}{\partial x^2},$$

$$\text{для } S(t) < x \leq l; t=0, S(T) = 0; \quad (2.1)$$

$$t = 0, T = T_0(x), 0 < x \leq l; \quad (2.2)$$

$$x = l, t > 0, \frac{\partial T}{\partial x} = 0 \quad (2.3)$$

$$x = S(t), t > 0,$$

$$q_0 = -\lambda \frac{\partial T}{\partial x} + \gamma L \frac{dS}{dt} \quad (2.4)$$

где $S(t)$ - положение границы фазового перехода (плавления), $T_0(x)$ - начальная температура образца, γ - плотность вещества, L - толщина пластины, L - удельная теплота плавления, q_0 - плотность потока энергии.

Математическая формулировка [1] задачи записана в предположении что расплавившаяся часть материала удаляется сразу же после ее образования (процесс абляции материала) и, что теплофизические параметры не зависят от температуры.



Граничное условие на обратной стороне пластины (2.3) является частным случаем граничного условия второго рода и соответствует тепловой изоляции поверхности.

Второе граничное условие (2.4) представляет собой условие Стефана и фактически выражает закон сохранения энергии на границе фазового перехода.

Применяя метод конечных разностей запишем дифференциальные уравнения в частных производных их конечно-разностными аналогами. Уравнение теплопроводности в этом случае примет вид:

$$T_i^k = k_1 T_{i+1}^{k-1} + k_2 T_i^{k-1} + k_3 T_{i-1}^{k-1}, \quad (3.1)$$

где $k_1 = a \cdot \Delta t / (\Delta x)^2$, $k_2 = 1 - 2 \cdot k_1$, $k_3 = k_1$, Δt - шаг по времени t , Δx - шаг по координате x , k - определяет временной слой сетки, i - определяет узел на конкретном временном слое.

Условие теплоизоляции записывается следующим образом:

$$T_i^k = T_{i-1}^k; \quad (3.2)$$

Перед преобразованием стефановского условия остановимся на некоторых моментах процесса абляции.

Нагрев поверхности ($x=0$) до T_m требует определенного времени $t_{пл}$. Таким образом в отрезке времени $0 < t < t_{пл}$ фазовый переход не наблюдается и соответственно скорость движения границы фазового перехода $\partial S / \partial t = 0$. Исходя из этого условие Стефана можно разбить на 2 части: для $0 < t < t_{пл}$ имеем:

$$T_i^k = -(q_0 / \lambda) \cdot \Delta x + T_{i-1}^k \quad (3.3)$$

и при $t_{пл} \leq t \leq \tau$ для определения положения границы фазового перехода получаем следующее соотношение:

$$S_i^{k+1} = S_i^k + \frac{a_0 \Delta x \Delta t + (T_i^k - T_{i-1}^k) \Delta t}{\rho L \Delta x} \quad (3.4)$$

После нагрева поверхности пластины до температуры плавления граница фазового перехода начинает двигаться, а "температура поверхности твердой фазы" остается неизменной и равной T_m , т. е.:

$$\begin{aligned} \partial S / \partial t &= 0 \text{ при } T(S(t), t) < T_m; \\ \partial S / \partial t &\geq 0 \text{ при } T(S(t), t) = T_m. \end{aligned} \quad (3.5)$$

Используя выражения (3.1 - 3.4) и условие (3.5) на ЭВМ получены распределения температуры в образце и определено положение границы фазового перехода.

4. Результаты

В результате воздействия мощного воздействия (плотность потока энергии - 10-20 Дж/см²) поверхность образцов была расплавлена, а часть поверхностного слоя "аблировала" с поверхности в процессе образования пароплазменного состояния.

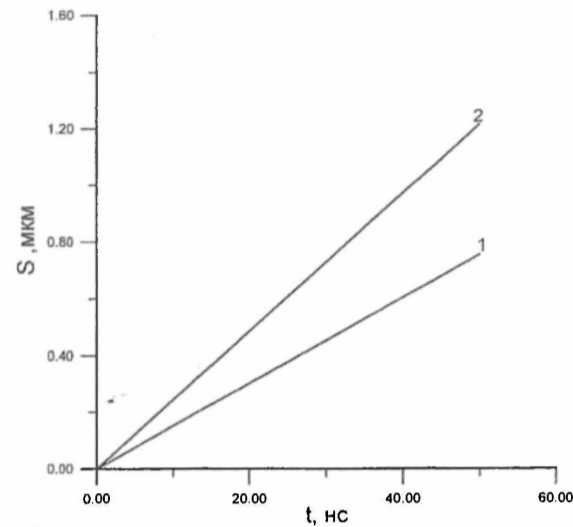


Рис.1. Положение границы фазового перехода (плотность потока энергии: 1 - 10 Дж/см², 2 - 20 Дж/см²)

Численное решение задачи Стефана по описанному выше алгоритму представлены на рис.1. Согласно рис.1, в результате воздействия мощного ионного пучка с поверхности обрабатываемого образца монокристалла Fe₅₆-Cr₁₈-Ni₁₆-Mn₁₀ "аблировал" слой толщиной 0.75 - 1.21 мкм. Экспериментально определенная толщина унесенного слоя составила 1.1 - 1.3 мкм. Такое расхождение может быть объяснено отсутствием точных данных о теплофизических параметрах обрабатываемого материала.

Обработка сплава МИП приводит к следующим изменениям в структуре материала. Во-первых, формируется неоднородная дислокационная субструктура. Плотность дислокаций (при перемещении по фольге) изменяется от $3.5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ до $8.6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (рис.2б). Во-вторых, обнаруживаются участки, содержащие субзернистую структуру. Следует также отметить, что выделений вторых фаз не обнаружено.

В результате разлета паро-плазменного облака с поверхности, в мишени формируется импульс отдачи. Экспериментальное измерение скорости разлета плазмы, измерение импульса отдачи и массы унесенного вследствие "абляции" материала позволили определить амплитуду ударной волны. Расчеты показали, что при облучении МИП (10 - 20 Дж/см²) давление в ударной волне будет составлять 12-15 ГПа. Такой величины достаточно для модификации монокристалла нержавеющей стали, образования двойников и образования высокой плотности дислокаций в области формирования фронта ударной волны [2,3].

Элементный анализ поверхностного слоя, проведенный с помощью RBS (рис. 3) и упругого резонанса протонов (С) ядерной реакции $^{16}\text{O}(^4\text{He}^+, ^{16}\text{He}^+)^{16}\text{O}$ (кислород), показал, что в результате плавления поверхностного слоя и формирования на поверхности газо-плазменного состояния в образце (до глубины 1.5 мкм) увеличивается концентрация кислорода. Кроме того,

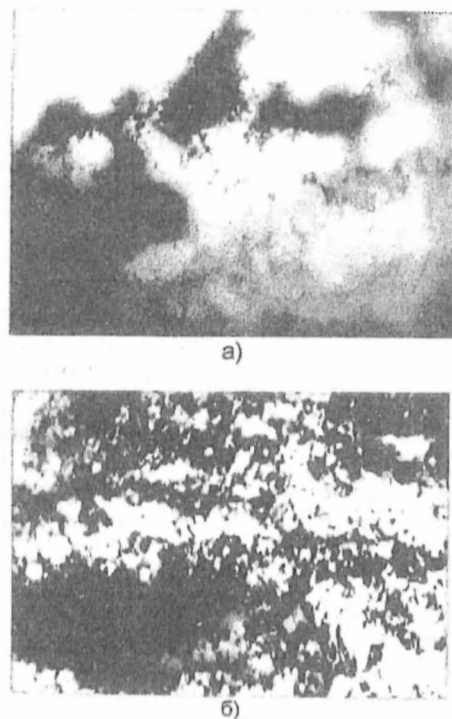


Рис. 2. Изменение плотности дислокаций в результате облучения МИП с плотностью потока энергии 10 Дж/см^2 : а - исходное состояние; б - после воздействия МИП (плотность дислокаций - $8.6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$).

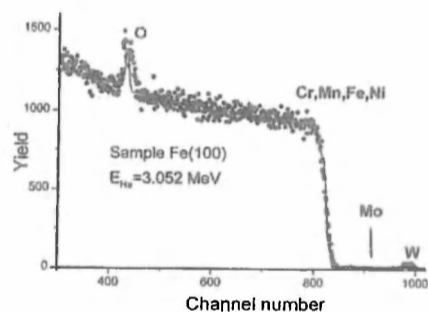


Рис. 3. Энергетический спектр полученный для монокристалла нержавеющей стали, облученного МИП с энергией 1 МэВ, длительностью импульса $\tau = 50 \text{ нс}$, плотностью потока энергии 10 Дж/см^2 .

Fe-Cr-Ni-Mn MONOCRYSTAL STRUCTURE MODIFICATION BY MEANS OF POWERFUL ION BEAM

A.D.Pogrebnyak¹⁾, A.G.Lebed²⁾, M.V.Iljashenko²⁾, T.Renk³⁾

¹⁾ Sumy State University, Rymskii-Korsakov St., 2, 244007 Sumy, Ukraine, pogreb@diskret.sumy.ua

²⁾ Sumy State University, Rymskii-Korsakov St., 2, 244007 Sumy, kpe@ssu.sumy.ua

³⁾ Sandia National Laboratories, Albuquerque, USA

In the report modeling results of ablation processes under powerful ion beam with 1 MeV energy, 50 nsec duration, energy flow $(10-20) \text{ J/cm}^2$ are presented. The strike wave parameters were estimated and ascertained by means of machinery calculations and "gone" mass due to ablation, measurement of recoil pulse. The structure analysis of the surface and near surface layer was carried out by TEM, XRD. High density of dislocations in the area exposed to melting by HPIB of stainless steel monocrystals as well as in the depths exceeding the ion range from 50 to 200 μm has been revealed. It has been shown that the surface roughness increases in the result of the HPIB effect. In consequence of melting and the "ablated" material expansion the element redistribution in the monocrystal surface layer takes place and carbon and oxygen concentration increases.

All the above mentioned changes in the defective structure and element composition result in changes such servicing characteristics as hardness, corrosion resistance and wear resistance under dry friction.

3-я международная конференция «Взаимодействие излучений с твердым телом» 6-8 октября 1999 г. Минск Беларусь
3-d. International Conference «Interaction of Radiation with Solids» October 6-8 1999 Minsk Belarus

происходит перераспределение элементов матрицы подложки (например, Cr, Ni, Fe) в поверхностном слое.

Как мы уже писали выше, воздействие МИП приводит к закалке поверхностного слоя, изменению дефектной структуры вблизи поверхности, формированию импульса отдачи за счет разлета "аблированного" материала. А также наблюдается изменение дефектной структуры в глубине приповерхностного слоя толщиной 50-200 μm . Все перечисленные выше факторы изменяют служебные характеристики нержавеющей стали: твердость, коррозионную стойкость и износостойкость при сухом трении.

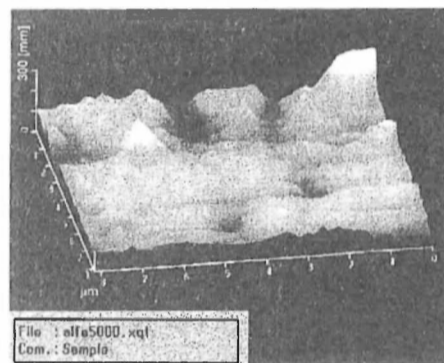


Рис. 4. Изменение шероховатости образца монокристалла нержавеющей стали после воздействия МИП плотностью потока энергии 10 Дж/см^2 , измеренная с помощью атомно-силового микроскопа.

На рис. 4 представлена шероховатость поверхности образца монокристалла $\text{Fe}_{56}\text{-Cr}_{18}\text{-Ni}_{16}\text{-Mn}_{10}$ после обработки мощным ионным пучком в режиме частичного испарения поверхностного слоя.

Список литературы

1. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Зуев И.В., Кокора А.Н. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов. - М.: Машиностроение, 1985. - 496 с.
2. Диденко А.Н., Лигачев А.Е., Куракин И.Б. Воздействие пучков заряженных частиц на поверхность металлов и сплавов. - М.: Энергоатомиздат, 1987. - 184 с.
3. Pogrebnyak A.D. // Phys. stab. Sol. - 1990. - A17. - P.17-51.